

文章编号: 0258-7025(2004)06-0761-04

38CrMoAlA 钢激光淬火+氮化复合处理

席守谋¹, 张建国¹, 孙晓燕¹, 张津生¹, 刘富荣², 王志刚²

(¹ 西北工业大学国家凝固重点实验室, 陕西 西安 710072; ² 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要 对 38CrMoAlA 钢分别经激光淬火、气体氮化、氮化-激光淬火复合处理及激光淬火-氮化复合处理的硬化层深度及其表面硬度分布进行了比较分析。结果表明, 试验条件下, 激光淬火-氮化复合处理与氮化处理相比, 表层硬度可提高 100Hv 左右, 硬化层深度有少许增加; 在氮化-激光淬火复合处理中, 激光淬火可使预先氮化处理的硬化层深度有大幅度的提高, 表层硬度有所下降; 氮化-激光淬火复合处理比激光淬火的表面硬度高, 硬化层深度较浅。

关键词 激光技术; 激光淬火; 氮化; 硬度; 硬化层深度

中图分类号 TG 156.99 **文献标识码** A

Laser Quenching+Nitriding Compound Treatment of 38CrMoAlA Steels

XI shou-mou¹, ZHANG Jian-guo¹, SUN Xiao-yan¹,
ZHANG Jin-sheng¹, LIU Fu-rong², WANG Zhi-gang²

(¹ National Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, Shaanxi 710072)
(² Beijing Institute of Aeronautical Material, Beijing 100095, China)

Abstract Laser quenching, nitriding, nitriding-laser quenching compound treatment and laser quenching-nitriding compound treatment on 38CrMoAlA steels are carried out, and their depth of hardening layers and their surface hardness are investigated. The experimental results show that the laser quenching-nitriding compound treatment may raise surface hardness by 100Hv than by using nitriding only and the depth of hardening layers is not increased; that the laser quenching may raise the depth of hardening layers of previous nitriding in the nitriding-laser quenching compound treatment and the surface hardness drops; the depth of hardening layers and the surface hardness in the nitriding-laser quenching compound treatment are shallower and higher than the laser quenching, respectively.

Key words laser technique; laser quenching; nitriding; surface hardness; depth of hardening layers

1 引 言

38CrMoAlA 钢是航空工业中常用的氮化钢。氮化后表层硬度较高, 航空零件气体氮化后要求表面硬度一般都大于 92HR15N, 相当于 856Hv。该钢的特点是氮化速度比较快, 但是, 渗氮温度 500℃, 渗层深度 0.35~0.60 mm, 仍需要渗氮 45~60 h^[1]。因此, 缩短氮化时间一直是热处理工作者努力解决的问题。激光表面淬火不但可以得到较深的硬化层深度, 表面硬度也比常规淬火的高一些^[2~5]。如果将零件进行激光淬火+氮化复合处理, 既可得到较深的硬化层深度, 又可保证零件表面

具有较高的硬度。本文将探索激光淬火、氮化复合处理对表面硬度和硬化层深度的综合影响。

2 试验方法

2.1 试样材料、尺寸及预处理

试样材料选用 38CrMoAlA 航空用高级优质结构钢, 将截面为 100 mm×100 mm 的钢棒直接切削加工成 30 mm×30 mm×6 mm 的试样, 再经 950℃盐浴加热 30 min, 油冷及 580℃回火 90 min, 磨削加工成 30 mm×30 mm×5 mm 的试样。调质处理后的金相显微组织为回火索氏体, 硬度为 32HRC。

收稿日期: 2003-02-24; 收到修改稿日期: 2003-05-13

作者简介: 席守谋(1945—), 男, 西安市人, 西北工业大学材料科学与工程学院教授, 硕士, 主要从事金属材料、热处理及其表面改性技术研究。E-mail: xishm@nwpu.edu.cn

2.2 氮化处理

氮化处理为两种、两段氮化,其工艺参数为:氮化温度均为 520℃。

氮化 I (氨分解率+渗氮时间):第一段,20%+10 h;第二段,40%+10 h。

氮化 II (氨分解率+渗氮时间):第一段,30%+10 h;第二段,40%+10 h。

2.3 激光淬火参数

试样表面手工涂刷 QH-1 专用激光淬火黑化涂料。

激光设备为 Rofin-sinar 公司的 RS-850 型 5 kW 连续 CO₂ 激光器,激光光斑直径均为 5 mm;扫描速度为 12.5 mm/s 和 25 mm/s;激光功率分别为 600 W,800 W 和 1000 W。

2.4 处理工艺

氮化处理;激光淬火;先激光淬火后氮化处理(简称激光-氮化复合处理);先氮化处理后激光淬火(简称氮化-激光复合处理)。

2.5 硬度及硬化层深度测量

用 HX-1000 显微硬度计测量硬化层的硬度分布曲线,载荷 200 g,取点间距 0.05 mm。

硬化层深度定义为试样表面至 500Hv 处的垂直距离。

3 试验结果及分析

3.1 氮化处理和激光淬火的硬化层硬度分布曲线

图 1 是两种气体氮化工艺处理的硬化层硬度分布曲线。可以看出,由于氮化 I 比氮化 II 第一阶段的氨分解率低,即氮势较高,所以其硬化层较深,但是其表面硬度有下降的趋势,这可能与表面形成白亮层有关。38CrMoAlA 是专用氮化钢,氮化后的硬度较高,最高可达 1200Hv,本实验的硬度只有

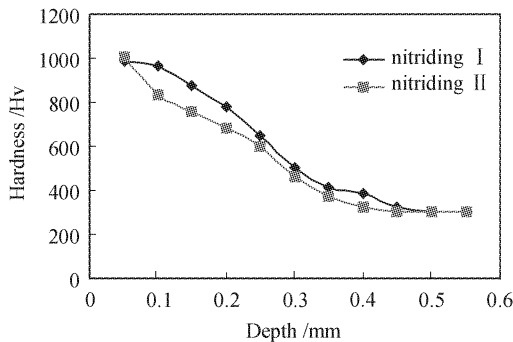


图 1 氮化层硬度分布曲线
Fig. 1 Hardness curve of the nitriding

1000Hv,这可能与氮化工艺有关。

图 2 是扫描速度为 25 mm/s,功率分别为 600 W,800 W 和 1000 W 的激光淬火硬化层的硬度分布曲线。由图可知,随激光功率的增加,硬化层深度明显增加,而三种功率下的淬火硬度差别不大,均在 750Hv 左右,说明马氏体的含碳量差别不大。

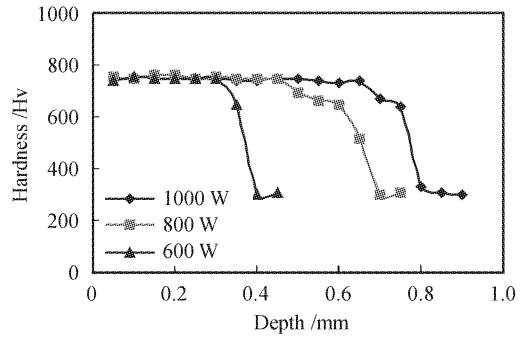


图 2 激光淬火硬化层硬度分布曲线
(扫描速度:25 mm/s)
Fig. 2 Hardness curve of the laser quenching
(scanning velocity: 25 mm/s)

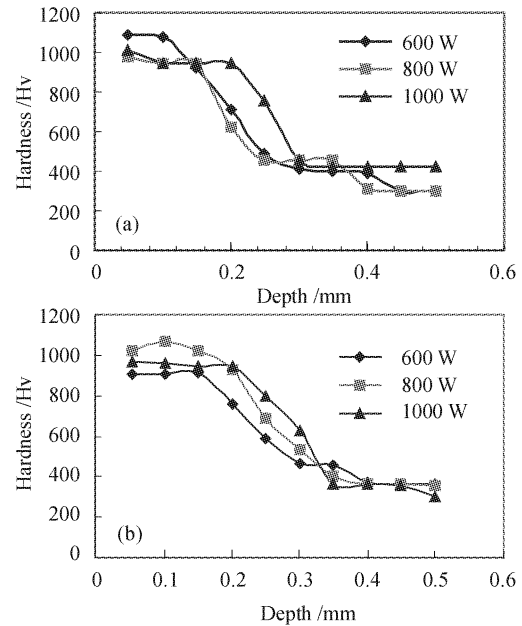


图 3 激光-氮化处理的硬度分布曲线
(a) 氨分解率:20%~40%,扫描速度:12.5 mm/s;
(b) 氨分解率:20%~40%,扫描速度:25 mm/s
Fig. 3 Hardness curve of the laser quenching-nitriding compound treatment
(a) decomposition rate of ammonia, 20% ~ 40%, scanning velocity: 12.5 mm/s; (b) decomposition rate of ammonia: 20% ~ 40%, scanning velocity: 25 mm/s

3.2 激光-氮化复合处理的硬化层硬度分布曲线

图 3(a)是氨分解率为 20%~40%,激光扫描速

度为 12.5 mm/s 的激光-氮化复合处理后的硬化层硬度分布曲线。与图 1 中的氮化 I 曲线比较, 激光功率为 600 W 复合处理的表面硬度提高了 100Hv, 这可能与激光淬火时钢中的铬、钼固溶于马氏体中, 在随后的氮化时形成弥散的氮化物而起到强化作用有关。激光功率为 800 W 和 1000 W 复合处理的表面硬度无明显提高是因为激光淬火层有残余奥氏体, 氮原子的渗入只会提高奥氏体的稳定性而不会改变其硬度的缘故。激光淬火可以少量增加随后氮化处理的硬化层深度, 激光功率为 1000 W 的作用较明显, 这说明淬火马氏体有利于氮原子的扩散。

图 3(b) 是氨分解率为 20%~40%, 激光扫描速度为 25 mm/s 的激光-氮化处理后的硬化层硬度分布曲线。与图 3(a) 不同的是激光功率为 800 W 复合处理的表面硬度提高了 100Hv, 而 600 W 和 1000 W 复合处理的表面硬度无明显提高。这是因为激光扫描速度提高, 800 W 加热的温度较合适, 淬火组织更有利于氮化时的强化作用; 激光功率为 600 W 加热温度较低, 淬火后的马氏体中铬、钼含量较少使弥散强化的作用降低; 而激光功率为 1000 W 加热温度较高, 淬火后表面有残余奥氏体。在这种工艺条件下, 激光-氮化复合处理也可使硬化层深度有所增加。

3.3 氮化-激光复合处理的硬化层硬度分布曲线

图 4(a) 是氨分解率为 20%~40%, 激光扫描速度为 12.5 mm/s 的氮化-激光复合处理后的硬化层硬度分布曲线。与图 1 中的氮化 I 曲线比较, 氮化后的激光淬火可以大幅度增加硬化层深度, 但表面硬度稍有下降。与图 2 相比, 硬化层深度有所减少, 但硬化层的硬度有较大的变化, 有两个台阶, 预先氮化层淬火后的硬度提高幅度可达 200Hv, 而非氮化层的淬火硬度与原淬火硬度相当, 可见氮原子对马氏体的强化作用在该钢中十分显著。另外, 图中显示出最表层的硬度有所下降, 这是因为氮是稳定奥

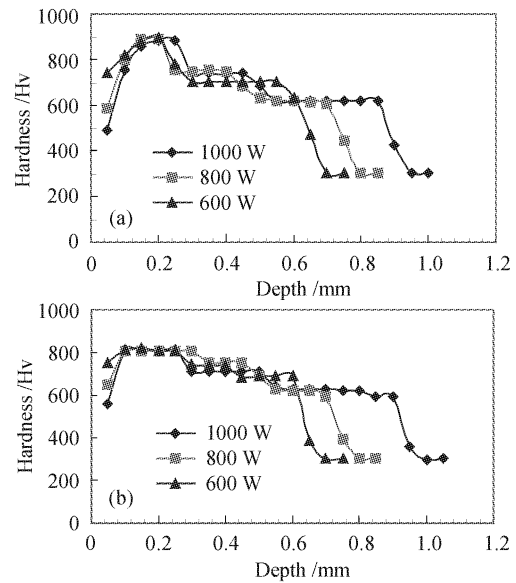


图 4 氮化-激光处理的硬度分布曲线

(a) 氨分解率: 20%~40%, 扫描速度: 12.5 mm/s;
(b) 氨分解率: 30%~40%, 扫描速度: 12.5 mm/s

Fig. 4 Hardness curve of the nitriding-laser quenching compound treatment

(a) decomposition rate of ammonia: 20%~40%, scanning velocity: 12.5 mm/s; (b) decomposition rate of ammonia: 30%~40%, scanning velocity: 12.5 mm/s

氏体的元素, 激光淬火时组织中形成较多的残余奥氏体所致。

图 4(b) 是氨分解率为 30%~40%, 激光扫描速度为 12.5 mm/s 的激光-氮化复合处理后的硬化层硬度分布曲线。由图可见, 表层的硬度变化规律与图 4(a) 相似。

3.4 激光淬火+氮化复合处理的硬化层深度综合分析

表 1~4 分别是激光扫描速度为 12.5 mm/s 和 25 mm/s 的复合处理与激光淬火、氮化处理的硬化层深度和表面最高硬度的综合比较。

表 1 激光扫描速度为 12.5 mm/s 时复合处理的硬化层深度 (mm)

Table 1 Depth (mm) of hardening layers of compound treatment in laser scanning speed 12.5 mm/s

Rate of decomposition of NH ₃	Nitriding (520℃)	Laser quenching-nitriding			Nitriding-laser quenching			Laser quenching		
		600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W
		20%~40%	0.30	0.25	0.24	0.29	0.63	0.69	0.89	
30%~40%	0.29	0.28	0.32	0.32	0.63	0.72	0.92	0.62	0.87	1.02

总之, 与氮化相比, 激光淬火对随后的氮化处理的硬化层深度没有明显的影响; 而氮化后的激光淬

火可使硬化层深度增加 1~2 倍, 但与激光淬火相比, 硬化层深度稍有下降; 复合处理硬化层的最高硬

表 2 激光扫描速度为 25 mm/s 时复合处理的硬化层深度 (mm)

Table 2 Depth (mm) of hardening layers of compound treatment in laser scanning speed 25 mm/s

Rate of decomposition of NH ₃	Nitriding (520℃)	Laser quenching-nitriding			Nitriding-laser quenching			Laser quenching		
		600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W
		20%~40%	0.30	0.28	0.32	0.34	0.37	0.56	0.58	
30%~40%	0.29		0.33	0.37	0.43	0.54	0.60	0.37	0.65	0.79

表 3 激光扫描速度为 12.5 mm/s 时复合处理的表面最高硬度 (Hv)

Table 3 Highest hardness (Hv) of hardening layers of compound treatment in laser scanning speed 12.5 mm/s

Rate of decomposition of NH ₃	Nitriding (520℃)	Laser quenching-nitriding			Nitriding-laser quenching			Laser quenching		
		600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W
		20%~40%	965	940	950	1078	895	891	883	
30%~40%	833	893	950	853	818	808	814	669	682	698

表 4 激光扫描速度为 25 mm/s 时复合处理的表面最高硬度 (Hv)

Table 4 Highest hardness (Hv) of hardening layers of compound treatment in laser scanning speed 25 mm/s

Rate of decomposition of NH ₃	Nitriding (520℃)	Laser quenching-nitriding			Nitriding-laser quenching			Laser quenching		
		600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W	600 W	800 W	1000 W
		20%~40%	965	962	1069	911	883	927	988	
30%~40%	833		1061	962	812	860	900	752	762	795

度比激光淬火的有明显提高,可从 700~800Hv 提高到 900~1000Hv;激光-氮化复合处理与氮化处理相比,最高硬度持平或稍有提高。

可以确认,氮化-激光复合处理和激光-氮化复合处理都是最有应用前景的新的复合处理工艺。在保证 38CrMoAlA 钢制零件表面具有高硬度、高耐磨性和抗咬卡性,又有较深硬化层的前提下,用氮化-激光复合处理代替常用的气体氮化,可以大大地节省时间。但是,氮化-激光复合处理与氮化的硬化原理不同,硬化层的耐磨性及抗咬卡性能否达到氮化的水平尚需作进一步的研究工作。

4 结 论

1) 试验条件下,激光淬火可使 38CrMoAlA 钢随后氮化处理的表面硬度提高 100Hv 左右,而硬化层深度增加不明显;

2) 与氮化处理相比,氮化后的激光淬火可以明显地增加硬化层深度,但表面硬度有所下降;

3) 与激光淬火相比,氮化处理后的激光淬火可显著提高表面硬度,但硬化层深度较浅;

4) 在满足表面硬度大于 856Hv,硬化层深度 0.6 mm 的前提下,选择合适的氮化工艺及激光参数,氮化-激光复合处理可比氮化处理的时间缩短 1/2~2/3。

参 考 文 献

- 1 Aerial industry criterion of China [S]. HB/Z 79~95, China, 1995
中华人民共和国航空工业标准[S]. HB/Z 79~95, 中国, 1995
- 2 Pavle Zerovnik. Laser hardening steels, part 1 [J]. *Heat Treating*, 1993, (7):16~20
- 3 Pavle Zerovnik, Laser hardening steels, part 2 [J]. *Heat Treating*, 1993, (8):32~36
- 4 R. K. Shiue, C. Chen. Laser transformation hardening of tempered 4340 steel [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1992, **23A**(1):163~170
- 5 Luo Hong, Liu Jiajun, Liu Fen *et al.*. Influence of laser phase transforming hardening on ion nitriding layer [J]. *Chinese J. Lasers*, 1995, **A22**(4):313~316
罗虹,刘家俊,刘芬等. 激光相变硬化对离子渗氮层的影响 [J]. 中国激光, 1995, **A22**(4):313~316