

# 退火保温时间对 T91 耐热钢 TIG 接头 显微组织及相变影响

冯可云<sup>1</sup>, 刘鹏<sup>2</sup>, 徐卫仙<sup>1</sup>, 李戈<sup>1</sup>

(1. 华电电力科学研究院有限公司, 浙江 杭州 310030; 2. 山东建筑大学 材料科学与工程学院, 山东 济南 250101)

**摘要:**采用金相、硬度、扫描电子显微分析(SEM)、能谱分析(EDS)及 X 射线衍射分析(XRD)试验方法,对 760 °C 下不同保温时间退火处理前后 T91 耐热钢 TIG 接头显微组织及相变进行研究。研究发现,在 760 °C 下经不同保温时间的退火处理后,T91 耐热钢 TIG 接头焊缝区显微组织结构由板条马氏体向片状或针片状马氏体转变,孪生现象及高的碳当量是促进结构转变的主要原因。经退火保温 6 h 处理后,相对均匀细小的第二相粒子弥散分布在晶界、马氏体针状界及马氏体内部,故第二相强化效果明显,焊缝区硬度较高。

**关键词:**T91 耐热钢;TIG 接头;保温时间;显微组织;相变

**DOI:** 10.14158/j.cnki.1001-3814.20183138

中图分类号: TG457.11

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2020)09-0024-04

## Microstructure and Phase Transformation of TIG Welded Joint of T91 Heat Resistant Steel under Different Anneal Holding Time

FENG Keyun<sup>1</sup>, LIU Peng<sup>2</sup>, XU Weixian<sup>1</sup>, LI Ge<sup>1</sup>

(1. Huadian Electric Power Research Institute Co., Ltd., Hangzhou 310030, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shandong Jianzhu University, Jinan 250101, China)

**Abstract:** Metallographic, hard, scanning electron microscope (SEM) analyses, energy dispersive spectrometer (EDS) analyses and X-ray diffractometer (XRD) analyses test methods were applied to study the microstructure and phase transformation of tungsten inert-gas arc welding (TIG) joint of T91 heat resistant steel under different anneal holding time at 760 °C. The test results show that the microstructure in the weld zone transforms from lath martensite to plate martensite or acicular martensite under different anneal holding time at 760 °C of TIG welded joint of T91 heat resistant steel, and transformation of microstructure is caused by twin phenomenon and high carbon equivalent. When the anneal holding time is 6 hours, relatively uniform and fine second phase particles are dispersed in grain boundaries, martensite acicular boundaries and interior of martensite, so the second phase has obvious strengthening effect. The hardness of weld zone is higher.

**Key words:** T91 heat resistant steel; TIG welded joint; holding time; microstructure; phase transformation

P91/T91 耐热钢(10Cr9Mo1VNb)是经改良的马氏体 9Cr-1Mo 钢<sup>[1-2]</sup>,实际上是在已经含有 Cr、Mo 元素的钢中添加 V、Nb、N 等强化元素形成的新型钢种,同时减少易生成裂纹元素 S、P,提高 P91/T91 耐热钢的抗氧化性能<sup>[3-4]</sup>。其组织结构为马氏体加部分铁素体,在高温环境下具有较好的组织稳定性、高温持久强度、高温蠕变强度<sup>[5-6]</sup>,被广泛应用于锅炉的过热器、再热器和主蒸汽管道上。实际生产中 P91/T91 耐热钢的焊接质量问题一直是大家关注的

焦点<sup>[7]</sup>,而目前国内外研究的重点主要集中在焊接及热处理工艺的选择方面<sup>[8-15]</sup>,对于不同退火保温时间下材料微观组织结构、性能及相转变关系方面并未进行系统研究。本文基于 T91 耐热钢 TIG 接头,尝试对不同退火保温时间下焊接接头表面微观组织结构、硬度、相结构及其转变进行研究,通过该研究,获得不同退火保温时间下 T91 耐热钢 TIG 接头组织结构转变与力学性能间的影响规律,同时分析和探讨不同退火保温时间下微观组织转变机理及影响机制,为 P91/T91 耐热钢在焊接生产中的应用提供理论基础。

## 1 试验材料及工艺

本次试验选用的母材是 T91 耐热钢管,牌号是

收稿日期:2018-09-26

作者简介:冯可云(1990-),男,山东聊城人,硕士研究生,工程师,主要研究方向:P91/T91 耐热钢熔焊接头组织结构与性能的影响;  
电话:18264139280;E-mail:leofengky@163.com

10Cr9Mo1VNb,管长 200 mm,外径 45 mm,内径为 35 mm。焊接方法为钨极氩弧焊(TIG),焊前需对试样进行坡口处理,坡口形式选择 V 型坡口,焊前预热温度为 150℃。TIG 焊接时选择的填充材料是 ER90S-B9,焊接时层间温度保持为 200~250℃,本次试验具体焊接工艺参数见表 1,焊后焊接接头的热处理状态为退火状态。

表 1 焊接工艺参数  
Tab.1 Welding process parameters

方法	层数	焊条直径 /mm	焊接电流 /A	电弧电压 /V	焊接速度 /(mm·s <sup>-1</sup> )
TIG	1~3	φ2.4	80~110	10~14	15~20

本次焊接试验结束后,对焊接接头进行不同保温时间的退火热处理,退火保温温度为 760℃,退火保温时间分别为 4、5、6h,退火保温结束后空冷至室温状态。对热处理前后试样进行金相组织、硬度、SEM、能谱分析(EDS)及 X 射线衍射分析(XRD)试验。金相组织试验采用侵蚀剂是三氯化铁盐酸水溶液,试验所采用的设备分别是 Nikon Epiphot 300U/200 型卧式金相显微镜,HV-1000 型硬度计,

JSM-6380LA 型扫描电镜,D/max-rc 型 X 射线衍射仪。

## 2 结果与分析

### 2.1 不同退火保温时间对 TIG 接头焊缝区显微组织结构的影响

图 1(a)为退火前 T91 耐热钢 TIG 接头焊缝区的显微组织结构,板条束位向明显,为典型的板条马氏体组织。760℃下,经 4h 退火保温处理后,焊缝区显微组织结构由板条马氏体转变为大小不一的针状马氏体,同时还存在一定量的残余奥氏体与铁素体组织(图 1(b))。而经 760℃+5h 退火保温处理后的焊缝组织呈现为针片状马氏体(图 1(c)),但其残余奥氏体的晶粒比 760℃下经 4h 退火保温处理后稍大。760℃下经 6h 退火处理后焊缝组织仍然为针片状马氏体(图 1(d)),与经退火保温 5h 处理后的显微组织结构进行对比分析(图 1(c)),针片状马氏体组织相对更加均匀细小。

通过金相试验分析发现,760℃下,不同保温时

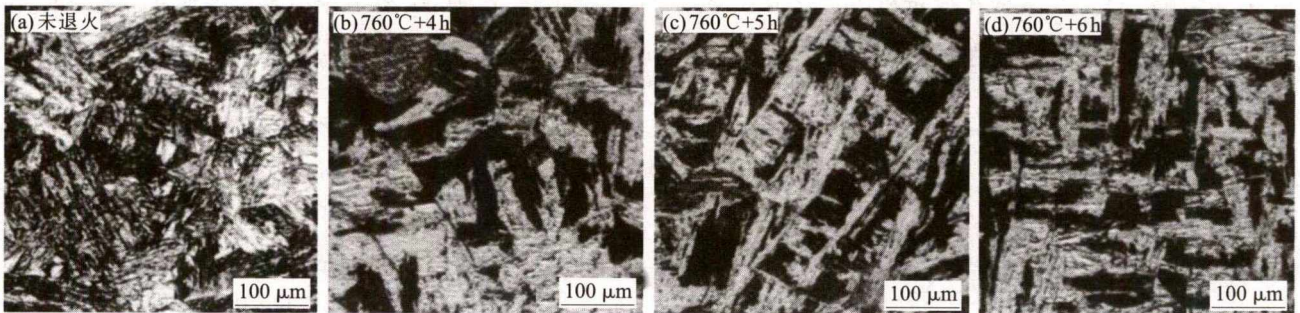


图 1 760℃退火不同保温时间下焊缝区的显微组织

Fig.1 Microstructure in weld zone annealed at 760℃ under different holding time

间退火处理后,焊缝区的显微组织结构发生了较为明显的变化。退火前,焊缝区显微组织结构为粗大的板条马氏体,退火后,逐渐转变为片状马氏体,退火保温时间的变化对马氏体组织形态变化的影响很大。经退火保温 4h 处理,焊缝区显微组织由板条马氏体逐渐转变为针状马氏体;经退火保温 5h 处理,则显微组织进一步转变为针片状马氏体,残余奥氏体变大;退火保温 6h 处理后的显微组织仍然呈现片状马氏体组织,其马氏体组织的形态比 5h 退火时更加均匀细小。焊接结束后,由于冷速较快,形成了板条马氏体,此时马氏体结构内存在大量的位错,相变应力通过位错滑移来松弛。而在 760℃下,不同保温时间退火处理过程中,自由位错消失,位错重新

排列,位错壁形成,发生孪生现象,形成了针片状马氏体,而高的碳当量也是促进显微组织结构转变的重要原因<sup>[16]</sup>。

### 2.2 不同退火保温时间对 TIG 接头相结构的影响

图 2 为不同退火保温时间下焊缝的 SEM 形貌及 EDS 分析。如图 2(a)所示,析出相主要以颗粒状或杆状分布在晶界,马氏体板条界。图中 A 区域析出相颗粒间距小,出现了析出相的聚集,可能是该区域富含 Cr 引起,因为析出相极容易在这种富含 Cr 的颗粒周围长大<sup>[17]</sup>,由其能谱分析结果可知,析出相的主要成分为 Fe,Cr,Mo,C,此时析出物中可能存在 Mo<sub>2</sub>C,CrC 等碳化物。经退火保温 4h 处理后,焊缝表面出现了大量的白色颗粒状或杆状析出物,白

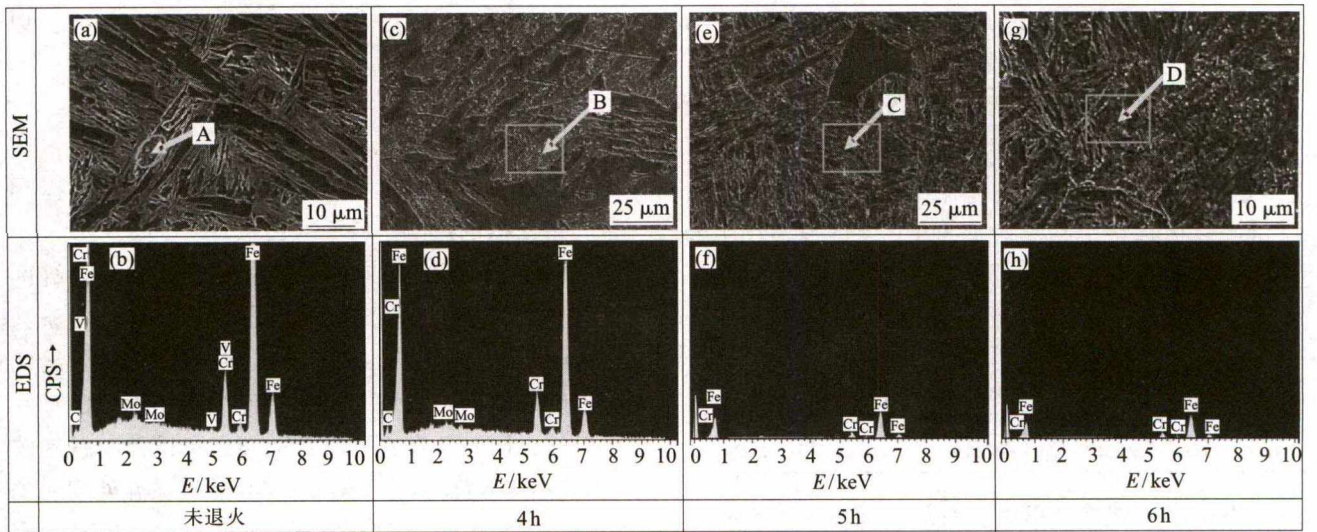


图2 不同退火保温时间下焊缝 SEM 形貌及 EDS 分析

Fig.2 SEM morphology and EDS analysis of the weld annealed under different holding time

色析出物主要分布在马氏体板条界、晶界及部分马氏体晶内,如图 2(c)中 B 区所示,由 B 区 EDS 分析结果可知,析出相的主要成分为 Fe, Cr, Mo。由 XRD 分析结果可知(图 3(a)),析出相由 Fe-Cr, Mo<sub>2</sub>C, CrC 等组成,与 A 区相比,此时,退火保温 4h 处理后,碳化物大量溶解,沉淀相大量析出。经退火保温 5h 处理后,相对细小的白色颗粒状或杆状析出物分

布更加均匀,此时,碳化物部分溶解,偏析硬化相几乎全部消失,如图 2(e)中 C 区所示,由 C 区 EDS 分析结果可知,C 区的主要成分为 Fe, Cr, 由 XRD 分析结果可知(图 3(b)),基体相由 Fe-Cr, CrC 等组成,与退火保温 4h 相比,此时材料力学性能相对稳定。如 2(g)所示,析出相主要以颗粒状或杆状弥散分布在晶界,马氏体针状界及马氏体内部。这种析出相颗粒相对细小,可以有效地钉扎晶界,限制了进一步保温过程中马氏体的长大,而伴随着保温时间的延长,由于位错运动,形成了大量的孪晶,故该条件下组织结构相对均匀细小,由能谱分析结果可知,析出相的主要成分为 Fe, Cr。

图 3 为不同保温时间下 T91 耐热钢的 X 射线衍射图谱,具体分析结果如表 2 所示。如表 2 所示,未退火处理焊缝的主要析出相是 CrC, Fe-Cr, V<sub>8</sub>C<sub>7</sub>, NiCrFe, Mo<sub>2</sub>C 等,这符合图 2(a)中的分析结果,第二相的大量析出也是导致焊缝硬度大幅度提高的原因之一。在退火 4h 的保温过程中,部分碳化物及偏析硬化相溶解,且在退火过程中,焊缝的位错密度大幅度降低,且退火前后组织发生了一定变化,导致退

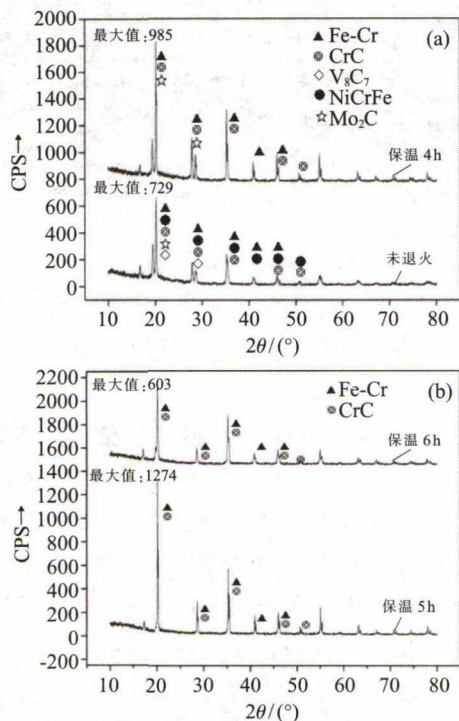


图3 不同退火保温时间下 T91 耐热钢 TIG 接头 XRD 衍射图

Fig.3 XRD diffraction patterns of TIG welded joint of T91 heat resistant steel under different annealing time

表 2 不同退火保温时间下 T91 耐热钢焊缝主要析出相  
Tab.2 The main precipitates of TIG welded joint of T91 heat resistant steel under different anneal holding time

保温时间	主要析出相
未退火	Mo <sub>2</sub> C, CrC, V <sub>8</sub> C <sub>7</sub> , NiCrFe, Fe-Cr
保温 4 h	Mo <sub>2</sub> C, CrC, Fe-Cr
保温 5 h	Fe-Cr, CrC
保温 6 h	Fe-Cr, CrC

火前后焊缝硬度有明显差值。随着退火时间的延长,部分碳化物溶解<sup>[18-20]</sup>,如 $V_8C_7$ , $Mo_2C$ 等,使得位错钉扎作用减小,硬度降低。经退火保温6h处理后,在晶界,马氏体针状界及马氏体内部弥散分布着颗粒细小的第二相,能有效地钉扎晶界,限制了进一步保温过程中马氏体的长大,获得均匀细小的焊缝组织,此时第二相强化效果明显,与退火保温4、5h相比,退火保温6h处理后焊缝组织性能最佳。

### 2.3 不同退火保温时间对 TIG 接头硬度分布的影响

通过对接头焊缝区域显微组织及相结构分析,发现760℃下不同保温时间退火处理后,TIG接头焊缝区显微组织及相结构发生了显著的变化,而显微组织及相结构的变化必然对焊接接头的力学性能产生影响,可以通过分析硬度变化来反映显微组织及结构变化对焊接接头力学性能的影响。图4为T91耐热钢TIG对接接头退火前及退火+不同保温时间处理后的显微硬度分布试验结果。硬度试验分析结果表明,未经退火处理的接头硬度分布趋势为M型,即母材沿焊缝方向硬度逐渐升高,在近缝区取得最大值,其接头显微硬度分布趋势起伏较大。而退火处理后的接头硬度值大幅度降低,退火保温4h处理后的接头硬度分布趋势与未退火前相似,同样在近缝区取得最大值,最大值为220HV。退火保温5h处理后的接头硬度与退火保温6h处理后的接头硬度分布趋势相近,即母材沿焊缝方向逐渐升高,在焊缝区取得最大值。与退火保温5h处理后的接头硬度相比,退火保温6h处理后的接头硬度相对较高。

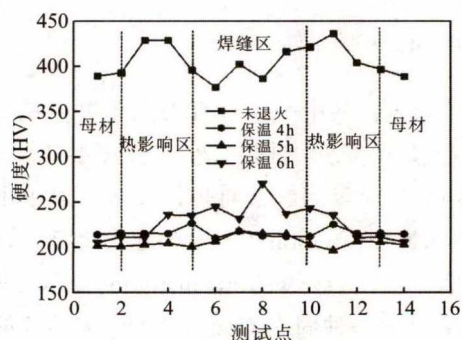


图4 不同退火保温时间下T91耐热钢TIG接头显微硬度分布曲线

Fig.4 The microhardness distribution curve of TIG welded joint of T91 heat resistant steel under different anneal holding time

将金相试验及SEM试验结果与显微硬度试验结果对比分析,发现导致退火处理前后硬度大幅度

降低的主要原因是退火处理前后显微组织结构逐渐由粗大的板条马氏体转变为相对均匀的片状或者针片状马氏体,经退火保温6h处理后,析出相颗粒以颗粒状或杆状弥散分布在晶界,钉扎位错,第二相强化效果明显,故此时硬度相对较高。

## 3 结论

(1) 760℃下经不同保温时间的退火处理后,焊缝区显微组织结构由板条马氏体向片状或针片状马氏体转变,经退火保温6h处理后,显微组织结构相对均匀细小,同时残余奥氏体组织也随着保温时间的延长而逐渐减少。退火保温处理过程中,孪生现象的发生导致了显微组织结构的转变,而高的碳当量也是促进结构转变的重要原因。

(2) 760℃下经不同保温时间的退火处理后,析出相主要以颗粒状或杆状弥散分布在晶界,马氏体针状界或马氏体内部。在退火保温5h过程中出现了部分碳化物溶解的现象,经退火保温6h处理后,颗粒细小的第二相弥散分布在晶界,马氏体针状界及马氏体内部,能有效地钉扎晶界,限制了进一步保温过程中马氏体的长大,获得均匀细小的焊缝组织,此时第二相强化效果明显,组织性能最佳。

(3) 未经退火处理的TIG接头显微硬度分布趋势为M型,即母材沿焊缝方向硬度逐渐升高,在近缝区取得最大值。而不同保温时间退火处理后,T91耐热钢TIG接头硬度大幅度降低,硬度分布趋势较为平缓,其中以退火保温6h处理后的焊缝区硬度最高。

## 参考文献:

- [1] Williams J A, Parker J D. Strain generated at austenitic/ferritic dissimilar welds during elastic pressure changes at high temperature [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1995, 201(1/2): 242-250.
- [2] Evans R W, Wilshire B. An analysis of the creep fracture characteristics of austenitic/ferritic steel transition welds [J]. *Mechanics of Materials*, 1985, 4(1): 51-65.
- [3] Razak N A, Davies C M, Nikbin K M. Testing and assessment of cracking in P91 steels under creep-fatigue loading conditions [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2018, 84: 320-330.
- [4] Hu J N, Fukahori T, Igari T. Modelling of creep rupture of ferritic/austenitic dissimilar weld interfaces under mode I fracture [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2018, 191: 344-364.
- [5] Akram J, Kalvala P R, Misra M, et al. Creep behavior of dissimilar metal weld joints between P91 and AISI 304 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 688: 396-406.

(下转第31页)

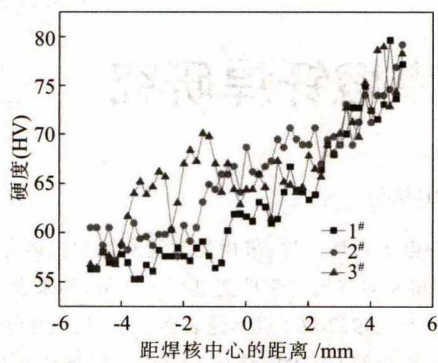


图5 不同工艺参数下焊接接头横截面的显微硬度  
Fig.5 Micro-hardness of cross section of welded joints under different process parameters

象。对比1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>和3<sup>#</sup>接头,其中2<sup>#</sup>接头焊核区域的硬度最大,1<sup>#</sup>接头焊核区域的硬度最小,3<sup>#</sup>接头焊核区域硬度介于两者之间。在偏6061母材一侧,1<sup>#</sup>和2<sup>#</sup>接头热影响区和热机影响区的硬度小于焊核区域,而3<sup>#</sup>接头热影响区和热机影响区硬度却大于焊核区域,猜想可能是由于焊接速度过慢,搅拌头与母材接触时间过长,导致AlSi12大量的挤压到6061一侧,从而使得该区域的硬度较焊核区域硬度有一定的提升。

综上所述,6061/AlSi12异种材料搅拌摩擦焊接头焊缝断面的横向微观硬度分布呈现“阶跃”式,当焊接速度为200mm/min时,焊核区域的硬度最大。

### 3 结论

(1) 经搅拌摩擦焊接后,焊核区域由于受到搅拌针强烈的搅拌作用和摩擦作用,受到较高温度的热

循环,使得6061晶粒发生再结晶,晶粒细化,块状Si发生缩颈、熔断并粒化,弥散分布在基体上,从而提高接头强度。

(2) 当焊接速度为400mm/min时,接头的抗拉强度达到最大175.93MPa,是6061母材的70%,是AlSi12母材的90%。

(3) 接头焊缝断面的横向微观硬度分布呈现“阶跃”式,当焊接速度为200mm/min时,焊核区域的硬度最大。

### 参考文献:

- [1] 叶结和,杨千里,朱燕,等. 5754/AZ31异种合金搅拌摩擦焊接头的组织与性能[J]. 江苏科技大学学报(自然科学版), 2016,30(3):232-236.
- [2] 黄永宪,黄体方,万龙,等. 铝/钢异种材料搅拌摩擦焊研究进展[J]. 精密成形工程,2018,10(1):23-30.
- [3] 王桂平,许祥平,陈书锦. 浅析我国搅拌摩擦焊技术专利[J]. 热加工工艺,2018,47(1):6-9.
- [4] 宋晓村,朱政强,陈燕飞. 搅拌摩擦焊的研究现状及前景展望[J]. 热加工工艺,2013,42(13):5-7.
- [5] 邵百明,杨弋涛,孙保良,等. 变形对铝硅合金铸件组织和性能的影响[J]. 热加工工艺,2005,34(4):25-26.
- [6] 曹立超. 基于搅拌摩擦加工技术制备高硅铝合金的研究[D]. 合肥:合肥工业大学,2017.
- [7] 王磊,柴鹏,曲文卿,等. 5A06-H112铝合金与304L不锈钢搅拌摩擦焊对接研究[J]. 电焊机,2014,44(4):67-70.
- [8] 贾阳,王克鸿,杨立,等. 6061铝合金搅拌摩擦焊微观组织分析[J]. 热加工工艺,2015,44(21):180-182. [1]

(上接第27页)

- [6] Majid M A A, Sarwar M. Effect of post weld heat treatment on weld hardness quality of P91 welded pipes[J]. Applied Mechanics and Materials, 2015, 799-800: 377-381.
- [7] 姜杰云. T91/P91耐热钢的性能分析及焊接工艺[J]. 华电技术, 2010, 32(4):35-38.
- [8] 王则灵. T91/P91耐热钢的焊接工艺[J]. 焊接, 2005(12):29-33.
- [9] 任岚明,张志刚. T91/P91耐热钢焊接性能分析[J]. 吉林电力, 2002(4):54-56.
- [10] 赵长文. P91/T91钢的现场焊接和热处理工艺[J]. 佳木斯大学学报(自然科学版), 2008, 26(4):490-492.
- [11] 张强,于连水. P91的热处理工艺探讨[J]. 价值工程, 2010, 29(13):160-160.
- [12] 黄向红. P91耐热钢的焊接特点及工艺[J]. 机械设计与制造, 2011(6):263-265.
- [13] 李应钦,徐森,刘文峰. T/P91耐热钢及其焊接、焊后热处理、无损检测工艺要点[J]. 中国化工装备, 2015(3):13-23.
- [14] 乔亚霞,郭军. 电站锅炉用马氏体耐热钢P92的焊接[J]. 电力建设, 2007, 28(6):87-90.
- [15] Shibli Ahmed, Starr Fred. Some aspects of plant and research experience in the use of new high strength martensitic steel P91[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2007, 84(1/2): 114-22.
- [16] 崔忠圻,刘北兴. 金属学与热处理原理[M]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社, 2004.
- [17] 宁保群. T91铁素体耐热钢相变过程及强化工艺[D]. 天津:天津大学, 2007.
- [18] 余斌,李晓源,时捷,等. 等温球化退火对某高碳钢中碳化物的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(1):91-93.
- [19] 薛松,周杰,张艳伟,等. H13钢退火态中的碳化物分析[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(2):100-105.
- [20] 于文涛,李晶,史成斌,等. 高碳马氏体不锈钢8Cr13MoV球化退火过程中碳化物的演变[J]. 金属热处理, 2016, 41(9):25-31. [1]