

# 热丝 TIG 堆焊 Inconel 625 层组织成形研究\*

杨 眉, 张军磊, 魏鹏程, 卿 颖, 黄少波, 李 阳

(西南石油大学材料科学与工程学院, 成都 610500)

**摘要** 采用热丝钨极惰性气体保护焊, 用 ENiCrMo-3 型焊丝在 Q235B 钢管内表面进行堆焊试验。利用金相显微镜、扫描电镜、X 射线衍射仪对堆焊层微观组织进行观察和元素成分分析, 利用显微硬度计测定试样硬度分布。结果表明, 堆焊层组织主要为  $\gamma$ -Ni 单相奥氏体, 在晶界处有碳化物析出; 堆焊层组织自熔合线至顶部的基本形态依次为平面晶、胞晶、树枝晶、等轴晶及顶部横向柱状晶; 熔合线附近有少量魏氏体组织形成; 试样硬度自基材至堆焊层方向呈递增趋势; 上层组织在晶界位置贫 Cr 较下层严重, 从金相看其晶粒受到的侵蚀作用更明显。

**关键词** Inconel 625 热丝 TIG 焊 组织成形

**中图分类号:** TG401 **文献标识码:** A **DOI:** 10.11896/j.issn.1005-023X.2016.20.019

## Study on Microstructure Formation of Inconel 625 Surfacing Layer by Hot-wire TIG Welding Process

YANG Mei, ZHANG Junlei, WEI Pengcheng, QING Ying,  
HUANG Shaobo, LI Yang

(School of Material Science and Engineering of Southwest Petroleum University, Chengdu 610500)

**Abstract** The test of overlaying was carried out by welding the inner surface of Q235B steel pipe using the solder wire ENiCrMo-3 through hot-wire TIG welding. The microstructure and elemental composition of overlaying layer were investigated by metallographic microscope, scanning electron microscopy, X-ray diffractometer. The hardness distribution of specimen was measured by microhardness tester. The experimental results indicated that the main surfacing layer contained  $\gamma$ -Ni single-phase austenite and carbide precipitates in grain boundary. Moreover, the basic microstructure forms of surfacing layer were plane crystal, cellular grain, dendrite grain, equiaxed grain and the top transverse columnar grain from the fusion line to the top. A small amount of widmanstatten structure was generated near the fusion line. The hardness of specimen increased from substrate to surfacing layer. The chromium depletion at grain boundary in the upper was serious than in the lower, and the grain in upper structure was significantly eroded through metallographic observation.

**Key words** Inconel 625, hot-wire TIG welding, microstructure forming

## 0 引言

在高腐蚀性油气田集输系统中采用镍基双金属复合管是一种安全经济的腐蚀防护手段<sup>[1]</sup>。Inconel 625 作为一种具有很强耐蚀性的镍基合金, 由于成本高而被堆焊在廉价的碳钢表面, 制成镍基复合管进行防腐<sup>[2]</sup>。

目前, 国内外对 Inconel 625 镍基合金熔敷金属组织进行了较多研究<sup>[3-7]</sup>, Thivillon 等<sup>[3,4]</sup>认为 Inconel 625 组织晶粒随热输入减小而变细。邱新杰等<sup>[5]</sup>发现 Inconel 625 在 850 °C 焊后热处理后会析出大量  $\delta$  相,  $\delta$  相形成过程是类贝氏体转变的固态相变, 其析出粗化是受扩散控制的长大过程。贾鹏等<sup>[6]</sup>发现在 Inconel 625 合金凝固过程中引入电磁场可以细化晶粒, 若参数设置不合理会加剧 Nb、Mo 元素在枝晶间偏析, 生成更多 Laves 相。Liu Shuang 等<sup>[7]</sup>在 Inconel 625 激光

热丝包覆研究中发现, 晶粒随电压和激光功率提高而粗化; 硬度随激光功率提高而增大, 而电压对硬度影响不大。

堆焊法不仅可用于制造冶金型复合管, 而且对机械型双金属复合管管端做堆焊处理, 可适当降低复合管对接焊的难度<sup>[8,9]</sup>。热丝 TIG 焊是在传统 TIG 焊的基础上发展而来的一种优质、高效、节能的焊接工艺, 可用于具有不同电阻率材料的焊接。热丝 TIG 焊在不提高焊缝热输入的条件下, 提高了熔敷效率, 保留了 TIG 焊的优点, 扩大了传统 TIG 焊的适应性和应用范围, 具有较高的经济价值<sup>[10,11]</sup>。目前, 关于 Inconel 625 的热丝 TIG 堆焊层组织成形的研究相对较少。

本实验采用热丝 TIG 堆焊法, 用化学成分与 Inconel 625 基本相同的 ENiCrMo-3 型焊丝在 Q235B 钢管内表面进行堆焊, 对其堆焊层组织形貌、硬度及成分变化进行分析, 探究热丝 TIG 堆焊 Inconel 625 层组织成形的基本规律, 以期为实现

\* 四川省油气田材料重点实验室开放基金(X151515KCL22); 大学生课外开放实验项目(KSZ15107)

杨眉: 男, 1971 年生, 副教授, 主要从事金属材料设计加工方面的研究 E-mail: meiyangs0099@163.com

际生产应用提供理论参考和技术指导。

### 1 实验

基材为普通 Q235B 钢管,厚度为 12 mm,焊接材料为 ENiCrMo-3 焊丝,其化学成分见表 1。采用热丝 TIG 半自动焊对基材进行堆焊,焊接电流 150 A,送丝速度 61 cm/min,热丝电流 80 A,堆积方式为平铺,堆焊层数为 2 层,高度 3~4 mm。热丝 TIG 焊工作原理示意图见图 1。

表 1 ENiCrMo-3 焊丝化学成分(质量分数/%)  
Table 1 Chemical compositions of welding wire of ENiCrMo-3 (mass fraction/%)

Alloy	%	Ni	Cr	Mo	Nb+Ta	Fe
ENiCrMo-3	Min	58.0	20.0	8.0	3.15	—
ENiCrMo-3	Max	—	23.0	10.0	4.15	5.0
Alloy	%	Al	Ti	C	Mn	Si
ENiCrMo-3	Min	—	—	—	—	—
ENiCrMo-3	Max	0.4	0.4	0.1	0.5	0.5

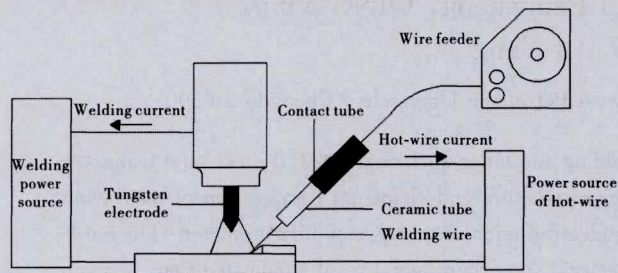


图 1 热丝 TIG 焊工作原理示意图

Fig. 1 Schematic diagram of working principle of hot-wire TIG welding

试样表面用水砂纸进行打磨后做抛光处理,采用 10% 草酸溶液进行电解侵蚀(电压 6 V,时间 10~15 s)。利用 MEF-4 型金相显微镜、Zeiss EVO MA15 扫描电镜、X 射线衍射仪对堆焊层微观组织进行观察和元素成分分析,利用 HVS-1000 型数显显微硬度仪测定试样自基材至堆焊层方向的硬度分布,载荷为 1000 g,测试点分布如图 2 所示。

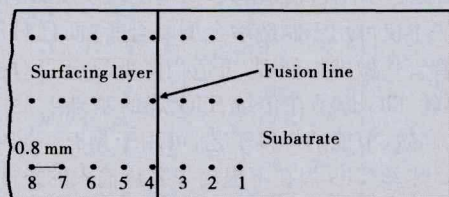


图 2 显微硬度测试点分布

Fig. 2 Distribution of the microhardness test points

### 2 结果与讨论

#### 2.1 组织观察

图 3 为试样堆焊层侵蚀后的组织金相图:(a)堆焊层宏观形貌,(b)融合线附近母材组织,(c)平面晶区及胞晶,(d)树枝晶,(e)等轴晶,(f)顶部横向柱状晶。

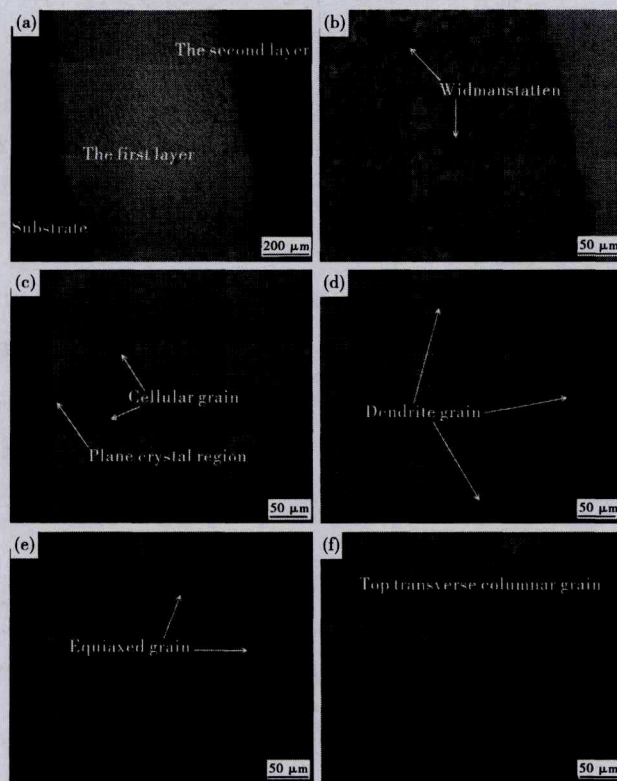


图 3 堆焊层的金相图

Fig. 3 Metallographic diagrams of surfacing layers

由图 3(a)可明显区分出母材、第一道和第二道堆焊层,其中第二道堆焊层相比第一道堆焊层组织,其晶粒更容易被观察到。参考不锈钢 10% 草酸侵蚀试验方法,可认为堆焊层内各区域在耐晶间腐蚀的能力上存在差异。第二道堆焊层的晶粒尺寸小,晶界数量更多,在侵蚀作用下溶解得更多,因此其基体主要表现为零星散落的晶粒分布形式。结合硬度试验(硬度试验结果如表 2 所示),试样硬度整体变化趋势为由基材到堆焊层方向递增,熔合线附近基材硬度升高,第二道堆焊层硬度整体高于第一道堆焊层,其硬度最大值位于表层区域,峰值为 217.1HV。这表明在 Inconel 625 合金多层多道堆焊层组织成形过程中,层道数对堆焊层组织耐晶间腐蚀及硬度有明显影响。

表 2 硬度试验结果

Table 2 The results of micro-hardness test

Points	1	2	3	4	5	6	7	8
1	148.1	147.3	158.7	198.4	185.4	196.4	197.4	211.4
2	136.4	139.7	155.6	180.2	201.9	210.5	207.7	223.6
3	140.4	142.8	156.4	185.4	197.5	202.1	203.2	216.3
Mean value	141.6	143.3	156.9	188.0	194.9	203.0	202.7	217.1

由图 3(b)可知,靠近熔合线附近的 Q235B 基材的部分过热区组织由其原始的珠光体+铁素体组织形态转变为过热铁素体+魏氏组织形态,其数量相对较少。堆焊层组织呈现出较大的不均匀性,晶粒生长方向主要为垂直于界面外延式生长,按生长方式和大小分类,主要包括图 3(c)所示的平面晶和胞晶、图 3(d)所示的树枝晶、图 3(e)所示的等轴晶以及图 3(f)所示的顶部横向生长的柱状晶。

熔池与母材接触后产生了一个从熔池内部往下的温度梯度,混合区液相/固相界面前沿由于高的温度梯度,焊缝金属结晶生长为沿固液界面的平面晶,这些平面晶与马氏体层在金相图中反映为图 3(c)所示的白亮带。在异种钢界面熔合区形成过程中,靠近熔池的小部分母材被再加热熔化,此时的液态母材由于流动性差,未能与熔池金属相互混合,只能依靠浓度梯度促使元素相互扩散,因而造成 Ni、Cr 等元素含量不足,在母材一侧就可能形成一个马氏体层<sup>[12,13]</sup>。

在平面晶区前沿位置,由于温度梯度降低, $G/R$ ( $G$ 为温度梯度, $R$ 为生长速率)变小,满足胞晶生长条件,于是沿着温度梯度的方向形成垂直于界面生长的胞晶;而更远离界面的位置  $G/R$  继续变小依次生成图 3(d)所示的树枝晶、图 3(e)所示的等轴晶。在堆焊层顶部观察到的图 3(f)所示的横向柱状晶则是因为在熔池顶部的散热方向已经由垂直于堆焊层方向转变为平行于焊接方向,从而导致了组织倾向平行于焊接方向生长。

## 2.2 堆焊层物相分析

对堆焊层进行 XRD 射线衍射,测定出的衍射图谱如图 4 所示,根据该图谱与标准 PDF 卡片对应的结果可判定堆焊层为  $\gamma$ -Ni 单相奥氏体。晶间及晶内第二相的数量相对而言很少,因而在此图谱中难以观察到。于是,采用 SEM 对堆焊层组织中一些可能的析出相进行观察。图 5 为堆焊层析出相的 SEM 图:(a)第一道堆焊层,(b)第二道堆焊层。

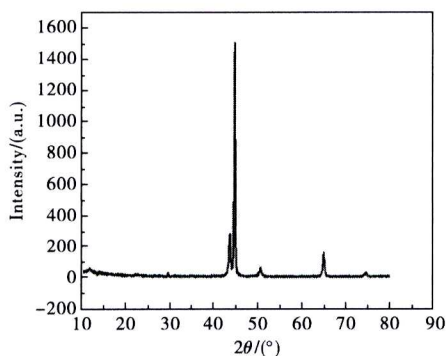


图 4 熔敷金属的 XRD 图谱  
Fig. 4 XRD pattern of the deposited metal

在扫描电镜下能明显看出,第一层和第二层焊缝组织经过同样侵蚀作用而展现出不同形貌。由图 5(b)可知,第二层焊缝组织更为稀疏,晶粒被明显侵蚀;在两道堆焊层晶界处都可以观察到白亮的点状析出相,由图 5(a)可知,晶粒被侵蚀程度较小,而存在析出相的位置被侵蚀更为明显,说明侵蚀剂在这些区域作用更强。图 5(b)中则可能由于侵蚀程度大,析出相与基体脱离而落入溶液中,因而数量相对较少。

对该析出相进行 EDS 分析,结果如图 6 所示。

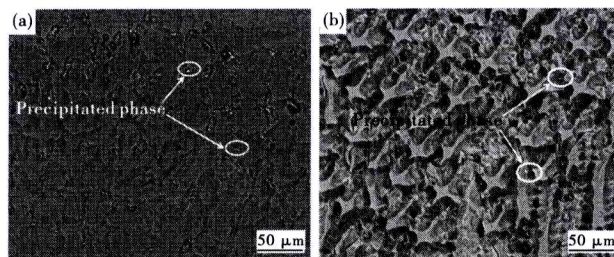


图 5 堆焊层析出相的 SEM 图  
Fig. 5 SEM micrographs of precipitated phases

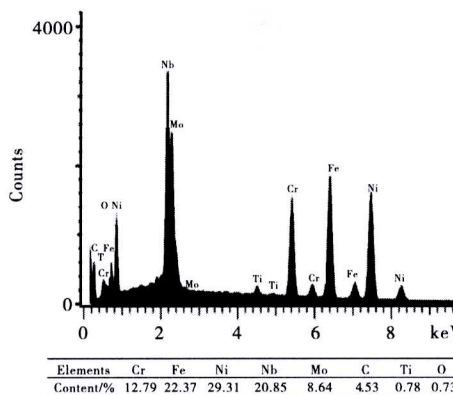


图 6 析出相的 EDS 结果  
Fig. 6 EDS result of the precipitated phase

由图 6 可知,析出相中含有大量 Ni 和 Cr 等合金元素,且 Nb、Mo 和 C 的含量尤其高。Mo 与 Cr 元素可提高基体的耐腐蚀性,但其在晶间析出碳化物,则会使其在晶界位置贫化,造成晶粒在晶界附近的耐腐蚀性下降<sup>[14,15]</sup>。在堆焊层晶界处观察到析出相,表明在堆焊层中存在这种析出现象,这也可能是两道堆焊层产生不同侵蚀形貌的原因。

## 2.3 堆焊层化学成分分布

对堆焊层进行 EDS 线扫描,扫描结果如图 7 所示。

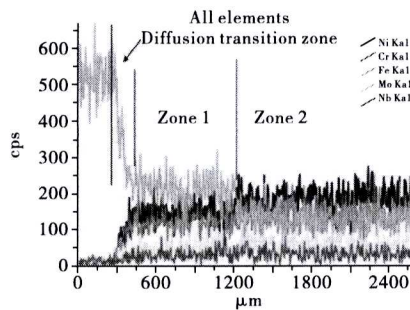


图 7 试样表面 EDS 线扫描图  
Fig. 7 The EDS line scanned graph of specimen surface

如图 7 所示,堆焊层元素的含量在垂直于界面的方向上呈现一种明显的 3 段式分布。以熔合线为界,堆焊层主要化学元素 Fe、Ni、Cr、Mo、Nb 成分含量迥异。由于基材液相进入区域一并发生完全混合,稀释了合金元素并提高了 Fe 元素含量,并且在冷却过程中继续发生由浓度梯度带来的扩散,在对应曲线中可知存在一个明显的陡降区域。有学者<sup>[16]</sup>

认为这个化学元素含量变化较大、体现不均匀性的区域为异种钢焊接熔合区中的扩散过渡区。以区域一熔敷金属为基体进行后续堆焊时,存在类似的混合及扩散现象,不过由于此时的基体合金元素含量与焊材相当,扩散现象减弱,因而不能观察到明显的扩散过渡区。区域一和区域二具体合金元素成分见表 3,为使得数据更准确,每个区域取 3 个位置,求其平均值。

表 3 区域一和区域二主要合金元素平均含量(%)  
Table 3 The average content of the main alloy elements in zone 1 and zone 2 (%)

Elements	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
Zone 1	15.61	30.29	41.83	3.25	6.45
Zone 2	17.05	22.42	46.43	3.68	6.72

由表 3 可知,区域二中 Ni、Cr 等元素含量高于区域一,但与焊材原始成分含量相差依然较大,可间接说明第二堆焊层焊接稀释率的控制并不理想。虽然第二道堆焊层对应的区域二中耐蚀性元素 Cr、Ni 等含量高于区域一,但是在金相组织观察时发现第二道堆焊层受到侵蚀作用更为明显,间接说明其耐蚀性更低。为此,对区域一及区域二晶粒内部选区进行 EDS 点扫描,结果如图 8 所示。

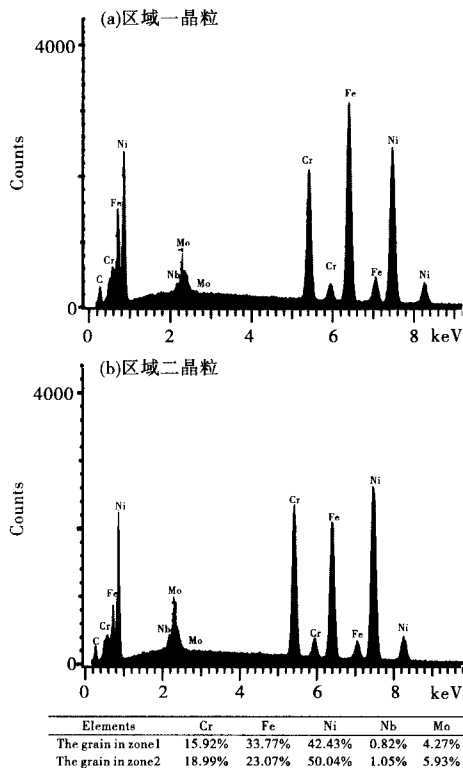


图 8 区域一、区域二晶粒内部 EDS 扫描图  
Fig. 8 EDS scanning figures of grains inner

与区域内合金元素含量的平均水平相比,区域一晶粒内部 Cr、Ni 等元素含量较为接近,Nb 和 Mo 含量稍低,这是由于 Nb 和 Mo 更容易在晶界偏聚。以 Cr 含量来分析,可以认为区域一的晶粒贫化现象不严重,而区域二中晶粒内部 Cr 含量达到了 18.99%,说明在其他被侵蚀掉的晶粒部位 Cr 含

量较低,区域二晶粒在局部地区产生了贫化现象。

结合组织观察与成分分析的结果,得出多层焊缝侵蚀组织差异的原因可能是:堆焊层熔敷金属在凝固过程中,在晶界区域偏析形成了 Cr 及其他合金元素的碳化物,同时由于凝固过程太快导致晶粒内部合金元素来不及扩散到晶界,在晶界位置产生了合金元素的贫化。由于稀释率的存在,晶粒中 Cr 含量已严重降低,加上晶界位置的进一步贫化,使该区域 Cr 等合金元素达不到一定阈值而被大量侵蚀消耗掉;而后续层道的焊接热输入对前道堆焊层熔敷金属形成再热作用,使合金元素含量重新超过阈值而产生强化作用。

### 3 结论

(1)堆焊层组织主要为  $\gamma$ -Ni 单相奥氏体,在晶界处有碳化物析出;由于凝固速率的不同,使得堆焊层的组织形态自熔合线至顶部依次为平面晶、胞晶、树枝晶、等轴晶以及顶部横向柱状晶;熔合线附近基材由于受焊接热影响而有少量魏氏组织形成。硬度自基材至堆焊层方向呈递增趋势。

(2)堆焊层上层熔敷金属的晶粒内部 Cr 含量高出于平均水平,而晶界位置出现贫 Cr 现象;下层熔敷金属受焊接再热作用,晶粒成分分布相对均匀。由于上层组织在晶界位置贫 Cr 较下层严重,从金相看其晶粒受到的侵蚀作用更明显。

### 参考文献

- 1 Qian Jinshen, Chen Changfeng, Li Chengyi, et al. Effect of element S on corrosion behavior of nickel-base alloy G3 in high temperature and high pressure environments containing H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub>[J]. Chinese J Nonferrous Metals, 2012,22(8):2214(in Chinese)  
钱进森,陈长风,李晟伊,等.元素 S 对镍基合金 G3 在高温高压 H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> 气氛中腐蚀行为的影响[J].中国有色金属学报,2012,22(8):2214
- 2 Zareie Rajani H R, Akbari Mousavi S A A, Madani Sani F. Comparison of corrosion behavior between fusion clad and explosive clad Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates [J]. Mater Des,2013,43:467
- 3 Thivillon L, Bertrand P H, Laget B, et al. Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components[J]. J Nuclear Mater, 2009,385(2):236
- 4 Theriault A, Liu X, Dryden J R. Fatigue behavior of laser consolidated IN-625 at room and elevated temperatures[J]. Mater Sci Eng A,2009,516(1-2):217
- 5 Xu F J, Lv Y H, Liu Y X, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 625 alloy during pulsed plasma arc deposition process[J]. J Mater Sci Technol,2013,29(5):480
- 6 Jia Peng, Wang Engang, Lu Hui, et al. Effect of electromagnetic field on micro structure and mechanical property for inconel 625 superalloy[J]. Acta Metall Sinica,2013,49(12):1573(in Chinese)  
贾鹏,王恩刚,鲁辉,等.电磁场对 Inconel 625 合金凝固组织及力学性能的影响[J].金属学报,2013,49(12):1573
- 7 Liu S, Liu W, Harooni M, et al. Real-time monitoring of laser hot-wire cladding of Inconel 625[J]. Optics Laser Technol,2014,62:124

- manufacture of aerospace forgings[J]. *Superalloys*, 2012, 2012; 881
- 3 Husson R, Baudouin C, Bigot R, et al. Consideration of residual stress and geometry during heat treatment to decrease shaft bending [J]. *Int J Adv Manuf Technol*, 2014, 72(9-12): 1455
- 4 Zhong Qunpeng, Zhang Zheng, Wang Shoukai, et al. Relation of ductile-brittle transition temperature to microstructure parameter and size of cleavage fracture element in carbon steels[J]. *Iron Steel*, 1993, 28(10): 49 (in Chinese)
- 钟群鹏, 张峥, 王守凯, 等. 碳钢韧脆转变温度与组织参量和解理断裂单元尺寸的关系[J]. *钢铁*, 1993, 28(10): 49
- 5 Huang J, Poole W J, Militzer M. Austenite formation during intercritical annealing[J]. *Metall Mater Trans A*, 2004, 35(11): 3363
- 6 Bonnevie E, Ferriere G, Ikhlef A, et al. Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, 385(1): 352
- 7 Kuai Zhen, Chen Yinli, Zhuang Baotong, et al. Quenching and partitioning(Q&P) process in two-phase region of a low carbon Si-Mn steel[J]. *Trans Mater Heat Treatment*, 2012, 33(12): 88 (in Chinese)
- 蒯振, 陈银莉, 庄宝潼, 等. 低碳 Si-Mn 系 Q&P 钢两相区的退火热处理工艺[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(12): 88
- 8 Lis J, Lis A. Kinetics of the austenite formation during intercritical annealing[J]. *J Achievements Mater Manuf Eng*, 2008, 26(2): 195
- 9 Patra S, Roy S, Kumar V, et al. Ferrite grain size distributions in ultra-fine-grained high-strength low-alloy steel after controlled thermomechanical deformation[J]. *Metall Mater Trans A*, 2011, 42(9): 2575
- 10 Peng Chengyun, Jiang Mingtian, Li Xiaoping, et al. Optimization of process parameters for hot stamping steel BR1500HS [J]. *J Chongqing University of Technology: Nat Sci*, 2013, 27(8): 32 (in Chinese)
- 彭成允, 江明天, 李小平, 等. 热冲压钢板 BR1500HS 淬火工艺参数优化[J]. *重庆理工大学学报: 自然科学版*, 2013, 27(8): 32
- 11 He Tiantian, Xiong Yi, Guo Zhiqiang, et al. Microstructure and properties of microduplex ( $\alpha + \theta$ ) structure in an ultra-fine-grained high carbon steel[J]. *Trans Mater Heat Treatment*, 2012, 33(2): 50 (in Chinese)
- 贺甜甜, 熊毅, 郭志强, 等. 超细晶粒高碳钢微复相组织及性能[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(2): 50
- 12 Calcagnotto M, Ponge D, Raabe D. Effect of grain refinement to 1  $\mu\text{m}$  on strength and toughness of dual-phase steels[J]. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(29): 7832
- 13 Zhang L, Shen Y, Wan H, et al. The study of Widmanstätten ferrite in Fe-C alloys by a phase field model coupled with anisotropic elasticity[J]. *J Alloys Compd*, 2015, 650: 239
- 14 Cottura M, Appolaire B, Finel A, et al. Phase field study of acicular growth: Role of elasticity in Widmanstätten structure[J]. *Acta Mater*, 2014, 72: 200

(责任编辑 杨霞)

(上接第 88 页)

- 8 Rommerskirchen I. New progress caps 10 years of work with tubi pipes[J]. *World Oil*, 2005, 226(7): 69
- 9 Cao Xiaoyan, Deng Juan, Cui Lei, et al. Progress made in research on cladding process for bimetal clad pipe[J]. *Steel Pipe*, 2014, 43(2): 11 (in Chinese)
- 曹晓燕, 邓娟, 崔磊, 等. 双金属复合管复合工艺研究进展[J]. *钢管*, 2014, 43(2): 11
- 10 Dutta P, Pratihari D K. Modeling of TIG welding process using conventional regression analysis and neural network-based approaches [J]. *J Mater Process Technol*, 2007, 184(1-3): 56
- 11 Lu F G, Tang X H, Yu H L. Numerical simulation on interaction between TIG welding arc and weld pool[J]. *Computat Mater Sci*, 2006, 35(4): 458
- 12 Mai T A, Spowage A C. Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel-kovar, copper-steel and copper-aluminium[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, 374(1-2): 224
- 13 Wang Yicheng, Yu Jie, Li Yan, et al. Martensitic transformation and microstructure in fusion zone of dissimilar steel welded joint [J]. *Trans China Weld Institution*, 1999, 20(3): 147 (in Chinese)
- 王昱成, 于捷, 李彦, 等. 异种钢熔合区马氏体相变过程及组织[J]. *焊接学报*, 1999, 20(3): 147
- 14 Tian Wei, Xie Faqin, Zhao Xuehui. Effect of heat treatment on corrosion resistance of G3 nickel alloys[J]. *Rare Metal Mater Eng*, 2012, 41(3): 482 (in Chinese)
- 田伟, 谢发勤, 赵雪会. 热处理对镍基合金 G3 耐蚀性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(3): 482
- 15 Wu Zhiwu, Wang Yishan, Li Shaohua, et al. Influence of niobium on microstructure and properties of deposited metal for nickel-base electrodes used for welding 9% Ni steel[J]. *J Iron Steel Res*, 2009, 21(12): 28 (in Chinese)
- 吴智武, 王移山, 李少华, 等. 铌对 9% Ni 钢用镍基焊条熔敷金属组织和性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2009, 21(12): 28
- 16 Pan C, Zhang Z. Morphologies of the transition region in dissimilar austenitic-ferritic welds[J]. *Mater Charact*, 1996, 36(1): 5

(责任编辑 周媛媛)