

热处理时间对压铸铁-铝双金属界面组织及力学性能影响

占克勤¹ 杨金鹏² 刘常立² 席国庆¹ 朱 银¹ 吴孟武²

(1. 湖北三环锻造有限公司, 襄阳 441700; 2. 武汉理工大学现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 武汉 430070)

摘要 基于高压铸造工艺制备了HT250-A380双金属复合铸件,通过微观组织表征以及力学性能测试研究了不同热处理时间对双金属复合界面组织及力学性能的影响。结果表明,随着热处理时间延长,双金属界面结合层逐渐增厚,由铸态时的1 μm 逐渐增加至热处理8 h时的12 μm 并出现裂缝,界面结合层厚度与热处理时间的平方根成线性关系。热处理后铁-铝双金属界面结合层物相主要为靠近铁侧的 Fe_2Al_5 以及靠近铝侧的 FeAl_3 ,较长时间的热处理导致铁-铝双金属界面出现Kirkendall效应以及裂纹。铸态时界面剪切强度最大,为31.31 MPa,随着热处理时间增加,铁-铝双金属复合界面剪切强度逐渐减小。

关键词 铁-铝双金属;热处理;界面组织;力学性能;压铸

中图分类号 TB333

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.Y20240046

Effects of Heat Treatment Time on Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of Die Casting Fe-Al Bimetallic Composites

ZHAN Keqin¹, YANG Jinpeng², LIU Changli², XI Guoqing¹, ZHU Yin¹, WU Mengwu²

(1. Hubei Tri-Ring Forging Co., Ltd., Xiangyang 441700; 2. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070)

Abstract: Effects of heat treatment time on interfacial microstructure and mechanical properties of HT250-A380 bimetallic castings fabricated by the high pressure die casting process was investigated through microstructure characterization and mechanical property tests. The results reveal that as the heat treatment prolonging, the thickness of bimetallic interfacial bonding layer is gradually increased from 1 μm under the as-cast state to 12 μm after heat treated for 8 h, and cracks can be observed. The thickness of interfacial bonding layer is linearly related to the square root of heat treatment time. After heat treatment, Fe-Al bimetallic interfacial bonding layer mainly consists of Fe_2Al_5 near the Fe side and FeAl_3 near the Al side, indicating that long-term heat treatment results in the Kirkendall effect and cracks at Fe-Al bimetallic interface. The shear strength reaches the maximum of 31.31 MPa under as-cast state, which is gradually decreased with heat treatment prolonging.

Key Words: Fe-Al Bimetal, Heat Treatment, Interfacial Microstructure, Mechanical Properties, Die Casting

现代工业对材料性能的要求日益提高,单一材料往往无法满足产品的综合性能需求。双金属复合材料将两种具有不同化学和物理特性的金属结合在一起,可以充分发挥并整合两种金属各自的特点,具备单一金属难以实现的优势,包括性能、成本和外观等^[1-5]。为了确保两种金属之间结合牢固,通常要求双金属界面形成冶金结合层,即双金属间存在一定程度的扩散反应^[6]。对双金属复合材料进行热处理能够促进两种金属之间的原子扩散,改变界面结合层的厚度及微观组织,从而影响双金属复合界面的性能^[7]。

鉴于不同金属的热处理工艺参数存在差异,通常

难以让双金属复合材料中的两种金属均达到理想的热处理状态,故选取适当的热处理工艺参数对于复合界面的组织及性能意义重大。马立坤^[8]对AM60-A390双金属构件在不同温度下进行热处理后发现,最优热处理温度为425 $^{\circ}\text{C}$,此温度下双金属界面剪切强度提高了21.9%。LIU G等^[9]对6101-A356双金属挤压铸件进行了T6热处理,两种金属界面的扩散层厚度由110 μm 增加至170 μm ,复合界面的剪切强度由76.7 MPa提升到102.7 MPa。路王珂等^[10]对Al-Cu复合板采用不同热处理,发现界面扩散层伴随温度的升高而逐渐变宽,复合板的剪切强度随着退火温度的升高先

收稿日期:2024-12-12;修订日期:2025-01-20

基金项目:湖北省技术创新计划资助项目(2024BAB072)

第一作者简介:占克勤,男,1968年出生,高级工程师, E-mail: zhan.ke.qin@163.com

引用格式:占克勤,杨金鹏,刘常立,等. 热处理时间对压铸铁-铝双金属界面组织及力学性能影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(5): 679-684.

ZHAN K Q, YANG J P, LIU C L, et al. Effects of heat treatment time on interfacial microstructure and mechanical properties of die casting Fe-Al bimetallic composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(5): 679-684.

增大而后减小,在 350 ℃时达到峰值。SCHWANKL M 等^[11]针对 Al-Al 复合铸件在热处理前后的镀层金属含量展开了研究,发现热处理后,镀层金属能够充分溶解与扩散,促使复合界面的力学性能得以增强。由此可见,热处理对双金属界面结合层的组织以及力学性能具有较大影响。已有研究表明,在高压铸造冷速快、凝固时间短的条件下,Fe-Al 双金属界面能够形成冶金结合层,但厚度较薄,仅为 1 μm ^[12]。不同热处理参数对基于高压铸造工艺制备的 Fe-Al 双金属复合铸件界面组织及力学性能的影响规律尚不明确。

本研究通过对 HT250-A380 双金属复合铸件进行热处理,研究不同热处理时间下双金属复合界面结合层厚度及微观组织的变化,并通过双金属复合界面硬度、剪切强度等的测试,分析热处理时间对双金属复合界面力学性能的影响,以期对双金属复合材料的制备与改性提供参考。

1 试验过程与方法

基于压铸工艺实现了铁-铝双金属的固液复合成形,其中固相嵌体材料为 HT250 灰铸铁,液态金属为 A380 铝合金成分分别见表 1 和表 2。

表 1 HT250 灰铸铁的化学成分

Tab.1 Chemical composition of HT250 gray cast iron %					
w_B					
C	Si	Mn	S	P	Fe
3.08	1.92	0.99	0.08	0.03	余量

表 2 A380 铝合金的化学成分

Tab.2 Chemical composition of A380 aluminum alloy %						
w_B						
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
9.01	1.25	3.25	0.19	0.14	0.99	余量

采用宇部 UB1650iV 冷室压铸机制备 HT250-A380 双金属复合铸件。压铸低速速度为 0.2 m/s,高速速度为 5 m/s,增压压力为 80 MPa,A380 铝合金浇注温度为 650 ℃,金属模具和灰铸铁嵌体预热温度均为 200 ℃。为了实现双金属试样复合界面的冶金结合,对灰铸铁固相嵌体表面进行电镀锌处理,以避免固体金属表面氧化阻碍金属间的扩散结合,并提高其润湿性^[13-14]。固相嵌体经过喷砂、0.5 mol/L 盐酸和乙醇冲洗后,使用含有 150 g/L 的 ZnSO_4 、50 g/L 的 $\text{N}_2\text{H}_4\text{SO}_4$ 和 15 g/L 硼酸的电解液进行挂镀锌处理,电镀温度为室温,挂镀时间为 1 h,镀锌层厚度约为 8 μm 。

图 1 为利用线切割截取的用于进行热处理试验双金属结合面试样和剪切测试夹具。通常来说,热处理

温度越高,原子扩散系数越大,越容易促进双金属界面层原子的扩散反应与结合^[15-16]。双金属铸件中的铝合金基体采用压铸工艺制备,过高的热处理温度会使 A380 铝合金表面产生气泡缺陷^[17]。保温时间过短造成双金属界面扩散反应不充分,保温时间过长会使母材晶粒长大,故设置 5 个对照组。1 组为压铸态,不进行热处理,其余 4 组的热处理温度均为 500 ℃,保温时间分别为 2、4、6 和 8 h,炉冷。

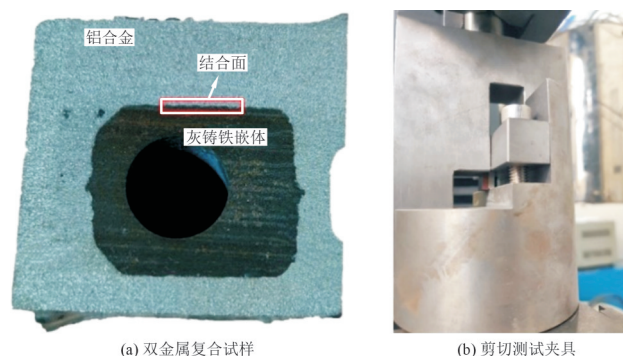


图 1 Fe-Al 双金属复合试样及剪切测试夹具

Fig.1 Fe-Al bimetallic specimen and shear testing fixture

金相试样依次使用 240、600、1 200 和 2 000 目砂纸进行打磨,随后用 3 μm 和 0.5 μm 的金刚石抛光剂抛光,再使用 KPJ020 超声波清洗机在无水乙醇中进行清洗,烘干备用。采用蔡司 A1 光学显微镜进行金相组织观察,利用日立 S4800 扫描电镜 (SEM) 和能谱仪 (EDS) 对双金属结合界面进行组织观察和元素分析。

采用华银 HV-1000A 维氏硬度计对双金属界面区域的硬度进行测试,由于界面结合区域宽度较小,测试压痕尺寸不宜过大,选用较小的载荷 (0.098 N),保持时间为 5 s。采用 CMT5205 型万能试验机测试双金属界面的剪切性能,剪切试样取自复合界面平直处,采用线切割加工,试样尺寸为 14 mm $\times$ 10 mm $\times$ 7 mm。试验采用自行设计制作的夹具,见图 1b,压缩速率为 0.6 mm/min,测得剪切力后,除以试样剪切面的截面积得到该试样的剪切强度,同一工艺试样测量 3 组取平均值。

2 热处理前后复合界面组织及变化机理

2.1 热处理前后复合界面的组织

图 2 为不同热处理时间下的双金属复合界面金相组织。从图 2a 可见,铸态下 HT250 灰铸铁金相组织由片状石墨及铁基体组成,片状石墨呈无方向性均匀分布,A380 主要组织为 α -Al 及纤维状共晶 Si 及少量片状初生 Si 组成,纤维状共晶 Si 嵌入在 α -Al 基体中。灰铸

铁嵌体表面经过电镀锌处理后,两金属之间在界面处形成连续的结合层并实现冶金结合。经过 500 °C 保温 2 h 热处理随炉冷却后(见图 2b),固相嵌体 HT250 的金相组织与原始组织相比无明显变化,而 A380 铝合金中 Si 相经过重熔,未观察到原本存在于铸态 A380 中少量的片状初生 Si,原纤维状细小的共晶 Si 转变为大小不均的短棒状、颗粒状散布于 α -Al 基体中。在复合界面处,界面仍然呈现完好的冶金结合形态,在 OM 下观察到的形貌与未经过热处理的双金属复合界面处形貌无明显差异。

从图 2c 可以看出,热处理 4 h 后,HT250 的显微组织与经过 2 h 热处理的显微组织差别不大,但是 A380 中的 Si 相有一定的长大,且形态多为颗粒状与

短棒状,这是因为更长的热处理时间使得铝合金中的 Si 相变得更加圆整、粗化,双金属复合界面处的形貌依然无明显变化。从图 2d 可以看出,热处理 6 h 后,双金属界面结合层有明显的增厚。值得注意的是,在界面结合层与 A380 的交界处存在较为明显的由于 Kirkendall(克肯达尔)效应引起的显微孔洞^[18-19]。这是由于在热处理条件下,Fe-Al 在相互扩散的过程中 Al 向 Fe 中的扩散速度大于 Fe 向 Al 中的扩散速度。且在复合界面处也能明显观察到 Al 沿铁基体及石墨晶界的扩散现象。由图 2e 可以看到,热处理后界面结合层进一步增厚,沿着铁基体及石墨的晶界扩散愈发明显,小块铁基体从 HT250 基材上“剥离”的现象也越来越明显。

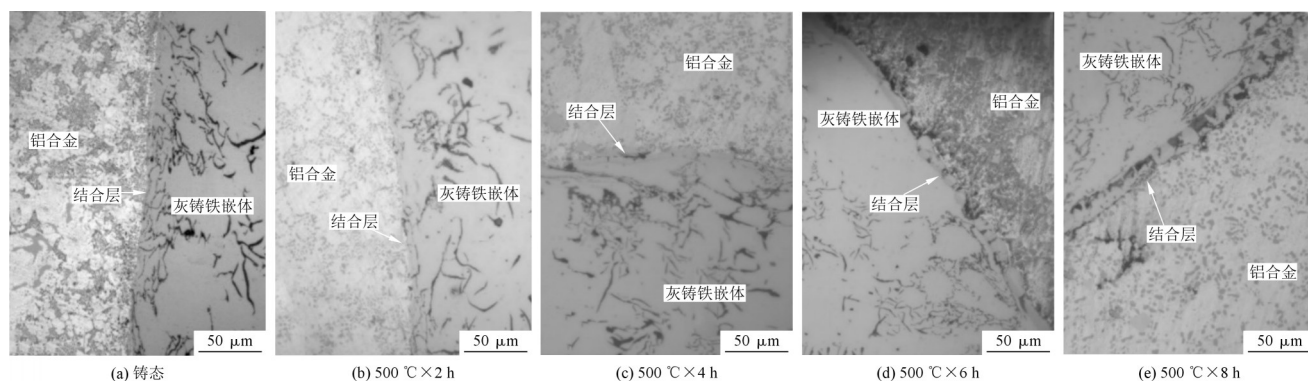


图 2 不同热处理时间下的双金属复合界面

Fig.2 Bimetallic composite interface after heat treatment for different durations

图 3 为不同热处理时间下的双金属复合界面 SEM 图。从图 3a 可见,铸态灰铸铁与铝合金之间平均结合层厚度约为 1 μ m。经过 2 h 热处理后,界面结合层厚度增至 5 μ m,此时界面结合层与 HT250 基材的过渡面较为平整,见图 3b。热处理 4 h 后界面结合层厚度达到了约 8 μ m,此外 HT250 与界面结合层交界处出现了一些不规则的舌状突起,这说明 Al 原子在垂直于界面结合层的方向扩散较快,界面结合层向该方向生长较多,见

图 3c。热处理 6 h 后,界面结合层进一步增厚至约 10 μ m,HT250 与界面结合层交界处的不规则舌状突起更加明显,见图 3d。经过 8 h 的热处理后,界面结合层厚度增加至约 12 μ m,且在结合层靠近 A380 侧出现细小裂纹,冶金结合失效。这是由于 Al 沿铁基体及石墨晶界的快速扩散,晶界处也出现金属间化合物,且部分原本被片状石墨与铁基体隔开的小块铁基体被这些细小扩散反应层从 HT250 基体上剥离。

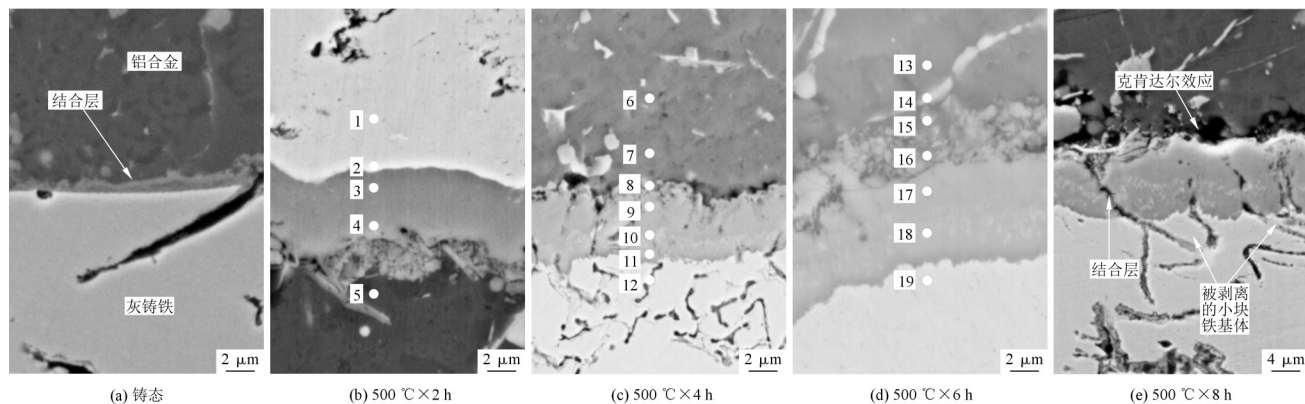


图 3 不同热处理时间下的双金属复合界面 SEM 图

Fig.3 SEM images of bimetallic composite interface after heat treatment for different durations

图4为双金属界面结合层厚度与热处理时间的关系。可以看出,在热处理温度一定的情况下,随着扩散时间延长,双金属界面结合层厚度不断增加,且厚度随时间变化规律符合^[15,20]:

$$\frac{d\Delta x}{dt} = \frac{k}{\Delta x} \quad (1)$$

式中, Δx 为界面结合层厚度; k 为生长系数; t 为时间。对式(1)积分可得:

$$\Delta x^2 = 2kt \quad (2)$$

从式(2)中可以看出,双金属复合界面结合层厚度与热处理时间的平方根呈线性关系。

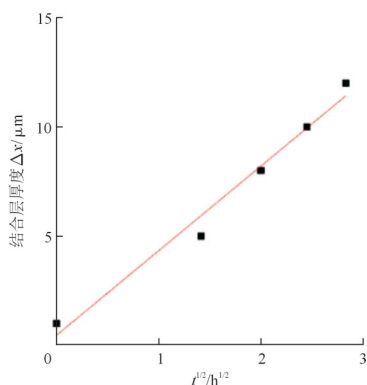


图4 双金属复合界面结合层厚度和热处理时间的关系

Fig.4 Relationship between the thickness of bimetallic interfacial bonding layer and heat treatment durations

图5为图3d位置对应的EDS面扫结果。可以看出,Fe、Al元素在垂直于复合界面的方向上呈梯度分布。Fe、Al之间可以生成固溶体、金属间化合物甚至是共晶组织,且可生成的金属间化合物种类较多。但是在225~600℃时,Fe在Al中的固溶度仅为0.010%~0.022%^[15]。在热处理条件下,Fe-Al之间主要以金属间化合物的形式存在,可能存在的化合物类型有Fe₃Al、FeAl、FeAl₂、Fe₂Al₅及FeAl₃等。表3为图3中的EDS点扫结果,可以推测出经过2 h热处理后的界面结合层物相主要为FeAl₃相,而经过4 h和6 h热处理后的界面结合层物相主要为靠近A380侧的FeAl₃相和靠近HT250侧的Fe₂Al₅相。

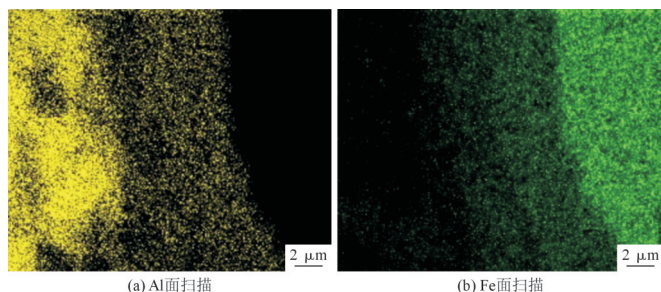


图5 对应图3d区域的EDS元素面扫结果

Fig.5 EDS mapping results of area in Fig.3d

表3 图3b中各点的EDS分析结果

编号	x_B					
	Al	Fe	Cu	Si	Mn	Zn
1	2.15	92.04	—	5.30	0.49	—
2	10.56	84.21	—	5.20	—	—
3	66.82	23.95	1.00	8.37	—	—
4	67.19	16.87	4.44	10.69	0.37	0.43
5	86.42	2.22	0.69	9.63	2.20	0.81
6	86.41	0.34	0.25	11.93	—	2.49
7	46.24	0.60	0.48	52.28	—	0.40
8	67.60	15.92	4.16	10.94	0.56	0.55
9	65.10	18.32	5.49	10.52	—	0.58
10	62.61	26.97	1.63	8.50	—	0.29
11	67.61	29.78	0.59	1.74	—	0.28
12	3.03	92.25	0.47	3.56	—	0.68
13	44.46	0.37	0.27	54.40	—	0.50
14	61.74	4.32	8.22	19.77	—	0.57
15	77.64	5.13	1.93	13.68	0.55	1.07
16	68.38	13.65	4.31	11.74	1.16	0.76
17	66.63	19.08	4.45	9.10	—	0.74
18	68.31	28.74	—	2.58	—	0.37
19	6.79	88.38	—	4.83	—	—

2.2 微观组织变化机理

所研究的Fe-Al双金属之间可能存在的生成物较为复杂,较难直接判断各种不同反应的发生与否及先后顺序,而借助吉布斯自由能(Gibbs free energy)能够判断热力学反应的方向^[15, 21-22]。以自由能最小原理作为基本判定依据,即在温度与压强一定的情况下,系统内反应总是朝着能使其自由能降低的方向进行,所以双金属界面金属间化合物反应能否自发进行的判据为: $\Delta G \leq 0$ 。结合试验结果与前述可能在反应中生成的化合物分析,在热处理试验中可能存反应及其对应的吉布斯自由能变见表4(温度为20~660℃)。经过计算吉布斯自由能变得到,在热处理条件(500℃)下,最容易生成的物相,即吉布斯自由能变最小的物相为FeAl₃(-132 841.42 J/mol),其次为Fe₂Al₅(-123 853.72 J/mol)。

因此,热处理过程中双金属复合界面微观组织变化机理如下:HT250嵌体与A380基材发生元素的相互扩散,在扩散的初期当Al在Fe中达到溶解度极限时候,开始发生反应,首先生成的是有着最小吉布斯自由能变的FeAl₃。此时Si等固溶于FeAl₃单斜晶体中,还会填充FeAl₃相中的原子空位,阻碍FeAl₃的长大与Al原子的扩散。当经过更长时间的扩散后,垂直于复合界面方向会形成较大的元素浓度梯度,靠近HT250的扩散层前沿Al摩尔浓度较小,所以在靠近HT250侧形成Fe₂Al₅相。Fe₂Al₅为斜方形的晶格结构,该结构中晶体生长方向的空位高达30%,Al原子在晶格中能够快速的扩散,Fe₂Al₅也能够较为快速的生长,所以靠近

HT250 侧生成 Fe_2Al_5 相而不是 FeAl_3 。随着热处理继续进行,以上所述的 Fe_2Al_5 相继续长大,双金属界面结合层进一步增厚,更多的 Fe 元素被从 HT250 表面剥离。由于 Al 向 HT250 中扩散速度大于 Fe 向 A380 中的扩散速度,导致扩散至 HT250 中的 Al 原子空位无法得到及时补充,所以会在双金属界面结合层靠近 A380 基材处出现微小空洞甚至裂纹。

表 4 Fe-Al 双金属体系可能发生的反应及其对应的吉布斯自由能变化^[23]

反应	$\Delta G/(\text{J}\cdot\text{mol}^{-1})$
$3\text{Fe}+\text{Al}=\text{Fe}_3\text{Al}$	$-57\,099+79.4T$
$\text{Fe}+\text{Al}=\text{FeAl}$	$-86\,401+29.7T$
$\text{Fe}+2\text{Al}=\text{FeAl}_2$	$-119\,506+35.7T$
$2\text{Fe}+5\text{Al}=\text{Fe}_2\text{Al}_5$	$-157\,795+43.9T$
$\text{Fe}+3\text{Al}=\text{FeAl}_3$	$-168\,329+45.9T$
$2\text{FeAl}_2+\text{Al}=\text{Fe}_2\text{Al}_5$	$-38\,289+8.3T$
$5/3\text{FeAl}_3+1/3\text{Fe}=\text{Fe}_2\text{Al}_5$	$-15\,717+1.6T$
$\text{Fe}_2\text{Al}_5+\text{Al}=2\text{FeAl}_3$	$-21\,067+4.0T$

3 热处理前后复合界面的力学性能

3.1 复合界面硬度

图 6 为热处理 4 h 和 6 h 后双金属复合界面厚度方向的显微硬度变化曲线。可见铸态下 HT250 嵌体的平均维氏硬度 (HV) 为 227.295, A380 基材的平均硬度 (HV) 为 107.12。由于铸态及热处理 2 h 的双金属复合界面结合层厚度太薄,显微硬度计压头无法精确下压,因此无法有效测得界面结合层的显微硬度。热处理 8 h 的双金属复合试样界面结合层已产生扩散微裂纹,也无法有效测得其显微硬度。从图 6a 可以看出,热处理 4 h 后的 HT250 嵌体硬度较之原始态变化不大,而 A380 基材的硬度 (HV) 由原本铸态的 107.12 降低至 43.75,到达双金属复合界面层时显微硬度突变,界面层区域峰值硬度 (HV) 为 489.03。热处理 6 h 后,双金属界面区域依然

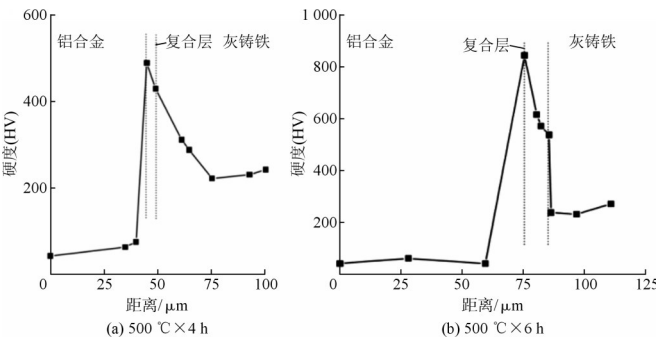


图 6 不同处理时间下双金属及复合界面结合层的显微硬度
Fig.6 Microhardness variation of bimetals and interfacial bonding layer with different treatment durations

存在硬度突变,且由于界面结合层厚度增加,可以测得两金属间化合物 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 之间的硬度变化,其中,靠近铝合金基体的物相 FeAl_3 硬度 (HV) 为 847.08,靠近 HT250 侧的物相 Fe_2Al_5 硬度 (HV) 为 540.12。HT250 与 A380 之间的扩散会形成高硬度的金属间脆性化合物层,这种脆性相可能会对双金属复合界面的力学性能产生不利的影响^[23-25]。

3.2 复合界面剪切强度

图 7 为不同热处理时间下的双金属复合界面剪切强度变化曲线。可以看出,随着热处理时间延长,复合界面的剪切强度不断减小,且降幅较大。在铸态条件下,双金属复合界面的剪切强度最高,达到 31.31 MPa。经过 2 h 的热处理后,双金属复合界面处生成约 5 μm 的脆性金属间化合物层,显著地降低了复合界面剪切强度,此时剪切强度只有 14.88 MPa。热处理 4 h 后,双金属界面结合层厚度增加至 8 μm,界面剪切强度降低至 10.87 MPa。热处理 6 h 后,双金属界面处脆性金属间化合物层厚度增加至 10 μm,出现由于 Kirkendall 效应引起的显微孔洞,界面剪切强度降低至 6.12 MPa。热处理 8 h 后,双金属界面结合层厚度增加至 12 μm,结合层靠近 A380 基体侧出现微小裂纹,靠近 HT250 嵌体侧出现小块铁基体剥离现象,此时双金属复合界面剪切强度只有 3.05 MPa。

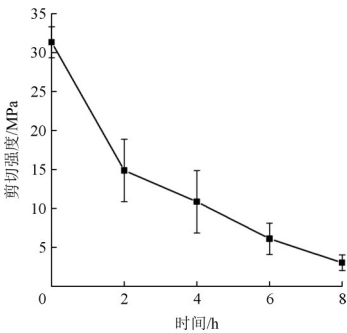


图 7 不同热处理时间下双金属复合界面的剪切强度
Fig.7 Shear strength of bimetallic composite interface under different heat treatment durations

4 结 论

- (1) 随着热处理时间延长,HT250 灰铸铁与 A380 铝合金双金属界面结合层逐渐增厚,由铸态时的 1 μm 逐渐增加至热处理 8 h 时的 12 μm 并出现裂纹,界面结合层厚度与热处理时间的平方根呈线性关系。
- (2) 热处理过程中首先在双金属复合界面靠近 A380 铝合金基体侧生成吉布斯自由能最小的 FeAl_3 相,其次在靠近 HT250 侧生成 Fe_2Al_5 相。

(3)铁-铝双金属复合界面剪切强度随着热处理时间的增加而减小,铸态时剪切强度最高,为31.31 MPa。双金属复合界面脆性相结合层厚度的增加、Kirkendall效应以及小块铁基体剥离等是导致界面剪切强度减小的主要原因。

参 考 文 献

- [1] SINGH H, BRAR G S, KUMAR H. A review on metal matrix composite for automobile applications [J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 43: 320-325.
- [2] GODARA S S, NAGAR S N. Analysis of frontal bumper beam of automobile vehicle by using carbon fiber composite material [J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 26: 2 601-2 607.
- [3] DOLATA A J, DYZIA M, JAWORSKA L. Cast hybrid composites designated for air compressor pistons [J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2016, 61(2): 705-708.
- [4] JIANG W M, FAN Z T, LI C. Improved steel/aluminum bonding in bimetallic castings by a compound casting process [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 226: 25-31.
- [5] 刘平, 刘腾, 王渠东. 固液双金属复合铸造研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(1): 26-30.
- [6] 杨广, 赵枢明, 钟亮, 等. 铝/钢双金属液-固复合技术研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(5): 591-597.
- [7] NIU Z, YE Z, HUANG J. Interfacial structure and properties of Cu/Al joints brazed with Zn-Al filler metals [J]. Materials Characterization, 2018, 138: 78-88.
- [8] 马立坤. AM60/6061, AM60/A390 液固复合工艺与界面组织性能的研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2015.
- [9] LIU G P, WANG Q D, LIU T. Effect of T6 heat treatment on microstructure and mechanical property of 6101/A356 bimetal fabricated by squeeze casting [J]. Materials Science and Engineering, 2017, A 696: 208-215.
- [10] 路王珂, 谢敬佩, 王爱琴. 铜铝复合板界面组织和性能研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2014, 34(2): 198-200.
- [11] SCHWANKL M, HIMMLE D, URBAN M. Optimization of mechanical properties of Al-Al-compound castings by adapted heat treatment [J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 20(12): 1 800-400.
- [12] WU M W, YANG J P, HUANG F. Bonding of cast iron-aluminum in bimetallic castings by high-pressure die casting process [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 120(1): 537-549.
- [13] PAPIS K J M, HALLSTEDT B, LÖFFLER J F. Interface formation in aluminium-aluminium compound casting [J]. Acta Materialia, 2008, 56(13): 3 036-3 043.
- [14] 令狐仪全. 喷射成形高硅铝合金缸套镶铸行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.
- [15] 李广宇. 消失模铸造铝/镁固-液复合界面的调控及强化研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2020.
- [16] 赵斌. AL/Fe 液-固复合双金属复合及其组织性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2021.
- [17] YUAN Z H, GUO Z P, XIONG S M. Microstructure evolution of modified die-cast AlSi₁₀MnMg alloy during solution treatment and its effect on mechanical properties [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(5): 919-930.
- [18] 杨扬. Sn 基钎料/Cu 界面柯肯达尔空洞机理研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2012.
- [19] 沈莹莹, 张国兴, 贾清. SiC_f/TiAl 复合材料界面反应及热稳定性 [J]. 金属学报, 2022, 58(9): 1 150-1 158.
- [20] JIANG W M, LI G Y, WU Y. Effect of heat treatment on bonding strength of aluminum/steel bimetal produced by a compound casting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 258: 239-250.
- [21] 韩炜. Si 对 Fe-Al 反应过程中 Fe₂Al₅ 相生长动力学的影响 [D]. 湖南湘潭: 湘潭大学, 2009.
- [22] TAVASSOLI S, ABBAS M, TAHAVVOTI R. Controlling of IMCs layers formation sequence, bond strength and electrical resistance in AlCu bimetal compound casting process [J]. Materials & Design, 2016, 108: 343-353.
- [23] 李文钊. 铝铁双金属铸造工艺及其复合界面的研究 [D]. 济南: 山东大学, 2012.
- [24] 合肥工业大学. 一种防止铝铁复合铸造轮毂淬火裂纹的热处理方法: CN202010870879.0 [P]. 2020-11-24.
- [25] GULLINO A, MATTEIS P, D'AIUTO F. Review of aluminum-to-steel welding technologies for car-body applications [J]. Metals, 2019, 9(3): 315-320.

(编辑:张正贺)

《特种铸造及有色合金》征稿启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管、中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,INSPEC、CA、MA、AJ、JST、Scopus 等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国 60 年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然科学期刊等。

本刊面向国内外广大科技工作者征稿,征稿内容包括:各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料的成形理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,此外还包括各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、新能源材料、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊合、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术和技术研究成果等。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司

地址:武汉市江岸区建设大道融玺 1001 大厦 10 楼

邮编:430015

电话:027-85358206, 85486024,

85358127

投稿网址:www.special-cast.com

邮箱:tzzz@special-cast.com

