第 30 卷第 4 期 Volume 30 Number 4 2020 年 4 月 April 2020

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-35775

A356 浇覆温度对铝/钢复合板界面组织及 力学性能的影响



苗 鹏¹, 李元东^{1,2}, 王 慧¹, 周宏伟^{1,2}, 毕广利^{1,2}

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室,兰州 730050;2. 兰州理工大学 有色金属合金及加工教育部重点实验室,兰州 730050)

摘 要: 先采用热浸镀铝--锌工艺对 Q235 钢板进行表面镀层处理,后将液态的 A356 铝合金定量浇覆于经预热的 钢板表面,通过液固铸轧成功制备铝/钢复合板。运用光学显微镜(OM)、SEM 观察界面结合与组织形貌,结合 EDS、 XRD 分析界面物相成分,并测试微观硬度、室温拉伸和剪切强度。结果表明:随着浇覆温度的提高,复合板界面 间隙消失,整体趋势上扩散层厚度逐渐增加。当浇覆温度为 710 ℃及以上时,界面处会形成 Fe₃Al、FeAl、FeAl₂、 Fe₂Al₅和 FeAl₃相。在同一浇覆温度下,硬度整体趋势为在 Q235 和 A356 基体中保持稳定,而在从 Q235 侧距界面 中心 100 μm 至 A356 侧距界面中心 100 μm 的范围内连续下降。抗拉强度和剪切强度都表现出先增加后减小的趋势, 浇覆温度为 710 ℃时,复合板的成形质量最佳,抗拉强度和剪切强度都为最大,分别为 336.4 MPa 和 137.6 MPa。 关键词:铝/钢复合板;液固铸轧法;界面组织;界面扩散;力学性能

文章编号: 1004-0609(2020)-04-0728-11 中图分类号: TG339, TG146.2 文献标志码: A

双金属复合板是复合材料的一种,该复合材料通 过将具有不同物理和机械性能的不同金属连接在一起 而制成^[1]。与单金属板相比,双金属复合板通过整合 两种金属的最佳特性,进而满足现代工业发展的苛刻 需求^[1-3]。因此,它们广泛应用于航空,航天,汽车和 电子工业等各个领域^[4-6]。

目前,制造复合板的技术包括铸造^[7]、轧制^[8-9]、 铸轧^[10-11]、爆炸焊接^[12-13]、搅拌摩擦焊接^[14]和磁力脉 冲焊接^[15]。在这些方法中,冷轧和热轧是最常用于生 产复合板的方法^[10]。与传统的轧制技术不同,液固铸 轧法可以直接运用熔体生产复合板,这具有许多优点, 例如较低的设备和运行成本,以及较少的能量和空间 要求^[16-17]。此外,由于界面区为液-固或液-半固体反 应过程,该技术有利于良好的结合质量。董澎源等^[18] 通过液固铸轧法成功制备了A356/6082复合板,并对 界面组织及力学性能进行了研究。结果表明:浇覆温 度对复合板的成形质量和力学性能有较大影响;当浇 覆温度为660℃时,复合板达到良好的冶金结合,界 面区组织均匀,扩散层厚度约为48 µm,剪切强度达 到最大为114.2 MPa。GRYDIN 等^[10]实验性的通过双 辊铸轧法成功生产了奥氏体钢/商业纯铝复合板,该复 合板在界面处形成 3 μm 厚的扩散层,并且在界面区 域发现金属间化合物,如 Fe₂Al₅、Fe₄Al₁₃和 FeAl。随 后对复合板进行深冲压和轧制实验测试,结果表明复 合板粘合强度足够高,不会在界面区分层。CHEN 等^[17]通过水平双辊铸轧法成功制备了 409L 不锈钢/ AA1100 铝包覆板材,同样在界面处存在 3 μm 厚的扩 散层。后续将复合板进行退火处理并对退火态的复合 板进行冷轧加工,结果表明复合板经450 ℃退火1.5 h, 再下压 40%可以使得复合板结合强度显著提高,剥离 强度达到最大,大约为 28 N/mm。

许多研究学者通过液固铸轧法成功制备了铝/钢 复合板,但几乎没有铝液浇覆温度对复合板成形质量 和微观组织影响的报道,且绝大多数研究学者选用虽 具有良好的耐蚀性和抗氧化性,但密度大且价格昂贵 的不锈钢板作为基板。基于此,本文作者选用含碳适 中、综合性能良好、用途广泛且价格低廉的 Q235 冷 轧钢板作为基板,并且通过在钢板表面热浸镀铝锌层 提高抗氧化性和增强铝与钢之间的润湿性;选用流动 性好,铸态成形优良,密度小,耐蚀性良好的 A356 铝合金铸锭作为浇覆材料,将不同温度的 A356 铝液 定量浇覆于经热浸镀铝锌层的 Q235 钢板表面通过液

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51464031);甘肃省重点研发计划资助(17YF1GA021)

收稿日期: 2019-04-19; 修订日期: 2019-10-16

通信作者: 李元东, 教授, 博士; 电话: 0931-2976688; E-mail: liyd lut@163.com

固铸轧法制备铝/钢复合板,该复合板可以整合 A356 铝合金和 Q235 钢板的优点,为铝/钢复合板的应用提 供更多选择和可能。并研究了不同 A356 浇覆温度对 铝/钢复合板界面微观组织及力学性能的影响,探究了 界面微观组织与力学性能之间的联系,为拓宽铝/钢复 合板的研究领域提供一定理论依据。

1 实验

1.1 实验选材和制备过程

本实验选用的材料为Q235冷轧钢板和A356铝合 金铝锭,其化学成分如表1所列。在实验前先截取尺 寸为100 mm×100 mm×1 mm 的Q235 钢板作为基 板,并对钢板表面进行热浸镀铝锌层处理,其工艺流 程为除油→除锈→助镀→烘干→热浸镀→空冷。

表1 Q235 低碳钢板与 A356 铝锭的化学组成成分

 Table 1
 Chemical compositions of Q235 steel plate and A356

 aluminum alloy

Alloy ·	Mass fraction/%							
	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Zn	Cu	С
Q235	_	0.35	-	Bal.	1.40	_	0.30	0.22
A356	Bal.	7.5	0.45	0.2	0.1	0.2	0.2	0.2

将表面热浸镀铝锌层处理后的 Q235 钢板放置在 电阻箱内,在380 ℃下预热20 min。将适量的A356 铝锭放置在SG2-7.5-10 井式坩埚电阻炉内进行熔炼, 待铝锭完全熔化且温度为740 ℃时,采用所熔铝锭质 量 1%(质量分数)的 C₂Cl₆ 对其进行精炼、除渣和静置。 再将铝液温度分别调整到770、740、710、680、650 和620 ℃,把铝液定量浇覆在预热后的Q235 基板上, 同时开动轧制机,将两种合金一并送入两辊之间,进 行液固铸轧,随后空冷。轧制速度设定为6 r/min,辊 缝距离设置在3 mm(复合板厚度与辊缝距离相同),轧 辊直径为180 mm,最大轧制压力为420 kN。轧制过 程如图1所示。



图1 轧制过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of liquid-solid twin-roll casting process

1.2 测试与表征

1.2.1 显微组织、成分及物相分析

从已制备的复合板上通过线切割截取金相试样, 经打磨、抛光后,使用 4%(体积分数)的硝酸酒精对其 腐蚀,借助 4XG-MS 光学显微镜(OM)及热场发射扫描 电子显微镜(SEM, QUANTA F4G-450)进行微观组织 观察,并利用 EDS 对复合界面区元素分布进行分析。 通过 D/max-2400X 型射线衍射仪(XRD)检测复合板界 面处形成的金属间化合物的种类和含量。

1.2.2 力学性能测试

在复合板上截取试样,对试样打磨、抛光后通过 Wilson VH1102 维氏硬度计对复合板硬度进行检测。 通过线切割截取如图 2(a)和(b)所示的剪切试样和拉伸 试样,将试样经表面清理和打磨光滑后,使用 WDW-100D 型电子万能材料试验机进行拉伸和剪切 实验,拉伸速度 0.5 mm/min。为防止剪切实验时,受 力中心与试样中心偏离,进而影响剪切实验的精确度, 需将剪切试样铝一侧手工打磨掉 1 mm。



图 2 剪切试样尺寸图和拉伸试样尺寸图

Fig. 2 Dimension diagram of shear samples(a) and tensile samples(b) (Unit: mm)

2 结果与分析

2.1 不同 A356 浇覆温度下复合板界面显微组织

图 3 所示为不同 A356 浇覆温度下铝/钢复合板界 面区显微组织。由图 3 可看出,随着浇覆温度的升高, 复合板界面间隙消失,并逐渐形成了一层扩散层。当 A356 浇覆温度为 620 ℃时,铝/钢两基体之间可见一 条"黑带",表明铝/钢复合板结合情况较差,有间隙存 在。当浇覆温度升高到 650 ℃时,"黑带"消失,界



图 3 不同 A356 浇覆温度下的铝/钢复合板界面组织

Fig. 3 Interfacial microstructures of A356/Q235 clad plates at different A356 alloy covering temperatures: (a) 620 °C; (b) 650 °C; (c) 680 °C; (d) 710 °C; (e) 740 °C; (f) 770 °C

面平整,扩散层非常薄,在光学显微镜下不明显。浇 覆温度继续升到680℃,铝/钢界面之间出现了一层薄 的扩散层。随着进一步增加浇覆温度,原子可获得足 够能量做高频热运动,发生互扩散,形成明显扩散层, 而且温度越高,产生跃迁的原子越多,扩散也就越快, 形成的扩散层厚度越大,故在图3(e)和(f)中界面处可 见明显扩散层。此外,浇覆温度较低时,Q235一侧的 晶粒为细小扁平状,随着浇覆温度的提高,后续冷却 过程放缓,在该过程中Q235侧细小扁平的晶粒会发 生回复、再结晶,晶粒发生长大。由图3(a)和(f)可知, 浇覆温度为620℃时晶粒尺寸明显小于浇覆温度为 770℃时晶粒尺寸。

2.2 A356 浇覆温度对复合板界面区的影响

2.2.1 A356 浇覆温度对复合板界面区扩散层的影响

图 4 所示为不同 A356 浇覆温度下铝/钢复合板界 面处的 BSE 图像及对应的线扫描分析结果。界面结合 情况和扩散层变化与图 3 中的情况基本一致。A356 浇覆温度为 620 ℃时,复合板结合质量较差,在界面 处可见明显的间隙(见图 4(a1)),扩散层的厚度大约为 2.8 µm,界面处铝、铁元素变化梯度极陡(见图 4(a2))。 将 A356 浇覆温度提高到 650 ℃,界面处的间隙消失, 成形性有所提高,扩散层形态为连续狭窄(见图 4(b1)), 扩散层厚度没有明显的变化,大约为 3.2 µm(见图 4(b2))。当 A356 浇覆温度继续提高到 680 ℃时,界面 处扩散层整体上呈连续状,其形态犹如起伏的山峰, 宽窄不一(见图 4(c1)), 扩散层厚度大约为 3.5 μm, 此 时铝元素的扩散程度明显高于铁元素(见图 4(c2))。当 A356 浇覆温度进一步增加到 710 ℃时,界面形貌平直 柔滑,无任何间隙以及缺陷,达到理想成形状态,界 面进一步变宽(见图 4(d1)),扩散层厚度大约为 4.1 μm, 且从该浇注温度开始在界面区元素分布曲线开始出现 台阶形状(见图 4(d2)),表明在界面处有金属间化合物 形成。当A356 浇覆温度为740 ℃时,成形较好,在 靠近 Q235 一侧呈现出光滑、笔直界面, 而靠近 A356 一侧界面呈"舌苔状"(见图 4(e1)),扩散层厚度为 3.9 µm,界面区元素分布曲线有稳定的台阶出现,表明有 大量金属间化合物形成(见图 4(e2))。当 A356 浇覆温 度为 770 ℃时,复合板的扩散层厚度进一步增加且扩 散层形态与浇覆温度为 740 ℃时相似(见图 4(f1)), 扩 散层厚度大约为4.8 μm,界面区元素分布曲线台阶宽 度达到最宽(见图 4(f2)),形成的金属间化合物量达到 最多。

图 5 所示为不同 A356 浇覆温度与扩散层厚度之间的关系。由图 5 可以看出,随着浇覆温度的提高铝/钢复合板扩散层厚度也随之增加,这点与图 4 中描述



图 4 不同 A356 浇覆温度时铝/钢复合板界面 BSE 图像和线扫描图

Fig. 4 BSE images((a1)–(f1)) and line scan results((a2)–(f2)) of A356/Q235 clad plates interface at different A356 alloy covering temperatures: (a1), (a2) 620 °C; (b1), (b2) 650 °C; (c1), (c2) 680 °C; (d1), (d2) 710 °C; (e1), (e2) 740 °C; (f1), (f2) 770 °C

一致。经线性拟合,方程为 y=0.01172x-4.50018,复 相关系数为 0.9186,表明浇覆温度与扩散层厚度成正 比关系。张红安等^[19]采用固-液复合法制备了铜/铝双 金属复合材料,其结果是铜/铝复合界面过渡层厚度随 着铝液温度的升高而加厚,与本研究结果一致。本课 题组前期研究了 A356/6082 和 A356/AZ31 两种复合板 的制备技术,都表明提高铝液的浇覆温度会使得复合 板扩散层厚度增加[18,20]。

2.2.2 A356 浇覆温度对复合板界面区新相的影响

为了验证浇覆温度对复合板界面区新相的影响, 选取 710 ℃、740 ℃和 770 ℃ 3 种不同浇覆温度所得 的试样进行 EDS 分析。对图 4 中红色十字位置进行点 扫描分析,其结果如图 6,新相中主要含有铝和铁两 种元素,且随着浇覆温度的提高在界面处形成的金属



Fig. 5 Relationship between A356 alloy covering temperature and diffusion layer thickness



图 6 不同 A356 浇覆温度时铝/钢复合板界面点扫描结果 **Fig. 6** Spot scan results of A356/Q235 clad plates interface at different A356 alloy covering temperatures: (a) 710 °C; (b) 740 °C; (c) 770 °C

间化合物的铁元素含量上升而铝元素含量下降,表明 提高浇覆温度有助于铁元素的扩散。

图 7 所示为 A356 浇覆温度为 710 ℃、740 ℃和 770 ℃时铝/钢复合板界面的 XRD 谱。由图 7 可看出, A356 浇覆温度为 710 ℃时,形成的金属间化合物有 AlFe、Al₁₃Fe₄、Al₅Fe₂、FeAl₂和 Fe₃Al,该浇覆温度 下 Al₅Fe₂含量较少。A356 浇覆温度为 740 ℃时,可 检测到的金属间化合物种类无变化,Fe₃Al 和 Al₅Fe₂ 含量明显增加,而 FeAl₂含量仅有小幅增加。A356 浇 覆温度为 770 ℃时,金属间化合物种类保持不变,含 铁元素比重较多的 FeAl₂和 Fe₃Al 金属间化合物含量 明显增多。结果表明,随着浇覆温度的提高,界面区 域生成的金属间化合物种类没有明显变化,而形成的 铝/铁金属间化合物铁元素的含量逐渐增加(与图 6 所 示一致)。此外界面处形成的这些金属间化合物多为硬 脆相,对界面成形有害。



图 7 不同 A356 浇覆温度铝/钢复合板界面的 XRD 谱 Fig. 7 XRD patterns of A356/Q235 clad plates interface at different A356 alloy covering temperatures

2.2.3 A356 覆层温度对复合板界面区元素分布的 影响

图 8 所示为不同 A356 浇覆温度下铝/钢复合板界 面处的面扫描分析结果,通过面扫描图可以观察到铝、 铁和锌 3 种元素的扩散情况。当浇覆温度为 620 ℃时, 铁元素和铝元素无相互扩散的迹象(见图 8(a1)、(a2)), 两基体中所含锌元素也无扩散现象,可从侧面反映结 合情况较差(见图 8(a3))。当浇覆温度为 650 ℃时,界 面处铝元素含量相较于 A356 基体中铝元素的含量有 所降低,表明铝元素开始扩散(见图 8(b1)),在界面处 铁元素分布棱角分明,无扩散现象(见图 8(b2)),锌元 素也保持原态(见图 8(b3))。当浇覆温度为 680 ℃时,



图 8 不同 A356 浇注温度时铝/钢复合板面扫描分析图

Fig. 8 Surface scanning maps of A356/Q235 clad plates interface at different A356 alloy covering temperatures: (a1), (a2), (a3) 620 °C; (b1), (b2), (b3) 650 °C; (c1), (c2), (c3), 680 °C; (d1), (d2), (d3) 710 °C; (e1), (e2), (e3) 740 °C; (f1); (f2); (f3) 770 °C

铝元素在界面处扩散强度加强,且局部相当明显(见图 8(c1)), 铁元素存在局部向铝侧扩散现象(见图 8(c2)), 界面处锌元素分界线开始变得模糊,表明此时锌元素 开始扩散(见图 8(c3))。当浇覆温度为 710 ℃时,界面 处铝元素扩散强度进一步加强且扩散距离增加(见图 8(d1)), 铁元素的扩散强度小幅增强(见图 8(d2)), 界 面区锌元素边界已不明显,表明 A356 中的锌元素已 经向 Q235 中扩散(见图 8(d3))。当浇覆温度为 740 ℃ 时,界面处铝元素的扩散强度和距离均小于710℃时 (见图 8(e1)),但铁元素的扩散有明显的加强(见图 8(e2)),原本在界面区分布有较大差别的锌元素此时已 差别甚微(见图 8(e3))。当浇覆温度为 770 ℃时,界面 处的铝元素和铁元素扩散强度最强,扩散距离也最远 (见图 8(f1)、(f2)),对于锌元素,在 Q235 一侧局部锌 元素的含量已经高于原 Q235 中的锌元素的含量(见图 8(f3))。

菲克第一扩散定律指出:扩散中原子的通量与 质量浓度梯度成正比,即 $J = -Ddc/dx^{[21]}$ 。界面 各元素的扩散系数都遵循 Arrehenius 方程D = $D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)^{[21]}$,对上式取对数,可得 $\ln D = \ln D_0 \frac{Q}{RT}$ 。扩散因子 D_0 、扩散激活能 Q 和气体常数 R 为定值,由上式可得 $\ln D = 1/T$ 成反比,即温度 T越高,扩散系数 D 越大。表 2 列出了 Fe、Al 元素的 扩散因子 D_0 以及扩散激活能 Q 的相关数值。经计算, 相同温度下铝元素的扩散系数远远大于铁元素的扩散 系数,这一结果在论文^[22]里也曾提到过。因此,铝元 素的扩散通量与扩散距离均高于铁元素的,相应地, 铝过渡区的宽度要高于铁过渡区宽度,这与图 4 和图 8 中的检测结果一致。

表 2 Fe、Al 元素扩散因子 D_0 和扩散激活能 Q

Table 2 Diffusion factors D_0 and activity energy Q of Fe and Al elements

Element	Diffusion factor, $D_0/(\mathrm{m}^2\cdot\mathrm{s}^{-1})$	Activity energy, $Q/(J \cdot mol^{-1})$
Fe	4.8×10^{-5}	2.8×10^{5}
Al	1.7×10^{-4}	1.42×10^{5}

2.2.4 A356 浇覆温度对复合板界面结合情况的影响

由图 4 和图 8 分析可知,当 A356 覆层温度为 620 ℃时,铝液中所能提供能量有限,原子运动较难,

冶金反应难以进行,铝/钢在轧机的作用下机械结合在 一起,在复合板界面处有间隙存在,结合质量较差。 将 A356 浇覆温度提高到 650 ℃时,铝液为原子运动 提供了足够的能量,使得界面处的间隙消失,成形性 有所提高,此时仅铝元素可观察到扩散现象。有资料 表明铝元素扩散系数比铁元素扩散系数大两个数量 级^[23],这是同一浇覆温度下铝元素开始扩散而铁元素 却没有扩散现象的根本原因。

当 A356 浇覆温度继续提高到 680 ℃时,根据铁 铝二元相图可知,铁开始溶解于铝液中,且溶解度随 温度的增加而增加,但由于能量的限制还不足以发生 Fe-Al 化合反应。锌元素也在满足扩散条件下开始扩 散,且随着温度的进一步提高扩散距离也逐渐增大。 当 A356 浇覆温度为 710 ℃时,溶解于铝液中的铁原 子可与铝原子发生 Fe-Al 化合反应。而由于 Fe-Al 化 合反应为放热反应,将释放出大量的热,体系局部温 度急剧升高,在反应区实际温度可达 1200 ℃^[22]。Fe-Al 二元相图指出在 1200 ℃时,铁在铝液中溶解度可达 44%。因此,此时铁原子会融入铝液,同时铝液中的 铝原子向钢板中扩散,其结果在界面处会形成一定量 的金属间化合物。但因液固铸轧过程较快,铝液较快 凝固,反应时间较短,故所形成的金属间化合物含量 有限。因此,可知710℃时界面处存在溶解、扩散和 形成金属间化合物现象,使得两种材料在原子扩散和 反应扩散两种方式共同作用下实现了良好的结合,但 没有形成大量铝铁金属化合物。

当 A356 浇覆温度提高到 740 ℃时,因铝液凝固 相对较慢,反应时间及提供能量都增加,故在界面处 会反应形成大量连续的铝铁金属间化合物。进而使得 即将凝固的铝液以铝铁金属间化合物为附着物,但此 时固、液两相的结构和键合情况差别较大,而调节这 些差别的过渡区较窄,导致锐变界面形成,锐变界面 微观上呈粗糙的小平面("舌苔状"),很难接纳新来 的原子进入晶体,从而导致其生长比较困难,需要额 外的动力学过冷度。当以锐变界面为附着的铝液的凝 固前沿(固液界线)所需的动力学过冷度满足时,该区 域附近未凝固铝液已经以无需额外动力学过冷度的非 小平面形式凝固,元素无法继续相互扩散,从而此时 界面厚度相较于 710 ℃还有所减小(见图 6)。当 A356 浇覆温度为770℃时,铝液凝固时间更长,所提供的 能量也更多,其结果为铝液以非小晶面生长的时间相 对更长, 使得 770 ℃时扩散层达到最宽; 更多铁原子

扩散到铝液中,形成的金属间化合物含量最多且金属 间化合物多为富铁相。

2.3 A356 浇覆温度对复合板综合力学性能的影响

2.3.1 A356 浇覆温度对复合板维氏硬度的影响

图9所示为铝/钢复合板垂直界面方向上的显微硬 度分布。由图9可看出,在相同浇覆温度下,硬度值 的整体趋势为在离界面较远的Q235和A356两侧中保 持稳定,从Q235侧距界面中心100µm至A356侧距 中心界面100µm连续下降。随着A356浇覆温度的升 高,Q235侧的显微硬度逐渐下降。其原因是由于高 A356浇覆温度使得Q235在后续冷却过程中冷轧钢板 晶粒发生回复、再结晶,晶粒长大,进而使得硬度降 低。而A356侧的显微硬度比较平稳,平均硬度值为 74.35 HV。随着A356浇覆温度的提高,界面处形成 的硬脆的金属间化合物含量会增加,但增量有限,故 界面中心处硬度仅有小幅增加,其中浇覆温度为 770℃时,界面中心处硬度最高,为118.7 HV。





2.3.2 A356 浇覆温度对复合板的抗拉强度和剪切强 度的影响

图10所示为不同A356浇覆温度下制备的铝/钢复



图 10 不同 A356 浇覆温度下铝/钢复合板的抗拉强度和剪 切强度

Fig. 10 Tensile and shear strength of A356/Q235 clad plates at different A356 alloy covering temperatures

合板室温抗拉强度和室温剪切强度。由图 10 可看出, 随着 A356 浇覆温度的提高,复合板的抗拉强度和剪 切强度整体趋势为先升高后下降。620 ℃时,抗拉强 度和剪切强度都为最低,分别为 297.4 MPa 和 102 MPa。温度提高到 710 ℃时,抗拉强度和剪切强度都 达到最大,分别为 336.4 MPa 和 137.6 MPa,相较于 620 ℃提高了 13.11%和 34.90%;浇覆温度为 770 ℃时, 抗拉强度和剪切强度分别为 306.8 MPa 和 114 MPa, 相较于 710 ℃时降低了 8.80%和 17.15%。

当铝液浇覆温度为 620 ℃时,铝液中所含能量较 少,铝液仅能将钢板表面热浸镀的铝-锌层熔化,元 素较难发生互扩散,原子主要依靠机械力结合在一起, 界面处有间隙存在。当浇覆温度提升到 650 ℃和 680 ℃时,高温的铝液能促进原子运动,虽然所提供 的能量还不足以发生冶金反应,但结合情况稳步提升, 复合板的抗拉强度和剪切强度随浇覆温度的提高而逐 渐提高,其界面区扩散层模型如图 11(a)所示。浇覆温 度为 710 ℃时,界面处铝和钢间发生冶金结合,但冶 金反应形成的硬脆的金属间化合物含量有限,且在扩 散层中的分布较为分散,未形成连续的金属间化合物 反应层,而少量硬脆的金属间化合物对界面的负面损



图 11 不同 A356 浇覆温度时铝/钢复合板界面区扩散层模型

Fig. 11 Interface zone diffusion layer model of A356/Q235 clad plates at different A356 alloy covering plate temperatures: (a) 650 ℃ and 680℃; (b) 710 ℃; (c) 740 ℃ and 770 ℃

害作用远小于冶金结合所产生的正面促进作用,故此 时复合板的结合情况最为良好,扩散层模型如图 11(b) 所示。当铝液浇覆温度提升到 740 ℃和 770 ℃,更强 的冶金反应生成大量连续的硬脆铝铁金属间化合物对 界面产生割裂作用,复合板易从硬脆的金属间化合物 处萌生裂纹,进而发生断裂,使强度下降,图 11(c) 可直观表明高浇覆温度下复合板扩散层情况。

界面在铝/钢复合板中起协调变形作用,使得复合 板能够整体发生变形而不会开裂。在浇覆温度较低时, 界面扩散微弱,且铝、钢基体性能差异很大,在受力 变形时易导致复合界面开裂。而浇覆温度过高时,扩 散层较厚,但也会生成大量连续的硬脆金属间化合物, 复合板的协调变形能力也较差。因此,在制备复合板 过程中通过控制工艺参数避免在界面生成有害的金属 间化合物尤为重要^[23]。

3 结论

 A356 浇覆温度为 620 ℃时,复合板结合较差, 在界面处可见明显间隙。随着浇覆温度的提高,复合 板成形质量明显提高,且整体趋势上复合板扩散层的 厚度也逐渐增加。当浇覆温度为 770 ℃时,扩散层厚 度达到最厚,大约为 4.8 μm。

2) 当 A356 浇覆温度为 710 ℃及以上时,复合板 的扩散层中会形成 Fe₃Al、FeAl、FeAl₂、Fe₂Al₅和 FeAl₃ 这五种金属间化合物,且金属间化合物的含量也随浇 覆温度的提高逐渐增多。

3) A356 浇覆温度低于 680 ℃时,界面区仅铝元 素存在扩散现象;当浇覆温度为 680 ℃及以上时,铁 和锌金属元素才发生扩散。对于组成复合板最主要的 铝和铁元素,界面区铝元素的扩散通量和扩散距离均 高于铁元素。

4) 在同一浇覆温度下,硬度值在从 Q235 侧距界 面中心 100 μm 至 A356 侧距中心界面 100 μm 范围内 连续下降,但在两基体中硬度趋于稳定。随着浇覆温 度的提高,Q235 侧基体硬度逐渐减小,A356 侧基体 趋于稳定,平均为 74.35 HV。浇覆温度为 770 ℃时, 复合板界面中心硬度值最高。

5) 当 A356 浇覆温度为 710 ℃时,复合板综合力 学性能最佳,抗拉强度和剪切强度分别为 336.4 MPa 和 137.6 MPa,与 620 ℃时相比分别提高 13.11%和 34.90%。

REFERENCES

- HOSSEINI M, DANESH MANESH H. Bond strength optimization of Ti/Cu/Ti clad composites produced by roll-bonding[J]. Materials & Design, 2015, 81: 122–132.
- [2] CHEN S, DAEHN G S, VIVEK A, LIU B, HANSEN S R, HUANG J H, LIN S B. Interfacial microstructures and mechanical property of vaporizing foil actuator welding of aluminum alloy to steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 659: 12–21.
- [3] ING Y A, YI Q, ZANG X M, LI Y H. The bonding properties and interfacial morphologies of clad plate prepared by multiple passes hot rolling in a protective atmosphere[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2014, 214(8): 1686–1695.
- [4] TAO J M, CHEN X F, HONG P, YI J H. Microstructure and electrical conductivity of laminated Cu/CNT/Cu composites prepared by electrodeposition[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2017, 717: 232–239.
- [5] WANG Z J, ZHAI L, MA M, YUAN H, LIU W C. Microstructure, texture and mechanical properties of Al/Al laminated composites fabricated by hot rolling[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 644: 194–203.
- [6] LIU B X, HUANG L J, GENG L, WANG B, CUI X P. Effects of reinforcement volume fraction on tensile behaviors of laminated Ti-TiB_w/Ti composites[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 610(29): 344–349.
- [7] LIU Y, BIAN X F, ZHANG K, YANG C C, FENG L, KIM H S, GUO J. Interfacial microstructures and properties of aluminum alloys/galvanized low-carbon steel under high-pressure torsion[J]. Materials & Design, 2014, 64(9): 287–293.
- [8] LI X B, ZU G Y, WANG P. Microstructural development and its effects on mechanical properties of Al/Cu laminated composite[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(1): 36–45.
- [9] 祁梓宸,余 超,肖 宏,徐 成.异温轧制制备钛/铝复 合板的变形协调性与复合性能[J].中国有色金属学报, 2018,28(6):1120-1127.

QI Zi-chen, YU Chao, XIAO Hong, XU Cheng. Deformation coordination compatibility and bonding properties of Ti/Al composite plates prepared by different temperature rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(6): 1120–1127.

- [10] GRYDIN O, GERSTEIN G, NÜRNBERGER F, SCHAPER M, DANCHENKO V. Twin-roll casting of aluminum-steel clad strips[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2013, 15(4): 501–507.
- [11] HAGA T, SUZUKI S. A twin-roll caster to cast clad strip[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2003, 138(1): 366–371.
- [12] XIE M X, ZHANG L J, ZHANG G F, ZHANG J X, BI Z Y, LI P C. Microstructure and mechanical properties of CP-Ti/X65 bimetallic sheets fabricated by explosive welding and hot rolling[J]. Materials & Design, 2015, 87: 181–197.
- [13] JIANG H T, YAN X Q, LIU J X, DUAN X G. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical property of Ti-steel explosive-rolling clad plate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(3): 697–704.
- [14] LI B, SHEN Y F, LUO L, HU W Y. Effects of processing variables and heat treatments on Al/Ti-6Al-4V interface microstructure of bimetal clad-plate fabricated via a novel route employing friction stir lap welding[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2016, 658: 904–913.
- [15] FAN Z S, YU H P, LI C F. Plastic deformation behavior of bi-metal tubes during magnetic pulse cladding: FE analysis and experiments[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2016, 229: 230–243.
- [16] WANG D, ZHOU C. A top side-pouring twin-roll caster for metals strips[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2014, 214(4): 916–924.
- [17] CHEN G, LI J T, YU H L, SU L H, XU G M, PAN J S, YOU T, ZHANG G, SUN K M, HE L Z. Investigation on bonding strength of steel/aluminum clad sheet processed by horizontal twin-roll casting, annealing and cold rolling[J]. Materials & Design, 2016, 112: 263–274.
- [18] 董澎源,李元东,杨世杰,李嘉铭,曹 驰,周宏伟. 浇注 温度对液-固轧制 A356/6082 复合板界面组织及力学性能 的影响[J]. 中国有色金属学报. 2019, 29(5): 887-895.
 DONG Peng-yuan, LI Yuan-dong, YANG Shi-jie, LI Jia-ming, CAO Chi, ZHOU Hong-wei. Effect of pouring

temperature on interfacial microstructure and mechanical properties of A356/6082 bimetal by liquid-solid rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(5): 887–895.

[19] 张红安,陈 刚.铜/铝复合材料的固-液复合法制备及其
 界面结合机理[J].中国有色金属学报,2008,18(3):
 414-420.

ZHANG Hong-an, CHEN Gang. Preparation of solid/liquid composite method for copper/aluminum composites and its interface bonding mechanism[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(3): 414–420.

- [20] 杨世杰,李元东,曹 驰,董澎源,李嘉铭,李 明. A356
 覆层温度对 AZ31/A356 轧制复合板界面组织及力学性能的影响[J]. 材料导报, 2019(14): 2397-2402.
 YANG Shi-jie, LI Yuan-dong, CAO Chi, DONG Peng-yuan, LI Jia-ming, LI Ming. Effect of A356 cladding temperature on interfacial microstructure and mechanical properties of AZ31/A356 rolled composite plate[J]. Materials Review, 2019(14): 2397-2402.
- [21] 胡廣祥,蔡 珣,戎咏华. 材料科学基础[M]. 上海:上海 交通大学出版社, 2010: 128-139.
 HU Geng-xiang, CAI Xun, RONG Yong-hua. Fundamentals of materials science[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 128-139.
- [22] 王兴庆.反应烧结制取铁铝系金属间化合物的研究[D]. 长沙:中南大学,2002.
 WANG Xing-qing. Study on preparation of iron-aluminum intermetallic compounds by reaction sintering[D]. Changsha: Central South University, 2002.
- [23] 李小兵,祖国胤,王 平. 退火温度对异步轧制铜/铝复合 板界面组织及力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报. 2013,23(5):1202-1207.

LI Xiao-bing, ZU Guo-yin, WANG Ping. Effect of annealing temperature on microstructure and mechanical properties of asynchronous rolled copper/aluminum composite sheets[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(5): 1202–1207.

Effect of A356 alloy covering temperature on microstructure and mechanical properties of Al/low-carbon steel clad plates

MIAO Peng¹, LI Yuan-dong^{1, 2}, WANG Hui¹, ZHOU Hong-wei^{1, 2}, BI Guang-li^{1, 2}

 State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

 Key Laboratory of Nonferrous Metal Alloys and Processing, Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The hot-dip aluminizing-zinc process was used to pre-treat the low-carbon steel plates, and then the aluminum/low-carbon steel clad plates were successfully fabricated by liquid-solid twin-roll casting (LSTRC). The microstructure observation and interface combination of the clad plates were investigated by optical microscope (OM) and scanning electrical microscope (SEM), and the phase composition was measured by energy dispersive spectrometer (EDS) as well as X-ray diffractometer (XRD). In addition, with the mechanical properties of the clad plates were characterized by microhardness, room temperature tensile and shear tests. The results show that the interface gaps of the clad plates disappear and the overall trend of the thickness of the diffusion layer gradually increase when the covering temperature increasing. In the LSTRC process, when the pouring temperature is 710 °C and above, Fe₃Al, FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅ and FeAl₃ phases are formed at the interface. At the same covering temperature, the overall microhardness trend is stable in the Q235 and A356 substrates, and the microhardness decreases continuously from Q235 side distance interface center about 100 μm to A356 side distance interface center about 100 μm. The tensile strength and shear strength of the clad plates increase firstly and decrease later. When the A356 covering temperatures is 710 °C, the tensile strength and shear strength reach the highest value, which are 336.4 MPa and 137.6 MPa, respectively.

Key words: Al/low-carbon steel clad plates; liquid-solid twin-roll casting; interfacial microstructure; interfacial diffusion; mechanical properties

Foundation item: Project(51464031) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (17YF1GA021) supported by the Key Program of Research and Development of Gansu Province, China

Received date: 2019-04-19; Accepted date: 2019-10-16

Corresponding author: LI Yuan-dong; Tel: +86-931-2976688; E-mail: liyd_lut@163.com

(编辑 李艳红)