doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2016.04.005

# SDAH13钢铝含量和离子氮化工艺优化及高温磨损性能\*

## 计 杰,杨浩鹏,吴晓春

(上海大学 a. 材料科学与工程学院, b. 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点试验室, 上海 200072)

**摘** 要: 铝元素对模具钢的离子氮化工艺和性能具有重要影响,适当的铝含量可以改善模具钢渗层质量,显著提高其 表面硬度和耐磨性。通过正交试验和单变量试验研究了不同铝含量的SDAH13钢较优的离子氮化工艺及其高温磨损性 能。利用OM、SEM、XRD表征了渗氮层的微观组织及物相,应用高温摩擦磨损试验机研究了SDAH13钢离子氮化前后 的磨损性能,通过光学轮廓仪测量了磨损量并计算了磨损率,同时通过SEM观察了样品的磨损形貌并且进行了EDS能 谱分析。研究结果表明:含铝质量分数为0.76%,氮化温度为540℃,保温时间14 h,炉压为400 Pa时,离子氮化效果 较优;随着铝含量的增加,渗氮层厚度会减薄。在500℃条件下进行摩擦磨损实验时,与未氮化试样的磨损率比较, 采用较优渗氮工艺进行离子氮化的Al<sub>0.76</sub>-SDAH13钢的磨损率能降低45%,其耐磨损性得到了显著提高。

关键词: SADH13钢;离子氮化;铝含量;高温摩擦磨损

中图分类号: TG156.8; TG115.58

文献标识码: A

文章编号:1007-9289(2016)04-0035-08

## Optimization of Aluminum Content and Plasma Nitriding Process of SDAH13 Steel and High Temperature Wear Resistance

## JI Jie, YANG Hao-peng, WU Xiao-chun

(a. School of Materials Science and Engineering, b. State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200072)

**Abstract:** Aluminum content plays an important role in the plasma nitridingprocess and the properties of die steels. The quality of nitriding layers, surface hardness and wear resistance can be remarkably improved by adding a certain amount of aluminum into die steels. By orthogonal experiments and single-variable experiments, SDAH13 die steels with different aluminum contents were studied in terms of the optimized plasma nitriding process and the properties of high-temperature wear resistance. The microstructure and phase compositions of the nitriding layers were studied by OM, SEM and XRD. The wear properties of the nitrided SDAH13 steels and samples without the plasma nitriding treatment were investigated by a high-temperature friction and wear tester, and the wear losses were tested by optical contour instruments. The wear rates were then calculated. Furthermore, the wear morphologies of the samples with wear tests were studied by SEM and EDS. The results show that the plasma nitriding is optimized when the content of aluminum is 0.76%, the temperature 540 °C, the time 14 h, and the furnace pressure 400 Pa. Meanwhile, with the increasing amount of aluminum, the thickness of the nitriding layers becomes reduced. However, in the wear tests under 500 °C, the wear rate of Al<sub>0.76</sub>-SDAH13 steels with the plasma nitriding treatment, and the wear resistance of SDAH13 die steels is significantly improved.

Keywords: SADH13 steel; plasma nitriding; aluminum content; high-temperature friction and wear

收稿日期: 2016-03-08; 修回日期: 2016-07-08; 基金项目: \*国家科技支撑计划(2007BAE51B04)

通讯作者:吴晓春(1961-),男(汉),教授,博士;研究方向:先进模具钢材料开发及表面处理;Tel: (021) 5633 1461; E-mail: wuxiaochun@t. shu.edu.cn

网络出版日期: 2016-07-21 14:30; 网络出版地址: http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20160721.1430.030.html

引文格式: 计杰, 杨浩鹏, 吴晓春. SDAH13钢铝含量和离子氮化工艺优化及高温磨损性能[J]. 中国表面工程, 2016, 29(4): 35-42. JI J, YANG H P, WU X C. Optimization of aluminum content and plasma nitriding process of SDAH13 steel and high temperature wear resistance[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(4): 35-42.

(w/%)

## 0 引 言

离子氮化是一种能够改变工程材料表面性能 的化学热处理方法,通过离子氮化可以显著提高 工件的表面硬度、耐磨性、耐腐蚀性和疲劳抗力 等<sup>[1-2]</sup>,其具有氮化温度低,工件变形小、氮化速 度快,氮化时间短、渗层组织可控、适用材料种 类多以及节能环保等优点<sup>[3]</sup>。

在氮化钢中,合金元素的种类和含量对氮化 性能有很大影响,其中铝是最重要的强氮化物形 成元素之一<sup>[4-5]</sup>。目前38CrMoAl钢是使用最广泛的 加铝氮化钢,对其离子氮化工艺和性能研究的报 道很多<sup>[6-7]</sup>。虽然经过多年的发展,但是加铝氮化 钢的种类仍然很少,对加铝钢离子氮化的工艺和 性能的报道也相对单一。张汝华等<sup>[8]</sup>研究了 30CrMnAl钢(铝质量分数为0.58%)的离子氮化工艺 及其性能,结果表明,与38CrMoAl钢相比, 30CrMnAl钢的机加工性能更好,特别是离子氮化 后渗层脆性更低,表层不易剥落。高桂芬等<sup>[9]</sup>对 30CrMoAl低铝氮化钢的性能进行了研究,经过离 子氮化后,30CrMoAl钢可以获得比20CrMnTi钢和 40Cr钢更高的表面硬度、较理想的渗层深度和较 高的耐磨性。 氮化型钢中加入适量的铝元素可以减少脉状 组织,改善渗层质量和性能,提高材料的使用寿 命,但对离子氮化的工艺也造成一定的影响。 SDAH13钢是加铝型氮化钢,主要用于热铝挤压模 具,文中主要研究了SDAH13钢的离子氮化工艺和 高温磨损性能。使用光学显微镜(OM)、显微硬度 计、SEM和XRD等表征了不同铝质量分数的 SDAH13钢离子氮化层横截面的微观组织、硬度梯 度、物相组成等;使用高温摩擦磨损试验机和光 学轮廓仪测量了氮化处理前后试样在同一温度下 的磨损量,探究铝对SDAH13钢离子氮化的高温磨 损性能的影响。

## 1 材料及方法

## 1.1 材料制备方法

选用4种不同铝含量的SDAH13钢,其成分如 表1所示。将不同铝含量的氮化钢进行1 030 ℃真 空油淬及580 ℃×2 h和590 ℃×2 h二次回火,硬度 为46~48 HRC。将热处理后的材料线切割成尺寸 为12 mm×12 mm×5 mm的氮化试样以及尺寸为10 mm× 10 mm×36 mm的高温摩擦磨损试样,并用18 µm (800 目)的砂纸将需要氮化的表面打磨光滑。

_										-		
	Samples	С	Si	Mn	Cr	Мо	V	Ni	Al	S	Р	Fe
	Al <sub>0.01</sub>	0.37	0.26	0.69	5.20	1.32	0.54	0.17	0.01	< 0.03	< 0.03	Bal.
	Al <sub>0.21</sub>	0.34	0.46	0.74	5.28	1.32	0.55	0.17	0.21	< 0.03	< 0.03	Bal.
	Al <sub>0.76</sub>	0.33	0.37	0.70	5.31	1.33	0.56	0.18	0.76	< 0.03	< 0.03	Bal.
_	Al <sub>1.33</sub>	0.37	0.33	0.60	5.32	1.33	0.56	0.18	1.33	< 0.03	< 0.03	Bal.
-							-	-				

表 1 不同铝含量的SDAH13钢的化学成分 Table 1 Chemical composition of the SDAH13 steels with different Al content

### 1.2 试验方案

试验在LDMC-75F型脉冲电源辉光离子氮化 炉中进行,以氨气作为氮源,固定氨气流量 600 mL/min,离子氮化电压800 V。以氮化钢的铝 质量分数、离子氮化的温度、保温时间和炉压等 4因素4水平进行正交试验,得出较优的离子氮化 工艺参数,在该工艺条件下再进行单变量试验, 其目的一是验证正交试验的工艺参数,二是比较 铝含量对SDAH13钢离子氮化性能的影响。正交试 验和单变量试验参数分别如表2和表3所示。

利用Nikon LV150型倒立式光学显微镜检测白 亮层的连续性;用使用MH-3型显微硬度计测量氮 化试样横截面的硬度梯度,在同一深度测量3个 点,并将平均值作为该深度的显微硬度值;按照 GB/T 11354-200采用硬度梯度法,将高于基体 50 HV<sub>01</sub>的深度作为离子氮化层的厚度。

采用D\MAX-2500V型X射线衍射仪检测各氮 化试样表层物相组成,测试功率8 kW,靶材为铜 靶;使用BRUKER UMT-3高温摩擦磨损试验机测 试SDAH13钢氮化前后在500 ℃时的摩擦磨损性 能,摩擦磨损试样的尺寸为10 mm×10 mm× 36 mm,对磨材料为Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>球,对磨方式为滑动摩 擦,摩擦状态为干摩擦,载荷20 N,磨损时间 60 min,磨损频率5 Hz;使用SUPRA 40/40VP扫 描电子显微镜观察氮化试样经摩擦磨损试验后的 横截面组织和磨痕形貌。

#### 表 2 SDAH13钢的离子氮化正交试验设计

Table 2Orthogonal table for nitriding experiments of theSDAH13 steel

No.	A ( <i>w</i> <sub>A1</sub> / %)	B (Nitriding temperature, $T/^{\circ}\mathbb{C}$ )	C (Holding time, <i>t</i> / h)	D (Furnace pressure, P / Pa)
1	1(0.01)	1(500)	1(8)	1(300)
2	1	2(520)	2(11)	2(400)
3	1	3(540)	3(14)	3(500)
4	1	4(560)	4(17)	4(600)
5	2(0.21)	1	2	3
6	2	2	1	4
7	2	3	4	1
8	2	4	3	2
9	3(0.76)	1	3	4
10	3	2	4	3
11	3	3	1	2
12	3	4	2	1
13	4(1.33)	1	4	2
14	4	2	3	1
15	4	3	2	4
16	4	4	1	3

#### 表 3 SDAH13钢的离子氮化单变量试验设计

Table 3 Single variable table for nitriding experiments of the SDAH13 steel

No.	Nitriding	Holding	Furnace	Voltage,
	temperature, $T / ^{\circ}\mathbb{C}$	time, <i>t</i> / h	pressure, P / Pa	U/V
17	540	14	400	800
18	540	12	400	800
19	520	14	400	800
20	520	12	400	800

## 2 结果及分析

## 2.1 SDAH13钢离子氮化工艺参数的确定

按照正交试验表所示的参数进行了离子氮 化,试验结果主要考虑渗层厚度(μm)、白亮层连 续性及厚度(μm)、表面硬度(HV)及硬度梯度等评 价标准。由于白亮层和硬度梯度(如图1所示)无法 直接量化,故采用评级的方法,级别为0级至 10级,白亮层等级评级标准如表4所示,硬度梯度 根据曲线在平缓程度划分等级,最平缓的为



Fig. 1 Influence of various factors on average value of the layer thickness

10级,最陡峭的为0级,中间依次划分。试验数据 采用均值和极差的分析方法确定最佳工艺参数。 具体试验检测结果见表5。

对正交试验结果运用极差的分析方法进行分 析,对渗层厚度来说,铝挤压模具的渗层厚度越 厚,氮化质量越好。由表6中极差的大小可知,各 因素对渗层厚度影响程度的主次顺序依次为(氮化 温度、铝含量、时间、炉压)或(氮化温度、时间、 铝含量、炉压),结合图1可知,最佳的离子氮化 工艺为A1B3(B4)C3D1, 即w<sub>A1</sub>=0.01%, T=540 ℃ (或560 ℃), t=14 h, P=300 Pa。运用相同的方 法,对表面硬度而言,A、B是显著因素, 目最优 组合为A4B1C3D4; 就白亮层连续性及厚度而 言,最优组合为A1B3C2D2;对于硬度梯度而 言,最优组合为A3B3C4D2。由于渗层厚度和硬 度梯度对渗层质量有重要影响,离子氮化时间选 择水平3较好,铝质量分数选择水平1或3。所以, 最终选取的氮化工艺条件为A3(或A1)B3C3D2,即 w<sub>Al</sub>=0.76(或0.01), T=540 °C, t=14 h, P=400 Pa。

## 2.2 SDAH13钢最佳含铝量的确定

在正交试验基础上,根据表3所示的工艺参数 进行单变量试验,在540 ℃-14 h-400 Pa-800 V条件下 4种铝含量的SDAH13钢的渗层情况(见图2)。

表 4 白亮层的评级等级标准

Table 4 Rating level standard of white layer

	1	aute 4	Rating ic	ver stanu	alu ol wi	inc layer			-		
Grade	10	9	8	7	6	5	4	3	2	1	0
Continuity			Conti	nuous				Di	scontinu	ous	
Thickness / µm	≥7	5-6	4-5	3-4	4-2	1-2	≥6	4-6	2-4	1-2	≤1

表 5 SDAH13钢的离子氮化正交试验结果

No.	Diffusion thickness / µm	Surface hardness / HV <sub>0.2</sub>	Thickness of white layer / μm	Level and continuity of white layer	Hardness gradient level
1	180	1 194.4	3.5	Continuous,7	5
2	230	1 155.8	3.0-4.3	Continuous,9	4
3	280	1 043.2	6.0-7.0	Continuous,10	7
4	280	1 018.5	2.8-4.0	Continuous,6	9
5	160	1 106.6	1.3	Continuous,5	5
6	170	1 124.9	4.5	Discontinuous,3	1
7	280	971.1	3.0-3.5	Discontinuous,2	8
8	300	1 039.9	3.5-4.5	Continuous,9	10
9	140	1 203.4	0	Non,0	5
10	220	1 186.7	3.5-4.0	Continuous,7	6
11	260	1 219.9	4.5	Continuous,8	6
12	260	679.5	2.5	Discontinuous,2	0
13	130	1 279.6	1.5	Continuous,5	6
14	230	1 108.8	1.5	Discontinuous,1	4
15	190	1 227.8	1.5-3.0	Continuous,8	5
16	170	1 124.9	1.5-2.0	Discontinuous,6	6

表 6 各因素对SDAH13钢的渗层厚度的影响数据分析

Table 6 Data analysis on the influence of various factors on the layer thickness of the SDAH13 steel

	Elements	A $(w_{Al} / \%)$	B (Nitriding temperature, $T / ^{\circ}\mathbb{C}$ )	C (Holding time, $t / h$ )	D (Furnace pressure, P / Pa)
	$K_1$	970	610	780	950
CLIM	$K_2$	910	850	840	920
SOM	$K_3$	880	1 010	950	830
	$K_4$	720	1 010	910	780
	$\overline{K}_1$	242.5	152.5	195	237.5
A	$\overline{K}_3$	227.5	212.5	210	230
Average value	$\overline{K}_3$	220	252.5	237.5	207.5
	$\overline{K}_4$	180	252.5	227.5	195
Range	R	62.5	100	42.5	42.5

在相同工艺条件下,随着铝含量的升高,渗层厚 度呈下降趋势,特别是Al<sub>1.33</sub>-SDAH13钢,其渗层 厚度只有160 μm左右,这主要是由于随着钢中合 金元素含量的提高,特别是Mo,Cr、V、Ti等过 渡元素,使N在α-Fe中的溶解度提高<sup>[1]</sup>,Al虽然不 直接改变N的溶解度,但是Al与N的亲和力很强, 可形成弥散的合金氮化物,它可以降低N的扩散系 数<sup>[10]</sup>。另外,氮化试样表面硬度随着铝含量的上 升而提高,Al<sub>1.33</sub>-SDAH13钢的表面硬度可以达到 1 200 HV<sub>0.2</sub>,由于渗层不厚,导致Al<sub>1.33</sub>-SDAH13 钢的硬度梯度走势特别陡(见图3),影响了渗层质 量;Al<sub>0 01</sub>-SDAH13钢离子氮化后表面硬度较 Al<sub>0.76</sub>-SDAH13钢低,且脉状组织量多且长;而 Al<sub>0.76</sub>-SDAH13钢无论从渗层深度、表面硬度还是 硬度梯度都是比较好的。

通过SEM观察了最佳工艺条件下4组离子氮化 试样渗层截面的显微组织(图4)。对比化合物层和 渗层的厚度及致密程度可以看出,随着铝含量增 加化合物层厚度逐渐减薄,其中Al<sub>0.01</sub>-SDAH13钢 化合物层厚度可达到6~8 µm,而Al<sub>1.33</sub>-SDAH13钢 只有1 µm左右;此外,脉状组织随着铝含量的增 多得到很大改善。这主要可能是在离子氮化过程 中,由于Al与N的结合力很强,很容易形成结构十 分稳定的AlN,一旦有这种物相形成,它对其他合





(c) Al<sub>0.76</sub>-SDAH13 steel

(d) Al<sub>133</sub>-SDAH13 steel



Fig. 2 Microstructure of nitrided layers for the SDAH13 steel samples with different Al content under the same process



图 3 最佳工艺条件下不同铝含量的离子氮化试样的硬度梯度 Fig. 3 Hardness gradients of the nitriding samples with different Al content under optimum process

金元素的扩散起到阻碍作用,其他合金元素向晶 界扩散减少<sup>[11]</sup>,脉状组织也减少。另一方面,由 于这种稳定的结合使活性氮向基体内的进一步扩 散受到了制约,从而造成了氮化层减薄的现象, 这与前面的分析相互印证。

从XRD图谱(图5)可以看出,在相同工艺条件下,4组试样渗层中均有Fe<sub>4</sub>N和Fe<sub>3</sub>N相生成,除此

之外还有少量的Cr、Mo、V的合金氮化物生成, 且在Al<sub>0.76</sub>-SDAH13钢和Al<sub>1.33</sub>-SDAH13钢中还检测 出了Al的合金氮化物的存在,虽然其量不多,但 是由于其在渗层中弥散分布,对渗层具有很强的 弥散强化作用。所以这与前述的铝含量与离子氮 化表面硬度的关系是相符的。

在XRD图谱中随着铝含量的增加,Fe<sub>3</sub>N的含量也在增加<sup>[12]</sup>,这似乎与前述的随着铝含量增加 试样离子氮化化合物层变薄的现象相矛盾,但是 结合已有文献的研究<sup>[6]</sup>,可以知道Al的加入提高了 N在Cr、Mo、V等合金氮化物相中的溶解度,而 这些合金元素与N的结合能力都高于Fe,所以在氮 化过程优先形成弥散分布的VN、Cr<sub>2</sub>N、CrN、 MoN、Mo<sub>2</sub>N等合金氮化物,从而使白亮层的厚度 减薄,但是在氮化结束的降温过程中由于有些合 金氮化物会发生分解<sup>[13]</sup>,分解释放的活性氮与 Fe结合形成了Fe<sub>3</sub>N。较高的Fe<sub>3</sub>N相含量也是加铝 钢氮化后表面硬度较高的原因之一,从而进一步 验证了铝含量与离子氮化试样表面硬度的关系。 综上所诉,较优的铝质量分数为0.69%。



(a) Al<sub>0.01</sub>-SDAH13 steel

(b)Al<sub>0.21</sub>-SDAH13 steel



(c) Al<sub>0.76</sub>-SDAH13 steel

(d) Al133-SDAH13 steel



Fig. 4 SEM images of nitrided layers for the nitriding samples with different Al content under optimum process





## 2.3 高温摩擦磨损性能

材料经过离子氮化后,在表面形成具有较高 硬度的氮化物层,在高温下保持较高的硬度、抗 氧化性和抗粘着性等,从而提高材料的耐磨性。 通过上面确定的工艺和铝含量,试验对比了 SDAH13钢未经离子氮化和离子氮化试样在500℃ 下的摩擦磨损情况。由图6可以看出,除Al<sub>1.33</sub>- SDAH13钢外,经过离子氮化的SDAH13钢磨损率 都有所降低,其中Al<sub>0.76</sub>-SDAH13试样磨损率降低 了约45%。由Al<sub>0.76</sub>-SDAH13试样磨痕形貌(图7)可 以看出,未经离子氮化处理试样的磨痕上有大量 块状磨屑堆积,而经过离子氮化处理后磨痕上主 要是很少量细小的磨粒和较多的剥落坑,这主要 是因为经过离子氮化处理试样的白亮层有一定的



图 6 不同铝含量的SDAH13钢未经氮化和离子氮化后试样的 磨损率

Fig. 6 Wear rate of un-nitriding and nitriding samples of SDAH13 steel with different Al content





脆性, 在摩擦磨损过程中会出现疲劳剥落; 但是 未经离子氮化的试样有许多犁沟状磨痕,而离子 氮化的试样磨痕很少,这主要是因为在摩擦过程 中, 摩擦副与两者的接触面不一样, 前者直接接 触较软的基体,而后者是与硬度较高的铁氮化合 物接触,接触面的不同导致了摩擦形貌的差异。 图8中摩擦因数曲线也可看出,由于大量的块状磨 屑堆积和粗糙的犁沟状磨痕,导致了未经离子氮 化的试样的摩擦因数较大,经过离子氮化的试样 摩擦因数较低且比较稳定。另随着磨损时间延 长,两者摩擦因数差值有增大趋势。而对于Al133-



图 8 500 ℃下Al0.76-SDAH13钢摩擦因数与时间的变化



Table

SDAH13钢,离子氮化后的磨损率高于未经离子氮 化的试样,其主要原因是当铝质量分数较高时, 经过离子氮化的Al1.33-SDAH13试样表面硬度很 高,但渗层厚度较薄,硬度梯度较差,表面脆性 很大,在磨损过程中产生较大块状硬质碎片,这 些大而硬的碎片在一定程度上起到了助磨的作 用,这种作用高于因离子氮化表面硬度提高产生 的减磨作用,最后导致离子氮化后耐磨性变差。

表7为Alo 76-SDAH13钢未离子氮化(见图7(a)) 和离子氮化(见图7(b))磨损表面EDS点分析。 图7(a)(b)中B位置和D位置分别对应的是两个试样 高温摩擦磨损后剥落的颗粒物,A位置和C位置分 别对应的是两个试样高温摩擦磨损后磨痕表面位 置。由未经氮化试样的高温摩擦磨损的成分分析 可以看出, 磨痕表面各元素成分没有明显区别, Fe元素含量低于基体,且氧质量分数在26%到 30%之间,存在氧化磨损的现象。而经离子氮化 的Alo 76-SDAH13试样,从EDS成分可以看出,剥 落下来的颗粒物含氧量达到了30%,这说明在摩 擦磨损过程中,块状脆而硬的剥落物在与对磨副 的产生强烈的相互作用,并且在此过程中两者接 触面积大,接触频率高,产生的瞬间温度高,最 终造成了剥落物严重氧化,但是由于Al<sub>076</sub>-SDAH13 钢中有一定的含铝量,经过离子氮化后形成了稳

	表 7 离子氮化前后样品磨损表面的EDS分析
7	EDS analysis for worn surface of the un-nitriding and nitriding samples

	(w/%)
F	e

Element	0	С	Si	Ν	Al	V	Мо	Cr	Mn	Fe
А	30.2	3.4	0.2	0.5	2.4	0.4	0.8	3.4	0.4	58.3
В	26.2	6.5	0.2	0.3	2.4	0.3	1.0	3.3	0.6	59.0
С	30.0	3.3	0.2	0.6	2.4	0.4	0.8	3.7	0.5	58.2
D	29.0	3.8	0.2	0.2	0.6	0.4	1.2	3.7	0.6	60.0

定的氮化层,这种氮化层有很好的抗氧化能力, 所以磨痕位置的含氧量较低,摩擦磨损过程中只 产生了轻微的氧化磨损。所以由于硬度、合金含 量等的差别,经过离子氮化的试样磨损过程中的 磨粒比未经离子氮化的氧化更为严重,但从磨痕 上看,经过离子氮化试样的抗氧化性能比未氮化 试样有所提高,所以抗氧化磨损性能也有所提 高,这也说明了离子氮化可以提高SDAH13钢的高 温摩擦磨损性能。

## 3 结 论

(1) 正交试验和单变量试验得到SDAH13钢 较优的离子氮化工艺参数为: *T*=540 ℃, *t*=14 h, *P*=400 Pa, 较好的铝质量分数为0.76%。

(2)一定含量的铝可以提高热作模具钢离子氮 化效果,改善热作模具钢的使用性能,但铝含量 较高时,一方面Al与活性氮的结合能力很强,另 一方面Al可能会通过提高活性氮在其他合金氮化 物相中的溶解度,减缓了活性氮向材料基体内的 扩散速率,从而使氮化层深度减小,硬度梯度较 大,对离子氮化质量造成不利影响。

(3) 铝质量分数为0.76%的SDAH13钢在经过上 述较优离子氮化工艺条件处理后,在500 ℃下的 高温摩擦磨损性能显著提高,其抗氧化磨损性能 有所提高,磨损率仅为未经离子氮化处理的55%。

## 参考文献

- [1] 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.
  QI B S, CHEN L B, WANG Z C, et al. Chemical treatment technology[M]. Beijing: Chemical Industry Press (in Chinese).
- [2] BACALHAU J B, BARBOSA C A. Proceedings of the 9th international tooling conference[C]. Austrian: Montan University Leoben Press, 2012.
- [3] 康俊远. 模具材料与表面处理[M]. 北京: 北京理工大学出版社, 2012.

KANG J Y. Mold materials and surface treatment[M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2012 (in Chinese).

[4] 彭文屹, 吴晓春, 闵永安, 等. 氩气氛离子渗氮提高H13钢
 热疲劳性能[J]. 模具工业, 2008, 34(1): 69-74.
 PENG W Y, WU X C, MIN Y A, et al. Improving the

thermal fatigue properties of H13 steel by plasma nitriding with argon[J]. Die & Mould Industry, 2008, 34(1): 69-74 (in Chinese).

- [5] ZAGONEL L F, BETTINI J, BASSO R L O, et al. Nanosized precipitates in H13 tool steel low temperature plasma nitriding[J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 207: 72-78.
- [6] 周上祺,侯琼,任勤. 38CrMoAl钢离子渗氮微观结构的研究[J]. 金属热处理, 2002, 27(10): 10-12.
  ZHOU S Q, HOU Q, REN Q. The study of microstructure of 38CrMoAl steel by plasma nitriding[J]. Heat Treatment of Metals, 2002, 27(10): 10-12 (in Chinese).
- [7] TONG W P, HAN Z, WANG L M, et al. Low-temperature nitriding of 38CrMoAl steel with a nanostructured surface layer induced by surface mechanical attrition treatment[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202: 4957-4963.
- [8] 张汝华, 张志明. 30CrMnAl钢的离子渗氮及应用[J]. 金属 热处理, 1987(4): 33-34.
  ZHANG R H, ZHANG Z M. The plasma nitriding, and application of 38CrMoAl steel[J]. Heat Treatment of Metals, 1987(4): 33-34 (in Chinese).
- [9] 高桂芬, 陈永刚, 关德保. 新型低铝渗氮钢—30CrMoAl[J]. 制造技术与机床, 1983(2): 2-5. GAO G F, CHEN Y G, GUAN D B. New low aluminum nitriding steel—30CrMoAl[J]. Manufacturing Technology & Machine Tool, 1983(2): 2-5 (in Chinese).
- [10] 田野, 王毛球, 李金许, 等. 新型渗氮钢的力学性能及渗氮 特性[J]. 材料热处理学报, 2008, 29(3): 122-125.
  TIAN Y, WANG M Q, LI J X. et al. Mechanical properties and nitriding characteristic of new nitriding steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2008, 29(3): 122-125 (in Chinese).
- [11] 戚潦,黄清珠,吕耀坤,等. 4Cr5MoVSi钢氮化层组织结构的研究[J]. 理化检验(物理分册), 1994, 30(2): 15-18.
  QI L, HUANG Q Z, LV Y K, et al. The study of nitriding layer organizational structure of 4Cr5MoVSi steel[J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Physical Testing), 1994, 30(2): 15-18 (in Chinese).
- [12] 沈思特, 谭昌瑶. 合金元素在快速渗氮中的行为[J]. 四川工 业学院学报, 1992, 11(3): 164-174.
  SHEN S T, TAN C Y. Behavior of alloying elements at rapid nitriding[J]. Journal of Sichuan University, 1992, 11(3): 164-174 (in Chinese).
- [13] 洪班德,姚忠凯. 化学热处理[M]. 哈尔滨: 黑龙江人民出版 社, 1981.
  HONG D B, YAO Z K. Chemical treatment[M]. Harbin: Heilongjiang People's Publishing House, 1981 (in Chinese).