

## 30CrMnSiNi2A 钢激光熔覆 1Cr15Ni4Mo3 粉末工艺

周可欣<sup>1</sup>, 秦仁耀<sup>2</sup>, 曹强<sup>1</sup>, 张志强<sup>1</sup>, 张学军<sup>2</sup>, 孙涛<sup>1</sup>, 淮军峰<sup>2</sup><sup>1</sup>国营芜湖机械厂, 安徽 芜湖 241007;<sup>2</sup>中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095

**摘要** 通过激光熔覆技术,在 30CrMnSiNi2A 超高强度钢表面熔覆了 1Cr15Ni4Mo3 粉末,研究了熔覆层的显微组织和力学性能。结果表明,熔覆层组织主要为马氏体和奥氏体的双向组织;熔覆接头经过 200 °C 低温回火处理后,拉伸强度大于 1300 MPa,延伸率为 8.1%,冲击韧性为 53.8 J·cm<sup>-2</sup>,恢复到 30CrMnSiNi2A 超高强度钢母材的强度与延伸率的近 90%,且冲击韧性达到母材的两倍。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 30CrMnSiNi2A 超高强度钢; 1Cr15Ni4Mo3 粉末

中图分类号 O436 文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP55.071404

## Process of Laser Cladding of 1Cr15Ni4Mo3 Powder on 30CrMnSiNi2A Steels

Zhou Kexin<sup>1</sup>, Qing Renyao<sup>2</sup>, Cao Qiang<sup>1</sup>, Zhang Zhiqiang<sup>1</sup>,Zhang Xuejun<sup>2</sup>, Sun Tao<sup>1</sup>, Huai Junfeng<sup>2</sup><sup>1</sup>State-owned Machinery Factory of Wuhu, Wuhu, Anhui 241007, China;<sup>2</sup>AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing, 100095, China

**Abstract** The 1Cr15Ni4Mo3 alloy powder is cladded on the surface of 30CrMnSiNi2A ultra-high strength steel by the laser cladding technique. The microstructure and mechanical properties of the cladding layers are investigated. The results show that, the microstructure is mainly the martensite and austenite double-phase structure. For the cladding joints, after the low-temperature tempering at 200 °C, the tensile strength is larger than 1300 MPa, the extension rate is 8.1%, and the impact toughness is 53.8 J·cm<sup>-2</sup>. The tensile strength and extension rate reach to 90% of those of 30CrMnSiNi2A ultra-high strength base steel, while the impact toughness is doubled if compared with that of base material.

**Key words** laser technique; laser cladding; 30CrMnSiNi2A ultra-high strength steel; 1Cr15Ni4Mo3 powder

**OCIS codes** 140.3390; 140.3460; 160.3380

## 1 引言

30CrMnSiNi2A 低合金钢具有超高强度,被广泛应用于航空领域的重要承力构件中<sup>[1]</sup>。然而,30CrMnSiNi2A 超高强度钢类零件常出现表面局部磨损、腐蚀、划伤等浅表层损伤,严重影响零件的使用寿命。进行修复延寿能有效避免材料浪费,缩减飞机维修时间,降低维修成本。30CrMnSiNi2A 制造件主要采用激光或电子束加工,但其碳及合金元素含量较大,焊接过程中液/固相区间较大,偏析严重,具有较大的热裂纹倾向。焊后淬火容易在焊缝

区和热影响区形成淬硬的马氏体,引起大的冷裂纹倾向,故此类钢的焊接性较差<sup>[2-3]</sup>。鉴于 30CrMnSiNi2A 材料裂纹敏感性强等特点,通常采用低含碳量粉末进行局部基体的快速激光修复,并通过退火方式进行局部释放应力,但相关技术的研究鲜有报道<sup>[4]</sup>。

激光熔覆技术具有热输入量小、热变形影响小、组织晶粒小、力学性能佳等优点<sup>[5-12]</sup>,本文通过气体雾化法,研制了一种用于修复 30CrMnSiNi2A 超高强度钢的激光熔覆金属粉末,并设定了激光熔覆工艺参数以及热处理制度,研究了激光熔覆粉末的微观组织

收稿日期: 2017-11-28; 收到修改稿日期: 2017-12-28

作者简介: 周可欣(1989—),男,硕士,工程师,主要从事航空焊接技术、激光增材方面的研究。

E-mail: 824365166@qq.com

及宏观性能,对不同状态的母材、熔覆层以及接头的力学性能与微观组织进行了分析,该研究为30CrMnSiNi2A 超高强度钢的激光修复工艺提供了试验依据。

## 2 试验准备与方法

采用淬火态的30CrMnSiNi2A 超高强度钢作为试验母材,其组织为回火马氏体,化学成分见表1。根据热膨胀系数相近、熔点相近和润湿性原则<sup>[13-14]</sup>,选用1Cr15Ni4Mo3 不锈钢作为熔覆材料,采用气体雾化方法制备得到的1Cr15Ni4Mo3 球形颗粒如图1所示,其直径为50~200 μm,化学成分见表2。分别制备30CrMnSiNi2A 母材、1Cr15Ni4Mo3 熔覆态试样、30CrMnSiNi2A 与1Cr15Ni4Mo3 熔覆接头等三类试样,并分别命名为1#、2#、3#。拉伸试样尺寸为46 mm×12 mm×1.5 mm,V型缺口的冲击试样尺寸

为40 mm×5 mm×5 mm。光纤激光同轴送粉机器人熔覆系统如图2所示。采用激光熔覆+后热处理方法消除试样的残余应力<sup>[15-16]</sup>,工艺参数为:激光功率600 W,扫描速率600 mm·min<sup>-1</sup>,送粉速率1200 r·min<sup>-1</sup>,氩气流量20 L·min<sup>-1</sup>,采用200 °C低温回火3 h和500 °C高温回火1.5 h进行热处理。

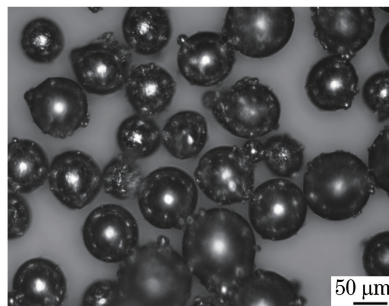


图1 1Cr15Ni4Mo3 不锈钢粉末的形貌

Fig. 1 Morphology of 1Cr15Ni4Mo3 stainless steel powder

表1 30CrMnSiNi2A 超高强度钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 30CrMnSiNi2A ultra-high strength steel (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Content	0.27-0.34	0.9-1.2	1.0-1.3	0.9-1.2	1.4-1.8	—	≤0.2	Bal.

表2 1Cr15Ni4Mo3 不锈钢粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 2 Chemical compositions of 1Cr15Ni4Mo3 stainless steel powder (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Content	0.13	0.35	0.70	14.56	4.35	2.6	—	Bal.

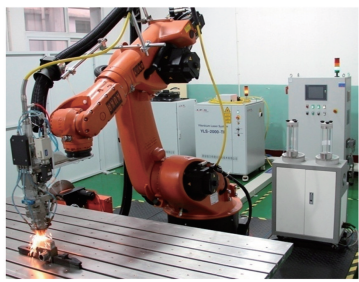


图2 光纤激光同轴送粉机器人熔覆系统

Fig. 2 Cladding system of optical fiber laser coaxial powder feeding robot

采用微机控制电子万能试验机测试试样的抗拉强度与延伸率;使用智能示波冲击试验机检测试样的冲击韧性;利用显微硬度仪进行激光熔覆区域的显微硬度测定,载荷为200 g,加载时间为20 s。采用光学显微镜和扫描电镜观察试样的组织形貌和熔覆热影响区。

## 3 结果与分析

### 3.1 室温拉伸性能分析

室温条件下测试了试样的拉伸性能。1#试样

的抗拉强度为1782 MPa,延伸率为15.1%,优于30CrMnSiNi2A 钢的设计标准;2#试样的抗拉强度与延伸率分别为1490 MPa和17.3%,抗拉强度达到母材标准值的94.9%,实测值的83.6%;塑性明显优于母材标准值,略优于母材实测值。2#试样经过回火处理后,抗拉强度略微减小,而延伸率适度增大。同时可以看到,3#试样的抗拉强度与延伸率分别减小到1175 MPa和7.5%,这是因为3#试样受到了母材熔合区域结合处残余应力的影响。通过低温回火热处理可以消除试样中残余应力的影响,回火热处理后3#试样的抗拉强度与塑性分别增大到1388 MPa和8.1%。

2#、3#试样在熔覆态和低温回火态下拉伸性能对比如图3所示。2#试样的室温力学性能达到30CrMnSiNi2A 母材标准强度的90%以上,塑性达到母材延伸率近200%,塑性性能优异;而3#试样的抗拉强度与延伸率分别减小到母材标准强度74.8%与83.3%;经低温回火消除残余应力后,3#试样的抗拉强度与延伸率分别增大到母材标准强度的88.4%与90%,低温回火处理有效提高了3#试

样的塑性,抗拉强度达到 1300 MPa 以上。因此,利用 1Cr15Ni4Mo3 不锈钢粉末激光熔覆修复 30CrMnSiNi2A 超高强度钢表面损伤后,可采用低温回火热处理方式消除应力,使熔覆修复材料在保持较高强度下恢复至与母材相当的塑性。

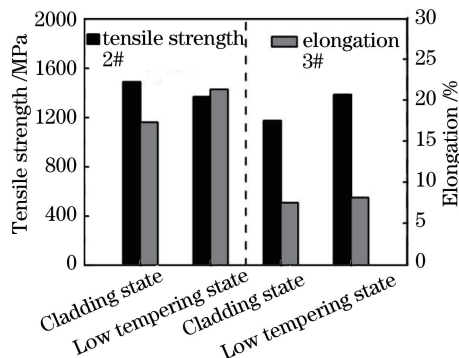


图 3 2#、3# 试样在熔覆态和低温回火态下拉伸性能对比  
Fig. 3 Comparison of tensile properties of samples 2# and 3# under cladding state and low temperature tempering state

### 3.2 室温冲击性能分析

1# 与 2# 试样在熔覆态与低温回火态下进行了冲击性能测试。可以看出,2# 试样在熔覆态、低温回火态的冲击韧性大于母材的,超过了  $50 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$ ,这说明 2# 试样具有优异的抗冲击性能,进一步表明 1Cr15Ni4Mo3 粉末更适合作为 30CrMnSiNi2A 超高强度钢激光修复的粉末。

### 3.3 显微硬度性能

3# 试样在熔覆态与低温回火态下的显微硬度如图 4 所示。可以发现,两种状态下熔覆区域的熔覆层、热影响区和母材的显微硬度都存在逐渐增大的趋势,这主要是因为 1Cr15Ni4Mo3 材料的硬度小于 30CrMnSiNi2A 钢的,且 1Cr15Ni4Mo3 材料的热影响区组织发生了较大转变。经过低温回火后,

3# 试样的显微硬度较未低温回火的增大 3%~5%,这说明低温回火可以消除熔覆接头的应力并增大显微硬度。根据钢铁材料硬度与强度换算关系<sup>[17]</sup>可知,低温回火态下 3# 试样熔覆层、热影响区和母材的平均显微硬度约为 388,517,534 HV,对应的抗拉强度分别约为 1290,1761,1857 MPa,低温回火态熔覆接头的平均力学性能达到母材性能的 82% 左右,满足航空产品零件维修恢复强度的基本要求。

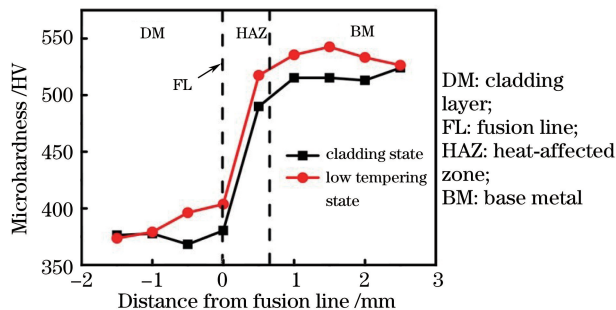


图 4 3# 试样的显微硬度

Fig. 4 Micro-hardness of sample 3#

### 3.4 微观组织分析

不同状态下 1# 试样的组织形貌如图 5 所示。1# 试样在高温回火后  $\alpha$  相发生再结晶,且随着回火温度的增大,板条马氏体不再平直,边沿不再明锐<sup>[18]</sup>,如图 5(a)、(b)所示,由此判断原始态 30CrMnSiNi2A 母材组织是板条状的回火马氏体。从图 5(c)可以看出,经过 200 °C 低温回火后,1# 试样的组织形貌没有发生明显变化,其组织仍为回火马氏体;而经过 500 °C 高温回火后,1# 试样的组织由回火马氏体转变为回火托氏体和回火索氏体。由于熔覆后热处理是以不损失母材强度为前提,故采取 200 °C 低温回火保温 3 h 热处理制度消除熔覆层残余应力。

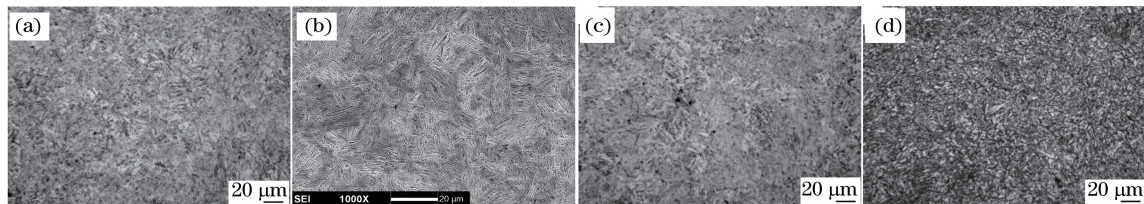


图 5 不同状态下 1# 试样的组织形貌。(a)低倍率下原始态;(b)高倍率下原始态;(c)低温回火态;(d)高温回火态

Fig. 5 Microstructures of sample 1# under different states. (a) Original state under low magnification; (b) original state under high magnification; (c) low temperature tempering state; (d) high temperature tempering state

3# 试样的熔覆态组织形貌如图 6 所示。从图 6(a)、(b)可知,熔覆接头是由 1Cr15Ni4Mo3 熔覆层和 30CrMnSiNi2A 基体上的热影响区组成,其中热影响区的宽度约为  $100 \mu\text{m}$ ,热影响区的显微组

织为回火托氏体。结合图 6(c)、(d)和表 2 可判断,3# 试样的熔覆层组织主要为黑色的马氏体和灰色的奥氏体双向组织<sup>[19-20]</sup>。

3# 试样经过 200 °C 低温回火后的组织形貌如图 7



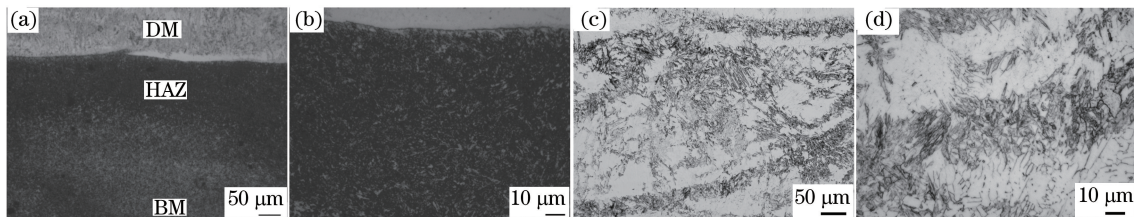


图6 3#试样的熔覆态组织形貌。(a)放大200倍,热影响区;(b)放大1000倍,热影响区;  
(c)放大200倍,熔覆层;(d)放大1000倍,熔覆层

Fig. 6 Microstructural morphology of sample 3#. (a) Magnified by 200 times, heat-affected zone; (b) magnified by 1000 times, heat-affected zone; (c) magnified by 200 times, cladding layer; (d) magnified by 1000 times, cladding layer

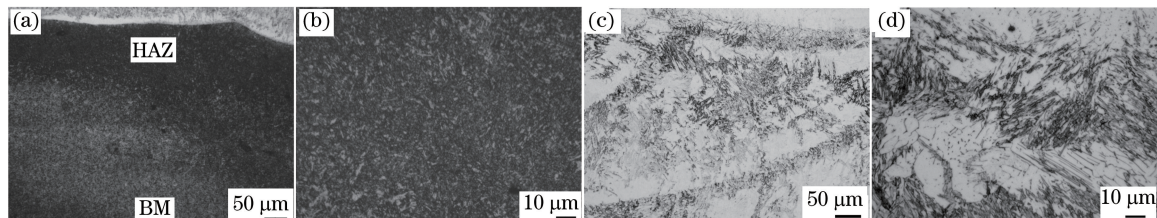


图7 低温回火后3#试样的组织形貌。(a)放大200倍,热影响区;(b)放大1000倍,热影响区;  
(c)放大200倍,熔覆层;(d)放大1000倍,熔覆层

Fig. 7 Microstructural morphology of sample 3# after low temperature tempering.

(a) Magnified by 200 times, heat-affected zone; (b) magnified by 1000 times, heat-affected zone;  
(c) magnified by 200 times, cladding layer; (d) magnified by 1000 times, cladding layer

所示。对比图6可以发现,经过200℃低温回火,3#试样的熔覆层和热影响区组织都没有发生明显变化。

### 3.5 综合分析

由前文分析可知,30CrMnSiNi2A母材的抗拉强度和显微硬度较好,且略大于1Cr15Ni4Mo3熔覆层的抗拉强度和显微硬度。这是因为30CrMnSiNi2A钢的碳含量更大,同时两者都含有的合金元素对母材和熔覆层材料的晶体结构有着非常强烈的固溶强化作用。此外,1Cr15Ni4Mo3材料中含有的Ni能够大幅提高1Cr15Ni4Mo3材料的韧性,因此,1Cr15Ni4Mo3熔覆层具有高韧性。

由图5~7可知,200℃的低温回火不会改变30CrMnSiNi2A基体和1Cr15Ni4Mo3熔覆层的显微组织,但能有效消除熔覆接头中的残余应力,不影响低温回火后熔覆层与熔覆接头的抗拉强度,可大幅提高其韧性,且低温回火后熔覆接头显微硬度增大了3%~5%;500℃的高温回火能使30CrMnSiNi2A基体组织发生明显变化,这是因为500℃的温度能够促使间隙碳原子在面心立方结构晶格中快速扩散,促使脆性相的快速析出,从而导致母材强度及热影响区强度减小。

## 4 结论

利用激光熔覆技术,在30CrMnSiNi2A超高强

度钢表面熔覆了1Cr15Ni4Mo3粉末,修复了母材浅表层损伤,得到以下结论。

1) 利用1Cr15Ni4Mo3粉末进行激光熔覆成形,可在30CrMnSiNi2A钢表面获得结合完好的表面熔覆层,满足30CrMnSiNi2A钢表面损伤修复的性能要求。

2) 30CrMnSiNi2A材料激光熔覆修复后,宜采用的去应力热处理制度为200℃低温回火处理。

3) 经过200℃低温回火热处理后,30CrMnSiNi2A母材及其热影响区都为回火马氏体,1Cr15Ni4Mo3熔覆层组织是奥氏体和马氏体的双相组织。

### 参 考 文 献

- [1] Wan X R, Xu C G. High strength steel and ultra-high strength steel[M]. Beijing: China Machine Press, 1988.  
万筱如, 许昌淦. 高强度及超高强度钢[M]. 北京: 机械工业出版社, 1988.
- [2] Zhuang M X, Li X M, Xu M, *et al.* Vacuum electron beam welding technology research on 30CrMnSiNi2A ultra-high strength steel[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017(6): 100-104.  
庄明祥, 李小曼, 徐梅, 等. 30CrMnSiNi2A超高强



- 度钢真空电子束焊接工艺应用研究[J]. 航空制造技术, 2017(6): 100-104.
- [3] *General Aviation Manufacturing Engineering Handbook* Editorial Board. Welding [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1996.  
《航空制造工程手册》总编委会. 焊接[M]. 北京: 航空工业出版社, 1996.
- [4] Zhang Z Q, Chen Z H, Cao Q, *et al.* Repairing of 30CrMnSiNi2A high strength steel by laser cladding [J]. *Equipment Environmental Engineering*, 2016, 13(1): 62-67.  
张志强, 程宗辉, 曹强, 等. 30CrMnSiNi2A 超强度钢激光熔覆修复试验研究[J]. *装备环境工程*, 2016, 13(1): 62-67.
- [5] Song J L, Li Y T, Deng Q L, *et al.* Research progress of laser cladding forming technology[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2010, 46(14): 29-38.  
宋建丽, 李永堂, 邓琦林, 等. 激光熔覆成形技术的研究进展[J]. *机械工程学报*, 2010, 46(14): 29-38.
- [6] Zhou X W, Wang X Z. Laser process technology——Laser cladding [J]. *Modern Physics*, 2005, 17(4): 45-48.  
周笑微, 王小珍. 激光加工技术——激光熔覆[J]. *现代物理知识*, 2005, 17(4): 45-48.
- [7] Wu R, Xi C S, Hu M L, *et al.* Laser-melted surface layer steel X165CrMoV12-1 and its tempering characteristics [J]. *Materials Science and Engineering*, 2000, 278(1/2): 1-4.
- [8] Abbas G, West D R F. Laser surface cladding of Stellite and Stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear[J]. *Wear*, 1991, 143(2): 353-363.
- [9] Hu Q W, Yang T P, Li Z Y, *et al.* Study laser cladding of copper alloy Mg-based metal matrix composite[J]. *Applied Laser*, 2001, 21(4): 247-250.  
胡乾午, 杨泰平, 李志远, 等. 镁基金属复合材料表面激光熔覆铜合金研究[J]. *应用激光*, 2001, 21(4): 247-250.
- [10] Ding Y X, Wu J L. Influence of laser cladding parameters on microstructure and properties of cladding layer[J]. *Material & Heat Treatment*, 2010, 39(2): 94-96.  
丁阳喜, 吴冀林. 激光熔覆参数对熔覆层组织的影响[J]. *材料热处理技术*, 2010, 39(2): 94-96.
- [11] Ren C, Li Z G, Shu D, *et al.* Microstructure and water erosion resistance property of Stellite6 coating by laser cladding on 17-4PH stainless steel surface [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(4): 0402010.  
任超, 李铸国, 疏达, 等. 17-4PH 不锈钢表面激光熔覆 Stellite6 涂层组织及耐水蚀性能[J]. *中国激光*, 2017, 44(4): 0402010.
- [12] Lin H, Yang Y Q, Zhang G Q. Tribological performance of medical CoCrMo alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Optica Sinica*, 2016, 36(11): 1114003.  
林辉, 杨永强, 张国庆, 等. 激光选取熔化医用钴铬钼合金的摩擦性能[J]. *光学学报*, 2016, 36(11): 1114003.
- [13] Dong S Y, Ma Y Z, Xu B S, *et al.* Current status of material for laser cladding[J]. *Materials Review*, 2006, 20(6): 8.  
董世运, 马运哲, 徐滨士, 等. 激光熔覆材料研究现状[J]. *材料导报*, 2006, 20(6): 8.
- [14] Li C Y, Zhang S, Kang Y P, *et al.* Comment on material system for laser cladding[J]. *Laser Journal*, 2002, 23(3): 5-9.  
李春彦, 张松, 康熠平, 等. 综述激光熔覆材料的若干问题[J]. *激光杂志*, 2002, 23(3): 5-9.
- [15] Tian N L, Du R J, Zhou C Z. Study on stress status of WC doped Ni-based alloy by laser cladding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2004, 31(4): 505-508.  
田乃良, 杜荣建, 周昌炽. 激光熔覆添加碳化钨的镍基合金应力状况研究[J]. *中国激光*, 2004, 31(4): 505-508.
- [16] Zan S P, Jiao J K, Zhang W W. Study on laser cladding process of 316L stainless steel powder[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2016, 53(6): 061406.  
管少平, 焦俊科, 张文武. 316L 不锈钢粉末激光熔覆工艺研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2016, 53(6): 061406.
- [17] Liu M F, Liu S X. *Manual of mechanical properties of metal materials*[M]. Beijing: China Machine Press, 2012.  
刘鸣放, 刘胜新. *金属材料力学性能手册*[M]. 北京: 机械工业出版社, 2012.
- [18] Li Z H. Study on optimization of heat treatment process for 30CrMnSiNi2A steel[J]. *Material & Heat Treatment*, 2008, 37(24): 97-100.  
李志宏. 30CrMnSiNi2A 热处理工艺的优化研究[J]. *材料热处理技术*, 2008, 37(24): 97-100.
- [19] Zhang L, Zhang Y F, Huo L X, *et al.* Microstructure and properties of 30CrMnSiNi2A steel electron beam welded joints[J]. *Transactions of the*

China Welding Institution, 2002, 23(1): 73-75.

张莉, 张玉风, 霍立兴, 等. 30CrMnSiNi2A 钢焊接接头热处理后的组织与性能[J]. 焊接学报, 2002, 23(1): 73-75.

[20] Lei H D, Huang W R, Guo P, *et al.* Study on metallographic structure and property of welded joint

for laser beam welding of the quenched and tempered 30CrMnSiA[J]. Applied Laser, 2003, 23(6): 322-326.

雷华东, 黄文荣, 郭鹏, 等. 调质状态下 30CrMnSiA 钢的激光焊接接头性能与组织[J]. 应用激光, 2003, 23(6): 322-326.