# <sup><sup>A</sup><sup>A</sup>A<sup>A</sup>M<sup>A</sup></sup> <sup>A</sup><sup>A</sup><sup>A</sup><sup>A</sup><sup>A</sup><sup>A</sup></sub> 一种 Cr-Mo-V 渗氮钢的合金设计及性能测试

邓传印, 闵永安, 廖建雄

(上海大学 材料科学与工程学院,上海 200072)

摘要:针对渗氮性能、热稳定性及淬透性要求,在 33CrMoV12-9 和 40CrMoV13-9 钢基础上调整化学成分,并借助 JMatPro 软件探究其 热强性,设计了 BTHJ 渗氮钢。晶粒度、端淬试验以及与 38CrMoAl 钢对比进行的渗氮和热稳定性试验表明: 920 ℃奥氏体化后 BTHJ 钢的晶粒度为 10 级,淬透深度可达 80 mm;调质后经 550 ℃保温 60 h.硬度维持在 40 HRC 以上,具有较好的热稳定性;气体渗氮后 表面硬度 1017 HV0.2 ,渗氮层硬度梯度平缓,无脉状组织,渗氮性能良好,各项性能均优于 38CrMoAl 钢。

关键词: 渗氮钢; 合金设计; 热稳定性; 相图计算

中图分类号: TG142.33 文献标志码: A 文章编号: 0254-6051(2014) 02-0001-06

# Alloy design and performance test of a Cr-Mo-V nitriding steel

Deng Chuanyin , Min Yong'an , Liao Jianxiong

(College of Materials Science and Engineering , Shanghai University , Shanghai 200072 , China)

Abstract: Considering the nitriding property, thermal stability and hardenability, a nitriding steel BTHJ based on the chemical compositions of 33CrMoV12-9 and 40CrMoV13-9 steels was developed. Phase calculation with JMatPro software was made to analyze its thermal stability in theory while some technical tests like grain size examination, end quenching experiment, nitriding test and thermal stability test (38CrMoAl was employed in both the last two tests) were carried out to get a better understanding of the BTHJ steel. The results show that when the BTHJ steel is austenitized at 920 °C, a 10 grade grain size and a hardened depth of 80 mm can be obtained. The hardness of BTHJ steel quenched and tempered can preserve above 40 HRC when then heating hold at 550 °C for 60 h; the surface hardness of nitrided BTHJ steel is 1017 HV0.2 and the nitrided layer has a gentle hardness gradient without vein structure, which shows that the BTHJ steel has superior thermal stability and nitridability than 38CrMoAl steel.

Key words: nitriding steel; alloy design; thermal stability; phase calculation

渗氮钢具有表面硬度高、耐磨性好、心部强韧性足 和一定耐蚀性的优点,在机械工业中燃油喷射器偶件、 内燃机曲轴、汽缸套和气阀、精密齿轮等的制造方面得 到广泛应用。然而长期以来我国的专用渗氮钢仅有 38CrMoAlA 一种,由于具有较高的C、Al 含量而合金总 量较低,造成渗氮速度慢、渗氮层浅、钢材淬透性较低 等不足,同时高的Al 含量为提高钢材的生产率和成材 率也带来了较大的困难<sup>[1-2]</sup>。而国外在开发专用渗氮 钢方面已取得了丰硕的成果,仅欧洲就有9种<sup>[3]</sup>,其开 发的 Cr-Mo 系、Cr-Mo-V 系无 Al 渗氮钢虽然表面硬度 不及含 Al 钢,但渗氮速度快、渗层深、韧性好,可用于 不同尺寸需求包括如重载齿轮在内的各种零件制造。 国内近年来也开发了低铝加钒 38CrMoAl、25Cr3MoA、 25Cr5MoA 等 新型渗氮钢并取得了一定的市场应 用<sup>[4-6]</sup>,但为了进一步丰富我国渗氮钢体系,本文针对 柴油机燃油喷射器偶件开发了一种新型 Cr-Mo-V 系无 Al 渗氮钢 经多家厂家装机试用零件使用性能达到了 预期要求。本文阐释了该种渗氮钢的合金设计并分析 了其性能测试结果。

- 1 合金设计
- 1.1 渗氮性能

对于渗氮钢 ,其首要的性能指标是渗氮性能 ,即在 渗氮温度及介质中能在尽可能短的时间内获得所需要 的表面硬度、渗氮深度和组织。Al 是增加表面硬度最 有效的廉价元素 ,但其与 N 的亲和力很强 ,N 被滞留 在表层而继续向内扩散、固溶的量很少 ,所以不利于得 到较大的层深。Cr 元素也是有效的渗氮元素 ,可同时 提高表面硬度和渗氮层深度 ,通常认为 3% Cr 与 1% Al 对表面硬度的效果相同 ,所以本文采用约 3% Cr 代 替 Al。V 也能有效提高表面渗氮层的硬度 ,赵西成 等<sup>[4]</sup>通过在 38CrMoAl 钢成分基础上降铝加钒验证了 V 的该种作用; 而文献 [7]也报道了 V 能同时提高渗 氮层表面硬度和渗氮层深度的作用。所以加入少量的 V 对提高渗氮性能有益。

收稿日期: 2013-08-28

基金项目:国家"十一五"科技支撑计划(2007BAE51B04)

作者简介:邓传印(1986—) 男 四川德阳人 硕士研究生 研究方向:模 具钢研究与开发。E-mail: dengcumt@126.com。通讯作者: 闵永安 ,副 教授 联系电话:021-56334194 ,E-mail: mya@staff.shu.edu.cn

表1所示为欧洲两种典型的 Cr-Mo-V 系无铝渗氮 钢,可见其含 Cr 量均接近 3%,而 V 含量范围相同,为 一般结构钢中所采用含量。

表1 欧洲无铝渗氮钢的化学成分(质量分数,%) Table 1 Chemical composition of 33CrMoV12-9 and 40CrMoV13-9 steel (wt%)

钢号	С	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
33CrMoV12-9	0.29 ~ 0.36	≤0.4	0.4 ~ 0.7	2.8 ~ 3.3	0.7~ 1.0	0.15 ~ 0.25	余量
40CrMoV13-9	0.36 ~ 0.43	≤0.4	0.4 ~ 0.7	3.0 ~ 3.5	0.8~ 1.1	0.15 ~ 0.25	余量

晶粒度对渗氮性能也有很大影响。在相同渗氮条 件下,单位体积内晶界面积越少,沿晶界扩散的氮原子 越容易达到固溶饱和而在晶界上发展成为ε或γ高氮 相,而它们在晶界及组织中的不规则分布易产生组织 应力,外力作用下易产生裂纹。细小的晶粒还有利于 为氮的扩散提供更多通道,利于得到更大的渗氮层厚 度,此外对基体的强韧化也有有益贡献。Nb 是有效的 细化晶粒的元素<sup>[8]</sup>,微量的 Nb 元素即可达到细化晶 粒的目的,所以本文合金设计中将加入适量 Nb 元素。

## 1.2 基体强度与热强性

零件的基体强度决定了其疲劳强度,基体强度 越高疲劳强度越高,则使用寿命越长。提高材料淬 透性使得回火后得到组织均一、强韧性优良的回火 索氏体有利于提高基体疲劳寿命。C 虽然对渗氮性 能影响不大,但对材料硬度、疲劳强度和冲击性能有 显著影响 碳含量升高有利于基体硬度和强度提高, 但可能降低冲击性能;同时结合表1和表3对比可 知40CrMoV13-9 钢提高碳含量后,虽然Cr、Mo、V含 量均高于 33CrMoV12 - 钢 ,但 550 ℃ 平衡条件下 3 种 元素的固溶量反而更低,说明提高碳含量后促进了碳 化物的形成 即碳化物粗化倾向增大以及合金元素固 溶强化效应降低加快,这都不利于热强性的维持。综 合其对强度、韧性及热强性的影响并结合表1中成分 范围 C 含量最佳值设定为 0.33%; 而为了提高淬透 性 Mn 含量相比于 33CrMoV12-9 和 40CrMoV13-9 钢 有适当提高。

渗氮过程在较高温度下长时间进行,如果材料 热强性不足将造成基体强度下降,零件使用寿命缩 短。Si是非碳化物形成元素,其固溶于基体中起到 固溶强化作用,而在回火过程中能抑制渗碳体粗化, 保持合金元素的固溶强化效应<sup>[8]</sup>。王立军等<sup>[9]</sup>对比 研究了含Si量分别为0.4%和1.8%的高强钢中Si 对残留奥氏体回火稳定性和力学性能的影响,表明 Si 对抑制回火脆性和提高回火抗力有有益作用。而 钢中含 Si 量高于 0.8% 后锻件表面易产生缺陷,所 以本文相对于表 1 两种钢提高了 Si 含量,并设定其 最佳值为 0.7%。

Mo 在渗氮钢中多半都是与 Cr 并用的,因为其不 仅能提高淬透性防止回火脆性,更重要的是能提高基 体高温强度。其主要作用机制是在高温段C与 Mo 的 交互作用加强了其固溶强化效应,但是当其含量超过 0.5% 后对高温段的硬度或强度的作用不明显[10-1]。 图 1 为表 1 所示的两种钢在 550 ℃平衡条件下随钢中 总 Mo 含量变化  $\alpha$  基体中各合金元素的含量变化(各 元素含量取成分范围中限,由JMatPro软件计算)。可 见对这两种典型的 3% Cr-Mo-V 钢而言固溶在  $\alpha$  基体 中的 Mo 含量在钢中总含 Mo 量增加到某一定值之前 一直保持不变(对 33CrMoV12-9 和 40CrMoV13-9 钢这 个定值分别是 0.83 wt% 和 1.04 wt%) ,所以总含 Mo 量 取(0.2~0.83) wt%(或(0.2~1.04) wt%)间任一值 均可起到相同的 Mo 的固溶强化效果 但较低的 Mo 含 量无助于淬透性的提高,而较高的 Mo 含量会增加成 本 所以设计含 Mo 量为(0.4~0.6) wt%。

综上 本文设计的新型渗氮钢成分如表 2 所示。



图 1 550 ℃平衡条件下随钢中总 Mo 含量变化 α 基体 中各合金元素含量的变化

Fig. 1 Contents of the elements soluted in  $\alpha$  matrix varying with total Mo content in the steels at 550  $^\circ\!C$  under equilibrium condition

表 2 新型渗氮钢 BTHJ 的设计化学成分(质量分数,%) Table 2 Designed chemical composition of BTHJ steel (wt%)

			-			-	
Fe	Nb	V	Mo	Cr	Mn	Si	С
~ =	0.04 ~	0.15 ~	0.4 ~	2.8~	0.6~	0.6~	0.29 ~
示重	0.08	0.25	0.6	3.3	0.9	0.8	0.36

表3示出了33CrMoV129、40CrMoV139、BTHJ 和 38CrMoAl 四种钢 550 ℃ 平衡条件下 α 基体中所 含合金元素的原子分数比(由 JMatPro 软件计算), 这四种钢中各元素总原子分数依次为 1.999at%、 1.824at%、3.016at%和2.82at% BTHJ钢 α 基体中合 金元素的固溶量远高干前两种钢也比38CrMoAl 钢高, 这主要得益于 Si、Mn 含量的提高; 单独对比 33CrMoV12-9 和 40CrMoV13-9 钢, 可见増加 C 含量将 降低平衡条件下 α 基体中固溶的 Cr、Mo、V 含量而增 加其在碳化物中的比例,而在 BTHJ 钢中由于加入了 较高含量的 Si 其抑制碳化物粗化长大导致  $\alpha$  基体中 强碳化物形成元素 Cr、V 含量高于 33CrMoV12-9 和 40CrMoV13-9 钢 更突出的是在 BTHJ 钢中的总含 Mo 量接近 40CrMoV13-9 钢的一半,但固溶 Mo 含量却是 它的两倍。38CrMoAl 钢中  $\alpha$  基体中固溶 Al 含量虽然 高达 2.04at% ,但张宇光等<sup>[12]</sup>的研究表明 ,Al 对铁素 体的固溶强化作用非常弱甚至为负值。所以上述分析 表明 BTHJ 钢将有比 33CrMoV12-9、40CrMoV13-9 和 38CrMoAl 钢更高的固溶强化效应。

表 3 550 ℃平衡条件下四种钢中 α基体中 固溶合金元素含量(原子分数,%) Table 3 Contents of elements soluted in α phase of the alloys at 550 ℃ under equilibrium conditions (at%)

钢号	Si	Mn	Cr	Mo	V	Al
33CrMoV12-9	0.84	0.37	0.76	0.018	0.011	-
40CrMoV13-9	0.85	0.34	0.62	0.007	0.007	-
BTHJ	1.47	0.58	0.94	0.013	0.013	-
38CrMoAl	0.45	0.19	0.13	0.010	$6.92 \times 10^{-4}$	2.04

图 2 为 550 ℃平衡条件下 33CrMoV12-9、40CrMoV13-9、BTHJ 和 38CrMoAl 四种钢基体中所含碳化物相的种 类和质量分数的对比图。四者的总碳化物含量 (wt%)分别为5.84、6.91、5.96 和 4.73,在前三种 Cr-Mo-V 系钢中 BTHJ 钢所含有的  $M_{23}C_6$ 型粗大碳化物 量最少,但所含尺寸较小的  $M_7C_3$  尤其是 MC 型碳化物 最多,这些细小弥散的碳化物不仅对基体可起到弥散 强化作用,而且能有效"钉扎"位错抑制其攀移重排, 维持较高的位错密度,减缓回复速率;同时这些稳定的 (Nb, N) C 可钉扎晶界运动,延迟再结晶的进行。而对 38CrMoAl 钢,由于含 Cr、Mo 量低,平衡态下新增了渗碳体,同时有最高含量的 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和最低含量的 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, 而总合金含量较低、碳含量最高反而会促进碳化物的 粗化,很快使得碳化物脱离与基体的共格关系,弥散强 化作用持续性不如前三种钢;同时其所含 MC 型碳化 物含量很少,大量的位错不会受到钉扎,而其它碳化物 的钉扎作用由于其迅速粗化,相比于其它三种钢将不 会持续较长时间。所以从第二相强化和位错"钉扎" 角度看 BTHJ 钢的高温强度将高于其余三种钢。



 图 2 由 JMatPro 计算的四种钢 550 ℃ 平衡条件下 α 基体中所含碳化物相及其含量

Fig. 2 Carbide phases and their contents in  $\alpha$  phase of the four steels at 550 °C under equilibrium conditions calculated by JMatPro

# 2 试验研究

根据表 2 设计的成分采用真空感应 + 电渣重熔冶 炼试验用钢 2 t 終轧成 φ75 mm 的圆棒后经 700 ℃ 退 火 10 h 处理 退火硬度 238 HB。化学成分如表 4。

表 4 试验钢 BTHJ 和 38CrMoAl 的化学成分(质量分数,%) Table 4 Chemical composition of the tested BTHJ and 38CrMoAl steels (wt%)

钢号	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	Fe
BTHJ	0.32	0.71	0.78	0.01	0.002	3.20	0.51	0.21	0.06	—	余量
38CrMoAl	0.37	0.22	0.45	0.01	0.003	1.52	0.19	0.02	_	0.95	余量

从棒材上取 10 mm × 10 mm × 15 mm 的试样,分 别于 880、900、920、940、960、980 和 1000 ℃保温 2 h 后 油淬,经打磨、抛光和浸蚀后,根据 GB/T 6394—2002 《金属平均晶粒度测定方法》进行晶粒度评级。

采用端淬试验检验 BTHJ 钢的淬透性,根据 GB/ T 225—2006《钢淬透性的末端淬火试验方法(Jominy 试验)》所述方法制样、热处理和硬度检测,其中淬火 温度为 880、900、920、940 和 960 ℃。

为了研究试验钢的热稳定性和渗氮性能,均与 38CrMoAl 钢进行了对比试验,其成分如表4。热稳定 试验中 BTHJ 钢和 38CrMoAl 钢分别经过 920 ℃淬火 + 600 ℃回火和940 ℃淬火 + 600 ℃回火的调质处理,之 后置于同一马弗炉中进行热稳定试验,试验温度 550 ℃,保温时间到达 2、4、6、9、12、15、20、25、30、35、 40、50、60 h 时分别取出两种钢的试样,空冷至室温后 磨去表面氧化皮测试洛氏硬度。渗氮试验中 BTHJ 钢 和 38CrMoAl 钢试样分别经 920 ℃淬火 + 660 ℃回火 和 940 ℃淬火 + 580 ℃回火的调质处理后共同置于气 体渗氮炉中于 540 ℃渗氮 45 h,测试渗层显微硬度并 观察金相组织。

## 2.1 晶粒度及淬透性

表 5 为不同淬火温度下 BTHJ 钢的晶粒度评级状况,可见在 960 ℃时晶粒开始明显粗化,而 940 ℃以下 晶粒度均在 9 级以上,说明 Nb、V 的复合加入起到了 有效的细化晶粒作用<sup>[13]</sup>。

表 5	BTHJ 钢不同淬火温度下的晶粒度	
Table 5	Grain size of the BTHJ steel quenched a	at
	different temperatures	

样品编号	热处理工艺	晶粒度/级
I -l		11.0
I -2	880 U X 2 h 八字	10.5
∏.⊣		10.5
II -2	900 C x 2 h /K/ <del>Y</del>	10.5
III⊣		10.0
Ⅲ-2	920 C X 2 n /\\/ <del>\/</del>	10.0
N-1		10.0~9.0
IV-2	940 C X Z h 八字	10.0~9.0
V-1		9.0~6.5
V -2	960 C × 2 h /K/奔	9.0~6.5 极个别5.0
VI-1		8.5~5.0
VI-2	980 ℃ × 2 h 水淬	8.5~5.0
VII-1		8.0~4.5
VII-2	1000 ℃ × 2 h 水淬	8.0~4.0

图 3 为 BTHJ 钢不同淬火温度下的硬度分布曲 线。可见在 880 ~ 960 °C 间该钢均能淬硬,但 880 °C 时由于奥氏体化不充分致使其近水端和远水端的硬度 均低于其它温度 随温度上升近水端硬度逐步升高,而 晶粒长大是 960 °C 奥氏体化时硬度下降的原因(如表 5 和图 3 所示)。有资料报道<sup>[14]</sup> 38CrMoAl 钢截面直径  $\phi < 30 \text{ mm}$ 时才可淬透,直径  $\phi$ 60 mm 的零件淬火后心 表硬度差可达 60 HB,而 BTHJ 钢在 920 °C 淬火时端淬 面与距其 40 mm 处的硬度差值仅为 2.5 HRC(相当于 25 HB),可见 BTHJ 钢的淬透性有大幅度提高。

## 2.2 热稳定性

图 4 为 BTHJ 钢和 38CrMoAl 钢调质后的金相照片,



图 3 不同温度下 BTHJ 钢的淬透性曲线 Fig. 3 Hardenability curves of the BTHJ steel quenched at different temperatures

可见前者组织明显比后者细小 而硬度前者为41.4 HRC, 后者为 35.7 HRC(淬火后硬度分别为55 HRC和 56 HRC),各自于最佳温度淬火后经过相同回火处理 (600 ℃回火2 h)出现此种差异说明 BTHJ 钢的抗回 火能力强于 38CrMoAl 钢。



图 4 调质后试验钢的显微组织 (a) BTHJ 钢 920 ℃淬火 + 600 ℃回火; (b) 38CrMoAl 钢 940 ℃淬火 + 600 ℃回火

Fig. 4 Microstructure of the tested steels quenched and tempered
(a) BTHJ steel quenched at 920 ℃ and tempered at 600 ℃ for 2 h;
(b) 38CrMoAl steel quenched at 940 ℃ and tempered at 600 ℃ for 2 h

图 5 为两种钢调质后 550 ℃ 保温 60 h 过程中的 实测硬度点及拟合硬度变化曲线,二者均先上升后下 降然后到达一个平台区 不同的是 38CrMoAl 钢在平台 后期出现了迅速下降,而 BTHJ 钢在本试验时间内未 出现此现象。由 NbC、VC、Mo<sub>2</sub>C 的摩尔生成焓(分别 为 140.6、100.8 和 46.0 kJ/mol) 可知 Mo<sub>2</sub>C 最容易形 核但也最不稳定 600 ℃回火调质过程中 Cr、V、Nb 均 有足够的扩散能向 Mo<sub>2</sub>C 扩散并排出 Mo<sub>6</sub>所以调质后 BTHJ 钢和 38CrMoAl 钢中的 Mo 元素大多仍以固溶态 存在<sup>[15]</sup>; 当于 550 ℃进行热稳定试验时大量 Mo<sub>2</sub>C 重 新在位错、亚晶界等缺陷处形核析出,而且对 BTHJ 钢 还会有 VC 析出,这将引起二次硬化;随回火时间延长 Cr、V、Nb 等元素又将扩散并取代 Mo 形成合金渗碳体 或 M<sub>2</sub>C<sub>3</sub> 等碳化物,并逐渐长大而失去弥散强化和位 错钉扎的作用 导致硬度下降。在整个回火过程中不 断有碳化物形核、长大引起的弥散强化和位错钉扎 同 时伴随基体固溶度下降、位错密度降低和组织结构多 边化回复的软化效应 ,二者随时间变化直至达到一个 动态平衡使得硬度基本维持不变,出现平台区(如图 5)。38CrMoAl 钢由于所含合金种类和含量明显少于 BTHJ钢 这一动态平衡到来时间提早约 20 h(分别为 第 20 h 和第 40 h),在维持约 15 h 后由于碳化物粗 化 使得能引起弥散强化及钉扎位错、晶界的碳化物比 例减少 同时可能伴随大量大角度晶界的消失<sup>[16]</sup> 使 硬度迅速下降。而 BTHJ 钢含有 Nb、V 及更多的 Cr、 Mo 元素 能够不断形成足够数量和尺寸的碳化物引起 弥散强化及对位错、晶界的有效钉扎,所以大大推迟了 平台期的到来和结束 实现了较高的热强性。





during hold at 550 °C for 60 h

图 6(a) 为调质后 BTHJ 钢的显微组织形貌,可 见其板条形貌清晰,板条内仍有大量的缠结位错,而 经过 550 ℃保温 60 h 后虽然板条变宽,但内部可见 大量的低能丛聚态的网络化位错(图 6(b)),这是位 错的亚稳态,可维持板条亚晶的热强性和热稳定 性<sup>[17]</sup>,这正是图 5 中保温 40 h 后硬度基本维持稳定 的原因。

### 2.3 渗氮性能

图 7 为气体渗氮 45 h 后渗层组织形貌,可见二者



图 6 调质态(a) 及调质后于 550 ℃ 保温 60 h 后(b) BTHJ 钢的组织形貌(TEM) (a) 板条马氏体; (b) 网络态位错 Fig. 6 TEM microstructure of the BTHJ steel quenched and tempered(a) and then aged at 550 ℃ for 60 h(b) (a) lath martensite; (b) netlike dislocations

渗层深度几乎相同 ,但 38CrMoAl 钢的白亮层厚度远大 于 BTHJ 钢( 二者分别约为 20 μm 和 5 μm) ,因白亮层 较脆,施加压力时易开裂和剥落,零件使用前一般会磨 去表面白亮层,所以不影响二者渗氮性能评价。同时 38CrMoAl 钢扩散层中存在大量连续网状氮化物,其脆 性大且连续分布会破坏基体的连续性,导致渗氮层疲 劳强度降低,在使用过程中易产生剥落而早期损坏。



图 7 540 ℃ 气体渗氮 45 h 后渗层的显微组织 (a) BTHJ 钢; (b) 38CrMoAl 钢 Fig. 7 Microstructure of the nitrided layer gas nitrided at 540 ℃ for 45 h (a) BTHJ steel; (b) 38CrMoAl steel

为比较渗氮后渗层显微硬度梯度,BTHJ钢和 38CrMoAl钢调质后硬度应相当本文热处理后二者实际 硬度值分别为36 HRC和38 HRC基本达到要求。图8为 二者显微硬度梯度,可见距表面0.05 mm内38CrMoAl







钢硬度高于 BTHJ 钢(表面硬度分别为 1072 HV0.2 和 1017 HV0.2) 但在 0.05 ~ 0.3 mm 间 ,BTHJ 钢的硬度更高 ,大于 0.3 mm 后越接近基体 ,由于渗氮前 BTHJ 钢基 体硬度比 38CrMoAl 钢低 2 HRC ,所以 0.3 ~ 0.7 mm 间前者硬度较低。整体看 BTHJ 钢渗层硬度梯度更平缓 ,带来均匀变化的残余压应力有利于疲劳强度的 提高。

二者成分的区别造成了渗层组织和显微硬度梯度 上的差异。38CrMoAl 钢的 Al 含量较高,渗氮时形成 的 AlN 相硬度高且稳定性强,虽然提高了表面硬度, 但因其与 N 有极强的结合力而降低了 N 原子的扩散 系数,38CrMoAl 中 N 的扩散激活能高于 BTHJ 钢,且 后者更细的晶粒为 N 的扩散提供了更多的扩散通道 以及更大的晶界面积,形成了硬度梯度平缓的扩散通, 同时避免了脉状组织的出现<sup>[18]</sup>。由于渗氮工艺的原 因二者在渗氮层深度上无明显差异,而采用离子渗氮 时 BTHJ 钢表现出了比 38CrMoAl 钢更高的渗氮效 率<sup>[19]</sup>。综合上述分析 BTHJ 钢的渗氮性能优于 38CrMoAl 钢。

# 3 结论

1) 在欧洲典型渗氮钢 33CrMoV12-9、40CrMoV13-9 成分基础上设计了新型 Cr-Mo-V 系无 Al 渗氮钢 ,并借 助 JMatPro 计算软件从基体固溶度、第二相强化和位 错钉扎角度对所设计的 BTHJ 钢进行了论证分析 ,表 明其具有比 33CrMoV12-9、40CrMoV13-9 和 38CrMoAl 钢更高的热强性。

2) BTHJ 钢 920 ℃奥氏体化后晶粒度为 10 级 ,淬 透深度可达 80 mm。Nb、V 的复合加入有效抑制了晶 粒长大 较高合金元素总量保证了其足够的淬透性。

3) BTHJ 钢具有比 38CrMoAl 钢更好的渗氮性能、

更高的淬透性和热稳定性,达到了设计预期。原因归 结于无 Al 化后合理的 Cr-Mo-V 型成分设计,持续的弥 散强化及对位错、晶界的有效钉扎作用保证了较高的 热稳定性,同时加入 Nb 细化晶粒进一步提升了渗氮 性能和热稳定性。

### 参考文献:

- [1] 章守华. 钢铁材料学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1992.
- [2] 刘 侠. 国内 38CrMoAl 高铝钢现况及开发建议[J]. 冶金管理, 2008(9): 22-24.
- [3] BS EN 10085: 2001. Nitriding steel technical delivery conditions [S]. London: Britain Standard Institute, 2001.
- [4] 赵西成,王大业. 低铝加钒的38CrMoAl 渗氮钢的试验研究[J]. 热加工工艺,1996(2):48-49.
- [5] 张玉琢,吴贞国. 25 Cr3 MoA 渗氮钢的试制 [J]. 特殊钢, 1996, 17(6): 36-37.
- [6] 陈 波, 王继新. 新型渗氮钢 25 Cr5 MoA 的试制[J]. 热加工工艺, 2005(2): 59-64.
- [7] 张健军,杨洁文. 渗氮钢的技术动向[J]. 冶钢译丛,1992(1): 7-12.
- [8] Delagnes D , Lamesle P , Mathon M H , et al. Influence of silicon content on the precipitation of secondary carbides and fatigue properties of a 5% Cr tempered martensitic steel [J]. Materials Science and Engineering A , 2005 , 394(1-2): 435-444.
- [9] 王立军,余 伟,武会宾,等. Si 对超高强钢残留奥氏体回火稳定 性与力学性能的影响[J].材料热处理学报,2010,31(10): 30-36.
- [10] Assefpour-Dezfuly M , Hugaas B A , Brownrigg A. Fire resistant high strength low alloy steels [J]. Materials Science and Technology ,1990 , 6(12): 1210-1214.
- [11] Wan Rongchun, Sun Feng, Zhang Lanting, et al. Effects of Mo on high-temperature strength of fire-resistant steel [J]. Materials and Design, 2012, 35: 335-341.
- [12]张宇光,赵爱民,赵征志,等. TRIP钢中合金元素对铁素体显微硬度的影响[J].铸造技术,2010,31(4):430-432.
- [13] 徐海卫,杨王玥,孙祖庆,等. 低碳含铌细晶双相钢的组织控制[J]. 材料热处理学报,2008,29(2):60-65.
- [14] 干 勇,田志凌,董 翰,等.中国材料工程大典(第3卷[M]. 北京:化学工业出版社,2006:148-149.
- [15] 刘庆冬,彭剑超,刘文庆,等.回火马氏体中合金碳化物的3D原子探针表征[J].金属学报,2009,45(11):1288-1296.
- [16] 刘江南, 束国刚, 王正品, 等. 12Cr-2W-Mo-V-Nb-N-B 钢的热处 理与组织和性能[J]. 金属热处理, 2004, 29(2): 7-11.
- [17] Caron R N, Krauss G. The tempering of Fe-C lath martensite [J]. Metallurgical Transactions , 1972 , 3(9): 2381-2389.
- [18] 林欣悦, 焦迪清. 30Cr2MoV 钢渗氮行为研究[J]. 金属热处理, 2005, 30(z1): 168-170.
- [19] 廖建雄, 闵永安, 黄泽民, 等.新型 Cr-Mo-V 渗氮钢的力学性能 及渗氮特性[J].上海大学学报, 2011, 17(6): 774-778.