

带夹层材料的爆炸-轧制钛钢复合板工艺研究

王敬忠¹, 颜学柏², 王伟琪², 闫静亚², 容耀², 严平²

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 宝鸡有色金属加工厂, 陕西 宝鸡 721014)

摘要: 为扩大钛-钢复合板的尺寸, 采用一种新颖的组料方式, 这种方法包括两个主要步骤, 首先用爆炸焊接的方式将 DT4 夹层与钛板结合, 然后按照对称方式组坯。研究轧制温度、退火温度对复合板剪切强度的影响。利用扫描电镜、光学显微镜和显微硬度试验机对复合板的微观组织和界面附近硬度进行分析。结果表明: 复合板的结合强度取决于轧制温度和轧后退火温度, 当轧制温度超过钛的 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变温度, 并且退火温度超过 750 °C 时, Ti/DT4 界面脆性化合物明显增多, 剪切强度显著降低; 当退火温度超过 900 °C, Fe 在钛中扩散速度快, 显微硬度的峰值在钛侧出现; 在 550~650 °C 退火, 复合板的结合强度略有升高。

关键词: 爆炸-轧制复合; 剪切强度; 轧制温度; 退火温度

中图分类号: TG392

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2010)02-0309-05

异种金属复合板具有优良的综合性能, 在化工、电力、机械等方面得到了广泛应用, 且需求量在不断增加^[1]。生产层状复合板材的方法主要有爆炸复合^[1,2-5]、轧制复合^[6,7]、焊接复合^[8]、铸造复合^[9]、激光涂覆^[10]以及爆炸焊接加轧制复合^[11]等。和其他方法相比, 爆炸复合由于可获得比较高的结合强度而得到广泛应用, 但对其工艺参数控制要求严格, 而且复合板的尺寸存在局限性。

为扩大钛钢复合板的尺寸, 通常采用爆炸加轧制的复合方法^[9]。但由于在爆炸复合中复板的厚度有一临界值, 单纯地采用爆炸加轧制的方法仍有局限性, 因此, 本研究采用一种新颖的方法, 来实现增大钛-钢复合板尺寸的目标。为了防止界面生成脆性化合物如 TiC、TiFe₂ 和 TiFe^[1,7]削弱复合板的结合强度, 通常采用能够有效地防止或抑制碳元素扩散的中间层的方法生产钛钢复合板。在实际生产中, V, V-Cu-Ni, Ta, Co, Mo-Ta-V, Cu^[7], Ni^[12]等常被用作夹层材料。但由于这些材料成本较高, 在钛-钢复合板生产中的应用受到了限制。

考虑钛钢复合板的轧制和热处理过程中可能出现的问题, 本研究选用工业纯铁作为夹层材料。为了获得更好的变形性及良好的结合性能, 研究轧制温度、退火温度对界面状态和结合强度的影响。

1 实验

退火态 TA2 作为复板, 热轧态 Q235 作为基板, 冷轧电工纯铁 DT4 作为夹层材料。为了提高变形的一致性, 采用对称方式组坯, 如图 1 所示。材料的化学成分列于表 1 中。

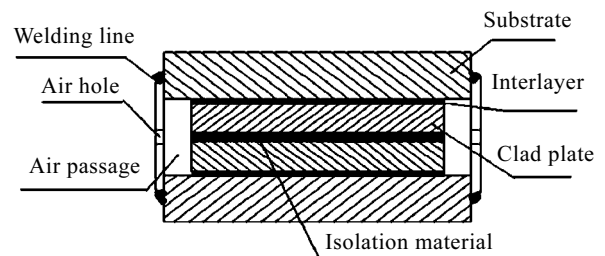


图 1 坯料组合示意图

Fig.1 Scheme for experimental set-up in roll bonding

表 1 基板、复板及夹层材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of the row materials

Materials	Composition($\omega/\%$)							Bal.
	C	Si	O	N	H	P	S	
TA ₂	0.02	<0.04	0.08	0.01	0.02	/	/	Ti
Q235	0.15	0.25	/	/	/	<0.035	<0.045	Fe
DT4	<0.025							Fe

收稿日期: 2009-06-12

基金项目: 国家自然科学基金(50874086); 西安建筑科技大学青年科技基金(DB04014)资助

作者简介: 王敬忠, 男, 1974 年生, 博士生, 讲师, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82205140, E-mail:wzjxd2003@yahoo.com.cn

选用 4 个加热温度 830, 900, 950, 1000 °C, 轧制方向和爆炸复合的方向平行, 总轧制压下率为 85.7%, 道次压下率大于 10%^[7]。在 30 t 的实验室轧机上进行轧制, 轧辊直径为 350 mm。

热轧态和退火态的复合板, 按照 ASTM D 3165-95 进行剪切强度试验, 每个状态板制备 3 个剪切试样, 求平均值。根据热轧态结合强度的检测情况, 830 °C 轧制的复合板结合强度比较理想, 取样分别在 500, 550, 600, 650, 700, 800, 900, 1000 °C 下退火。用江南-87 光学显微镜观察组织; 用 X-650 型电镜分析界面脆性化合物。在金相试样上进行显微硬度测定, 在界面和距界面不同距离测 11 处, 每个距离测 3 个点, 求平均值。分析 Fe 元素在钛中的扩散情况。

2 结果与讨论

2.1 轧制温度对结合强度的影响

轧制温度对钛钢复合板结合强度的影响如图 2 所示。图 2 表明, 在 830~1000 °C 之间, 随着轧制温度升高, 复合板的结合强度逐渐降低。同时, 结合界面 Ti-Fe 的脆性化合物层的厚度逐渐增大(如图 3 所示)。随着轧制温度升高, 在光学显微镜下界面上 Ti-Fe 之间的脆性化合物^[7](黑色区域)的厚度增加。结合界面上脆性化合物的出现使钛钢复合板结合强度变差, 试样承受载荷时, 脆性化合物会起到裂纹源作用。界面脆性化合物增多, 在界面上显微裂纹增多, 且尺寸增大, 如图 4 所示。在高温轧制时, Q235 层有明显的脱碳现象, 这一点可通过 Q235/DT4 界面附近晶粒尺寸的变化做出判断, Q235 侧界面附近的晶粒明显粗化, 如图 3d 所示, DT4 层中有珠光体出现, 这说明 DT4 层中碳浓度已升高。

2.2 退火温度对结合强度的影响

图 5 是复合板剪切强度随退火温度变化曲线。总体而言, 随着退火温度的升高复合板的剪切强度降低。由于复合板的终轧厚度较小, 散热速度较快, 终轧温

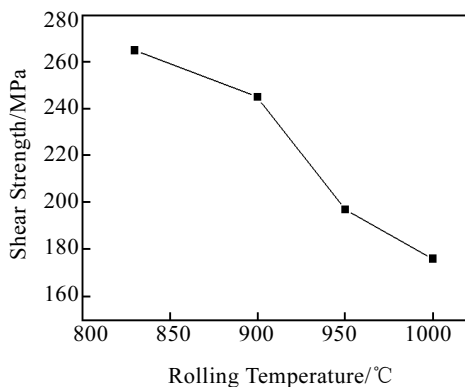


图 2 轧制温度对复合板结合强度的影响

Fig.2 Effect of rolling temperature on shear strength for clad plates

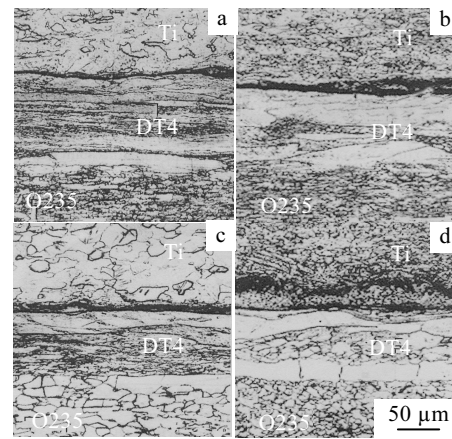


图 3 热轧态复合板金相照片

Fig.3 Optical microstructures of rolled clad plates: (a) $T=830\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (d) $T=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

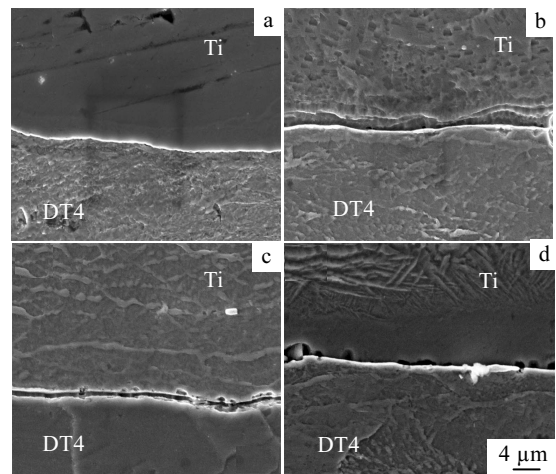


图 4 复合板界面扫描电镜照片

Fig.4 SEM microstructures of interfaces of clad plates: (a) $T=830\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (d) $T=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

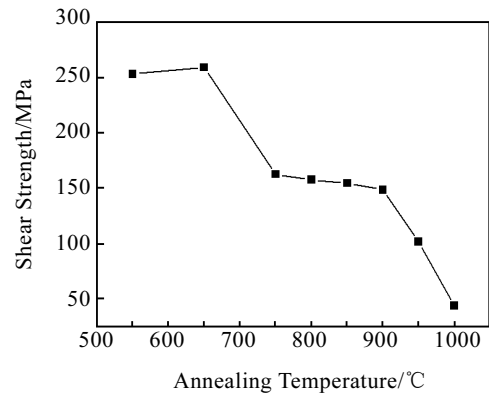


图 5 退火温度对复合板结合强度的影响

Fig.5 Effect of annealing temperature on shear strength for clad plates

度通常较低,导致结合界面附近有残余应力或者应力集中。550~650 °C退火处理,残余应力或应力集中只得到部分松弛,剪切强度略有升高。图6为复合板退火态金相照片。从图6a可以看出,550 °C退火,复合板的组织未完全恢复到变形前的状态。在650~750 °C退火,复合板的剪切强度显著降低,在其界面附近晶粒的尺寸明显粗化(图6c),使界面塑性变差,剪切强度降低。在750~900 °C退火,复合板的剪切强度变化较小,原因是在此温度区间,Fe在 α -Ti里的固溶度较小,形成的Ti和Fe脆性化合物的增加量少。由图6d可看出,沿着钛的晶界有Fe元素的扩散。900 °C退火时,在界面钛侧有针状的 α - β 相和更多的脆性化合物生成。在900~1000 °C退火,结合强度显著降低,根据图6f-6h,可以看出在钛侧组织结构发生明显变化,Fe在钛层扩散明显,形成更多Fe-Ti脆性化合物。当退火温度超过750 °C后,约有一半的试样在制备过程中发生界面开裂,表明退火温度不宜超过750°C。图7是复合板退火态的界面微观结构。可以看出,随着退火温度升高,界面上脆性化合物的厚度增大。证明随着退火温度升高,结合强度降低的原因是界面上脆性化合物增多。图7b中界面上的裂口,可能是界面应力的松弛或者材料的膨胀系数差异所致。

2.3 显微硬度

图8是不同轧制温度的复合板断面厚度方向的硬度变化。从中可看出,由于终轧温度较低,存在加工硬化现象,使得复合板各层的硬度均有一定程度升高。随着加热温度升高,Ti/DT4界面的硬度明显升高,当加热温度超过 α - β 的相变温度,硬度升高速度加快。这与Fe在Ti中扩散有关,硬度随着Fe元素的增多而增大,结合图8和图3可以估算出Fe在Ti层的扩散距离。最高硬度值出现在1000 °C轧制复合板的界面附近。基于上述分析,认为欲获得高结合强度的复合板,热加工温度必须低于Ti(α → β)相变温度,否则,脆性化合物生成过多会使结合强度降低。

为使产品达到国家标准要求,需要对热轧态的轧件进行退火处理。图9是不同退火温度复合板显微硬度的变化情况。从中可看出,退火后Ti/DT4界面上的硬度有一定升高,证实Fe扩散程度增大。1000 °C退火后,距Ti/DT4界面150 μ m处钛侧硬度最高,即使距界面350 μ m处,硬度仍然较高。这些均由于Fe在Ti中的大量扩散以及脆性化合物的生成。随着退火温度降低,最高硬度出现的位置靠近界面或在界面上,这说明温度高有利于Fe在Ti中扩散。从图9还可以

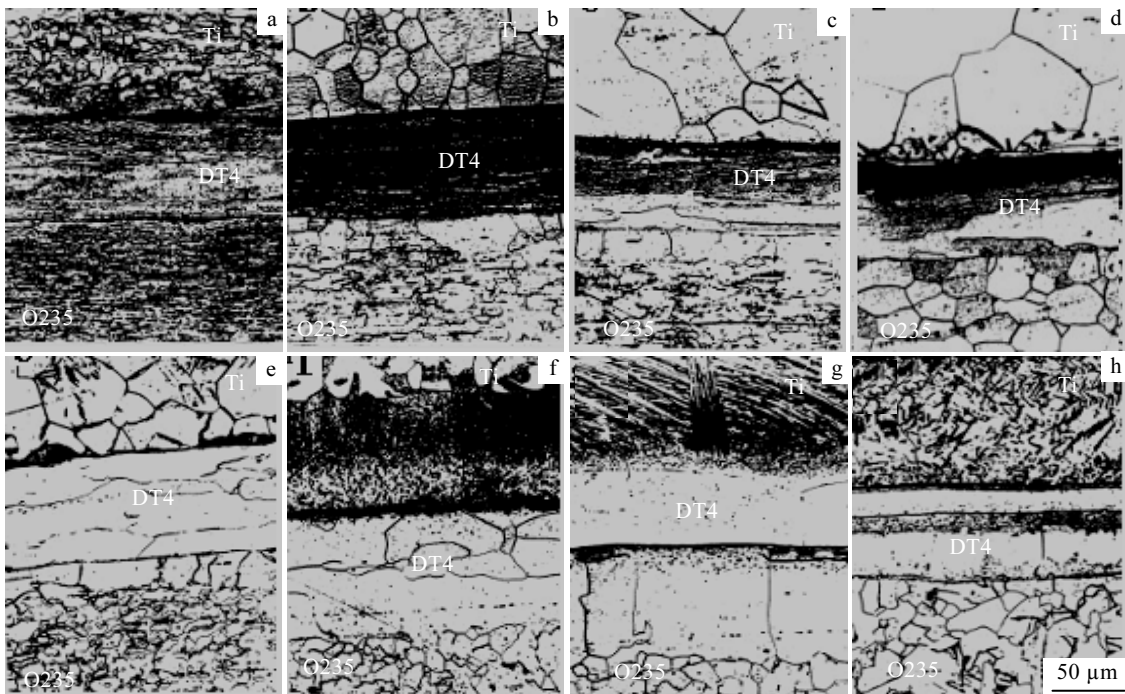


图6 复合板退火态金相照片

Fig.6 Optical microstructures of annealed clad plates: (a) 550 °C, (b)650 °C, (c) 750 °C, (d) 800 °C, (e) 850 °C, (f) 900 °C, (g) 950 °C, and (h) 1000 °C

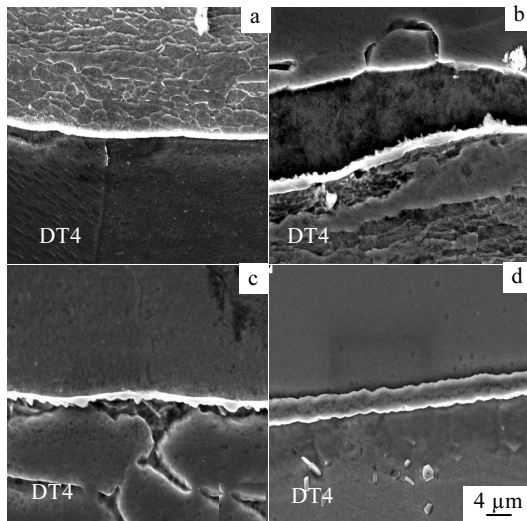


图 7 不同温度退火试样界面电镜照片

Fig.7 Interface SEM structures of titanium/iron at different annealing temperatures: (a) $T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (d) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$

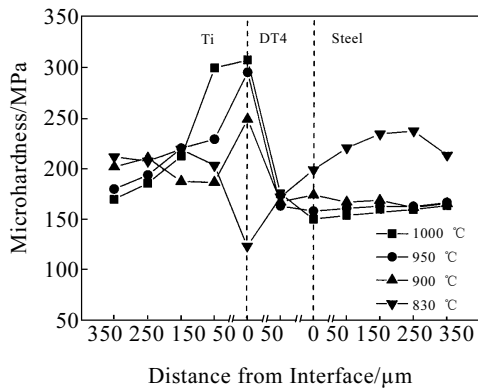


图 8 不同轧制温度复合板断面显微硬度曲线

Fig.8 Microhardness profile across interface of clad plate rolled at different rolling temperatures

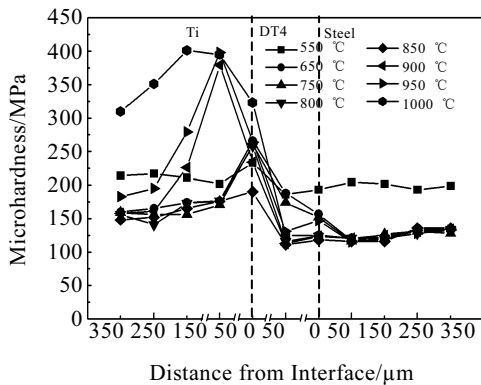


图 9 不同退火温度复合板显微硬度曲线

Fig.9 Microhardness profile of clad plate at different annealing temperatures

看出，低于相变温度可以有效抑制 Fe 的扩散，从而减少脆性化合物的生成量；除了 550 °C 退火未能完全消除加工硬化外，其他更高的温度退火均能完全消除加工硬化。基于这一分析，可以得出这样的结论，在既要保证高的结合强度又要抑制脆性化合物的生成的情况下，退火温度必须低于钛的相变温度。

3 结 论

1) 在 830~1000 °C 的温度范围内，随着轧制温度升高，复合板的结合强度降低，轧制温度在 830~880 °C 比较合适。

2) 随退火温度升高，在 650~750 °C，复合板的剪切强度显著降低；750~900 °C 之间，剪切强度变化较小；而 550~650 °C，剪切强度不降反而略有升高。因此，认为退火温度在 550~650 °C 较理想。

3) 轧制温度超过 Ti 的 $(\alpha \rightarrow \beta)$ 转变温度，Fe 在 Ti 中的扩散速度增大，界面脆性化合物层明显增厚，Ti/DT4 界面附近显微硬度显著增大，当退火温度等于或高于 900 °C 时，显微硬度的峰值出现在钛层。

参考文献 References

[1] Kim J K, Yu T X, *J Mater Process Technol*[J], 1997, 63(1-3): 33

[2] Yang Y, Wang B F, Hu B *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2005, 398(1-2): 291

[3] Wang B F, Yang Y. *Mater Sci Eng A*[J], 2007, 452-453(7): 273

[4] Xie Shoumo(谢守模), Li Minghua(李明华). *Wide Thick Sheets (宽厚板)*[J], 1998, 4(2): 21

[5] Kahraman N, Gulenc B, Findik F *et al. J Mater Process Technol*[J], 2005, 169(1-2): 127

[6] Mori T, Kurimoto S. *J Mater Process Technol*[J], 1996, 56(1-4): 242

[7] Yamamoro A, Nakamura H, Kurahashi R. *Iron & Steel*[J], 1992, 79(1): 62

[8] Khodadad Motarjemi A, Kocak M, Ventszke V. *Int J Pressure Vessels Piping*[J], 2002, 79(3): 181

[9] Ni Hongwei(倪红卫), Gao Juan(高娟), Tang Limin(唐利民). *Special Steel(特殊钢)*[J], 2002, 23(3): 4

[10] Anjos M A, Vilar R, Qiu Y Y. *Surf Coat Technol*[J], 1997, 92(1-2): 142

[11] Kubota A, Ueda H, Nakamura T *et al. Process Technology*[J]. 1981, 19(4): 294

[12] He Peng, Zhang Jiuhai, Zhou Ronglin *et al. Materials Characterization*[J], 1999, 43(5): 287

Titanium Cladding Steel Plates with Interlayer by Explosion and Rolling Bonding

Wang Jingzhong¹, Yan Xuebai², Wang Weiqi², Yan Jingya², Rong Yao², Yan Ping²

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Baoji Nonferrous Metal Works, Baoji 721014, China)

Abstract: In order to enlarge the dimensions of titanium cladding steel plate, a new method of two main procedures was used, in which the DT4 thin slice was exploded firstly with titanium plate to assemble billet according to a symmetrical way. The effects of rolling and annealing temperatures on the shear strength of titanium cladding steel plate were investigated. The microstructures and interfacial diffusion of the cladding plates were observed or measured by optical microscope, scanning electric microscope and micro-hardness tester. The results show that the shear strength of the cladding plates is remarkably depended on the rolling and annealing temperatures, and the brittle compound amount in the interface of titanium/DT4 will increase evidently and the shear strength of titanium cladding steel plate will decrease sharply when the rolling temperature is above 882 °C (the $\alpha \rightarrow \beta$ phase transformation temperature of titanium), or the annealing temperature is above 750 °C. The micro-hardness peak value appears in titanium side when the annealing temperature is higher than 900 °C due to Fe element diffusion in titanium. Annealed within the range from 550 to 650 °C, the shear strength will slightly increase.

Key words: explosion and rolling cladding; shear strength; rolling temperature; annealing temperature

Corresponding author: Wang Jingzhong, Candidate for Ph. D., Lecturer, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, P. R. China, Tel: 0086-29-82205140, E-mail: wzjxd2003@yahoo.com.cn