

冷轧成形钛/钢层状复合板界面 结合强度的影响因素

Influence factors of interfacial bonding strength of
cold rolled titanium/steel laminated composite plates

刘雪峰^{1,2}, 白于良¹, 李晶琨¹, 秦回一³, 陈 鑫³

(1 北京科技大学 现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083;

2 北京科技大学 材料先进制备技术教育部重点实验室, 北京 100083;

3 攀钢集团 成都钛材有限公司 江油分公司, 四川 江油 621701)

LIU Xue-feng^{1,2}, BAI Yu-liang¹, LI Jing-kun¹, QIN Hui-yi³, CHEN Xin³

(1 Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern

Transportation, University of Science and Technology Beijing, Beijing

100083, China; 2 Key Laboratory for Advanced Materials Processing

(Ministry of Education), University of Science and Technology Beijing,

Beijing 100083, China; 3 Jiangyou Branch, Chengdu Titanium Material

Co., Ltd., Pangang Group, Jiangyou 621701, Sichuan, China)

摘要: 采用冷轧复合法制备钛/钢层状复合板, 研究轧制压下率、轧制道次、表面粗糙度、原材料状态和轧制速率对钛/钢层状复合板界面结合强度的影响。结果表明: 界面作用力和轧制力对界面的作用时间是影响钛/钢层状复合板界面结合强度的主要因素。轧制压下率、表面粗糙度和原材料状态通过影响界面作用力来影响钛/钢层状复合板的界面结合强度; 轧制速率通过影响轧制力对界面的作用时间来影响钛/钢层状复合板的界面结合强度; 钛/钢层状复合板的冷轧复合效果与轧制道次无关, 只有单道次轧制压下率超过临界轧制压下率时, 才能实现冷轧复合。

关键词: 钛/钢层状复合板; 冷轧复合法; 界面结合强度; 轧制工艺

doi: 10. 11868/j. issn. 1001-4381. 2019. 000890

中图分类号: TG335. 81 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)07-0119-08

Abstract: Titanium/steel laminated composite plates were prepared by cold rolling method. The effects of rolling reduction, rolling speed, surface roughness, state of raw material and rolling pass on the interfacial bonding strength of titanium/steel laminated composite plates were studied. The results show that the interfacial action force and action time of rolling force on the interface are the main parameters affecting the interfacial bonding strength of titanium/steel laminated composite plates. The rolling reduction, surface roughness and state of raw material affect the interfacial bonding strength of titanium/steel laminated composite plate through affecting the interfacial action force. The rolling speed affects the interfacial bonding strength of titanium/steel laminated composite plate through affecting the action time of rolling force on the interface. Whether the titanium/steel laminated composite plate can be cold roll bonded or not has nothing to do with the number of rolling passes, only when the rolling reduction of single pass exceeds the critical rolling reduction can the cold roll bonded be realized.

Key words: titanium/steel laminated composite plate; cold roll bonded method; interfacial bonding strength; rolling process

钛/钢层状复合板不仅具有钛的优良耐腐蚀性, 还兼有钢的高强度、低成本等优点, 在石油、化工和造船等领域具有广泛用途。目前, 制备钛/钢层状复合板的

方法主要有爆炸复合法^[1-4]、爆炸-轧制复合法^[5-6]、扩散复合法^[7-9]和热轧复合法^[10-12]。爆炸复合法工艺简单, 制备的钛/钢层状复合板界面结合强度高, 但存在

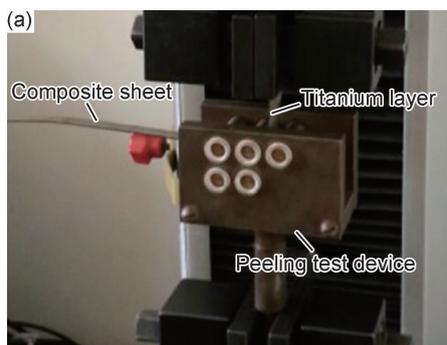
制备的复合板尺寸受限,环境污染和无法连续化生产等问题^[13]。爆炸-轧制复合法克服了爆炸复合法无法制备厚度薄和表面质量要求高的钛/钢层状复合板的缺点,增加了生产的灵活性,但环境污染和无法连续化生产的问题仍未得到解决。相比前两种方法,扩散复合法具有无污染、制备的钛/钢层状复合板的界面应力小、不需要后续热处理等优点,但是扩散复合法的生产效率低,可制备的钛/钢层状复合板尺寸受限,难以工业化推广。热轧复合法因生产效率高、对环境无污染、可制备宽幅复合板等优势,有逐渐取代其他制备方法的趋势^[14]。然而,热轧复合法需要真空热轧或者将组合坯料四周焊接后对界面抽真空处理,防止钛/钢界面加热和热轧时发生氧化^[11,15]。此外,钛/钢层状复合板在热轧复合时界面易生成 Fe_2Ti 、 FeTi 和 TiC 等脆性相,严重损害界面结合质量^[16-17]。

针对现有制备方法存在的问题,本工作提出采用冷轧复合法制备钛/钢层状复合板。此方法不仅工艺简单、生产效率高、易于工业化生产,而且冷轧复合金属层状复合板的界面没有氧化和脆性相等问题。因此,被广泛应用于制备铝/铝^[18]、铝/铜^[19]和铝/钢^[20]等层状复合板。同时研究了原材料状态、表面粗糙度、轧制压下率、轧制速率和轧制道次对冷轧复合成形钛/钢层状复合板的界面结合强度的影响,为高质量钛/钢层状复合板的短流程高效制备奠定基础。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

采用厚度 0.20 mm 的冷轧态和退火态 TA2 工业



纯钛带以及厚度 1.90 mm 的退火态 Q235 钢板为原材料,其化学成分见表 1。

表 1 原材料的化学成分(质量分数/%)

Sample	C	Si	Mn	P	S	Ti	Fe
TA2	0.017	0	0	0	0	Bal	0.022
Q235	0.15	0.19	0.48	0.007	0.009	0.009	Bal

1.2 冷轧复合过程

首先用酒精对钛带和钢板进行清洗,获得清洁表面;然后用质量分数为 2.5% 的稀盐酸对二者的表面进行酸洗,去除表面氧化物;最后用钢刷机械打磨钛带和钢板的待复合表面,钢刷的钢丝直径为 0.30 mm。将表面处理后的钛带与钢板的待复合表面贴合后铆接,获得钛/钢组坯,接着迅速进行室温冷轧复合。冷轧复合所用轧机的轧辊直径为 170 mm,轧制速率为 0.01~0.05 m/s,轧制压下率 r 为 0%~75%。

1.3 剥离实验

根据 ASTM D 903—1998《胶粘剂抗剥落或剥离强度的试验方法》,采用剥离实验检测钛/钢层状复合板的界面结合强度。剥离实验的试样宽度为 25 mm。采用自行设计的剥离模具检测钛/钢层状复合板的界面结合强度,剥离速率为 25 mm/min,图 1 为钛/钢层状复合板界面结合强度剥离实验检测过程及结果。界面结合强度可由式(1)求得^[20]:

$$\sigma_B = \frac{F}{W} \quad (1)$$

式中: σ_B 为界面结合强度; F 为平均剥离力; W 为试样宽度。

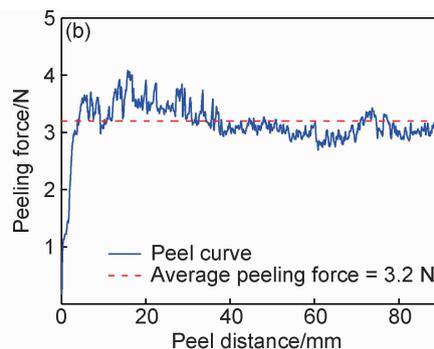


图 1 钛/钢层状复合板界面结合强度剥离实验检测过程及结果

(a)剥离过程;(b)剥离曲线

Fig. 1 Peeling test process and results of interface bonding strength of titanium/steel laminated composite plates

(a)peeling process;(b)peeling curve

1.4 界面和剥离面的评价

采用 S250MK3 型扫描电子显微镜观察钛/钢层

状复合板界面和剥离面的形貌;借助 Kratos AXIS ULTRA^{DL} X 射线光电子能谱仪测定钛/钢层状复合

板界面和剥离面的元素分布。

2 结果与讨论

2.1 轧制压下率的影响

采用冷轧态钛带与退火态钢板为原材料,单道次冷轧复合制备了钛/钢层状复合板。钛/钢层状复合板的界面结合强度与轧制压下率的关系如图 2 所示。钛/钢组坯的冷轧临界轧制压下率为 26%。当轧制压下率小于 26% 时,钛/钢组坯无法冷轧复合;当轧制压下率大于 26% 时,钛/钢组坯可以实现冷轧复合,界面结合强度随着轧制压下率的增加呈线性上升趋势。

冷轧复合后钛/钢层状复合板的界面元素分布及界面形貌如图 3 所示。图 3(a) 的线扫描结果表明,钛/钢层状复合板的界面处未发生元素互扩散。由于界面发生元素扩散需要一定温度和时间,而钛/钢组坯冷轧复合过程中界面温度升高仅来源于变形热,而且界面会通过热传导方式将所产生的变形热迅速带走,

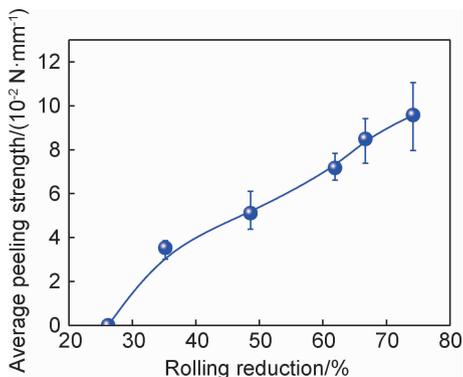


图 2 钛/钢层状复合板界面结合强度与轧制压下率的关系
Fig. 2 Relationship between the interfacial bonding strength and rolling reduction of titanium/steel laminated composite plates

使得界面温度一直较低,从而难以发生元素互扩散,所以在冷轧复合法制备的钛/钢层状复合板的界面处未检测到元素扩散。图 3(b) 为钛/钢层状复合板的高倍界面形貌,可以看出,钛带与钢板结合紧密,界面处没有孔洞、间隙等未结合区域。

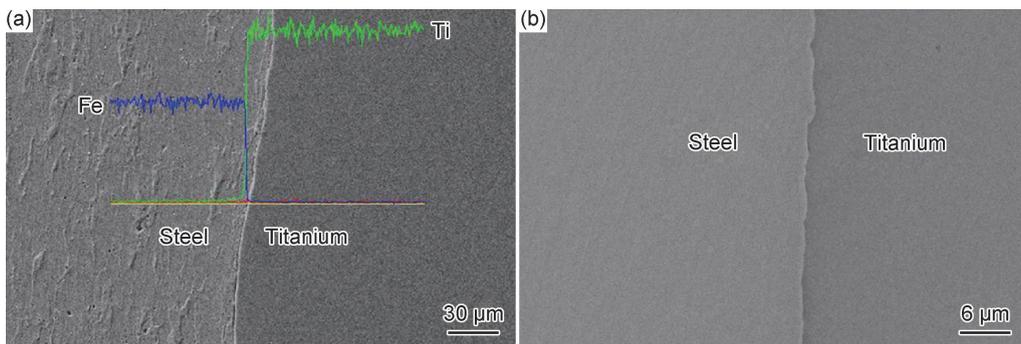


图 3 冷轧复合钛/钢层状复合板的界面元素分布(a)及形貌(b)

Fig. 3 Interfacial element distribution(a) and morphology(b) of cold roll bonded titanium/steel laminated composite plates

不同轧制压下率情况下,冷轧复合钛/钢层状复合板的剥离面形貌如图 4 所示。可以看出,当轧制压下率为 35.2% 时,钛带表面硬化层沿复合板宽度方向(TD)破裂,新鲜金属从裂缝中挤出,钢板表面出现硬化层开裂的现象,如图 4(a-1), (a-2) 中红色箭头所指;随着轧制压下率增大至 61.9%,钛带与钢板表面硬化层的开裂程度加大,如图 4(b-1), (b-2) 中的红色箭头所指。此外,钛带表面还发现了金属凸起,如图 4(b-1) 中的黑色箭头所指。这是钛带表面的新鲜金属嵌入到钢板表面的硬化层裂缝中形成的。因此,界面硬化层的破裂和新鲜金属的挤出并相互接触是冷轧复合钛/钢层状复合板界面实现结合的主要原因^[21]。增大轧制压下率对复合钛带和钢板界面硬化层的破裂程度提升具有明显影响,可促使更多的新鲜金属在界面处挤出并发生相互接触,增大界面两侧的原子产

生原子间作用力的区域,从而使得界面结合强度也越来越大。

Bay^[22]认为,冷轧界面复合主要有两种机制:一种是在轧制正压力作用下硬化层开裂,界面发生复合;另一种是在轧制正压力作用下污染层破裂,界面发生复合。并建立了冷压焊界面结合强度的预测模型^[23]:

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_0} = (1 - \beta)Y \frac{P - P_E}{\sigma_0} + \beta \frac{Y - Y'}{1 - Y'} \frac{P}{\sigma_0} \quad (2)$$

式中: σ_0 为轧后金属的屈服强度,复层和基层材料不同时选强度较低的金属; P 为轧制正压力; P_E 为新鲜金属从硬化层裂缝中挤出所需要的压力; Y 为轧后板材的表面扩展率; Y' 为污染层破裂所需的表面扩展率; β 为污染层破裂面积占总面积的百分数。

由式(2)可知,轧制正压力是促使界面硬化层和污染层破裂的主要动力,而轧制正压力随着轧制压下率

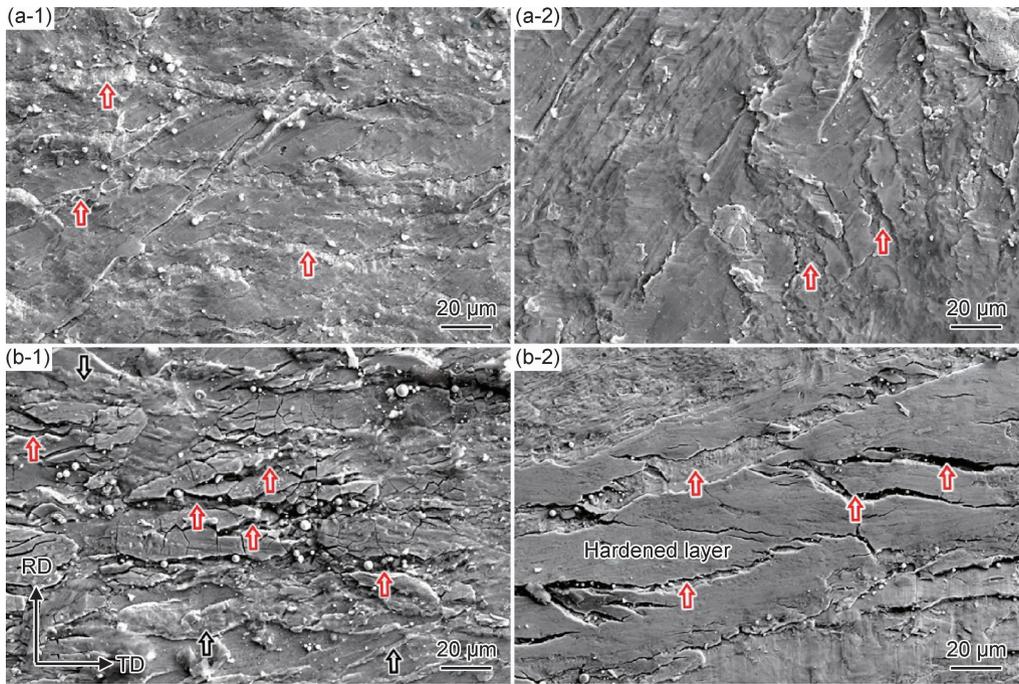


图4 不同轧制压下率制备的钛/钢层状复合板的剥离面形貌
(a) $r=35.2\%$;(b) $r=61.9\%$;(1)钛带;(2)钢板

Fig. 4 Peeled surface morphologies of titanium/steel laminated composite plates with different rolling reductions
(a) $r=35.2\%$;(b) $r=61.9\%$;(1)titanium belt;(2)steel plate

的增大而增大,所以钛/钢层状复合板的界面结合强度也随着轧制压下率增大而增大。

2.2 轧制道次的影响

采用冷轧态钛带与退火态钢板为原材料,经过四道次轧制进行钛/钢组坯的冷轧成形,道次轧制压下率依次为 10.90% 、 17.11% 、 11.61% 和 32.12% 。在上述的轧制制度下,总轧制压下率达到 55.7% ,但钛/钢组坯仍未能实现复合。

第一道次冷轧后与第四道次冷轧后钛带与钢板界面的形貌如图5所示。可以看出,经过第一道次冷轧变形后,钛带和钢板的待复合表面没有开裂,表面变得较为平整。经四道次冷轧后,钛带的待复合表面硬化层开裂,钢板表面金属被挤入到钛侧硬化层裂缝中。虽然多道次轧制的总轧制压下率达到 55.7% ,钛带的待复合表面也发生了硬化层开裂现象,但钛带和钢板的界面未能实现复合。这是因为,钛/钢组坯冷轧成形时,由于待复合表面的开裂,新鲜金属从表面裂缝中挤出,界面原子的重排、键合形成激活能等因素一起构成了一个能量障碍,要实现界面复合要求轧制压下率必须超过某一临界值。虽然钛/钢组坯多道次轧制的总轧制压下率较大,但单道次轧制压下率较小,未使界面获得足够大的能量,所以钛带和钢板的界面始终不满足能够实现复合的条件。

2.3 表面粗糙度的影响

采用冷轧态钛带与退火态钢板为原材料,借助钢刷打磨钢板表面,使钢板表面沿轧制方向具有不同的粗糙度。图6为钢板待复合表面粗糙度对钛/钢层状复合板界面结合强度的影响。由图6(a)可以看出,钢板表面粗糙度越大,钢板表面轮廓上下浮动越剧烈,说明钢板表面的凸起和凹陷程度也越大。经过不同轧制压下率的冷轧复合后,钛/钢层状复合板的界面结合强度如图6(b)所示。随着与钛带复合的钢板表面粗糙度的增大,在相同轧制压下率时,钛/钢层状复合板的界面结合强度得到明显的提升。此外,钢板表面粗糙度的增大也可以显著降低钛/钢组坯的冷轧临界轧制压下率。

由于钛带和钢板的塑性变形能力不同,冷轧复合时钛/钢界面将发生相对滑动,导致界面受到沿轧向的剪切力作用。界面剪切力会促进界面硬化层和氧化层开裂,提供更大比例的新鲜表面,使得界面结合更加充分^[24-25]。钢板表面粗糙度越大,冷轧复合时阻碍界面相对滑动的摩擦力就越大,界面受到的剪切力也越大,界面结合强度就越高。此外,粗糙的金属表面有大量硬化的微凸体,在冷轧复合过程中,微凸体将刺破待复合金属表面致密的氧化层,与暴露出的金属基体形成一定程度的嵌合作用,实现机械啮合,进而增强金属层状复合材料的界面结合强度^[25]。因此,增大钢板表面

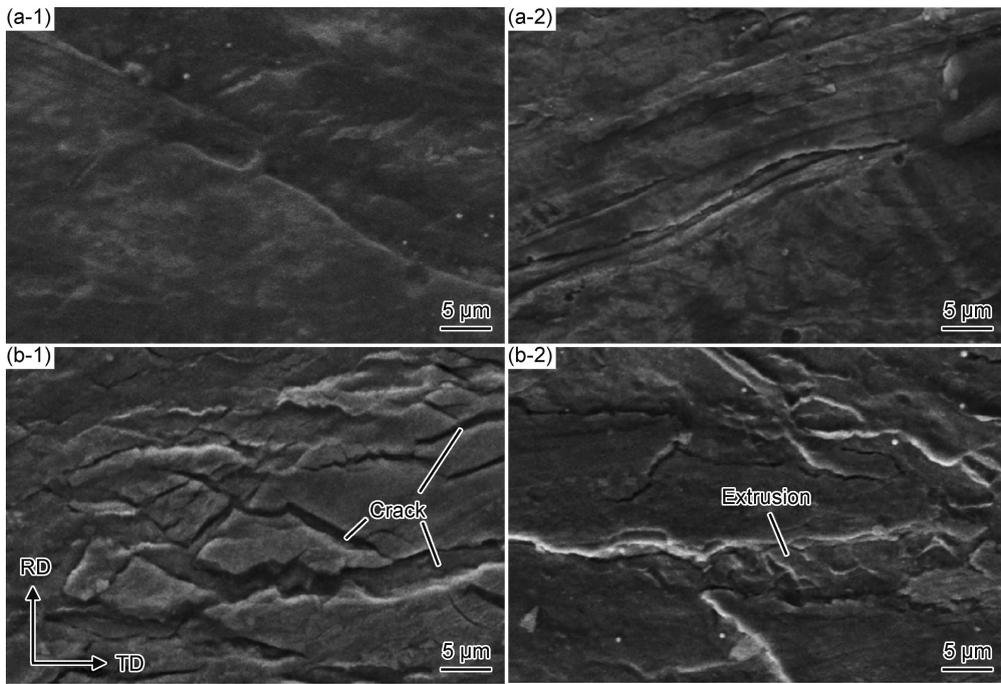


图 5 多道次轧制后钛带与钢板界面的形貌
(a)第一道次;(b)第四道次;(1)钛带;(2)钢板

Fig. 5 Interfacial morphologies of titanium belt and steel plate after multi-pass rolling
(a) the first pass; (b) the fourth pass; (1) titanium belt; (2) steel plate

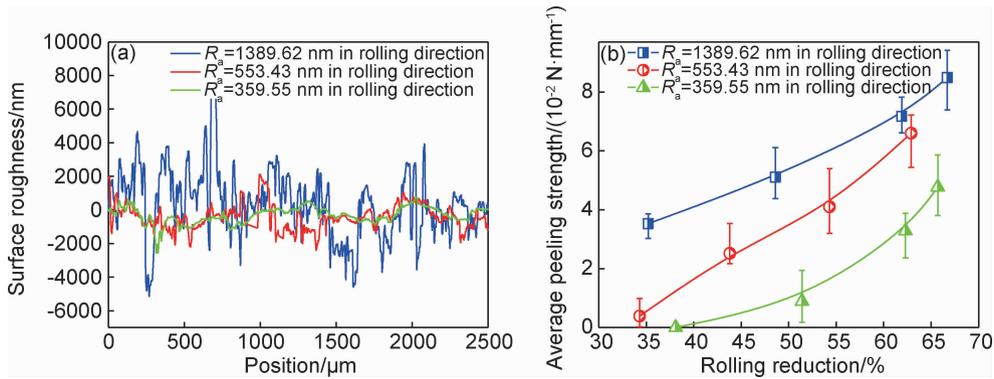


图 6 表面粗糙度对钛/钢层状复合板界面结合强度的影响

(a) 钢板沿轧制方向的表面粗糙度;(b) 界面结合强度与表面粗糙度的关系

Fig. 6 Effect of surface roughness of steel plate on the interfacial bonding strength of titanium/steel laminated composite plates
(a) surface roughness in rolling direction of steel plate; (b) relationship between the interfacial bonding strength and surface roughness

粗糙度可提高钛/钢层状复合板的界面结合强度。

2.4 原材料状态的影响

以冷轧态钛带和退火态钛带为复层,分别与退火态的钢板进行单道次冷轧复合,制备的钛/钢层状复合板的界面结合强度随轧制压下率的变化规律如图 7 所示。随着轧制压下率的增大,两种钛/钢层状复合板的界面结合强度均明显增大。在相同轧制压下率时,复层为冷轧态钛带比复层为退火态钛带制备的钛/钢层状复合板的界面结合强度提高 15% 左右。

Jamaati 等^[26-28]研究表明,轧前退火可降低金属层

状复合材料冷轧复合的临界轧制压下率,并提高界面结合强度。因为轧前退火可为金属原子提供冷轧复合所需的激活能,降低复合界面克服能量障碍所需的临界轧制压下率,有助于增大界面结合强度。而本工作中对钛复层退火处理发现,钛/钢层状复合板的界面结合强度略微降低,该现象可能与界面剪切力有关。冷轧态钛带与退火态钢板的变形抗力相差较大,冷轧复合时界面容易发生相对滑动,界面剪切力较大,有利于界面氧化层或硬化层的开裂,提供更大比例的新鲜表面,促使界面结合更加充分^[29]。退火态钛带与退火态

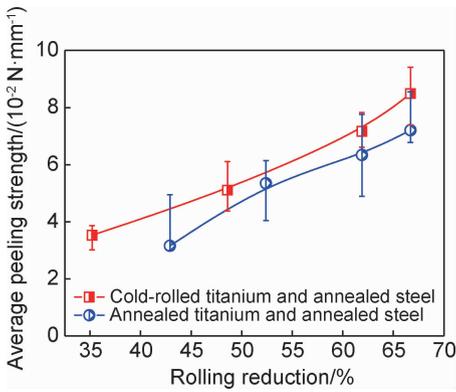


图7 原材料状态对钛/钢层状复合板界面结合强度的影响

Fig. 7 Effect of raw material state on the interfacial bonding strength of titanium/steel laminated composite plates

钢板的变形抗力接近,冷轧复合时界面两侧的金属更趋向于协同变形,界面剪切力较小,界面氧化层或硬化层的开裂难度较大,不利于界面新鲜金属接触键合。所以,冷轧态钛带为复层材料制备的钛/钢层状复合板的界面结合强度更高。

2.5 轧制速率的影响

采用冷轧态钛带与退火态钢板,经单道次冷轧复合制备了钛/钢层状复合板,轧制压下率为65.0%,轧制速率为0.01~0.05 m/s。轧制速率对钛/钢层状复合板界面结合强度的影响如图8所示。可以看到,随着轧制速率的增加,钛/钢层状复合板的界面结合强度呈减小趋势。当轧制速率小于0.02 m/s时,钛/钢层状复合板的界面结合强度减小趋势较为明显;当轧制速率大于0.02 m/s时,钛/钢层状复合板的界面结合强度减小趋势减缓。

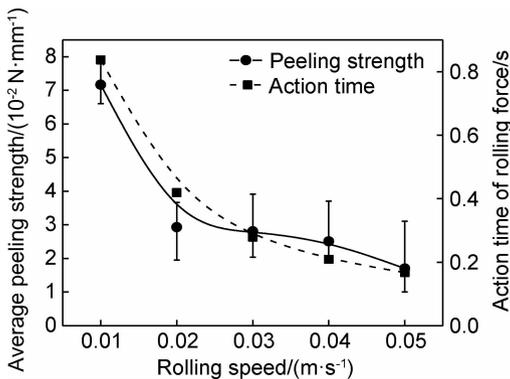


图8 轧制速率对钛/钢层状复合板界面结合强度和轧制力作用时间的影响

Fig. 8 Effect of rolling speed on the interfacial bonding strength and action time of rolling force of titanium/steel laminated composite plates

轧制速率对冷轧钛/钢层状复合板界面结合强度

的影响主要包括界面温度和轧制力在界面的作用时间两方面因素。一方面,轧制速率增加,冷轧复合过程中产生的变形热增加,使得界面处金属相互作用更加剧烈,有利于界面温度的升高和原子的扩散,从而有助于增加钛/钢层状复合板的界面结合强度;另一方面,随着轧制速率的增加,轧制力在界面的作用时间减小,界面新鲜金属挤出并相互接触的时间缩短,不利于界面的原子成键,降低钛/钢层状复合板的界面结合强度。轧制速率对钛/钢层状复合板界面结合强度的影响是上述两个因素综合作用的结果。

根据图3(a)钛/钢复合界面原子扩散情况可知,钛/钢层状复合板冷轧界面没有发生明显的原子扩散,所以轧制速率较大情况下产生的变形热对界面结合强度的影响不是主要因素,而是轧制速率对轧制力在界面作用时间的影响起了主导作用。轧制力在界面的作用时间 t 可由式(3)求得:

$$t = \frac{l'}{v} \quad (3)$$

式中: l' 为考虑轧辊弹性压扁的变形区长度; v 为轧制速率。

变形区长度 l' 可由式(4)求得^[30]:

$$l' = \sqrt{R\Delta h + \left(\frac{\tilde{p}R}{9500}\right)^2} + \frac{\tilde{p}R}{9500} \quad (4)$$

式中: R 为轧辊半径; Δh 为压下量; \tilde{p} 为平均单位压力。

由式(3)计算可得不同轧制速率对应的轧制力的作用时间(图8)。界面结合强度与轧制速率的关系曲线和轧制力作用时间与轧制速率的关系曲线吻合良好,说明轧制速率通过影响轧制力在界面的作用时间来影响钛/钢层状复合板的界面结合强度。

3 结论

(1)界面作用力和轧制力对界面的作用时间是影响钛/钢层状复合板界面结合强度的两个主要因素。增大界面作用力并延长轧制力对界面的作用时间可显著提升钛/钢层状复合板的界面结合强度。

(2)轧制压下率、表面粗糙度和原材料状态通过影响界面作用力来影响钛/钢层状复合板的界面结合强度。增大轧制压下率和表面粗糙度可增大钛/钢层状复合板的界面正压力和剪切力,提高界面结合强度。相比退火态钛复层,冷轧态钛复层与退火态钢基层的变形抗力相差较大,有助于增大钛/钢层状复合板的界面剪切力,使界面结合强度提高约15%。

(3)轧制速率通过影响轧制力对界面的作用时间

来影响钛/钢层状复合板的界面结合强度。轧制速率越大,轧制力对钛/钢界面的作用时间就越短,导致钛/钢层状复合板的界面结合强度降低。

(4) 钛/钢层状复合板的冷轧复合效果与轧制道次无关,只有当单道次轧制压下率超过 26% 的临界轧制压下率时,才能实现钛/钢层状复合板的冷轧复合。

参考文献

- [1] AKBARI MOUSAVI S A A, SARTANGI F P. Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium/AISI 304 stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(3): 459-468.
- [2] SONG J, KOSTKA A, VEEHMAYER M, et al. Hierarchical microstructure of explosive joints; example of titanium to steel cladding[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(6): 2641-2647.
- [3] MANIKANDAN P, HOKAMOTO K, FUJITA M, et al. Control of energetic conditions by employing interlayer of different thickness for explosive welding of titanium/304 stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 195(1/3): 232-240.
- [4] 史倩茹, 张敏, 吴伟刚. 钛-钢爆炸复合板熔焊对接过渡层焊接材料[J]. *材料工程*, 2018, 46(9): 138-143.
- SHI Q R, ZHANG M, WU W G. Transition layer welding materials of fusion welding joint for titanium-steel explosive composite plate[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(9): 138-143.
- [5] XIE M X, ZHANG L J, ZHANG G F, et al. Microstructure and mechanical properties of CP-Ti/X65 bimetallic sheets fabricated by explosive welding and hot rolling[J]. *Materials & Design*, 2015, 87: 181-197.
- [6] XIE M X, SHANG X T, ZHANG L J, et al. Interface characteristic of explosive-welded and hot-rolled TA1/X65 bimetallic plate[J]. *Metals*, 2018, 8(3): 159-173.
- [7] KUNDU S, SAM S, MISHRA B, et al. Diffusion bonding of microduplex stainless steel and Ti alloy with and without interlayer; interface microstructure and strength properties[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(1): 371-383.
- [8] EROGLU M, KHAN T I, ORHAN N. Diffusion bonding between Ti-6Al-4V alloy and microduplex stainless steel with copper interlayer[J]. *Materials Science and Technology*, 2013, 18(1): 68-72.
- [9] DENG Y Q, SHENG G M, XU C. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer[J]. *Materials & Design*, 2013, 46: 84-87.
- [10] LIU J G, CAI W C, LIU L, et al. Investigation of interfacial structure and mechanical properties of titanium clad steel sheets prepared by a brazing-rolling process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 703: 386-398.
- [11] YU C, XIAO H, YU H, et al. Mechanical properties and interfacial structure of hot-roll bonding TA2/Q235B plate using DT4 interlayer[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 695: 120-125.
- [12] YAN J C, ZHAO D S, WANG C W, et al. Vacuum hot roll bonding of titanium alloy and stainless steel using nickel interlayer[J]. *Materials Science and Technology*, 2013, 25(7): 914-918.
- [13] KAHRAMAN N, GULENC B, FINDIK F. Joining of titanium/stainless steel by explosive welding and effect on interface[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 169(2): 127-133.
- [14] 王敬忠, 颜学柏, 王韦琪, 等. 轧制钛-钢复合板工艺综述[J]. *材料导报*, 2005, 19(4): 61-63.
- WANG J Z, YAN X B, WANG W Q, et al. Summarization of the rolling Ti-steel composite plates process[J]. *Materials Reports*, 2005, 19(4): 61-63.
- [15] YANG D H, LUO Z A, XIE G M, et al. Effect of vacuum level on microstructure and mechanical properties of titanium-steel vacuum roll clad plates[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2018, 25(1): 72-80.
- [16] YU C, QI Z C, YU H, et al. Microstructural and mechanical properties of hot roll bonded titanium alloy/low carbon steel plate[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27(4): 1664-1672.
- [17] CHAI X Y, PAN T, CHAI F, et al. Interlayer engineering for titanium clad steel by hot roll bonding[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2018, 25(7): 739-745.
- [18] EIZADJOU M, DANESH M H, JANGHORBAN K. Investigation of roll bonding between aluminum alloy strips[J]. *Materials & Design*, 2008, 29(4): 909-913.
- [19] LEE K S, LEE S E, SUNG H K, et al. Influence of reduction ratio on the interface microstructure and mechanical properties of roll-bonded Al/Cu sheets[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 583: 177-181.
- [20] WANG CY, JIANG Y B, XIE J X, et al. Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum-steel composite sheet produced by cold roll bonding process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 652: 51-58.
- [21] WRIGHT P K, SNOW D A, TAY C K. Interfacial conditions and bond strength in cold pressure welding by rolling[J]. *Metals Technology*, 1978, 5(1): 24-31.
- [22] BAY N. Mechanism producing metallic bonds in cold welding[J]. *Welding Journal*, 1983, 62(5): 137-142.
- [23] BAY N, CLEMENSEN C, JUELSTORP O, et al. Bond strength in cold roll bonding[J]. *CIRP Annals*, 1985, 34(1): 221-224.
- [24] ZHAO D S, YAN J C, WANG Y, et al. Relative slipping of interface of titanium alloy to stainless steel during vacuum hot roll bonding[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 499(1): 282-286.
- [25] JAMAATI R, TOROGHINEJAD M R. The role of surface preparation parameters on cold roll bonding of aluminum strips[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, 20(2): 191-197.
- [26] JAMAATI R, TOROGHINEJAD M R. Investigation of the parameters of the cold roll bonding (CRB) process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(9): 2320-2326.
- [27] JAMAATI R, TOROGHINEJAD M R. Effect of friction, anneal-

- ling conditions and hardness on the bond strength of Al/Al strips produced by cold roll bonding process[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(9):4508-4513.
- [28] JAMAATI R, TOROGHINEJAD M R. Cold roll bonding bond strengths: review[J]. *Materials Science and Technology*, 2013, 27(7):1101-1108.
- [29] 王艳松,李文亚,杨夏炜,等.冷压焊界面结合机理与结合强度研究现状[J]. *材料工程*, 2016, 44(4):119-130.
- WANG Y S, LI W Y, YANG X W, et al. Research status on interface bonding mechanisms and strength of cold pressure welding[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2016, 44(4):119-130.
- [30] 康永林,孙建林.轧制工程学[M]. 2版.北京:冶金工业出版社, 2014.
- KANG Y L, SUN J L. *Rolling engineering*[M]. 2nd ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014.
-
- 基金项目:**国家重点研发计划项目(2018YFA0707300);国家自然科学基金资助项目(51904029)
- 收稿日期:**2019-09-26; **修订日期:**2020-02-26
- 通讯作者:**刘雪峰(1970—),男,教授,博士,主要从事高性能金属层状复合材料短流程高效制备加工研究,联系地址:北京市海淀区学院路30号北京科技大学材料科学与工程学院(100083),E-mail:liuxuefengbj@163.com
- (本文责编:王 晶)