

# TiNi 形状记忆合金与不锈钢 TLP-DB 接头界面组织及力学性能

汪应玲<sup>1</sup>, 李 红<sup>1</sup>, 栗卓新<sup>1,2</sup>, 冯吉才<sup>2</sup>

(1. 北京工业大学 材料学院, 北京 100124)

2. 哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 采用 AgCu 金属箔作中间层, 对 TiNi 形状记忆合金与不锈钢进行了瞬间液相扩散焊。分析了接头的显微组织、元素分布、物相组成等, 研究了接头的显微硬度和不同工艺参数下的抗剪强度。结果表明, 接头界面区由 TiNi 侧过渡区、中间区和不锈钢侧过渡区组成, 主要相分别为 Ti(Cu, Ni, Fe), AgCu, TiFe 等。过渡区的显微硬度值高达 500~650 HV, 但中间区的硬度值只有大约 120 HV。随加热温度的升高和保温时间的延长, 接头抗剪强度均呈先增大后减小的趋势, 最大抗剪强度为 239.4 MPa。断裂发生在 TiNi 母材和 AgCu 中间层扩散界面上, 断口为混合断裂形貌。

**关键词:** TiNi 形状记忆合金; 不锈钢; 瞬间液相扩散焊; 显微组织; 抗剪强度

**中图分类号:** TG453.9 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2009)04-0077-04



汪应玲

## 0 序 言

TiNi 形状记忆合金(TiNi SMA)是一种新型功能材料, 具有特殊的形状记忆效应和超弹性、比强度高、抗腐蚀、抗磨损和生物相容性好等特点, 广泛应用于航空航天、工业制造、医疗器械等领域<sup>[1]</sup>。但是 TiNi SMA 价格较高, 实际应用中将其与性能优异、价格低廉的不锈钢连接成复合结构件是降低材料成本、扩大其应用范围的重要途径。

目前国内外关于 TiNi SMA 和不锈钢连接的研究较少, 主要涉及等离子弧焊<sup>[2]</sup>、激光焊<sup>[3]</sup>、钎焊<sup>[4]</sup>等。熔焊时由于 TiNi SMA 和不锈钢的物理化学性能相差很大, 接头易产生应力集中而开裂。同时 Ti 元素和不锈钢中的 Fe 元素、Cr 元素之间的互溶度很小, 且 Ti 为强碳化物形成元素, 因此连接界面易形成大量 TiNi<sub>2</sub>, TiC, TiFe 等脆性金属间化合物, 严重影响接头性能。采用扩散焊工艺不仅能够有效的避免熔焊时裂纹的影响, 而且可以通过中间层来控制界面金属间化合物的产生, 从而实现异种材料的可靠连接<sup>[5]</sup>。采用 AgCu 金属箔作中间层, 在真空条件下进行了 TiNi SMA 和不锈钢的瞬间液相扩散焊

(TLP-DB)试验, 分析了接头界面的组织结构和成分分布, 研究了不同工艺参数对接头抗剪强度的影响规律。

## 1 试验方法

试验材料选用 50.2%Ti49.8%Ni(质量分数)形状记忆合金板和 304 不锈钢板, 其尺寸均为 30 mm×10 mm×2 mm。中间层材料为 50 μm 厚的 AgCu 金属箔, 其成分为 72%Ag28%Cu(质量分数), 熔点为 779 °C。焊接时, 两者在长度方向搭接, 搭接长度为 10 mm。焊前用 1500 号 SiC 砂纸将待焊面打磨平整, 然后用丙酮超声波清洗 10 min, 烘干。将准备好的材料按 TiNi/AgCu/304 的形式装配, 试验在真空扩散炉中进行, 真空度为  $1.0 \times 10^{-2} \sim 1.0 \times 10^{-3}$  Pa, 加热温度为 820~900 °C, 保温时间为 20~100 min, 连接压力为 0.05 MPa。

用配有 EDS 附件的 HITACHI-3400N 型扫描电镜对接头界面微观组织和化学成分进行分析。用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪分析连接界面相组成。采用 HXD-100 型数字式显微硬度计测量接头的显微硬度, 载荷为 0.5 N, 加载时间为 15 s。用 MTS810 型万能试验机对不同工艺参数下获得的 TiNi/AgCu/304 接头的抗剪强度进行测定, 取三个试

收稿日期: 2008-12-15

基金项目: 哈尔滨工业大学现代焊接生产技术国家重点实验室开放课题(06003)

样的平均值,加载速度为 0.5 mm/min.

2 试验结果及分析

2.1 接头的显微组织

图 1 为加热温度 860 ℃,保温时间为 60 min 和连接压力为 0.05 MPa 条件下 TiNi SMA 和 304 不锈钢 TLP-DB 接头的显微组织形貌. 图中从左到右依次为 TiNi 母材(A)、TiNi 侧过渡区(B)、中间区(C)、不锈钢侧过渡区(D)和 304 母材(E). 焊缝整体平直致密,仅在不锈钢侧过渡区存在少量的扩散微孔. 过渡区 B 和 D 中扩散层明显,中间区 C 面积较大,主要为富 Ag 相和富 Cu 相的 AgCu 二元合金. 初始中间层厚度为 50 μm,而焊缝的宽度只有 35 μm 左右,原因可能是连接过程中施加的压力挤出部分熔化的液态中间层,导致焊缝变窄.

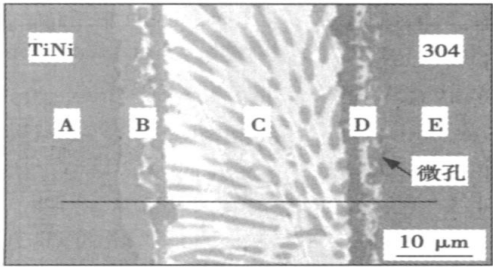


图 1 接头显微组织  
Fig. 1 Microstructure of joint

图 2 为接头能谱线扫描结果. 由图可知,在 TiNi 侧过渡区, Ni 元素的线扫描分布图在界面处发生倾斜,说明 Ni 元素向界面中产生了一定的扩散. Ag 元素出现了峰值,且与 Ti 元素此处的线扫描结果呈现相反的情况. Cu 元素在 TiNi 侧过渡区的含量较少,但峰值较 Ag 元素靠左,说明此处原子扩散为 Cu 原子向 TiNi 合金中扩散. 根据 TiNiCu 相图可知,860 ℃时, Cu 原子在 TiNi 合金中的溶解度较大,但由于中间层的 Cu 元素含量较少,所以扩散到母材中的 Cu 元素含量也很少. TiNi 侧过渡区出现 Fe 元素的峰值,且与 Ti 元素此处出现的峰值相对应. 说明连接过程中 Fe 原子穿过中间层,扩散到 TiNi 侧界面与 TiNi 形成 TiNiFe 金属间化合物. 在不锈钢侧过渡区, Ti 元素也出现了峰值,与之对应的 Fe, Cr 元素均出现浓度梯度,故推断不锈钢侧的界面上除 TiFe 系金属间化合物外,还可能存在 TiCr 相<sup>[6]</sup>.

为进一步揭示中间层与两母材反应过渡区的组织结构特点,分别对图 1 中的 B 区和 D 区局部放大,

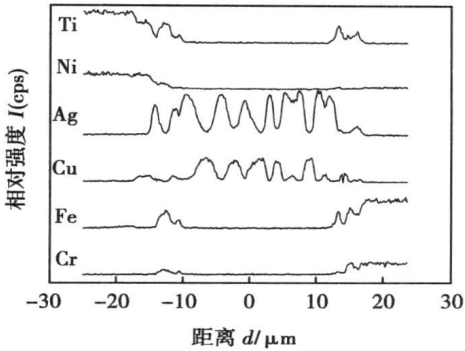


图 2 接头界面各元素线扫描  
Fig. 2 Element scanning of joint interface

并对各层进行能谱分析,结果见图 3 和表 1. TiNi 侧过渡区由三层连续的反应层构成,分别为 I, II, III 层,见图 3a. 不锈钢板侧过渡区只有两层连续的反应层,分别为 IV, V 层,见图 3b. 从成分上看, I 层主要由 Ti, Ni, Cu 元素组成. 已有研究表明<sup>[7]</sup>, 860 ℃时液态的 AgCu 合金中 Cu 原子扩散 TiNi 中,可取代部分 Ni 原子,形成 TiNiCu 相. 同时该层 Ni 元素的相对含量高于 Ti 元素,因此推断 I 层除 TiNiCu 相外,还可能存在 TiNi<sub>2</sub> 相. II 层白色相中主要含 Ag 元素,连接过程中 Ag 元素与 TiNi 不反应<sup>[8]</sup>,主要以固溶体的形式存在. III 层中 Fe 元素含量显著增多,多种元素形成复杂的 Ti (Cu, Ni, Fe)化合物<sup>[2]</sup>. 从 I 层到 II 层, Ti, Ni 元素降低幅度较大,而从 II 层到 III 层变化则较平缓,因此,认为 I 层主要为 Cu 原子向 TiNi 基体中扩散时, II 层、III 层为各原子的互扩散区. d 点和 e 点的能谱分析表明,中间区成分变化不大,仍以 AgCu 二元合金为主. IV 层颜色较深,主要含 Ti 元素和 Fe 元素,根据 TiFe 二元相图可知, 860 ℃时 Ti 原子在 Fe 原子中溶解度较小(约为 3%, 摩尔分数), Ti 原子在不锈钢中扩散,其浓度很快达到铁基固溶体的溶解度极限,从而形成 TiFe<sub>2</sub>, TiFe

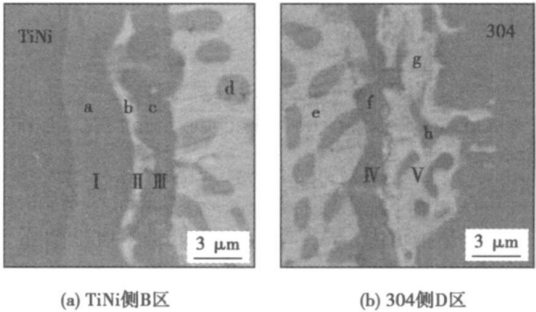


图 3 接头扩散界面的微观组织  
Fig. 3 Microstructure of diffusion interface of joint

和  $\text{Ti}_2\text{Fe}$  金属间化合物, 所以认为 IV 层主要为  $\text{TiFe}$  系金属间化合物. V 层为混合层, 其中白色区域主要为富 Ag 相, 灰色区域仍然以 Ti, Fe 元素为主, 还有较少量的 Ag 元素, 故 V 层主要为 Ag 相和  $\text{TiFe}$  系金属间化合物.

表 1 图 3 中各点成分能谱分析(摩尔分数, %)

Table 1 Results of EDS in Fig. 3

| 点 | Ti    | Ni    | Ag    | Cu    | Fe    | Cr   | 可能相                                          |
|---|-------|-------|-------|-------|-------|------|----------------------------------------------|
| a | 34.51 | 46.73 | 0.54  | 17.87 | 0.35  | 0.00 | $\text{TiNiCu}$ , $\text{TiNi}_2$            |
| b | 18.97 | 12.76 | 46.92 | 14.63 | 5.49  | 1.23 | Ag $\text{TiNiCu}$                           |
| c | 21.57 | 15.51 | 19.36 | 9.66  | 31.56 | 2.35 | $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Ni}, \text{Fe})$ |
| d | 0.11  | 0.87  | 18.22 | 80.80 | 0.00  | 0.00 | $\text{Cu}(\text{Ag})$                       |
| e | 0.70  | 0.14  | 90.20 | 7.62  | 0.31  | 0.26 | Ag(Cu)                                       |
| f | 30.20 | 6.71  | 8.11  | 2.43  | 45.99 | 6.56 | $\text{TiFe}$ , $\text{TiFe}_2$              |
| g | 3.08  | 0.00  | 68.07 | 9.62  | 2.80  | 0.00 | Ag(Cu)                                       |
| h | 20.06 | 4.18  | 17.57 | 1.18  | 35.42 | 4.97 | $\text{TiFe}_2$ , Ag(Cu)                     |

2.2 接头的显微硬度

加热温度为  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 保温时间为 60 min, 连接压力 0.05 MPa 的条件下  $\text{TiNi}/\text{AgCu}/304$  TLP-DB 接头的显微硬度分布见图 4. 接头存在五个不同的硬度分布区, 两侧过渡区的硬度值达 500 ~ 650 HV, 明显高于两侧基体. 这跟连接过程中过渡区形成了多种硬质金属间化合物有关. 焊缝中间硬度较低, 与其成分有关. AgCu 合金本身的硬度仅为 85 HV 左右, 焊接过程中其它元素(如 Ti, Cr)的扩散, 使得焊缝中间的显微硬度值增加到 120 HV 左右<sup>[9]</sup>.

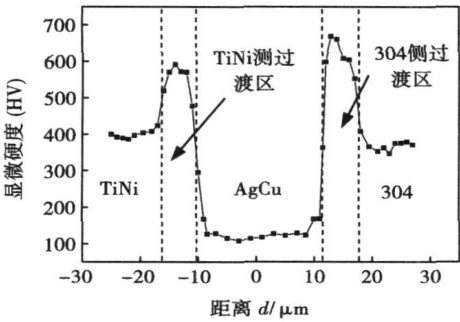


图 4 接头显微硬度分布  
Fig. 4 Distribution of microhardness in joint

2.3 接头的抗剪强度及断口 XRD 分析

图 5 为 0.05 MPa 压力下保温时间为 60 min 时, TLP-DB 加热温度对接头抗剪强度的影响. 图 6 为 0.05 MPa 压力下, 加热温度为  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, TLP-DB 保温时间对接头抗剪强度的影响. 由图可见, 随加热温度的升高和保温时间的延长, 接头抗剪强度均呈先增大后减小的趋势. 当加热温度为  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 保温时间为

60 min 时, 接头的抗剪强度最大达到 239.4 MPa.

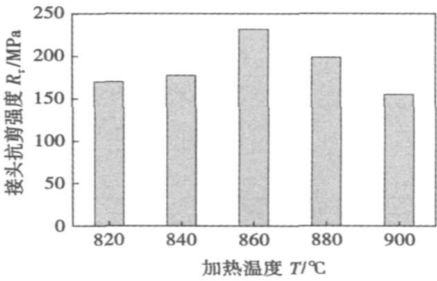


图 5 加热温度对接头抗剪强度的影响  
Fig. 5 Effect of heating temperature on shear strength of joints

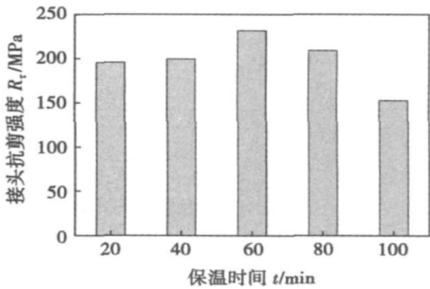


图 6 保温时间对接头抗剪强度的影响  
Fig. 6 Effect of holding time on shear strength of joints

图 7 为抗剪强度最大时接头断口形貌 ( $\text{TiNi}$  侧). 图中各区能谱扫描结果见表 2. M 区主要含 Ti 元素和 Fe 元素, 断裂发生金属间化合物上, 为典型的脆性断裂形貌. N 区 Ag 元素和 Cu 元素含量增加, 微观形貌为方向一致的纤维状韧窝, 呈韧性断裂特征. 断口表面整体较平坦, 脆性断裂和韧性断裂交互存在. 虽然韧性断裂占据大部分区域, 但是裂纹首先在脆性金属间化合物处萌生, 应力作用下, 接头发生塑性变形, 裂纹向 N 区扩展, 最终导致接头呈混合断裂特征.

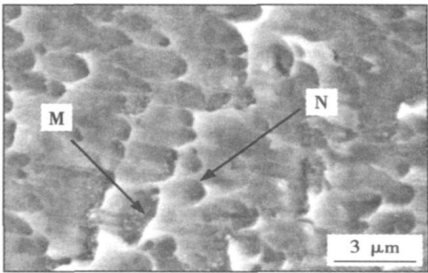


图 7 接头 TiNi 侧断面显微组织  
Fig. 7 Fracture surface of joints at TiNi side

表 2 图 7 中各区能谱分析(摩尔分数, %)

Table 2 Results of EDS in Fig. 7

| 位置 | Ti    | Ni    | Ag    | Cu    | Fe    | Cr   |
|----|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| M  | 26.63 | 10.60 | 7.86  | 6.23  | 36.29 | 6.66 |
| N  | 16.31 | 3.57  | 36.64 | 15.17 | 19.93 | 8.38 |

图 8 为接头剪切断面 TiNi 侧表面 XRD 分析. 结果表明断面上存在较多的 TiNiCu, TiNi<sub>2</sub>, TiFe<sub>2</sub> 和 Ag 元素, 故断裂发生在 TiNi 母材和 AgCu 中间层的扩散界面上. 连接过程中, 一方面合金元素(Ti, Cu, Ni)的扩散对 AgCu 中间层起强化作用<sup>[10]</sup>; 另一方面扩散界面上形成大量的脆性金属间化合物导致界面强度降低. 因此, 尽管接头存在约 20 μm 宽的 AgCu 合金层, 断裂仍发生在扩散界面上.

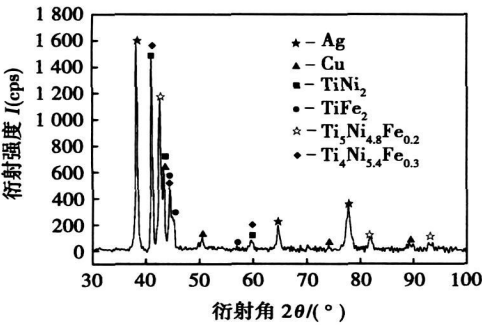


图 8 接头剪切断面 TiNi 侧表面 XRD 分析结果

Fig. 8 XRD patterns of fracture surface at TiNi side

3 结 论

(1) TiNi/AgCu/304 TLP-DB 接头界面区由 TiNi 侧过渡区、中间区和不锈钢侧过渡区组成, 主要相分别为 Ti(Cu, Ni, Fe), AgCu, TiFe 等. 接头存在五个不同的硬度分布区, 过渡区的显微硬度值高达 500 ~ 650 HV, 明显高于两侧基体, 中间扩散区的显微硬度值约为 120 HV.

(2) 随着加热温度的升高和保温时间的延长, 界面抗剪强度均呈先增大后减小的趋势. 当加热温度为 860 ℃, 保温时间为 60 min, 连接压力为 0.05 MPa 时, 接头抗剪强度最大为 239.4 MPa. 由于界面生成大量的脆性金属间化合物, 断裂发生在 TiNi 母材和 AgCu 中间层的扩散界面上, 断口为混合断裂形貌.

参考文献:

[ 1 ] 吴全兴. TiNi 合金形状记忆和超弹性特性的应用[ J ]. 稀有金属快报, 2007, 26 (10): 42—44.  
Wu Quanxing. Application of shape memory effect and superelastic property of the TiNi alloy[ J ]. Rare Metals Letters, 2007, 26 (10): 42—44.

[ 2 ] Casper V E, Fostervoll H, Zuhair K, *et al.* Plasma welding of NiTi to NiTi, stainless steel and hastelloy-C276[ C] // Pittsburgh, Pennsylvania, USA: ASM Materials Solutions 2003 Conference, 2003: 13—15.

[ 3 ] Gugel H, Schuermann A, Theisen W. Laser welding of NiTi wires [ J ]. Materials Science and Engineering, 2008, 481—482 (1): 668—671.

[ 4 ] Qiu X M, Li M G, Sun D Q, *et al.* Study on brazing of TiNi shape memory alloy with stainless steels[ J ]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 176(1—3): 8—12.

[ 5 ] 张汇文, 岳 鑫, 张九海, 等. 钛合金与不锈钢的钎焊和扩散焊技术研究现状及发展趋势[ J ]. 焊接, 2006(1): 11—16.  
Zhang Huiwen, Yue Xin, Zhang Jiuhai, *et al.* Tendency and research status on brazing and diffusion bonding for titanium as well as its alloy to stainless steel[ J ]. Welding & Joining, 2006(1): 11—16.

[ 6 ] 上西启介, 小林 紘二郎. 形状记忆合金とステンレス钢のろう付[ J ]. 溶接技术, 2004, 52(6): 75—79.  
Uenishi K, Kobayashi K F. Brazing of shape memory alloy with stainless steel[ J ]. Welding Technology, 2004, 52(6): 75—79.

[ 7 ] Yang T Y, Shiue R K, Wu S K. Infrared brazing of Ti50Ni50 shape memory alloy using pure Cu and Ti-15Cu-15Ni foils[ J ]. Intermetallics, 2004, 12(12): 1285—1292.

[ 8 ] Shiue R H, Wu S K. Infrared brazing of Ti50Ni50 shape memory alloy using two Ag-Cu-Ti active braze alloys[ J ]. Intermetallics, 2006, 14(6): 630—638.

[ 9 ] 杨富陶, 周世平, 王海燕, 等. 钛对 Ag-Cu 合金性能的影响[ J ]. 贵金属, 1999, 20(2): 28—29.  
Yang Futao, Zhou Shiping, Wang Haiyan, *et al.* Effect of Ti addition on the properties of Ag-Cu Alloys[ J ]. Precious Metals, 1999, 20(2): 28—29.

[ 10 ] 张 雷, 孟 亮. 合金元素对 Cu-Ag 合金组织、力学性能和电学性能的影响[ J ]. 中国有色金属学报, 2002, 12(6): 1218—1223.  
Zhang Lei, Meng Liang. Effects of alloying elements on microstructure, mechanical and electrical properties of Cu-Ag based alloys [ J ]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(6): 1218—1223.

作者简介: 汪应玲, 女, 1982 出生, 硕士研究生. 主要从事材料的扩散焊研究. 发表论文 2 篇.

Email: wangyingling @emails.bjtu.edu.cn

According to the welding heat input control based on the EN and EP transition, the arc instability and exclusion have been improved. In order to make the energy control continuous, double transition was implemented in each cycle. This method can control the energy during welding process with the heat distribution control of the base metal and wire. The welding machine designed for this method can meet the technical requirements and realize service reliability and precise output. The experimental results indicate the AC shortcircuit transfer technique has stable welding with the less spatter and the good weld bead.

**Key words:** energy; welding; AC; shortcircuit transition

#### Microstructure and properties of transient liquid phase diffusion bonded joint for TiNi shape memory alloy and stainless steel

WANG Yingling<sup>1</sup>, LI Hong<sup>1</sup>, LI Zhuoxin<sup>1,2</sup>, FENG Jikai<sup>2</sup> (1. College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China; 2. State Key Lab of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China). p77—80

**Abstract:** TiNi shape memory alloy and stainless steel were bonded by transient liquid phase diffusion bonding (TLP-DB) with AgCu metal foil as the interlayer. The microstructure, alloy elements profile and the patterns of joint were analyzed, while the microhardness and the shear strength of the joint were investigated. The results show that the interface zone of joint is composed of TiNi transition zone, middle zone and stainless steel transition zone, which contains Ti(Cu, Ni, Fe) phase, AgCu phase, TiFe phase respectively. The microhardness of diffusion zone in both TiNi side and stainless steel side varies in the range of 500-650 HV. However, the microhardness of middle zone is only about 120 HV. With the increase of heating temperature or the prolonging of the holding time, the shear strength of joint interface increases firstly and then decreases. The highest shear strength is about 239.4 MPa. The fracture occurs at diffusion interface between TiNi alloy and AgCu interlayer, and the joint presents a characteristic of mixed fracture ductile-brittle mode.

**Key words:** TiNi shape memory alloy; stainless steel; transient liquid phase diffusion bonding; microstructure; shear strength

#### Residual stress evaluation of high speed train body structure by ultrasonic method and verification

LU Hao<sup>1</sup>, LIU Xuesong<sup>1</sup>, MENG Lichun<sup>2</sup>, MA Ziqi<sup>1</sup>, FANG Hongyuan<sup>1</sup> (1. State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 15001, China; 2. CSR Sifang Locomotive and Rolling Stock Co. Ltd, Qingdao 266000, Shandong, China). p81—83

**Abstract:** Residual stress is one of the most important challenges to the safety of parts and structures as welded. Ultrasonic stress measurement system is modified for the measurement of thin wall welded structure. The residual stress of high-speed train body structure is measured by the system. The measurement process is not only nondestructive, but also real-time and quick. The results of the ultrasonic method are verified by the laser hologram interference hole-drilling method and finite element method. The deviations of the results are also discussed.

**Key words:** ultrasonic; thin wall welded structure residual stress; high-speed train; nondestructive

#### Fabrication and property of nano-SiC whisker/ZrO<sub>2</sub> composite thermal barrier coatings

HOU Pingjun, WANG Hangong, WANG Liuying, ZHA Bailin (The Second Artillery Engineering College 501 staff, Xi'an 710025, China). p84—88

**Abstract:** SiC whisker (SiC<sub>w</sub>)/ZrO<sub>2</sub> composite thermal barrier coatings (CTBCs) were sprayed by micro-plasma on stainless steel substrates. Both nano-ZrO<sub>2</sub> and micro-ZrO<sub>2</sub> were used in the CTBCs. The zirconia powders were 7 wt% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partially stabilized ZrO<sub>2</sub> (YP-SZ). Microstructure of the coatings was analyzed by scanning electron microscopy (SEM). The chemical composition of the top coating was measured by energy dispersive X-ray (EDX). Phase content of the coatings investigated by X-ray diffraction (XRD). In the spraying process, a large quantity of SiC<sub>w</sub> in the powder has been decomposed at high temperature, which produces pores in the top coating, and little SiC<sub>w</sub> embedded in the top coating decreases the thermal stress, nailing and bridging the coating. With SiC<sub>w</sub> content increasing, the porosity of composite TBCs was increased, and the thermal shock life was improved firstly and weakened later. The highest thermal shock resistance was achieved at 20% volume ratio of SiC<sub>w</sub> to nano-ZrO<sub>2</sub>, was better than that of the single ZrO<sub>2</sub> coatings.

**Key words:** thermal barrier coatings (TBCs); micro-plasma spray; SiC whisker; composite coating; thermal shock resistant

#### Study on cold cracking susceptibility of domestic X80 pipeline steel using implant tests

HUANG Fuxiang<sup>1,2</sup>, DU Zeyu<sup>1</sup>, SUI Yongli<sup>2</sup>, ZENG Huilin<sup>1,2</sup>, GUO Xiaojiang<sup>2</sup> (1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072, China; 2. Pipeline Research Institute of CNPC, Langfang 065001, Hebei, China). p89—92

**Abstract:** Cold crack sensitivity and the fracture characteristic of the root pass welding of X80 pipeline steel CO<sub>2</sub> gas shielded arc weld with solid wire was investigated by implant testing. The results indicate that the X80 steel has the excellent resistance to cold cracking under the preheating 100 °C condition, the critical breaking stress  $\sigma_{cr}$  (624 MPa) is equivalent to its tensile strength R<sub>m</sub>. When the tension stress is higher than R<sub>m</sub>, the expiration break would happen, and the breaking nature is the ductile fracture. Under the condition of CO<sub>2</sub> gas shielded arc weld for root pass, the good resistance to crack characteristic of X80 steel has not only been related with the welding procedure with the ultra low hydrogen welding, but also with the lower crack sensitive coefficient (0.17%) as well as the unobvious quench hardening of HAZ. The microstructure of superheat section, with the maximum hardness degree of 297 HV is mainly the block ferrite.

**Key words:** X80 pipeline steel; implant test; cold crack; root weld

#### Microstructure and mechanical properties of TIG welded 20G/316L clad pipe joint

LI Shixiong, WANG Ting, FENG Jikai