

钢铝复合铸造界面设计及组织调控

范昊天, 郭冰鑫, 王宇, 孔翔, 徐宏, 毛红奎, 武俊腾

(中北大学材料科学与工程学院, 山西太原 030051)

摘要: 钢/铝复合结构融合了钢和铝合金各自的优点, 在工业生产尤其是汽车制造中被广泛应用。为了提高钢/铝复合界面的结合强度, 本研究提出利用拓扑优化将钢基体表面设计成多孔点阵结构, 熔融铝合金流入多孔结构, 与钢基体形成机械咬合和冶金结合相配合的双向互穿界面, 增加界面结合强度。本文研究了铸造方式、孔隙率、浇注温度对钢/铝界面显微组织和力学性能的影响。结果表明, 挤压铸造有助于熔融铝合金充入多孔结构, 宏观上钢/铝界面处不存在缝隙。从微观形貌观察, 随着孔隙率的增加, 挤压铸造下钢/铝界面处的缝隙逐渐减小, 剪切强度逐渐增加, 当孔隙率为70%, 浇注温度为730 °C时, 钢/铝界面处不存在缝隙且无冶金结合。对孔隙率70%的点阵结构进行改进后, 当熔融铝合金的浇注温度为760 °C时, 钢/铝界面形成厚度为2 μm的 Al_4_3FeSi 相金属间化合物, 钢/铝界面剪切强度为118.1 MPa。

关键词: 钢/铝复合铸造; 拓扑优化; 点阵结构; 剪切强度; 双相互穿界面

作者简介:

范昊天(1999-), 男, 硕士生, 研究方向为钢铝双相互穿复合材料。电话: 15234014554, E-mail: s202103050@st.nuc.edu.cn

通讯作者:

王宇, 副教授, 博士。电话: 15035198712, E-mail: wangyu@nuc.edu.cn

中图分类号: TG249

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)10-1250-10

基金项目:

山西省基础研究计划面上项目(202103021224179); 山西省高等学校科技创新项目(2020L0319)。

收稿日期:

2023-02-02 收到初稿,

2023-04-04 收到修订稿。

钢/铝复合材料结合了钢和铝合金各自的优点, 具有低密度、高强度、高导热导电性、良好的耐蚀性和美观的外表^[1-2], 在工业生产尤其是汽车制造中被广泛应用^[3]。固-液复合铸造法的制备工艺简单, 对材料选择方面的要求较低, 生产成本低, 是制备钢/铝复合材料常用的方法^[4]。

目前铝硅合金在汽车和飞机工业中由于强度低于钢和铸钢, 仍存在一定的局限性, 克服这一局限性的一种尝试是开发由短陶瓷纤维和或SiC颗粒等增强的铝基复合材料^[5]。然而这些材料价格昂贵, 且抗断裂韧性低。另一种技术是使用钢或铁铸造铸件, 以提高局部区域的特定性能^[6]。

Manasijevis研究了铝合金和用于汽车零部件的奥氏体铸铁之间的键合, 发现键合可以很好地发生在两种材料之间^[7]。蒋文明等人^[8]在碳钢和ZL114A双金属铸件复合铸造过程中, 采用了镀铝、涂层表面改性剂以及涂层表面改性剂与镀铝(表面改性剂+镀铝)相结合三种不同的表面处理方法, 研究表明表面改性剂+镀铝法能够促进界面良好的冶金结合, 提高界面结合强度。郭志林等人^[9]通过研究铸铁热浸镀Al-7.2Si、纯锌、Zn-2.2Al、Zn-0.2Bi等不同合金以及在不同温度的Zn-0.2 wt.% Bi熔体中热浸镀不同时间, 表明铸铁在873 K的Zn-0.2Bi熔体中热浸镀600 s后浇注, 界面剪切强度最高, 为32 MPa。目前, 对钢/铝复合铸造的研究主要集中在表面改性剂的优化、热浸镀工艺的优化和合金元素对界面金属间化合物的影响^[10-14], 针对提高钢/铝界面结合强度的问题研究较少, 钢-铝冶金结合界面金属间化合物为硬脆相^[15-18], 且金属间化合物厚度为8 μm左右时, 界面结合强度较高。另一方面, X. Kong等人利用原子尺度模拟和界面缺陷理论发现与平面界面变体相比, 具有原子尺度锯齿的界面具有更高的位错形核障碍和更高的界面剪切阻力, 提出了一种设计锯齿状双相互穿界面的工程策略, 以提高双金属界面的剪切强度^[19]。XX采用固-液复合法浇注成形了Al-Si/Cr-Mn钢复合结构, 通过在钢机体表面铣削螺纹、浅孔等结构获得了机械啮合钢铝双相互穿界面, 研究表面机械结合界面也可以提供一定的界面剪切强度, 但由于未出现冶金结合, 因此该界面难以承受机械加工等循环振动载荷。

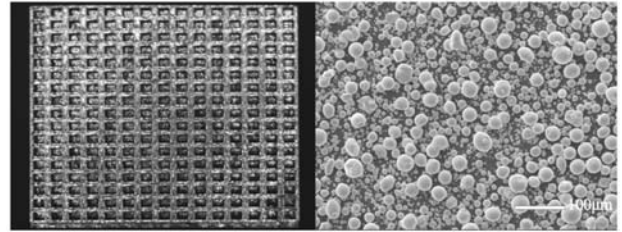
本研究提出对连续体结构进行拓扑优化设计, 通过确定孔洞的存在以及具体分

布形式, 获得具有优异性能的空间分布, 从而将钢基体表面设计成多孔点阵结构。使熔融铝合金流入多孔结构, 与钢基体形成机械咬合+冶金结合相配合的双相互穿界面, 从而增加界面结合强度。此外本文还研究了铸造方式、孔隙率、浇注温度对钢/铝界面显微组织和力学性能的影响, 为将来的工业化生产提供了理论基础。

1 试验材料和过程

1.1 试验材料

表面带多孔点阵的钢基体结构复杂(图1a), 采用传统加工方法难以成形且精度较低, 因此采用选择性激光熔化(Selective laser melting)技术制备表面带多孔结构的钢基体^[20-21]。本试验采用316L不锈钢粉末制备表面带多孔结构的钢基体, 经气体雾化后的合金粉末形状如图1b所示, 主要由大小不同粒径的粉末颗粒组成, 颗粒的基本形状为球形, 少数为近椭球状, 粉末的平均粒径 d_{50} 为21.6 μm , d_{10} 为8.62 μm , d_{90} 为40.9 μm , 其化学成分如表1所示。铝硅合金的铸造性能



(a) 表面带多孔结构的钢基体 (b) 纯316不锈钢粉末的SEM形貌

图1 表面带多孔结构的钢基体和纯316不锈钢粉末的SEM形貌

Fig. 1 Steel substrate with porous structure on the surface, and SEM morphology of pure 316 stainless steel powder

表1 钢基体化学成分

Table 1 Chemical composition of steel substrate $w_B/\%$

Si	Mn	Mo	Cr	P	Cu	Ni	Fe
0.17	0.69	2.50	16.79	0.005	0.004 3	11.59	余量

良好、抗拉强度高、耐腐蚀, 广泛应用于汽车发动机缸体、缸盖、发动机托架、发动机罩、车轮等部位, 本试验采用Al-Si-Cu-Mg高强铸造铝合金, 其化学成分如表2所示。

表2 Al-Si-Cu-Mg铝合金化学成分

Table 2 Chemical composition of Al-Si-Cu-Mg aluminum alloy

$w_B/\%$

Si	Cu	Mg	Mn	Ti	B	Zr	Al
6.0~8.0	1.3~2.0	0.2~0.4	0.15~0.25	0.05~0.15	0.02~0.05	0.05~0.1	余量

1.2 制备工艺

通过北京易加三维(EP-M150)SLM制备的表面带多孔结构的钢基体尺寸为45 mm × 30 mm × 7 mm的长方体, 多孔点阵单元体的尺寸为2 mm × 2 mm × 2 mm。设置选区激光熔化成形的工艺参数, 选区激光熔化成形的工艺参数具体为: 基板的预热温度为200 $^{\circ}\text{C}$, 激光功率为200 W, 扫描速率为600~1 000 mm/s, 扫描间距为100 μm , 层厚为50 μm , 扫描方向与上一层扫描方向顺时针旋转90 $^{\circ}$, 每层粉末激光扫描一次, 开始逐层成型, 直至完成带有复杂多孔结构的基体部分。成形结束后, 将合金钢基板取下来, 利用线切割将基体从基板上切下来, 从而获得带有复杂多孔结构的基体。将Al-Si-Cu-Mg铝合金熔化致温度为720 $^{\circ}\text{C}$, 经脱气处理和氮气清洗后, 在熔炼炉中保温, 铸造前进行浮渣处理。

对钢基体进行碱洗、酸洗、等表面处理后, 进行钢/铝固-液复合铸造制备复合试样, 研究铸造方式、孔隙率、浇注温度对钢/铝界面显微组织和力学性能的影响: 将表面点阵结构孔隙率为50%的钢基体分别在重力铸造、挤压铸造下浇注熔融的铝合金, 进行固-液复合铸造, 研究铸造方式对钢/铝双相互穿界面的影响。熔

铝合金的浇注温度为730 $^{\circ}\text{C}$, 挤压模具和钢基体的预热温度为300 $^{\circ}\text{C}$, 挤压铸造的压力为180 MPa, 保压时间为30 s。对表面点阵结构孔隙率为50%、60%、70%的钢基体进行复合铸造, 研究孔隙率对钢/铝双相互穿界面的影响, 确定最佳孔隙率。选用最佳孔隙率的钢基体, 分别浇注730 $^{\circ}\text{C}$ 、760 $^{\circ}\text{C}$ 的熔融铝合金, 研究铝合金浇注温度对钢/铝界面组织和力学性能的影响。

1.3 显微组织分析

为了研究不同工艺下制备的钢/铝复合铸件界面微观组织, 利用线切割从制备出的铸件上切取15 mm × 15 mm × 15 mm的样品, 用砂纸进行打磨、抛光, 制备出金相试样, 利用蔡司金相显微镜观察不同工艺下钢/铝界面显微组织。利用7900F扫描电子显微镜SEM, 观察钢/铝界面处的组织形貌及结合情况, 获得高倍SEM图, 并利用能谱仪EDS对钢/铝界面处进行面扫描、线扫描、点扫描测试, 分析界面处铝、铁、硅、铬元素的分布情况。

1.4 剪切强度测试

利用线切割机制备剪切试验所需的试样30 mm ×

10 mm × 5 mm, 将试样置于如图2所示的剪切模具中, 用Instron3382电子拉伸机进行剪切性能测试, 压头的下压速度为1 mm/min, 直至界面处发生断裂, 分析断裂过程中力和位移的曲线, 得出界面断裂时受到的最大载荷, 根据公式(1)计算出相应的剪切强度。为了降低测试过程中产生的误差, 不同工艺下至少测试三个试样的剪切强度。

$$\tau = F_{\max} / S \quad (1)$$

式中: F_{\max} 为界面处承受载荷的最大值, S 为钢/铝界面处的面积。

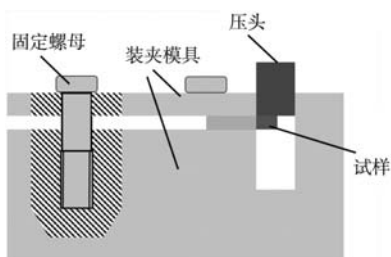
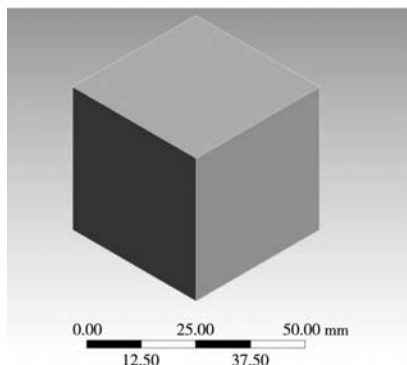
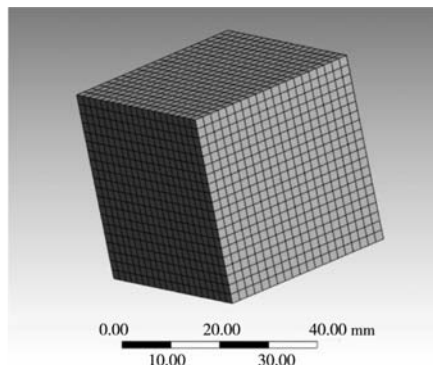


图2 剪切模具示意图

Fig. 2 Schematic diagram of shear mold



(a) 拓扑优化基本单元体



(b) 拓扑优化网格划分结果

图3 拓扑优化基本单元体和拓扑优化网格划分结果

Fig. 3 Topology optimization basic unit and topology optimization grid division results

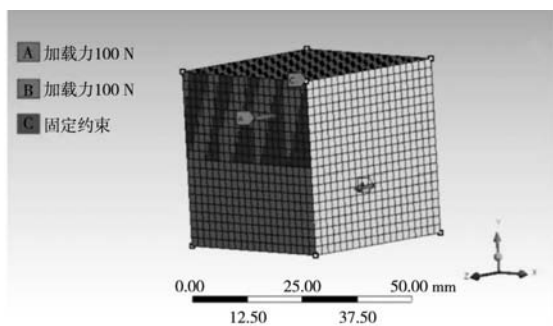


图4 载荷施加方式

Fig. 4 Load application method

下单元体刚度最大为优化目标。完成材料的基本属性参数输入、单元体的网格划分、载荷分析之后, 采用Ansys软件Topology optimization模块对单元体进行拓扑

2 结果与讨论

2.1 多孔单元结构拓扑优化

建立模型首先要设计基本单元, 以立方体作为基本单元, 通过ANSYS软件进行拓扑优化。如图3所示, 立方体尺寸为20 mm × 20 mm × 20 mm。为了确保拓扑优化过程中模型的准确性, 并且不降低计算时的效率, 根据建立的基本单元体的尺寸, 选择边长为1 mm的网格单元进行网格划分, 分别在X、Y、Z三个方向上各划分20层, 得到的单元数目是8 000个, 网格划分的方法为Hex Dominant Method, 结果如图3b所示。

基本单元体的载荷设计会对拓扑优化后的结构产生影响, 本节设计的多孔点阵结构主要用于钢/铝复合铸造, 钢/铝复合铸造界面结合强度是目前面临的关键问题。根据分析可知, 界面处主要受剪切力的作用, 因此在立方体左侧面上半部分和右侧面下半部分分别施加100 MPa载荷, 并且对8个顶点进行固定约束, 载荷施加方式如图4所示。以拓扑优化材料的孔隙率50%、60%、70%、80%为约束条件, 以单元体各个设计区域内材料的有无为设计变量, 以不同孔隙率条件

优化, 最小标准化密度为 1×10^{-3} , 惩罚因子为6, 收敛精度为0.001。

为了使优化后的结构刚度达到最大值, 拓扑优化获得的点阵单元结构的材料分布集中在载荷施加和固定约束的位置, 这两个位置材料的密度相对较大。通过拓扑优化, 孔隙率为50%、60%、70%、80%不同孔隙率的多孔点阵单元结构模型如图5所示。由图可知材料基本上分布在载荷施加和固定约束的位置, 当孔隙率为80%时, 拓扑优化后保留的材料较少、支撑过细, 考虑到单元体结构通过选区激光成型, 避免因为杆径过细导致成形困难或者杆径断裂的情况, 另外为了减小熔融的铝合金在充型时的阻力, 综合考虑后确定多孔点阵单元的孔隙率为50%、60%、70%。

拓扑优化后获得的点阵单元内部存在许多不规则

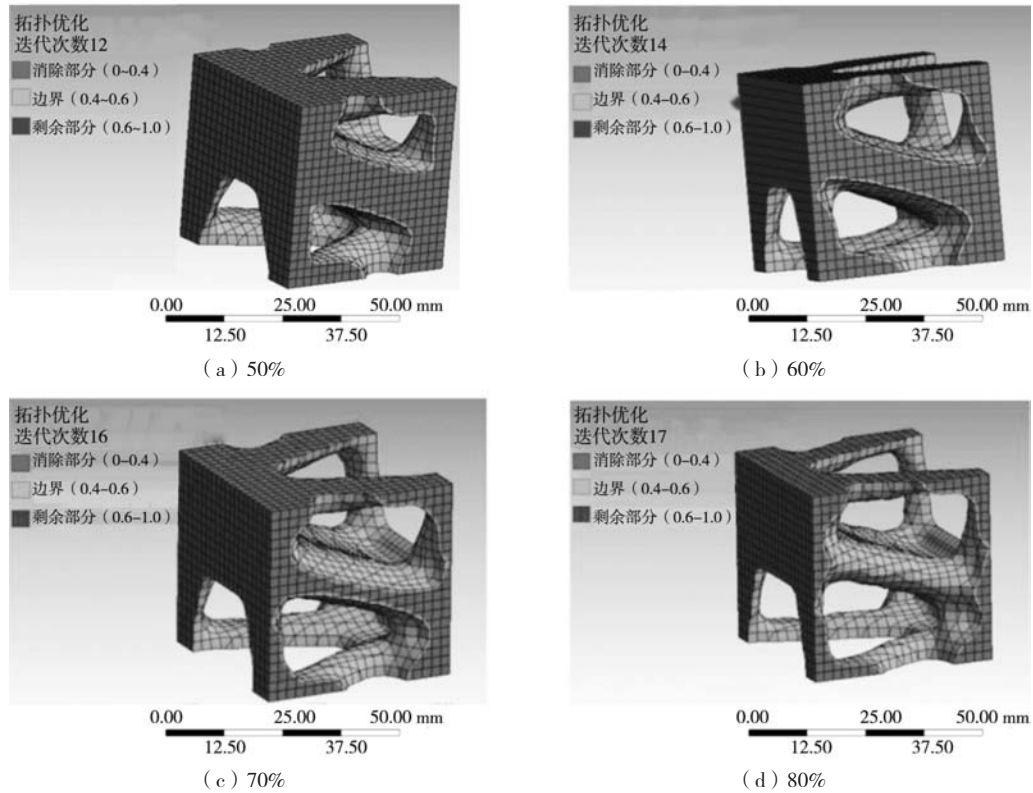


图5 拓扑优化不同孔隙率点阵单元结构

Fig. 5 Topology optimization of lattice element structures with different porosity

的曲面，形状复杂，利用三维软件绘图时相对困难，需要对拓扑优化获得的点阵单元进行处理使其规则化，形成具有一定形状的结构。根据常见的三维点阵结构，结合拓扑优化的结果，将点阵单元简化为如图6所示的立方体结构。

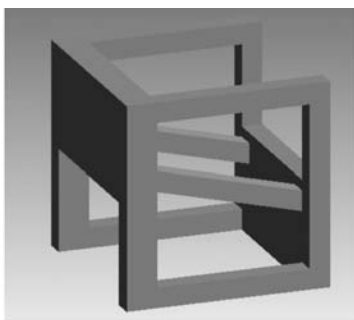


图6 规则化点阵单元结构

Fig. 6 Regularized lattice unit structure

2.2 不同铸造方式对钢/铝界面的影响

2.2.1 不同铸造方式对钢/铝界面组织的影响

表面点阵结构孔隙率为50%的钢基体分别在重力铸造、挤压铸造下成型，研究铸造方式对钢/铝界面组织的影响。挤压模具和钢基体的预热温度为300℃，熔融的铝合金的浇注温度为730℃，挤压铸造的压力为180 MPa，重力铸造、挤压铸造下钢/铝界面组织如图

7所示。表面点阵结构孔隙率为50%的钢基体在重力铸造、挤压铸造下钢/铝界面宏观形貌如图7a、b所示：从宏观形貌看，重力铸造下熔融的铝合金未充满多孔点阵结构，多孔点阵结构中存在较大的空隙。这是因为多孔点阵结构形状复杂、孔隙较小，熔融铝合金在浇注时受到的表面张力较大，阻碍铝合金的充型，并且熔融铝合金在充型过程中凝固较快导致难以充进点阵结构中；挤压铸造下钢/铝界面处不存在缝隙等宏观缺陷，结合效果良好，压力为铝合金在点阵结构中的充型提供了良好的条件。图7a1、b1分别为重力铸造、挤压铸造下钢/铝界面显微组织图，可以看出钢/铝界面处均存在缝隙，机械结合效果差。重力铸造下，钢/铝界面处的缝隙宽度约50 μm，并且未冲满多孔点阵结构；挤压铸造下，铝液充满多孔点阵结构，不存在明显的宏观缺陷，此外钢/铝界面处的缝隙宽度约8 μm，挤压铸造极大的改善了钢/铝界面的结合效果。此外挤压铸造下铝合金基体中晶粒明显减小，在挤压铸造时金属液与模具相接触，模具的散热较快，存在较大的过冷度，在较大过冷度和压力的作用下，铝合金的形核率高，晶粒细小。

2.2.2 不同铸造方式对钢/铝界面剪切强度的影响

表面点阵结构孔隙率为50%的钢基体分别在重力

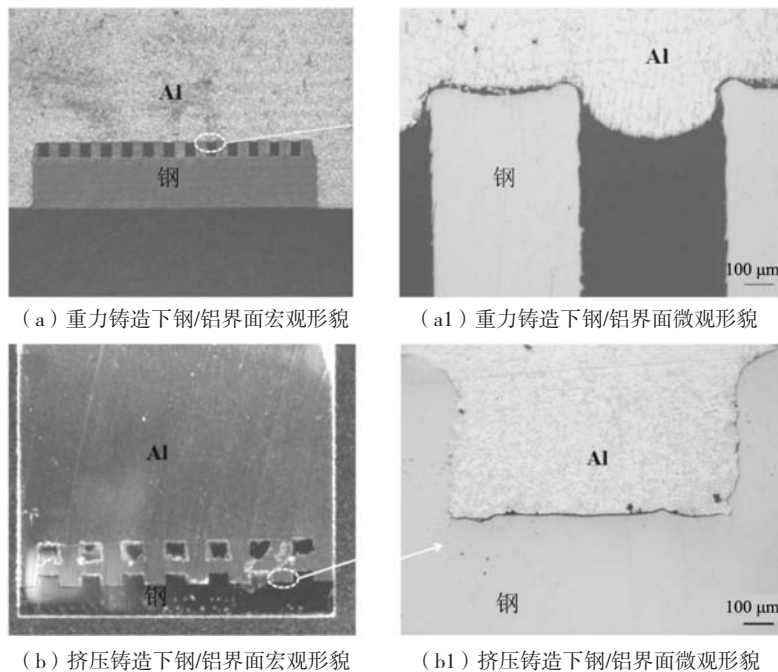


图7 不同铸造方式下钢/铝界面宏、微观组织

Fig. 7 Macrostructure and microstructure of steel/aluminum interface under different casting methods

铸造、挤压铸造下复合后，钢/铝界面应力-应变曲线以及剪切强度如图8所示。由图8可知，重力铸造获得的钢/铝复合试样界面能够承受的应力远小于挤压铸造获得的钢/铝复合试样界面能够承受的应力，即重力铸造下钢/铝界面的剪切强度较低。重力铸造下，钢/铝界面的剪切强度为6.27 MPa；挤压铸造下，钢/铝界面的剪切强度为42.8 MPa。这是因为点阵结构复杂并且孔隙率较小，在重力铸造下熔融的铝合金难以充入点阵结构并且在界面处存在明显的缝隙等宏观缺陷，严重的降低了钢/铝界面的剪切强度。

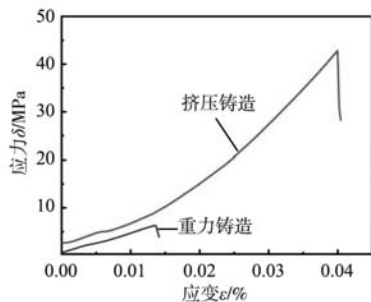


图8 不同铸造方式下钢/铝界面剪切强度应力-应变曲线

Fig. 8 Stress strain curve of steel/aluminum interface shear strength under different casting methods

2.3 点阵结构孔隙率对挤压铸造钢/铝界面的影响

2.3.1 孔隙率对钢/铝界面组织的影响

对表面带有不同孔隙率点阵结构的钢基体进行挤压铸造，挤压模具和钢基体的预热温度为300℃，挤压压力为180 MPa，浇注温度为730℃，保压时间为30 s，

不同孔隙率下钢/铝界面组织如图9所示。图9a、b、c分别为在50%、60%、70%不同孔隙率下钢/铝界面宏观形貌。可以看出在挤压铸造下，熔融的铝合金在不同孔隙率的点阵结构中均充型良好，钢/铝界面处无较大孔洞等宏观缺陷产生，结合效果良好。图9a1、b1、c1分别为在50%、60%、70%不同孔隙率下钢/铝界面显微组织图，上面为铝合金，下面为钢基体。可以看出当孔隙率为50%时，钢/铝界面处存在一条明显的黑色缝隙，宽度约为8 μm，缝隙的产生会严重影响界面的结合效果，降低界面结合强度。当孔隙率为60%时，钢/铝界面处的缝隙明显减小，宽度约为4 μm，界面结合情况有所改善。当孔隙率为70%时，钢/铝界面处紧密结合，基本上不存在缝隙，结合效果良好。随着孔隙率的增加，界面处缝隙逐渐减小，界面结合效果逐渐提高，这是因为当孔隙率较小时，铝液在点阵结构中充型时遇到的阻碍相对较大并且铝液凝固较快，导致界面处产生缝隙。

为了进一步研究钢基体表面点阵结构的孔隙率为70%时，钢/铝界面元素分布情况，采用EDS对界面处进行面扫描、线扫描元素分布分析，结果如图10所示。图10a为界面处高倍SEM图，可以观察到界面处不存在缝隙，机械结合良好，无冶金结合产生。图10b、c、d、e分别为钢/铝界面处铝、铁、硅、铬元素的面扫描分布情况。可以看出铁、铝、硅、铬原子在界面处基本上不发生扩散，界面处无金属间化合物产生。图10f为钢/铝界面处铁、铝、硅、铬元素的线扫描分布情况，可以看出铁、铝、硅元素在界面处均发生急剧下

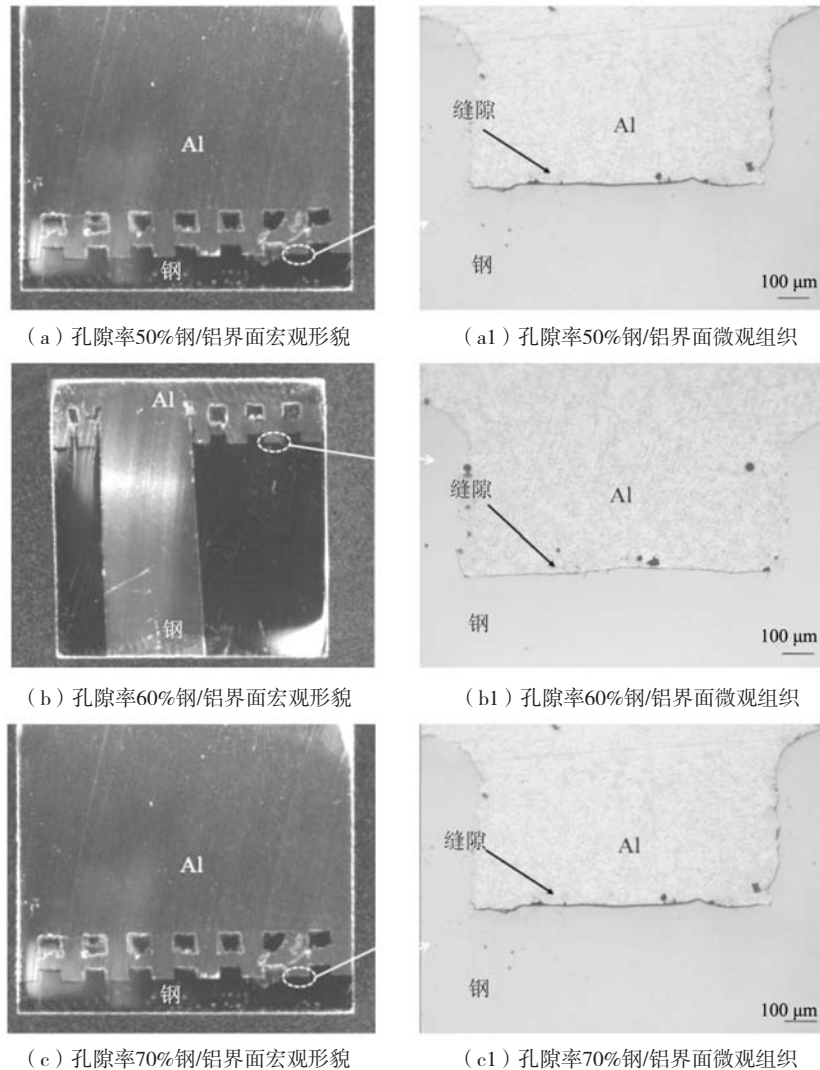


图9 挤压铸造下不同孔隙率下钢/铝界面宏、微观组织

Fig. 9 Macrostructure and microstructure of steel/aluminum interface under different porosity in squeeze casting

降,不存在浓度梯度,表明铁、铝、硅元素在界面处不发生扩散,该现象与面扫描元素分布情况基本上一致。

2.3.2 孔隙率对钢/铝界面剪切强度的影响

表面带有不同孔隙率点阵结构的钢基体复合后,钢/铝界面应力—应变曲线及剪切强度如图11所示,随着应力的增加,应变逐渐增加,当应力达到极限值时,界面处发生断裂。随着孔隙率的增大,界面处承受的应力越大。不同的孔隙率下钢/铝界面处的剪切强度不同,当点阵结构的孔隙率为50%时,钢/铝界面处的剪切强度为42.8 MPa;当点阵结构的孔隙率为60%时,钢/铝界面处的剪切强度为56.9 MPa;当点阵结构的孔隙率为70%时,钢/铝界面处的剪切强度为66.2 MPa。钢/铝界面处的剪切强度随着孔隙率的增大而增大,该现象与不同孔隙率下应力—应变结果一致,这是因为随着孔隙率增大界面处的缝隙逐渐减小,当孔隙率为

70%时,界面处不存在缝隙,界面结合良好,界面剪切强度提高。

从钢/铝界面处相应的断裂位置很明显的看到,断裂发生在点阵结构上表面与铝合金相连部位,由于钢/铝界面处的结合方式为机械结合,点阵结构上表面与铝合金接触面积较小,所以容易发生断裂。为了增大点阵结构与铝合金的接触面积,增大铝合金与点阵结构之间的咬合,对点阵结构进行改进,改进后的带有点阵结构的钢基体三维模型如图12所示。

2.4 浇注温度对挤压铸造钢/铝界面的影响

2.4.1 浇注温度对挤压铸造钢/铝界面组织的影响

表面点阵结构进行改进后,孔隙率为70%的钢基体在不同浇注温度下进行挤压铸造,挤压模具和钢基体的预热温度为300 ℃,挤压压力为180 MPa,保压时间为30 s,钢/铝双相互穿界面组织及元素分布如图13

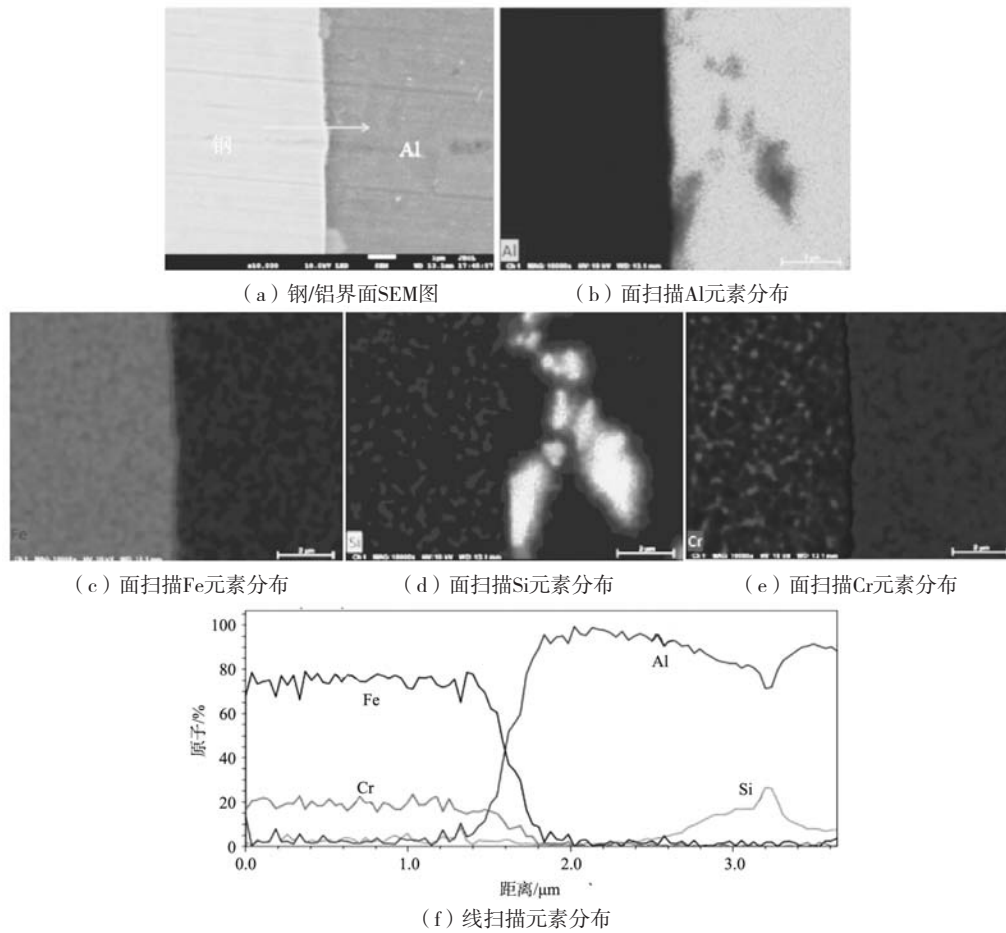


图10 钢/铝界面SEM图及元素分布

Fig. 10 SEM image and element distribution of steel/aluminum interface

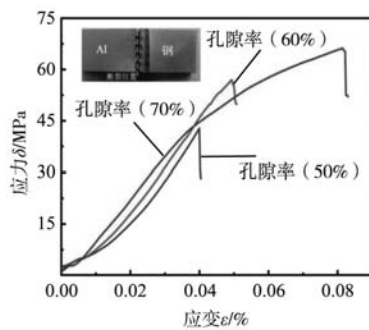


图11 不同孔隙率下钢/铝应力-应变曲线

Fig. 11 Stress-strain curves of steel/aluminum under different porosity

所示。当熔融铝合金的浇注温度为730℃时,钢/铝界面组织高倍SEM图如图13a所示,可以看出界面处不存在缝隙且无冶金结合产生,机械结合良好。当熔融铝合金的浇注温度为760℃时,钢/铝界面组织高倍SEM图如图13b所示,可以看出界面处产生了冶金结合,生成了金属间化合物,厚度约为2 μm 。提高浇注温度,有利于增加铝、铁原子的扩散速率,使得界面处容易形成化合物。图13c为钢基体在760℃浇注温度下钢/铝界面处铝、铁、硅、铬元素的面分布,从图中可以看

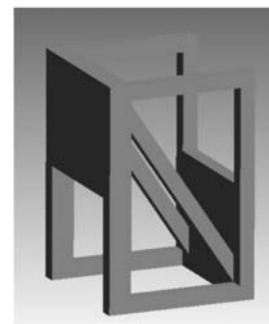


图12 改进后钢基体三维点阵规则化图形

Fig. 12 Improved 3D lattice regularization pattern of steel substrate

出,铝、铁、硅、铬元素在界面处均发生扩散。铝元素主要分布在铝合金基体和金属间化合物中;铁、铬元素集中分布于钢基体和金属间化合物中,此外大量铬元素还扩散至铝合金基体中;硅元素在金属间化合物中存在扩散现象,在铝合金基体中主要以局部富集形式存在,说明硅元素在铝合金中以共晶硅的形式存在。图13d为钢基体在760℃浇注温度下钢/铝界面处铝、铁、硅、铬元素线扫描分布情况。可以看出从钢基体一侧向铝基体一侧过渡,铝、硅元素的含量逐渐

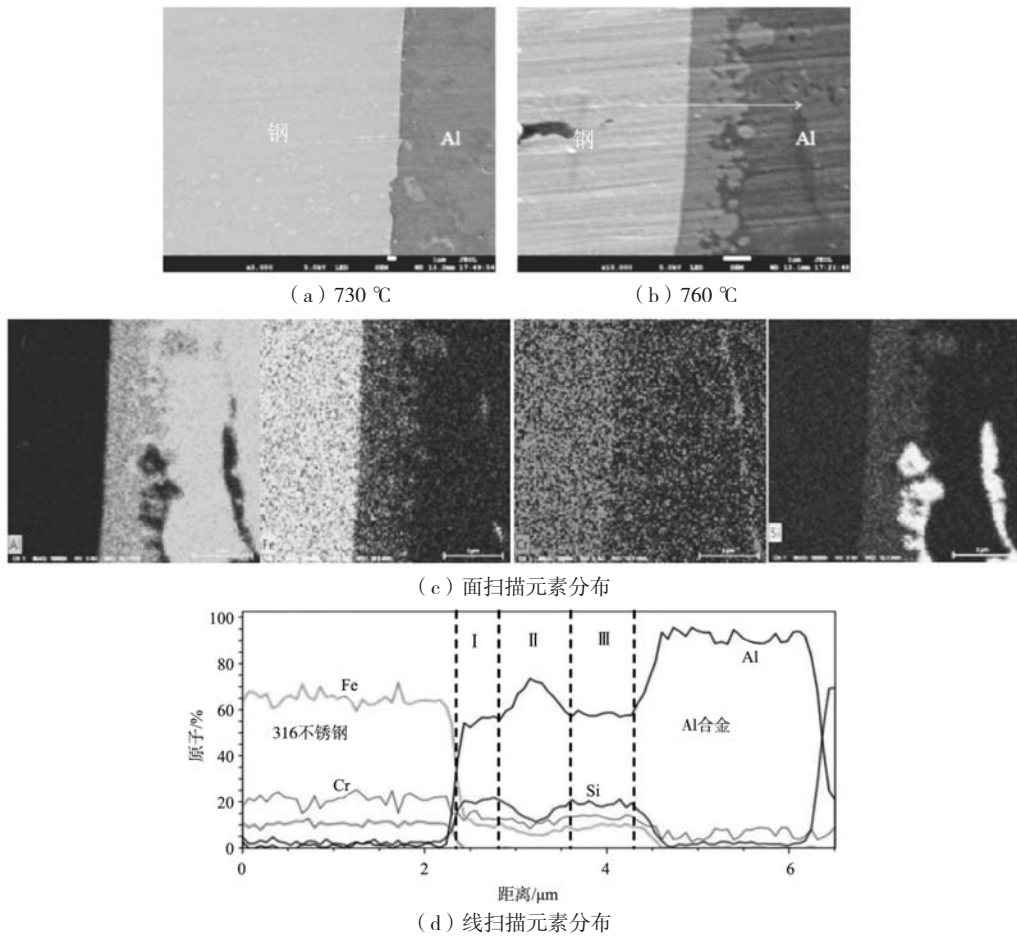


图13 不同浇注温度下钢/铝界面SEM图及元素分布

Fig. 13 SEM image and element distribution of steel/aluminum interface at different pouring temperatures

增加，铁、铬元素的含量逐渐减少，铝、铁、硅、铬元素均存在浓度梯度，该现象符合元素扩散从高浓度向低浓度分布的基本规律，面扫描元素分布情况与线扫描元素分布情况基本一致。此外，铝、铁、硅、铬元素的含量在一、三区域中变化不大，判断金属间化合物是由一种相构成的。二区域内Al元素的含量明显增高，硅元素明显减少。

为了确定钢基体在760 °C浇注温度下钢/铝界面反应层中的相组成，对反应层通过X射线衍射XRD和EDS点扫描成分分析，对复合材料进行了物相成分鉴定。EDS点扫描成分分析点的位置如图14所示，各点的成分分析结果见表3。金属间化合物与钢基体相连处（点1）、与铝合金基体相连处（点2）的主要元素

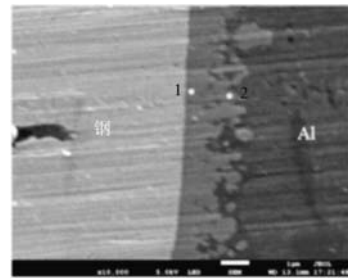


图14 浇注温度760 °C下金属间化合物EDS点扫描位置

Fig. 14 EDS point scanning positions of intermetallic compounds at pouring temperature of 760 °C

为铝、铁、硅，还有少量的铬元素，并且各个元素原子百分比含量变化不大，其原子之比铝：铁：硅约为4.5：1：1，根据铁-铝-硅三元相图及文献[22]判断点1和点2处为Al_{4.5}FeSi相。

表3 EDS点扫描成分分析

Table 3 EDS point scan component analysis at%

点	EDS成分				相
	Al	Fe	Si	Cr	
1	65.67	14.16	15.27	4.9	Al _{4.5} FeSi
2	70.50	12.38	13.25	3.87	Al _{4.5} FeSi

2.4.2 浇注温度对钢/铝界面剪切强度的影响

表面点阵结构进行改进后，孔隙率为70%的钢基体在不同浇注温度下，钢/铝界面应力—应变曲线及剪切强度如图15所示。在浇注温度相同的情况下，表面

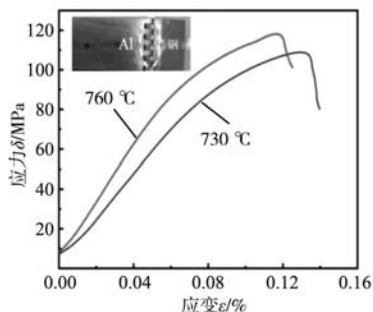


图15 不同浇注温度下钢/铝应力-应变曲线

Fig. 15 Stress-strain curves of steel/aluminum at different pouring temperatures

点阵结构改进后, 钢/铝界面承受的极限应力明显增大。提高铝合金的浇注温度, 钢/铝界面承受的极限应力有所增大, 但增长幅度较小。在浇注温度为730 °C时, 表面点阵结构改进后, 钢/铝界面处的剪切强度明显增大至108.8 MPa, 这是因为改进后的点阵结构与铝合金在同一平面上机械结合的接触面积较大, 机械咬合增加, 因此界面剪切强度明显增大。当浇注温度为760 °C时, 钢/铝界面剪切强度为118.1 MPa, 提高浇注温度, 钢/铝界面局部会产生冶金结合形成金属间化合物层, 界面剪切强度有所提高。表面点阵结构改进后, 从钢/铝界面相应的断裂位置可以看出断裂方式与之前未改进的结构图11有很大的区别: 由较整齐的断裂方式转变为锯齿状。这是因为表面结构改进后, 点阵结构与铝合金接触面积增大并且机械咬合增加, 提高了界面的结合强度。

参考文献:

- [1] CHEN Shuhai, DEHN G S, VIVEK A, et al. 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.
- [2] LIU Yang, BIAN Xiufang, ZHANG Kai, et al. Interfacial microstructures and properties of aluminum alloys/galvanized low-carbon steel under high-pressure torsion [J]. *Materials & Design*, 2014, 64 (9): 287–293.
- [3] JIANG Wenming, FAN Zitian, LI Guangyu, et al. Effects of hot-dip galvanizing and aluminizing on interfacial microstructures and mechanical properties of aluminum/iron bimetallic composites [J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2016, 688: 742–751.
- [4] BAKKE A O, ARNBERG L, LI Yan jun. Achieving high-strength metallurgical bonding between A356 aluminum and copper through compound casting [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 810 (6): 140979.
- [5] HU C Q, DU H L. Fretting fatigue behaviours of SiC reinforced aluminium alloy matrix composite and its monolithic alloy [J]. *Materials Science & Engineering, A. Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 2022, 847 (7): 143347.
- [6] AGUADO E, BAQEDANO A, URIBE U. Comparative study of different interfaces of steel inserts in aluminium castings [J]. *Materials Science Forum*, 2013, 765: 711–715.
- [7] MANASIJEVI S, RADI A R, BRODARAC Z Z, et al. Al-fin bond in aluminum piston alloy & austenitic cast iron insert [J]. *International Journal of Metalcasting*, 2015, 9 (4): 27–32.
- [8] JING Wenming, FAN Zitian, LI Guangyu. Improved steel/aluminum bonding in bimetallic castings by a compound casting process [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 226: 25–31.
- [9] GUO Zhilin, LIU Ming, BIAN Xiufang, et al. An Al-7Si alloy/cast iron bimetallic composite with super-high shear strength [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8 (3): 3126–3136.
- [10] JSA D, TK A, KI A, et al. Effects of steel type and sandblasting pretreatment on the solid-liquid compound casting characteristics of zinc-coated steel/aluminum bimetallics [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 778: 170–185.
- [11] LEMMENS B, SPRINGER H, GRAEVE I D, et al. Effect of silicon on the microstructure and growth kinetics of intermetallic phases

3 结论

(1) 利用Ansys软件进行拓扑优化, 在模拟剪切力和孔隙率的约束条件下, 确定多孔点阵单元为立方体结构。

(2) 表面点阵结构孔隙率为50%的钢基体, 在重力铸造下熔融的铝合金未能充满点阵结构, 钢/铝界面宏观上存在较大的空隙, 结合效果差, 钢/铝界面处剪切强度为6.27 MPa; 在挤压铸造下熔融铝合金在点阵结构中充型良好, 钢/铝界面处不存在缝隙等宏观缺陷, 从微观组织看, 钢/铝界面处存在宽度8 μm的缝隙, 结合效果有所改善, 钢/铝界面处剪切强度为42.8 MPa。

(3) 在浇注温度、挤压压力等相同的情况下, 随着孔隙率的增加, 界面处缝隙逐渐减小, 界面结合效果逐渐提高。当孔隙率为70%时, 界面处基本上不存在缝隙, 结合效果良好, 铁、铝、硅、铬元素在界面处不发生扩散, 无冶金结合产生。当孔隙率为50%、60%、70%时, 钢/铝界面剪切强度分别为42.8 MPa、56.9 MPa、66.2 MPa。

(4) 对孔隙率为70%的点阵结构进行改进后, 在不同温度下浇注熔融铝合金, 当熔融铝合金的浇注温度为730 °C时, 钢/铝界面处不存在缝隙, 机械结合良好且无冶金结合产生, 钢/铝界面剪切强度为108.8 MPa; 当熔融铝合金的浇注温度为760 °C时, 钢/铝界面产生冶金结合, 形成厚度为2 μm的Al_{4.5}FeSi相金属间化合物, 钢/铝界面剪切强度为118.1 MPa。

- formed during hot-dip aluminizing of ferritic steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 319: 104–109.
- [12] TAYAL R K, KUMAR S, SINGH V. Experimental investigation and optimization of process parameters for impact strength of compound cast bimetallic joints [J]. *International Journal of Metalcasting*, 2017, 12 (3): 498–513.
- [13] SALIMI M, MALEKAN M, NAMI B, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of the interface layer of coated steel insert-aluminum bimetallics [J]. *Journal of Materials Research*, 2017, 32 (4): 874–882.
- [14] FANG Xiangfan, GUNDLACH J, SCHIPPERGES JJ, et al. On the steel-aluminum hybrid casting by sand casting [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27: 6415–6425.
- [15] LI Chi, FAN Zitian, JIANG Wenming, et al. Effects of surface treatment on microstructure and properties of steel-aluminum bimetal casting [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2015, 35: 516–519.
- [16] BAO Ziming, WANG Sheng, HAN Renheng, et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum/steel bimetal using compound casting with electroless nickel plating [J]. *Materials Research Express*, 2021, 8 (1): 016517.
- [17] WANG Qiang, ZHAO Chengzhi, ZHANG Hexin, et al. Microstructure and mechanical properties of Al/steel bimetal composite produced by compound casting [J]. *International Journal of Materials Science and Engineering*, 2019, 6 (3): 72–79.
- [18] SPRINGER H, KOSTKA A, PAYTON E J, et al. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59 (4): 1586–1600.
- [19] KONG X F, BYERLEIN I J, LIU B N, et al. Stronger and more failure-resistant with three-dimensional serrated bimetal interfaces - science direct [J]. *Acta Materialia*, 2019, 166: 231–245.
- [20] EDGAR J, TINT S. Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing [J]. *Johnson Matthey Technology Review*, 2015, 59 (3): 193–198.
- [21] XU Shanqing, SHEN Jianhu, ZHOU Shiwei, et al. Design of lattice structures with controlled anisotropy [J]. *Materials & Design*, 2016, 93: 443–447.
- [22] BAKKE A O, NORDMARK A, ARNBERG L, et al. Interfacial microstructure formation in A356/steel compound castings using metal coating [C]// *The 17th International Conference on Aluminium Alloys*. Grenoble France, 2020.

Steel-Aluminum Composite Casting Interface Design and Organization Regulation

FAN Hao-tian, GUO Bing-xin, WANG Yu, KONG Xiang, XU Hong, MAO Hong-kui, WU Jun-teng
(School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, Shanxi, China)

Abstract:

The steel/aluminum composite structure combined the respective advantages of steel and aluminum alloy and was widely used in industrial production, especially in automotive manufacturing. In order to improve the bond strength of the steel/aluminum composite interface, this study proposed to use topology optimization to design the steel substrate surface into a porous dotted structure, and the molten aluminum alloy flows into the porous structure to form a bi-directional interpenetrating interface with the steel substrate in conjunction with mechanical occlusion and metallurgical bonding to increase the interfacial bond strength. In this paper, the effects of casting method, porosity and pouring temperature on the microstructure and mechanical properties of the steel/aluminum interface were investigated. The results showed that the extrusion casting helped the molten aluminum alloy to fill into the porous structure, and there was no gap at the steel/aluminum interface macroscopically. From microscopic morphology, with the increase of porosity, the gap at the steel/aluminum interface under extrusion casting gradually decreased and the shear strength gradually increased, and when the porosity was 70% and the pouring temperature was 730 °C, there was no gap and no metallurgical bond at the steel/aluminum interface. After the improvement of the dot matrix structure with 70% porosity, when the casting temperature of molten aluminum alloy was 760 °C, the intermetallic compound of $Al_{1.5}FeSi$ phase with a thickness of 2 μm was formed at the steel/aluminum interface, and the shear strength of the steel/aluminum interface was 118.1 MPa.

Key words:

steel/aluminum composite casting; topology optimization; lattice structure; microstructure; shear strength; double interpenetrating interface