

# 加热温度对轧制钛/钢复合板组织与性能的影响

柴希阳<sup>1,2</sup>, 师仲然<sup>1</sup>, 柴 锋<sup>1</sup>, 苏 航<sup>1</sup>, 杨志刚<sup>2</sup>, 杨才福<sup>1</sup>

(1. 钢铁研究总院, 北京 100081)

(2. 清华大学, 北京 100084)

**摘 要:** 组装钢/钛/隔离剂/钛/钢对称结构复合板坯, 研究了加热温度 (850~1000 °C) 对轧制钛/钢复合板显微组织、基材强韧性和界面结合性能的影响。结果表明, 随着加热温度的升高, 界面剪切性能逐步下降。加热温度影响着界面反应相的种类和厚度。在 850、875、900 °C 条件下, 轧后冷却扩散过程中, C 在结合界面富集能力强, Fe 在 Ti 中反应扩散弱, 结合界面形成  $\beta$ -Ti 和 TiC; 在 925 和 950 °C 条件下, C 在结合界面富集能力弱, Fe 在 Ti 中反应扩散强, 结合界面形成  $\alpha$ - $\beta$ -Ti、 $\beta$ -Ti、TiC 和 Fe<sub>2</sub>Ti; 在 1000 °C 条件下, Fe 在 Ti 中的反应扩散进一步增强, 结合界面形成  $\alpha$ - $\beta$ -Ti、 $\beta$ -Ti、TiC、FeTi 和 Fe<sub>2</sub>Ti。脆性反应相的厚度与加热温度呈正相关关系。脆性相种类和厚度增加使得钛/钢复合板界面抗剪强度出现下降。

**关键词:** 加热温度; 轧制复合; 钛/钢复合板; 界面反应相

**中图分类号:** TG335.85

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)08-2701-10

钛-钢复合板集成了钛合金的优异耐蚀性能以及钢材的强韧性, 在石油、化工、电力以及核能等领域得到了广泛应用<sup>[1-3]</sup>。近年来, 钛-钢复合板的应用领域正逐步扩大, 例如应用于海洋钢结构的防护材、船舶钢结构和钛结构连接过渡接头、海水管路等<sup>[4]</sup>。同时, 钛-钢复合板的生产技术也得到了长足进步。目前, 钛/钢复合板的主要生产方法为爆炸复合法、爆炸-轧制复合法和直接轧制复合法。其中, 直接轧制复合法成为了钢厂主要攻关方向, 这主要得益于大型宽幅轧机以及真空制坯装备的引进。相比于爆炸复合法和爆炸-轧制复合法, 直接轧制复合法能够生产宽板幅、薄覆层、界面性能均匀的复合板<sup>[5]</sup>。同时, 直接轧制复合法还具备生产效率高、成本低的优势。但是, 直接轧制复合法的真空组坯工艺相对复杂, 轧制工艺对设备能力要求较高。对于国内钢铁企业而言, 直接轧制复合钛/钢复合板生产工艺仍然存在一些需要突破的关键技术。

钛/钢复合板的轧制工艺主要参数为加热温度、压下量和轧制速度, 而加热温度是最关键的工艺参数。这主要是因为加热温度不仅影响钛层和钢层的成型过程, 而且还影响着显微组织形态、钢层强韧性以及界面结合性能。骆宗安<sup>[6]</sup>、Yu<sup>[7]</sup>、Kursosawa<sup>[8]</sup>等人研究

认为: 温度直接影响着界面 TiC、FeTi 和 Fe<sub>2</sub>Ti 等脆性相的形成, 而界面脆性相的厚度对结合性能起到决定性影响。王光磊<sup>[9]</sup>等人的研究结果表明, 界面剪切强度与金属间化合物层的厚度成反比。随着温度的升高, 钛/不锈钢复合板金属间化合物的厚度增加。在加热温度为 850 °C 时, 热模拟复合钛/不锈钢试样获得最佳结合性能。然而, 当前的相关研究结果主要还是以试验现象为主, 联系了温度, 界面产物类型、厚度与界面结合性能的关系, 并未深入分析温度是如何影响界面反应产物类型、厚度。因此, 温度对界面反应相的影响规律有待深入研究。并且, 加热温度对显微组织形态、基材强韧性以及界面结合强度影响也缺乏系统评价。

本工作研究了在加热温度为 850~1000 °C 条件下, 工业纯钛 TA2 与低合金钢 Q390 轧制复合后, 复合板的显微组织、基材强韧性以及界面结合性能。利用 SEM-BSE、HADDF 和 HRTEM 对界面反应相进行了形貌、成分和结构的表征。并从界面反应相形成热力学及元素扩散的角度讨论了加热温度对反应相类型、厚度的影响规律。

## 1 实 验

试验采用 Q390 低合金高强度钢作为基材, 尺寸

收稿日期: 2018-08-25

基金项目: 国家国际科技合作专项项目 (2015DFR50320); 国家高技术研究发展计划 (“863”计划) (2015AA03A501)

作者简介: 柴希阳, 男, 1989 年生, 博士, 钢铁研究总院工程用钢研究所, 北京 100081, 电话: 010-62183600, E-mail: chaixiyang0728@163.com

为 200 mm×150 mm×60 mm；TA2 工业纯钛作为复材，尺寸为 150 mm×110 mm×10 mm。两者的化学成分如表 1 所示。

设计对称结构组装复合板坯，板坯的截面形状如图 1 所示。组坯主要流程为：(1) 在 Q390 钢板表面铣出尺寸为 150.5 mm×110.5 mm×10.5 mm 凹槽；(2) 将隔离剂涂料（主要成分为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiO<sub>2</sub> 和 SiO<sub>2</sub>）涂覆于钛板表面，并将 2 块钛板四周封焊；(3) 对钛板及钢板的待复合面进行表面处理，将钛板置于钢板

的凹槽中；(4) 将堆叠好的复合板坯放入真空电子束焊机中封焊四周，其焊接真空度为 1×10<sup>-2</sup> Pa。组装及真空封焊过程如图 2 所示。

选取了 850、875、900、925、950 和 1000 °C 对复合板坯进行加热，保温时间为 1.5 h。所有板坯出炉立即轧制，按照轧制规程完成轧制，中间不待温。利用 Raytek Raynger 3i 红外测温枪测量开轧及终轧温度，测量结果如表 2 所示。轧制总压下量为 86.7%，经过 8 个道次变形后，板坯厚度由 120 mm 变形为 16 mm。

表 1 基材和复材的化学成分

Table 1 Chemical composition of the base and cladding metals (ω/%)

Material	C	N	H	O	Mn	Si	Ni	Cr	Nb	Cu	Fe	Ti
Q390	0.10	0.003	-	0.002	0.91	0.46	0.76	0.66	0.02	0.49	Bal.	0.012
TA2	0.01	0.0071	0.00135	0.11	-	-	-	-	-	-	0.034	Bal.

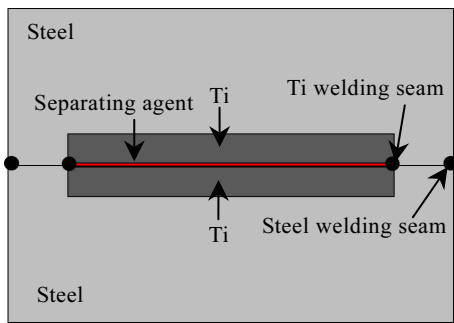


图 1 组合板坯的截面示意图

Fig.1 Schematic diagram of the cross-section of assembled slab

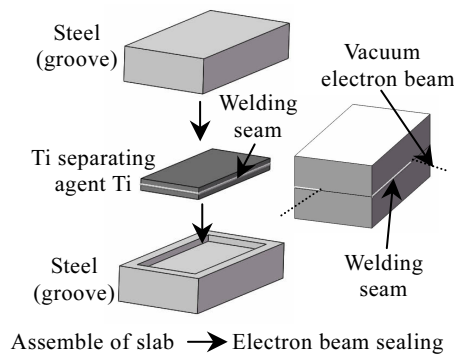


图 2 组装主要流程示意图

Fig.2 Schematic diagram of main assembling procedure

表 2 复合板轧制温度测量结果

Table 2 Results of rolling temperature measurement for slabs (°C)

Heating temperature	850	875	900	925	950	1000
Initial rolling temperature	843	866	886	920	939	987
Finish rolling temperature	804	821	842	875	896	932

经过对轧后板坯四周分切后，获得厚度规格约为 2 mm-TA2/6 mm-Q390 钛/钢复合板。

对轧后钛/钢复合板进行取样分析，按照 GB/T 6396-2008 和 GB/T 8547-2006 对复合板开展基材拉伸性能、冲击性能，复合界面剪切性能和弯曲性能检验。垂直于轧制方向截取拉伸试样、冲击试样和弯曲试样，拉伸试样尺寸为  $\Phi 3$  mm×M6 mm，试验温度为室温；冲击试样尺寸为 5 mm×10 mm×55 mm，V 型缺口，试验温度为 -40 °C；内弯曲和外弯曲试样尺寸为 2/6 mm×15 mm×110 mm，侧弯曲试样尺寸为 2/6 mm×8 mm×110 mm，内弯曲、外弯曲和侧弯曲条件均为：弯心直径  $d=2a$  ( $a$  为复合板厚度)，弯曲角度  $\alpha=180^\circ$ 。平行于轧制方向截取剪切试样，试样宽度为 25 mm，长度为 65 mm，凸台高度为 2 mm，凸台长度为 3 mm。

对钛/钢复合板横截面进行磨抛制样后，使用体积分数为 1% HNO<sub>3</sub>+4% HF+95% H<sub>2</sub>O 水溶液侵蚀钛侧组织，采用 4% 的 HNO<sub>3</sub> 侵蚀钢侧组织。利用 Leica MEF4M 光学显微镜观察界面组织形貌。对复合板横截面抛光后，利用 JEOL JSM-7800F 扫描电镜（背散射模式）表征界面反应层形貌与成分分析。利用 Gatan 691 离子减薄仪制取钛/钢结合界面薄区，并使用 Tecnai G2 F30 高分辨透射电镜对界面反应层进行成分分析和相结构鉴定。

## 2 实验结果

### 2.1 基、复层的组织与性能

#### 2.1.1 显微组织

图 3 为不同加热温度条件下钢层的显微组织。从图中可以看出，850~1000 °C 加热轧后，钢层 Q390 的显微组织类型均为铁素体和珠光体。随着加热温度的

升高，铁素体晶粒尺寸逐渐增大。其中 950 和 1000 °C 加热条件下，铁素体晶粒尺寸增大较为明显。

图 4 为不同加热温度条件下钛层的显微组织。从

图中可以看出，加热温度为 850 °C 时，钛层为  $\alpha$ -Ti 等轴状组织；加热温度为 875、900 和 925 °C 时，钛层为  $\alpha$ -Ti 变形组织；加热温度为 950 和 1000 °C 时，钛层为

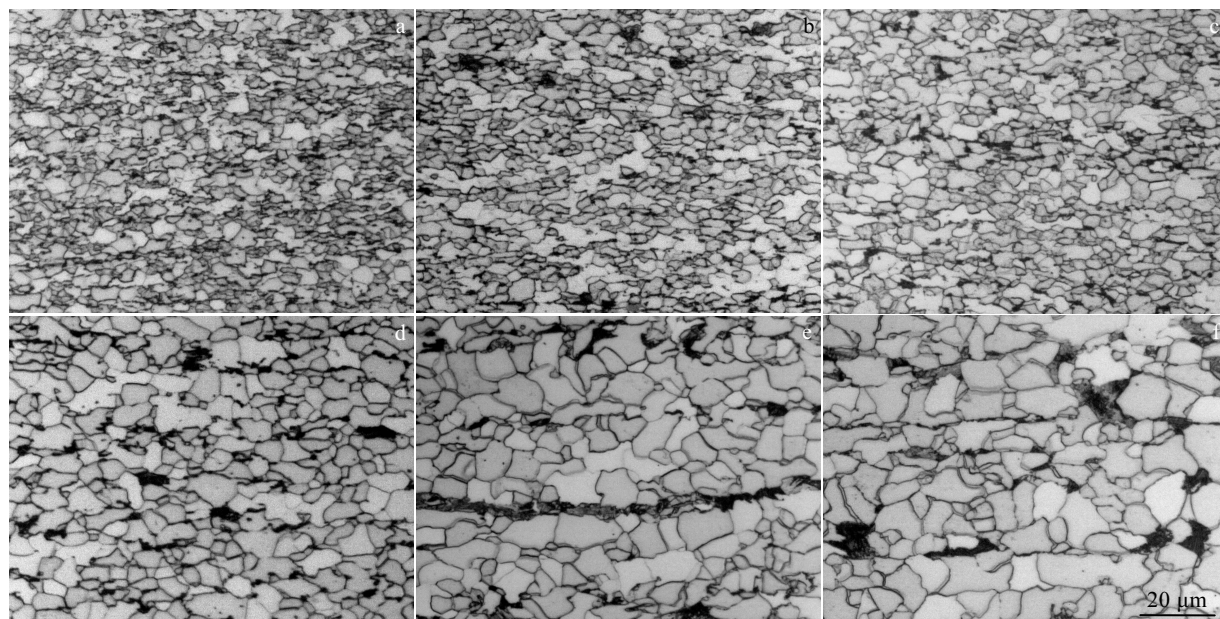


图 3 不同加热温度条件下钢层的显微组织

Fig.3 Microstructures of steel at different heating temperatures of roll bonding: (a) 850 °C, (b) 875 °C, (c) 900 °C, (d) 925 °C, (e) 950 °C, and (f) 1000 °C

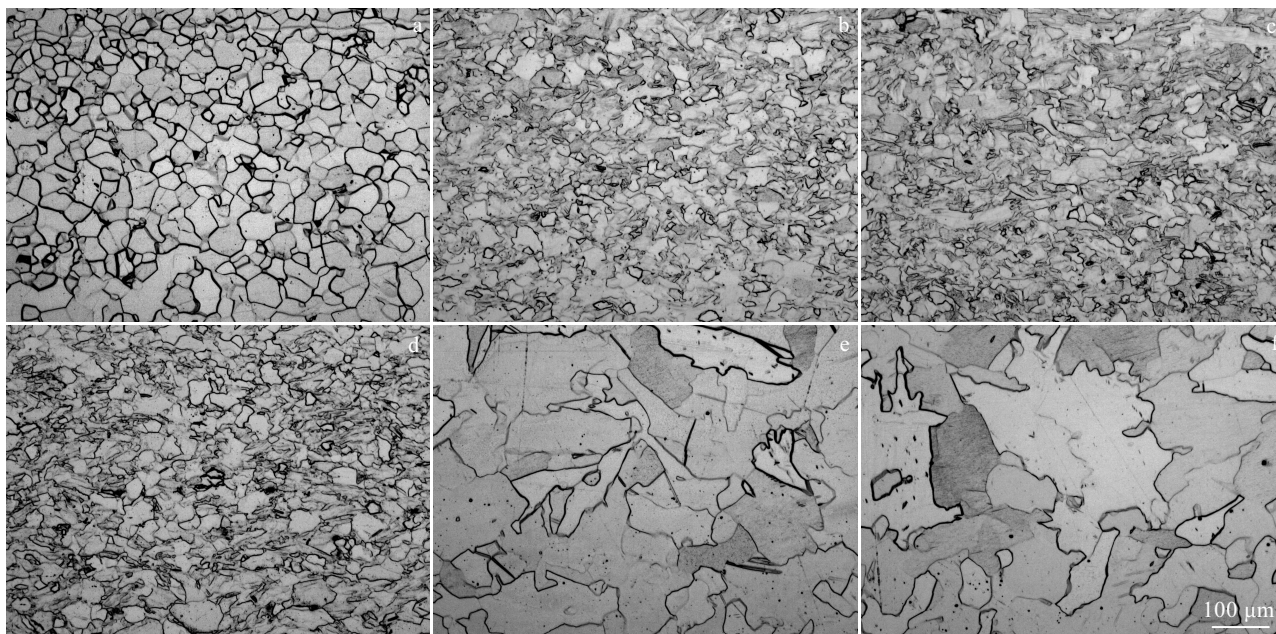


图 4 不同加热温度条件下钛层的显微组织

Fig.4 Microstructures of titanium cladding at different heating temperatures of roll bonding: (a) 850 °C, (b) 875 °C, (c) 900 °C, (d) 925 °C, (e) 950 °C, and (f) 1000 °C

$\alpha$ -Ti 锯齿状组织。

### 2.1.2 力学性能

图 5 为不同加热温度条件下钢层的拉伸性能。从图中可以看出，基层钢 Q390 的屈服强度随着加热温度的升高而降低，而抗拉强度基本保持稳定。加热温度在 850~950 °C 条件下，基层钢 Q390 的屈服强度和抗拉强度均能满足指标要求。

图 6 为不同加热温度条件下钢层 Q390 的-40 °C 夏比冲击功。从图可以看出，在 850~1000 °C 加热温度条件下，基材钢层的-40 °C 冲击功的范围为 76~116 J，均能满足冲击功的指标要求。

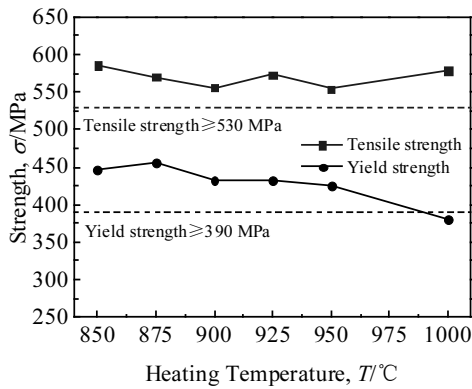


图 5 加热温度对钢层 Q390 室温拉伸性能的影响

Fig.5 Effect of heating temperature on the tensile properties of base metal steel

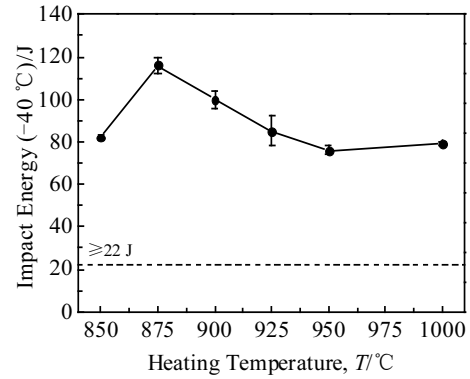


图 6 加热温度对钢层 Q390 低温冲击性能的影响

Fig.6 Effect of heating temperature on the Charpy V-notch impact toughness of base metal Q390 steel

## 2.2 复合界面的显微组织与力学性能

### 2.2.1 SEM-BSE

利用 JEOL JSM-7800F 热场发射扫描电镜（背散射模式）观察了加热温度为 850、875 和 900 °C 复合板界面的微观形貌，结果如图 7 所示。从图中可以看出，界面出现 2 个组织差别明显的区域。其中靠近  $\alpha$ -Ti 区域灰色相层为  $\beta$ -Ti，主要是由于钢中的 Fe 扩散至钛侧，Fe 作为非活性共析型  $\beta$ -Ti 稳定元素，能够使得  $\beta$ -Ti 保留至室温。对邻近  $\beta$ -Ti 相层的 1、2、3 位置进行放大观察，可以看出这些位置为黑色连续相，与低倍条

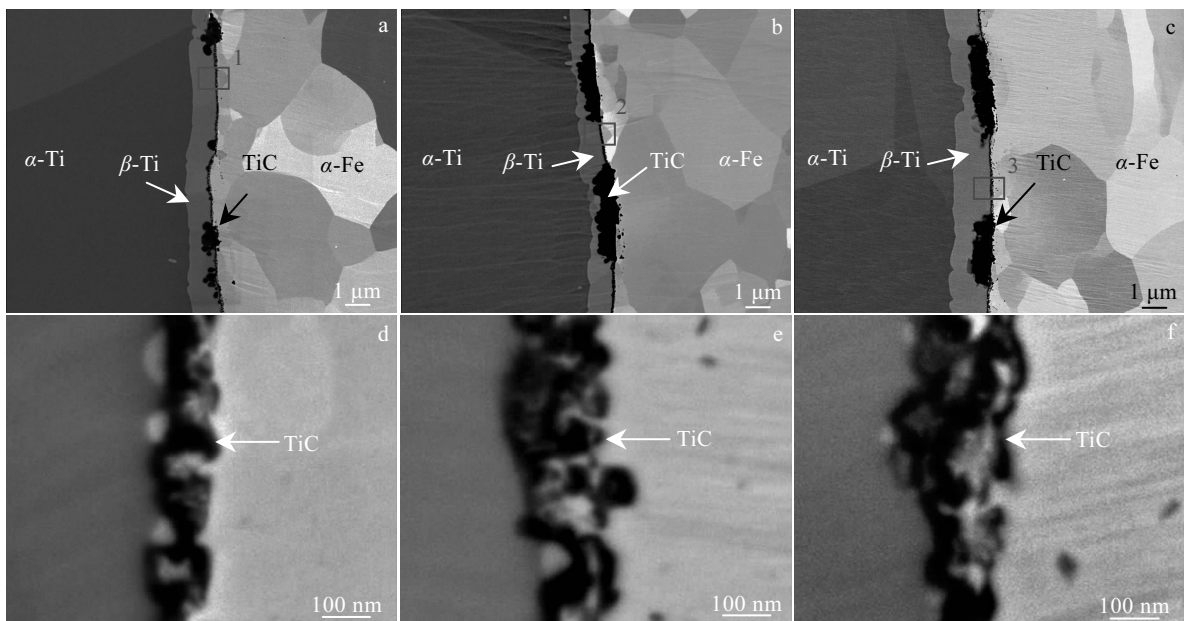


图 7 加热温度为 850~900 °C 条件下钛/钢结合界面背散射形貌

Fig.7 Back-scattered electron micrographs of Ti/steel bonding interface at heating temperatures of 850 °C (a), 875 °C (b) and 900 °C (c); (d~f) are the high magnification of corresponding position 1~3

件下粗大黑色条状相具有相同衬度。结合形貌衬度和界面反应规律，推断黑色相层为 TiC。

图 8 为加热温度为 925~1000 °C 时，钛/钢结合界面背散射形貌。从图 8a~8c 中可以看出，界面出现了 4 个组织差别明显的区域。从左至右，依次为  $\alpha$ - $\beta$  Ti 魏氏体组织、 $\beta$ -Ti、不连续的 TiC 和 Fe-Ti 系金属间化合物层。对金属间化合物层（4、5 和 6 位置）进行放大观察，可以看出，加热温度为 925 和 950 °C 时，出现了 1 层金属间化合物，且金属间化合物层内含有较多的黑色 TiC。1000 °C 时，出现了 2 层明显的金属间化合物，其中右侧的金属间化合物层内含有 TiC。结合 Fe-Ti 系相图和界面反应规律，推测左侧金属间化合物层为 FeTi，右侧为 Fe<sub>2</sub>Ti。根据形貌特点，推测 925 和 950 °C 时，金属间化合物层为 Fe<sub>2</sub>Ti。

### 2.2.2 HADDF 及 HRTEM

利用 Tecnai G2 F30 高分辨透射电镜对钛/钢复合板界面反应相的形貌、成分和相结构进行了分析。图 9 为加热温度为 1000 °C 时钛/钢复合板典型位置界面反应相的高角环形暗场像 (HADDF)、透射明场像及位置 A~D 的能谱与选区衍射花样。通过能谱成分分析及 SAED 斑点标定结果可知，位置 A~D 依次为  $\beta$ -Ti (A2 型)、TiC (NaCl, B1 型)、FeTi (CsCl, B2 型) 和 Fe<sub>2</sub>Ti 相 (MgZn<sub>2</sub>, C14 型)。这一物相鉴定结果证实了基于背散射形貌的物相推断。

### 2.2.3 剪切性能

图 10 为不同加热温度条件下，钛/钢复合板的界面剪切性能。从图中可以看出，在 850~1000 °C 加热温度范围内，复合板的界面剪切性能均能满足 GB/T 8547-2006 《钛-钢复合板》中 0 类复合板剪切强度的要求，抗剪切强度均大于 200 MPa。随着加热温度的升高，复合板的结合界面抗剪切强度逐步下降。

### 2.2.4 弯曲性能

对加热温度为 850~1000 °C 的复合板试样进行内弯曲、外弯曲和侧弯曲试验，弯心直径为  $d=2a$  ( $a$  为复合板厚度)，弯曲角度为 180°。结果显示，试样弯曲部分结合面均未出现分层、开裂等缺陷，说明轧制钛/钢复合板具备良好的弯曲成型性能。其中，图 11 为加热温度为 1000 °C 的复合板经过内弯曲、外弯曲和侧弯曲后，弯曲试样的宏观照片。

## 3 分析与讨论

### 3.1 界面反应相生成热力学分析

从以上试验结果可知，钛-钢复合板经过轧制后，界面形成了  $\beta$ -Ti、TiC、FeTi 和 Fe<sub>2</sub>Ti 4 种新相。通过查阅热力学手册<sup>[10]</sup>，对界面反应相的标准摩尔生成吉布斯自由能与温度的关系进行分析，结果如图 12 所示。从图中可以看出，TiC、FeTi、Fe<sub>2</sub>Ti 标准摩尔生成吉布斯自由能变化均为负值，表明钛/钢结合界面反应朝着生成 TiC、FeTi 和 Fe<sub>2</sub>Ti 的方向自发进行。在相同温度条件下，标准摩尔生成吉布斯自由能变化值的顺

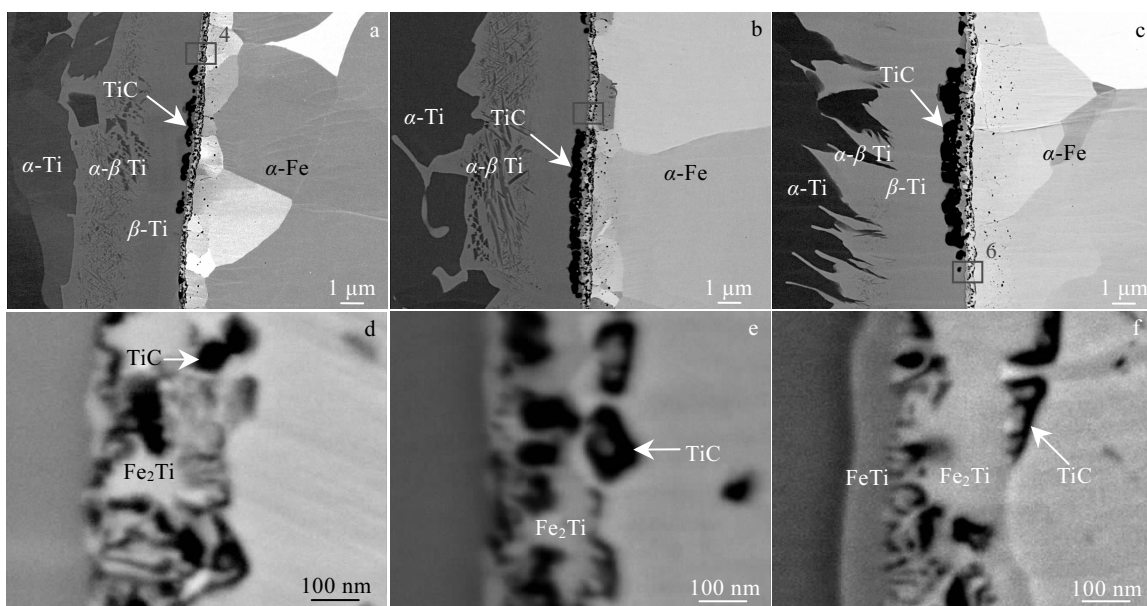


图 8 加热温度为 925~1000 °C 条件下钛/钢结合界面背散射形貌

Fig.8 Back-scattered electron micrographs of Ti/steel bonding interface at heating temperatures of 925 °C (a), 950 °C (b) and 1000 °C (c); (d~f) are the high magnification of corresponding position 4~6



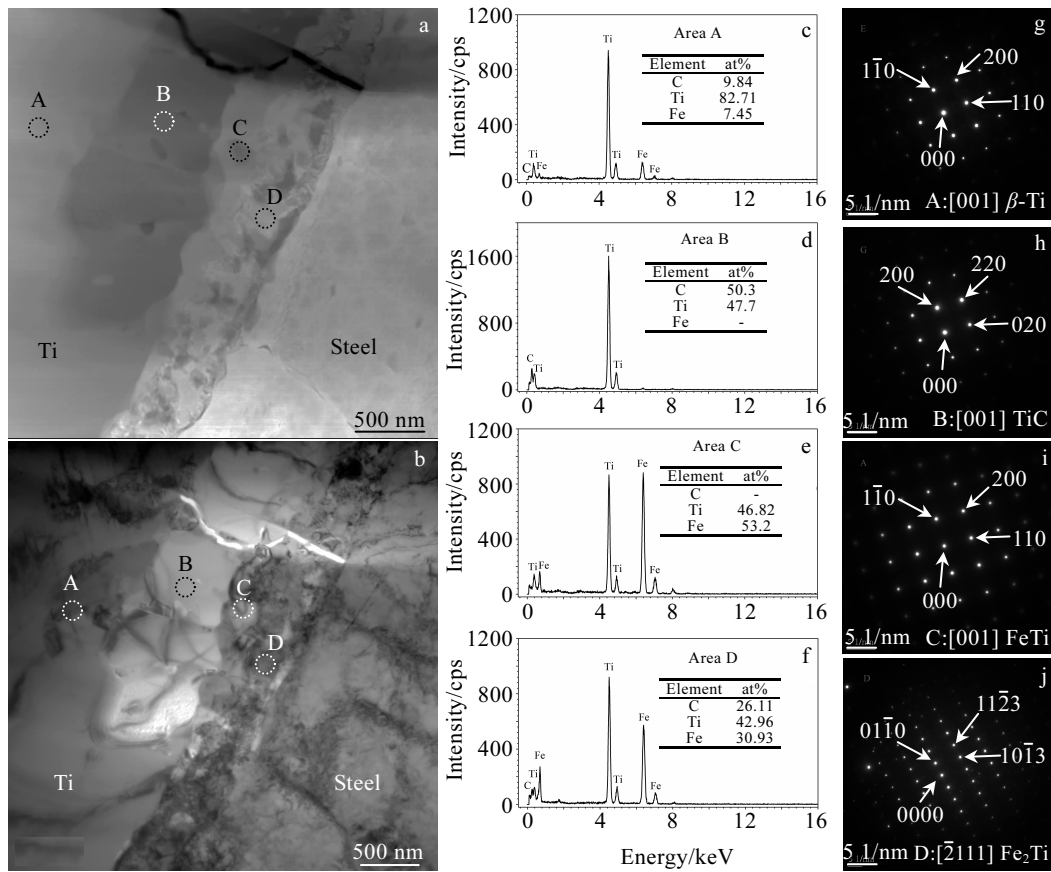


图 9 加热温度为 1000 °C 条件下钛/钢结合界面反应相形貌、EDS 分析及 SAED 花样

Fig.9 HADDF (a) and bright field (b) images, EDS spectra (c~f) and SAED patterns (g~i) of area A~D in HADDF and bright field images for Ti/steel bonding interface at heating temperature of 1000 °C: (c, g) area A, (d, h) area B, (e, i) area C, and (f, j) area D

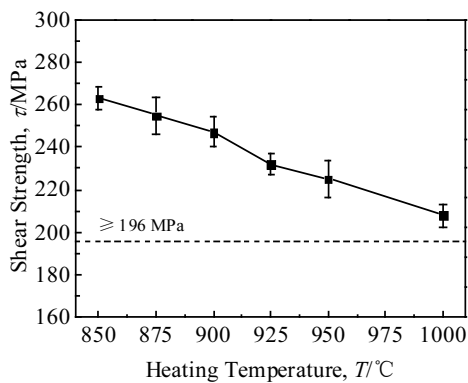


图 10 加热温度对钛/钢界面剪切性能的影响

Fig.10 Variation of shear strength of titanium clad steel with heating temperature of roll bonding

序为: FeTi > Fe<sub>2</sub>Ti > TiC。这表明, 从热力学上看, TiC 最容易在结合界面生成, 其次为 Fe<sub>2</sub>Ti, 再次为 FeTi。

### 3.2 轧制复合过程的扩散特征

钛/钢结合界面反应相形成热力学解释了反应的发生趋势, 而界面反应相厚度则与反应动力学密切相关, 主要取决于复合界面处元素的扩散。对于轧制复合过程, 赵东升<sup>[11]</sup>和 Jing<sup>[12]</sup>等人结合前人的研究成果, 提出了相应的物理模型, 认为轧制复合过程为: 连接材料表面接触 → 连接材料表面氧化膜和杂质的破除 → 新鲜的连接材料表面露出相互接触并实现连接 → 连接材料界面扩散 → 整体连接的形成。由此推断, 界面元素的扩散主要发生在轧后冷却过程。Sun<sup>[5]</sup>等人研究成果也佐证了这一推论。

利用 Thermo-Calc 热力学软件计算了 Q390 钢的共析转变温度 A1 和奥氏体开始向铁素体转变温度 A3 分别为 710 和 817 °C, 工业纯钛 β-Ti → α-Ti 多晶型转变温度为 882 °C。从 Fe、Ti、C 扩散的角度分析了轧后冷却过程钛/钢复合界面处 Fe、C 在 Ti 中的反应扩散和 Ti 在钢中的反应扩散。由现场轧制测温记录可知, 加热温度为 850、875、900、925、950 和 1000 °C 时,

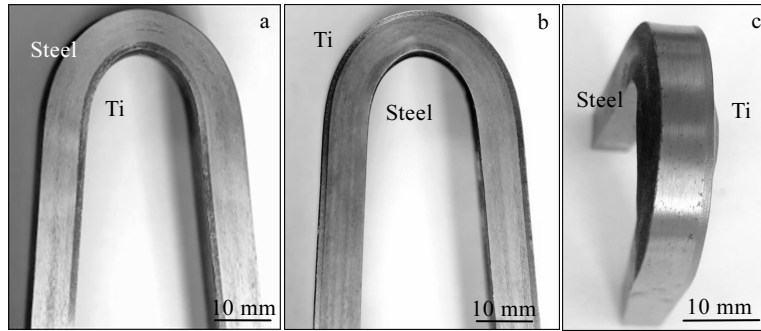


图 11 加热温度 1000 °C 的复合板冷弯试验后试样的宏观照片

Fig.11 Macrographs of the specimens at heating temperature of 1000 °C after bending test:

(a) internal bend, (b) external bend, and (c) side bend

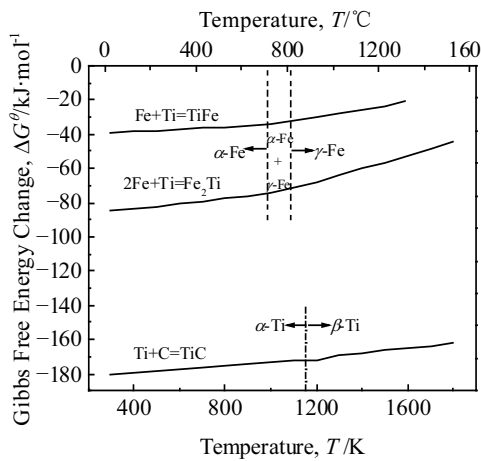


图 12 标准摩尔生成自由能变化与温度的关系

Fig.12 Standard free Gibbs energy change  $\Delta G^\theta$  of TiC, Fe<sub>2</sub>Ti and FeTi as a function of temperature

轧后冷却温度分别为 801、821、842、875、896 和 932 °C。因此，当加热温度为 850 °C 时，钛和钢结合界面在冷却过程依次经历  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe+ $\alpha$ -Fe 和  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe 2 个

扩散阶段。当加热温度为 875、900、925 °C 时，钛和钢结合界面在冷却过程依次经历  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe、 $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe+ $\alpha$ -Fe 和  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe 3 个扩散阶段；当加热温度为 950 和 1000 °C 时，钛和钢结合界面在冷却过程依次经历  $\beta$ -Ti/ $\gamma$ -Fe、 $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe、 $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe+ $\alpha$ -Fe 和  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe 4 个扩散阶段。

表 3 为不同温度条件下，C、Ti 和 Fe 元素在钢和钛中的扩散系数。对  $\beta$ -Ti/ $\gamma$ -Fe、 $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe 和  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe 3 种体系的 C、Ti 和 Fe 扩散系数与温度的关系进行分析讨论，如图 13 所示。从图中可以看出，对于  $\beta$ -Ti/ $\gamma$ -Fe 体系， $D_{C/\beta-Ti} > D_{C/\gamma-Fe} > D_{Fe/\beta-Ti} > D_{Ti/\gamma-Fe}$ 。在 900 °C 条件下， $D_{C/\beta-Ti}$  约为  $D_{C/\gamma-Fe}$  的 16 倍。因此，钢中的 C 从  $\gamma$ -Fe 中扩散至钛/钢界面，然后可以迅速在  $\beta$ -Ti 基体中扩散，不易在界面富集。Fe 在  $\beta$ -Ti (bcc 结构) 中扩散速率较快，且界面具有较大的 Fe 浓度梯度，此阶段较多的 Fe 原子能够扩散进入  $\beta$ -Ti，Fe 在 Ti 中的反应扩散剧烈。对于  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe 体系， $D_{C/\gamma-Fe} > D_{C/\alpha-Ti} \approx D_{Fe/\alpha-Ti} > D_{Ti/\gamma-Fe}$ 。在 850 °C 条件下， $D_{C/\gamma-Fe}$  约为  $D_{C/\alpha-Ti}$  的 33 倍， $D_{C/\alpha-Ti}$  和  $D_{Fe/\alpha-Ti}$  大小接近。因此，钢中的 C 从  $\gamma$ -Fe 扩散至钛/钢界面，然后以较慢的速度向  $\alpha$ -Ti 中扩散，

表 3 C、Ti 和 Fe 在钢和钛中的扩散系数

Table 3 Diffusion coefficient of C, Ti and Fe in steel and titanium

System	Diffusion coefficient (900 °C)/m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>	Diffusion coefficient (850 °C)/m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>	Diffusion coefficient (800 °C)/m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>	Expression	Temperature range/K	Reference
C/ $\alpha$ -Fe	-	-	$7.8 \times 10^{-11}$	$8.1 \times 10^{-7} \exp(82500/RT)$	623~1123	[13]
C/ $\gamma$ -Fe	$6.1 \times 10^{-12}$	$3.0 \times 10^{-12}$	-	$7.38 \times 10^{-5} \exp(158980/RT)$	1173~1333	[13]
C/ $\beta$ -Ti	$9.6 \times 10^{-11}$	-	-	$3.2 \times 10^{-7} \exp(79100/RT)$	1223~1923	[14]
C/ $\alpha$ -Ti	-	$9.1 \times 10^{-14}$	$4.8 \times 10^{-14}$	$7.9 \times 10^{-8} \exp(127700/RT)$	873~1073	[14]
Fe/ $\beta$ -Ti	$1.0 \times 10^{-12}$	-	-	$7.8 \times 10^{-7} \exp(132300/RT)$	1193~1923	[15]
Fe/ $\alpha$ -Ti	-	$8.7 \times 10^{-14}$	$5.0 \times 10^{-14}$	$1.2 \times 10^{-8} \exp(110500/RT)$	973~1123	[15]
Ti/ $\gamma$ -Fe	$1.0 \times 10^{-16}$	$3.2 \times 10^{-17}$	-	$1.5 \times 10^{-5} \exp(251000/RT)$	1348~1498	[16]
Ti/ $\alpha$ -Fe	-	-	$1.1 \times 10^{-15}$	$2.1 \times 10^{-1} \exp(293200/RT)$	948~1042	[15]

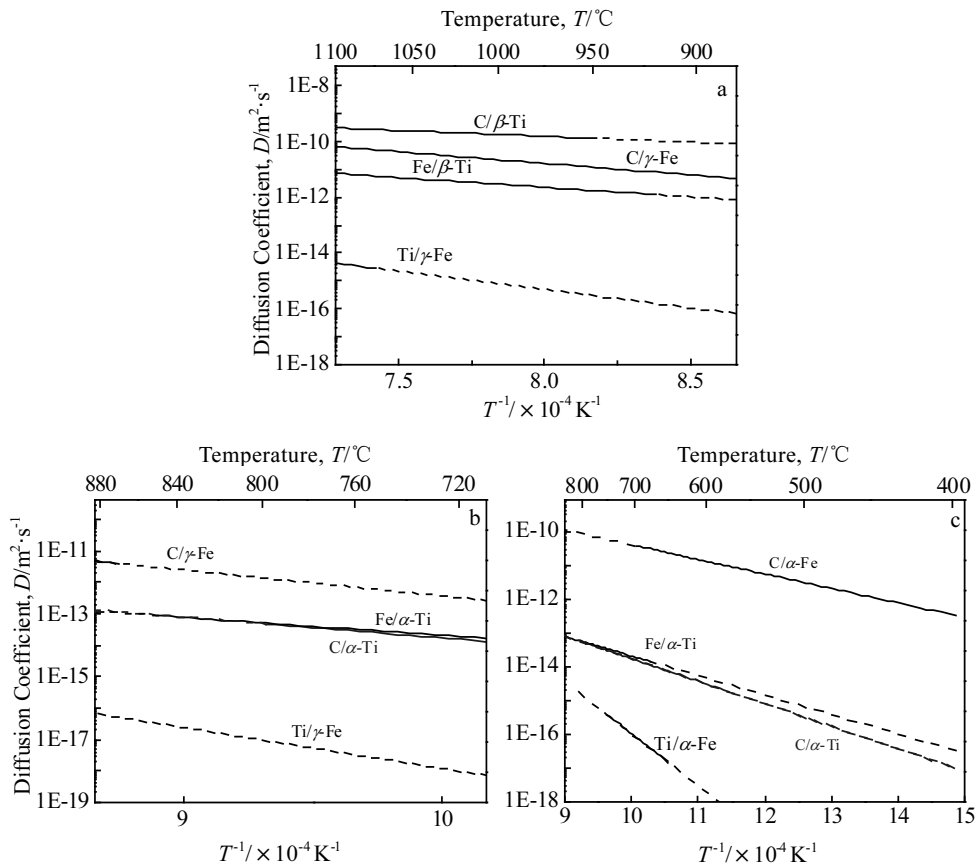


图 13 3 种体系扩散系数与温度的关系

Fig.13 Variation of diffusion coefficient with temperature at three different systems: (a)  $\beta$ -Ti/ $\gamma$ -Fe, (b)  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe, and (c)  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe

使得 C 在结合界面富集效应增强。相比于 Fe 在  $\beta$ -Ti (bcc 结构) 中的扩散, Fe 在  $\alpha$ -Ti (hcp 结构) 中扩散速率减慢, Fe 在 Ti 中反应扩散减弱。对于  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe 体系,  $D_{C/\alpha-Fe} > D_{Fe/\alpha-Ti} \approx D_{C/\alpha-Ti} > D_{Ti/\alpha-Fe}$ 。在 800 °C 条件下,  $D_{C/\alpha-Fe}$  分别为  $D_{Fe/\alpha-Ti}$  和  $D_{C/\alpha-Ti}$  的 1560 和 1625 倍。因此, 一方面相较于 C 在高温  $\gamma$ -Fe 中的扩散, C 在低温  $\alpha$ -Fe 中的扩散明显加快; 另一方面, 相较于 C 在高温  $\beta$ -Ti 中的扩散, C 在低温  $\alpha$ -Ti 中扩散明显减慢。进而 C 在结合界面富集效应得到极大增强, 为界面 TiC 的形成与长大提供充足的物质条件。此时, 温度的降低使得 Fe 在  $\alpha$ -Ti 中反应扩散进一步减弱。

对于  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe+ $\alpha$ -Fe 体系, 在界面处可分解为  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe 和  $\alpha$ -Ti/ $\alpha$ -Fe。相同温度下, C 穿过  $\alpha$ -Fe 扩散至结合界面的速度明显大于 C 穿过  $\gamma$ -Fe 扩散至结合界面的速度, 且 C 在  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 中的浓度分布也不均匀, 两方面原因可能导致 C 扩散至结合界面富集的浓度也不均匀。因此,  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe+ $\alpha$ -Fe 扩散阶段在结合界面上会存在明显的 C 扩散不均匀, 这可能是界面组织出现不连续分布的粗大条状 TiC 相的内在原因。

由以上扩散系数分析可知, Ti 在钢中的反应扩散极弱, 结合界面主要发生 Fe 和 C 在 Ti 中反应扩散。Fe、C 通过扩散使 Ti 基体内的溶质组元超过固溶极限而形成多种反应相。因此, 温度对于 Fe、C 扩散的影响将决定反应相的形成与长大过程。加热温度为 1000 和 950 °C 条件下, 轧后冷却扩散经历  $\beta$ -Ti/ $\gamma$ -Fe 阶段, Fe 在  $\beta$ -Ti 中反应扩散剧烈, Fe 富集浓度能够达到 Fe-Ti 系金属间化合物形成条件, 使得界面形成了  $Fe_2Ti$  或  $FeTi$  反应层。925 °C 条件下, Fe 的扩散虽然主要发生在  $\alpha$ -Ti/ $\gamma$ -Fe 阶段, 但由于 Fe 扩散较为充分, 仍然形成了  $Fe_2Ti$  反应层。900、875 和 850 °C 条件下, 轧后冷却过程中温度较低, C 在结合界面富集能力强, Fe 在 Ti 中反应扩散弱, 结合界面形成 TiC 和  $\beta$ -Ti。

### 3.3 加热温度与界面反应相的关系

加热温度影响了钛/钢结合界面 C、Ti、Fe 元素的扩散行为, 从而导致界面反应相类型和厚度的不同。对轧后复合板界面反应相的厚度进行了统计, 结果如图 14 所示。从图中可以看出, 随着加热温度的升高, 界面反应相的厚度逐渐升高, 在 925~1000 °C 范围内,



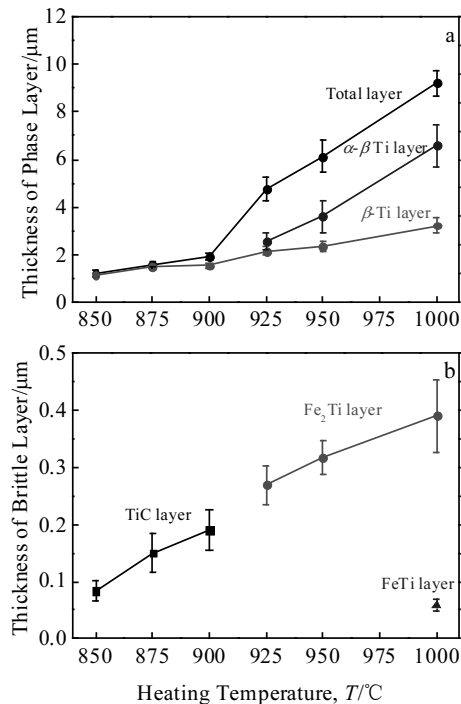


图 14 界面反应相厚度与加热温度的关系

Fig.14 Variation of layer thickness of  $\alpha$ - $\beta$  Ti,  $\beta$ -Ti and total phase (a) and brittle phase (b) with heating temperature

界面反应相厚度的增长趋势明显加快。加热温度为 850、875 和 900  $^\circ\text{C}$  时, 界面主要形成连续分布的 TiC 脆性层; 925 和 950  $^\circ\text{C}$  时, 界面主要形成连续分布  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  脆性层; 1000  $^\circ\text{C}$  时, 界面主要形成连续分布的  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  和 FeTi。界面脆性层 (TiC 或  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ ) 的厚度随着加热温度的升高逐渐增加。而脆性相的厚度是降低界面结合性能的主要因素, 且  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  (MgZn<sub>2</sub>, C14 型) Laves 相的危害要大于 TiC (NaCl, B1 型) 及 FeTi (CsCl, B2 型)。当 TiC、FeTi 和  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  三者共存时, 对结合强度的影响比单独形成时更加不利<sup>[6,9,17]</sup>。因此, 加热温度的升高一方面促进了多种脆性相的产生, 另一方面导致了脆性相厚度的增加, 两方面因素使得本实验中钛/钢复合板的剪切强度随着加热温度的升高而降低。

## 4 结 论

1) 加热温度为 850~950  $^\circ\text{C}$  时, 钛/钢复合板的基材强韧性、界面剪切性能和弯曲工艺性能均满足指标要求, 抗剪切强度均大于 200 MPa。随着加热温度的升高, 界面剪切性能逐步下降。

2) 加热温度为 850、875 和 900  $^\circ\text{C}$  时, 轧后冷却温度低, C 在结合界面富集能力强, Fe 在 Ti 中反应扩散弱, 结合界面形成 TiC 和  $\beta$ -Ti 反应相。

3) 加热温度为 925、950 和 1000  $^\circ\text{C}$  时, 轧后冷却温度高, C 在结合界面富集能力弱, Fe 在 Ti 中反应扩散强。在 925 和 950  $^\circ\text{C}$  条件下界面形成了  $\alpha$ - $\beta$  Ti、 $\beta$ -Ti、TiC、 $\text{Fe}_2\text{Ti}$  反应相, 在 1000  $^\circ\text{C}$  条件下, 界面形成了  $\alpha$ - $\beta$  Ti、 $\beta$ -Ti、TiC、FeTi 和  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ 。

4) 随着加热温度的升高, 脆性相 TiC 层和 Fe-Ti 系金属间化合物层厚度增加。当加热温度升高至 925  $^\circ\text{C}$  以上, Fe-Ti 系金属间化合物和 TiC 共存于结合界面。脆性相的多样化和厚度增加使得钛/钢复合板界面剪切强度出现下降。

## 参考文献 References

- [1] Polyanskii S N, Kolnogorov V S. *Chemical and Petroleum Engineering*[J], 2002, 38(11-12): 703
- [2] Fukuda T, Seino Y. *Tetsu-to-Hagane*[J], 1989, 75(7): 1162
- [3] Zu Guoyin, Sun Xi, Zhang Jinghua. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(4): 906
- [4] Su Hang, Luo Xiaobing, Chai Feng *et al.* *Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2015, 22(11): 977
- [5] Sun Jifeng, Liang Xiaojun, Jiao Sihai. *Baosteel Technical Research*[J], 2017, 11(1): 32
- [6] Luo Zongan(骆宗安), Xie Guangming(谢广明), Wang Guanglei(王光磊) *et al.* *Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2013, 27(6): 569
- [7] Yu C, Xiao H, Yu H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 695: 120
- [8] Kurosawa F. *Surface and Interface Analysis*[J], 1988, 12(3): 203
- [9] Wang Guanglei(王光磊), Luo Zongan(骆宗安), Xie Guangming(谢广明) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(2): 387
- [10] Barin I, Knacke O, Kubaschewski O. *Thermochemical Properties of Inorganic Substances*[M]. Berlin: Springer-Verlag Press, 1977: 257
- [11] Zhao Dongsheng(赵东升). *Thesis for Doctorate(博士论文)* [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008
- [12] Jing Yu'an, Qin Yi, Zang Xiaoming *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(8): 1686
- [13] Yu Yongning(余永宁). *Principles of Metal(金属学原理)*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 213
- [14] Gale W F, Totemeier TC. *Smithells Metals Reference Book* [M]. London: Butterworth-Heinemann, 1983: 1321
- [15] Neumann G, Tuijn C. *Self-diffusion and Impurity Diffusion in Pure Metals: Handbook of Experimental Data*[M]. Oxford: Pergamon, 2008: 151

- [16] Yong Qilong(雍岐龙). *Secondary Phases in Steels*(钢铁材料中的第二相)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 85
- [17] Momono T, Enjo T, Ikeuchi K. *ISIJ International*[J], 1990, 30(11): 978

## Effect of Heating Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Clad Steel by Hot Roll Bonding

Chai Xiyang<sup>1,2</sup>, Shi Zhongran<sup>1</sup>, Chai Feng<sup>1</sup>, Su Hang<sup>1</sup>, Yang Zhigang<sup>2</sup>, Yang Caifu<sup>1</sup>

(1. Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**Abstract:** A symmetry slab of steel/titanium/separating agent/titanium/steel was assembled for fabricating titanium clad steel by hot roll bonding. The effect of heating temperature on microstructure, strength-toughness and bonding properties of clad steel plates were investigated at condition of 850~1000 °C. The results show that with the increase of temperature, the shear strength decreases obviously. The heating temperature has an important effect on the variety and thickness of interfacial phase. At temperatures of 850, 875 and 900 °C, carbon can easily enrich at the bonding interface and the reaction diffusion of Fe in titanium is weak. Consequently, TiC and  $\beta$ -Ti form at the Ti/steel interface. While at temperatures of 925 and 950 °C, carbon enrichment at bonding interface stays at low degree and the diffusion reaction of Fe in titanium is strong. As a result,  $\alpha$ - $\beta$  Ti,  $\beta$ -Ti, TiC and Fe<sub>2</sub>Ti are generated at bonding interface. At temperature of 1000 °C, the diffusion reaction of Fe in titanium gets stronger. Therefore, the interface products consisted of  $\alpha$ - $\beta$  Ti,  $\beta$ -Ti, TiC, FeTi and Fe<sub>2</sub>Ti form. In addition, the increase of heating temperature promotes the rise of brittle phase layer thickness. The reduction of shear strength is attributed to the increase of variety and thickness of brittle phase.

**Key words:** heating temperature; roll bonding; titanium clad steel; reaction phase

---

Corresponding author: Chai Feng, Ph. D., Senior Engineer, Department of Structural Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62183633, E-mail: chaifeng@cisri.com.cn