

双金属复合铸造界面结合技术与机理研究

韩青有¹, 隋大山², 刘兴涛¹, 孙东科¹

(1. 东南大学机械工程学院, 江苏南京 211189; 2. 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200030)

摘要: 目前常用的复合铸造方法难以制造出具有优质冶金结合的双金属铸件。采用康明斯技术研究钢棒和铝铸件结合, 系统研究了工艺参数和超声辅助技术对钢铝双金属冶金结合质量的作用规律。试验结果表明, 工艺参数对冶金结合的质量有着显著的影响。使用高强超声波辅助复合铸造技术时, 即使使用钢棒和未经除气处理的铝合金液, 仍能制备出具有高质量冶金结合的双金属复合铸件。结合数值模拟技术, 探索了复合铸造过程中双金属界面气隔形成的原因和冶金结合形成条件, 提出了获得优质冶金界面结合的物理、热力学和动力学条件。

关键词: 复合铸造; 冶金结合; 铸造缺陷; 数值模拟

复合铸造, 又称镶铸或包覆铸造, 是一种将液态金属(合金)浇注到异质或同质固体基材之上, 利用液态金属本身的部分热量与其凝固固态收缩, 制备双金属(合金)复合铸件的铸造方法^[1]。理想的复合铸件, 其双金属界面应该具有冶金结合。冶金结合是指双金属在结合界面发生冶金(化学)反应, 所形成金属间化合物由高熔点金属向低熔点金属生长, 从而结合凝固后的低熔点金属^[2]。

近年来, 车辆减重和碳减排的需求与日剧增, 极大地促进了在交通和国防领域以铝合金等轻合金取代黑色重金属合金方面的应用与实践。然而, 由于轻合金使用条件的局限性, 这种取代往往以牺牲部分零部件的使用功能和可靠性为代价。理想的解决方案是使用双金属结构, 利用异质材料的特性设计结构, 同时实现减重和保证零部件的使用功能和可靠性。例如, 在零部件超出轻合金使用条件的关键部位使用钢或其他合适的材料。康明斯在其下一代柴油引擎计划中曾考虑用A354铝合金缸盖取代灰铁缸盖, 在铝合金缸盖的内螺纹部位镶铸具有内螺纹的钢棒^[3-5]。

将两种金属结合从而制造单一零部件的概念并非新概念, 近年来已开发了多种可用于制造双金属零部件的方法^[6-8], 在这些方法中, 复合铸造是最经济的方法。然而这种方法很难获得双金属间优质冶金结合界面。以钢-铝双金属体系为例, 未经过表面处理的裸钢棒, 很难在中小铝合金铸件的铸造过程中形成冶金结合界面。而获得无宏观缺陷的冶金结合界面, 是保证复合铸件使用可靠性的关键条件之一。

为获得具有冶金结合的钢铝复合铸件, 镶铸钢的表面需要进行特殊预处理。基本思路是在镶铸钢表面预先形成具有冶金结合的一层保护合金, 然后再把镶铸钢放入铸型内镶铸。已开发出两类方法: 一种方法是在钢的表面涂敷一层低于纯铝熔点的合金, 其代表技术是Al-Fin技术^[9-11]; 另一种方法是在钢的表面涂敷一层高于纯铝熔点的合金, 其代表技术是康明斯(Cummins)技术^[3-5]。

Al-Fin技术通过热浸法, 将表面清洁的钢件浸入铝合金或锌合金液体中, 待钢件表面形成完整的金属间化合物后, 取出钢件。在金属间化合物表面自然附着的合金液凝固后形成低熔点合金保护膜。复合铸造时, 浇注的合金液会熔化或溶解低熔点合金保护膜, 在金属间化合物表面凝固, 从而获得具有冶金结合的复合铸件^[9-11]。这项技术的问题之一是双金属界面的金属间化合物厚度较大, 约100 μm , 导致界面具有一定的脆性。此外, 热浸低熔点合金表层往往有一层厚且致密的氧化层^[12]。该氧化层的存在, 严重影响热浸低熔点合金和铸造合金的熔合。

作者简介:

韩青有(1958-), 男, 博士, 教授, 从事先进材料加工技术研究。E-mail: hanq@seu.edu.cn

中图分类号: TG249

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)01-0001-08

收稿日期:

2023-09-28 收到初稿,
2023-11-08 收到修订稿。

针对Al-Fin技术的弱点, 康明斯在其下一代柴油引擎计划中开发了康明斯技术^[3-5]。该技术采用镀膜方法, 将金属保护层电镀在钢件表面; 通过扩散结合 (diffusion bonding), 在钢件和保护层之间产生一定程度的冶金结合; 复合铸造时, 保护层溶解/熔化, 在钢件表面形成新的界面。浇入的液态合金在此新界面上形成金属间化合物后凝固成复合铸件。其金属间化合物的层厚比Al-Fin技术的厚度减半, 界面的强韧性显著提高^[5]。

然而, 即使采用了复杂的钢件表面预处理技术, 仍然难以获得具有优质冶金结合的双金属铸件。双金属界面存在孔隙或气隔^[13]。为将镶铸钢件牢固地固定在铝合金铸件中, 工业界往往采取将钢件表面粗糙化, 甚至机加工出沟槽, 使合金液在充型、凝固和收缩时, 将镶铸钢件机械紧锁^[12]。但是, 钢件表面的粗糙化和沟槽促进气隔的发生, 甚至阻碍冶金结合界面的形成。铝合金缸体就是一个含有缸套的复合铸件。缸套表面进行粗糙化处理, 缸体和缸套件间存在气隔, 导致汽车引擎逐渐出现漏油漏水现象。减少气隔缺陷, 是制造下一代高能量密度汽车引擎迫切需要解决的技术问题之一。

本文以康明斯技术为例, 探索复合铸造过程中双金属间气隔形成的原因及冶金结合形成条件, 分析影响缺陷形成的因素, 提出获得优质冶金界面结合的方法。并通过高强超声波技术^[14-15], 展示用裸钢棒和未经除气处理的铝合金液制备具有高质冶金结合的双金属复合铸件技术。

1 试验过程

本试验使用低合金钢制备镶铸用钢棒, 钢棒的化学成分 (质量分数) 为Fe-0.44C-1.50Mn-0.04P-0.28S。

选用A354铝合金作为铸造合金。该合金的名义平均化学成分列于表1。合金的平衡液、固相线温度分别为 $T_L \approx 615\text{ }^\circ\text{C}$, $T_S \approx 577\text{ }^\circ\text{C}$ 。首先将9 kg A354合金装入石墨坩埚, 在氩气保护的电阻炉中熔炼, 升温到750 $^\circ\text{C}$ 时保温20 min, 然后, 开始吹氩-氯混合气体 (Ar+2%Cl) 除气。静置10 min后浇注。

表1 A354合金的化学成分

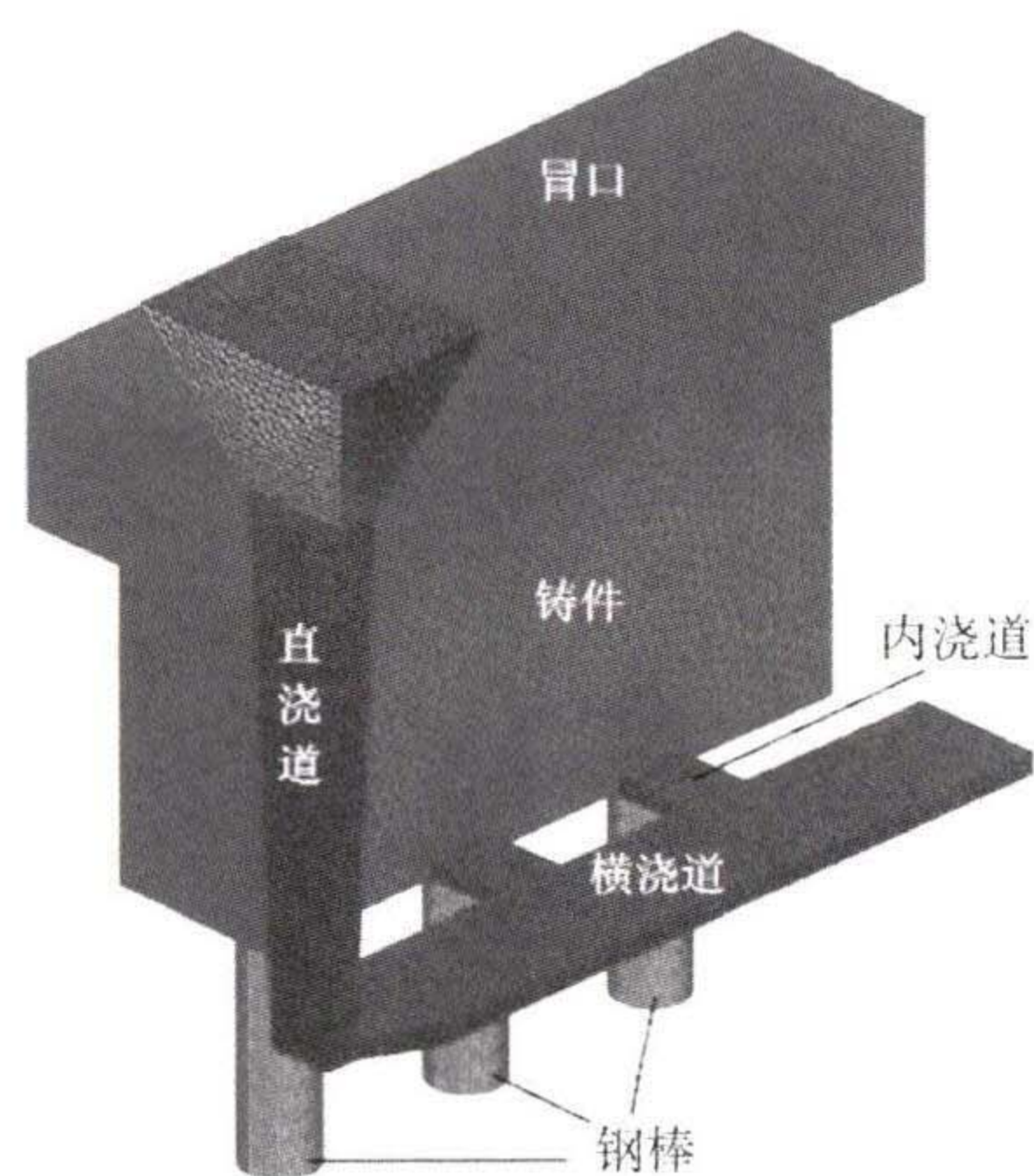
Table 1 The nominal composition of A354 alloy $w_B/\%$

Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Al
9.0	0.20	1.70	0.35	0.12	余量

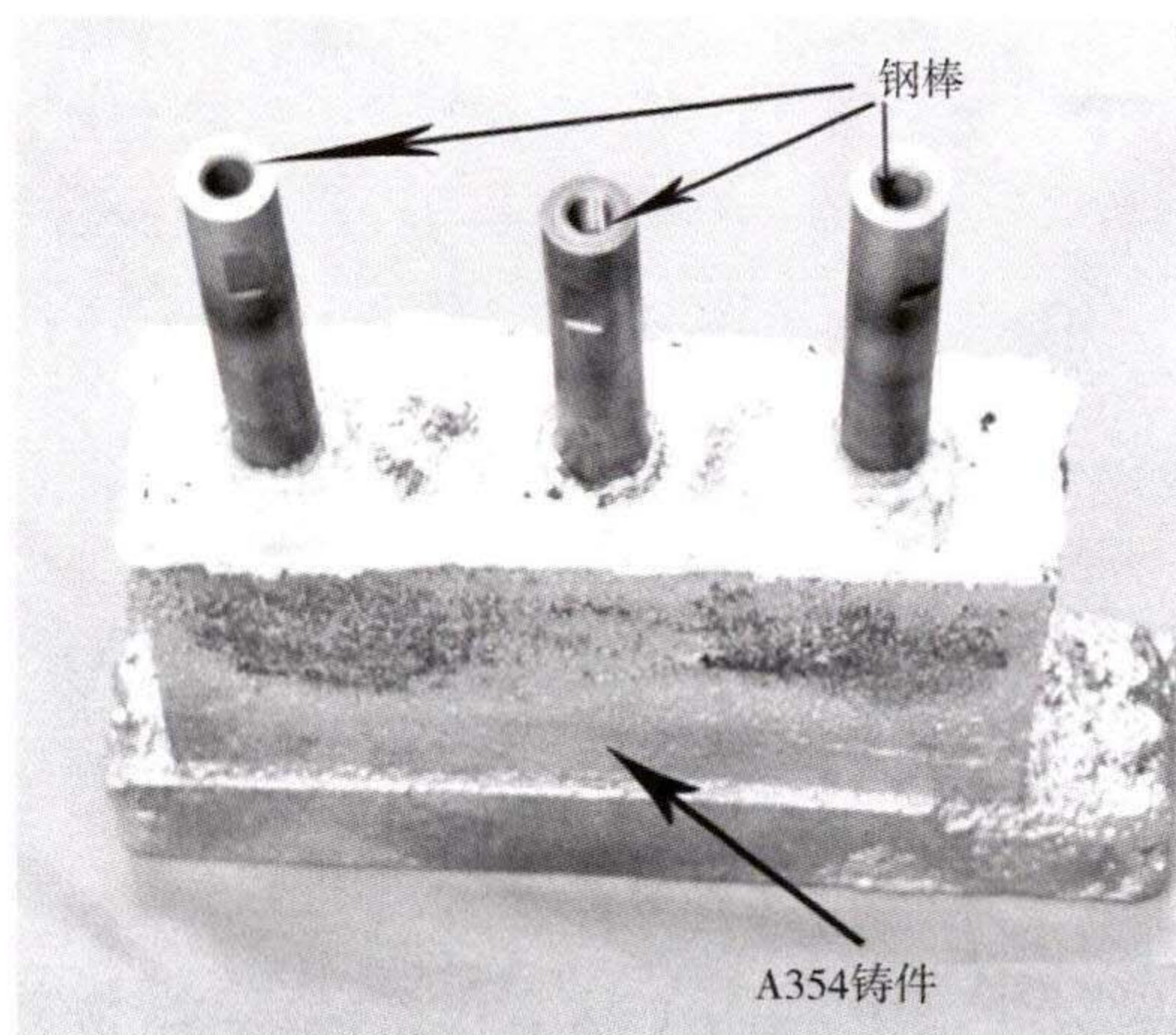
本试验的复合铸件和浇注系统形状见图1a所示。分型面在铸件底面。数根 (3根或2根) 126 mm长的钢棒由下砂型固定, 其顶部位于A354铸件中, 距铸件底面50.8 mm。铸件浇注系统采用底注式, 以保证充型平稳。浇注系统由直浇道、薄板横浇道 (6.35 mm × 38 mm × 203 mm) 和两个薄板内浇道 (6.35 mm × 19 mm × 29 mm) 组成。铸件 (107 mm × 50.8 mm × 193 mm) 顶部设一冒口 (45.7 mm × 63.5 mm × 244 mm), 以消除铸件凝固时的体收缩。先后完成了三组试验。

第一组试验展示铝合金除气处理及浇注工艺 (溢流) 对用康明斯技术制备的复合铸件界面质量的影响。采用3根小直径 (12.7 mm) 钢棒。铝合金液经过不同程度除气处理后, 在720 $^\circ\text{C}$ 浇入铸型。通过不同程度的溢流, 考察溢流对界面结合的影响。钢棒按康明斯工艺抛光、清洗、镀双层金属膜、高温扩散结合、再清洗后, 烘干放入120 $^\circ\text{C}$ 的水玻璃砂热铸型, 铸型中充氩气保护。康明斯工艺细节参见文献[3-5, 13]中。

第二组试验采用第一组试验中获得的最佳工艺条件, 使用2根或3根较大直径 (21 mm) 钢棒, 考察钢棒端部形貌、溢流、冒口高度和钢棒数量对复合铸件界



(a) 浇注系统示意图



(b) 含有三根镶铸钢棒的铸件

图1 铸件及其浇注系统示意图

Fig. 1 Schematic of casting and gating system

面质量的影响。与第一组试验结果对比，揭示镶铸钢与铝合金的体积比对复合铸件界面质量的影响。

第三组试验，直接使用未经表面处理的大直径（21 mm）裸钢棒和未经除气处理的铝合金液体浇注复合铸件，考察超声波施加方式对双金属界面质量的影响。图1中两边的裸钢棒通过螺纹直接连接超声波导杆（750 W，20 000 Hz），中间的裸钢棒不连接超声波但受两边钢棒导入的超声波的间接影响。这样，按界面所受的超声强度划分，两边钢棒界面受超声波直接影响，中间钢棒界面受超声波间接影响。不同的超声震动传递方式会对钢棒界面产生不同的影响。

复合铸造试验完成后，对部分铸件进行横截面切片（5 mm），用低倍光学显微镜和扫描电镜观察双金属界面的金相组织。部分切片用“推出试验法”（push-out test）^[5]测试双金属界面结合强度，界面结合强度定义为最大推出力除以界面面积，试验在ATS 10000拉伸机上进行。

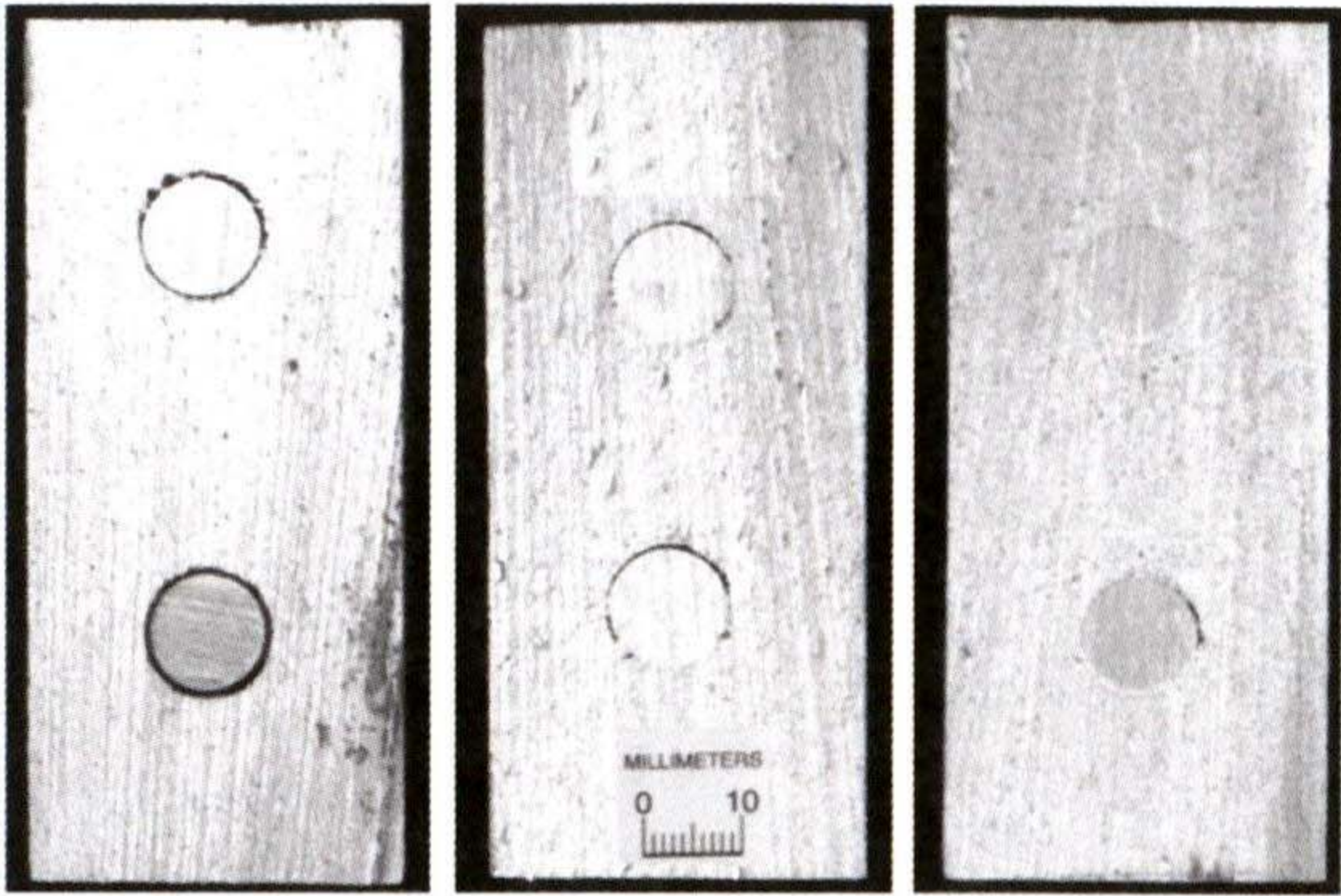
使用ProCAST软件模拟铸件的充型和凝固过程。使用NX软件建立铸件、浇注系统、钢棒和铸型的三维模型。模拟使用四面体单元。铝合金、钢棒和铸型的四面体单元尺寸分别为2 mm、1.5 mm和5 mm。模拟中所用的材料热物性参数取自ProCAST数据库，边界条件取自文献[13-14]。

2 试验结果及分析

2.1 除气对界面质量的影响

第一组试验用于研究除气对双金属界面质量的影响。图2是垂直于钢棒（直径12.7 mm）的铸件局部切面（电锯切割）照片，显示铝合金含气量对双金属界面质量的影响。

由图2可以看出，未作除气处理的铝合金含有较高的溶解氢含量，钢棒和铝合金之间存在连续的毫米级厚度的气隔/间隙（图2a）。进一步切5 mm厚试样



(a) 含氢量较高 (b) 含氢量中等 (c) 含氢量较低

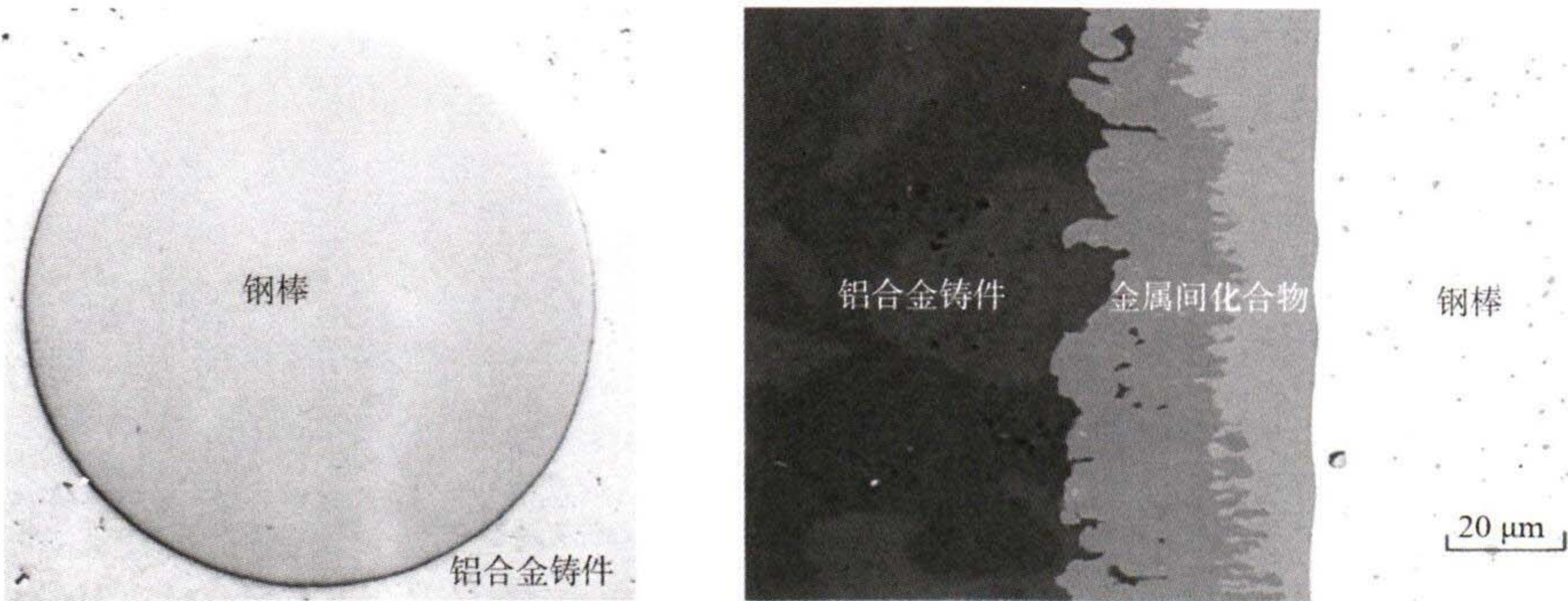
图2 不同除气效果时钢棒和铝铸件界面质量照片

Fig. 2 The effect of hydrogen content on the quality of the bond between the steel insert and the casting

时，钢棒从铝合金中自然脱落，表明钢棒和铝合金间的界面结合（剪切）强度为零。吹氩-氯混合气体10 min后，双金属界面的结合质量如图2b所示，吹氩-氯混合气体使铝合金液的含氢量降到中等水平。在此条件下，双金属界面存在断续气隔/间隙缺陷，但在切割5 mm厚试样时，钢棒未从铸铝中脱落，表明钢棒和铸铝间存在一定程度的界面冶金结合。界面剪切强度在10~40 MPa范围。进一步延长除气时间使得铝合金液在减压凝固试验（Reduced Pressure Test）的样品截面上肉眼看不到气孔时，铝合金液的含氢量降到较低水平。双金属界面的质量如图2c所示。在此条件下，双金属界面鲜有气隔缺陷，界面剪切强度可达到60~90 MPa范围。

2.2 溢流、冒口高度、钢棒断面形貌对界面质量的影响

浇注时增加溢流或将冒口高度增加1倍，可进一步改善界面质量。图3是增加溢流后直径12.7 mm钢棒的界面照片。图3a是抛光后钢棒垂直截面的完整照片，



(a) 抛光后双金属的界面照片 (b) 界面SEM照片

图3 优质双金属界面照片

Fig. 3 Images of an interface of high bonding quality in a bimetal casting

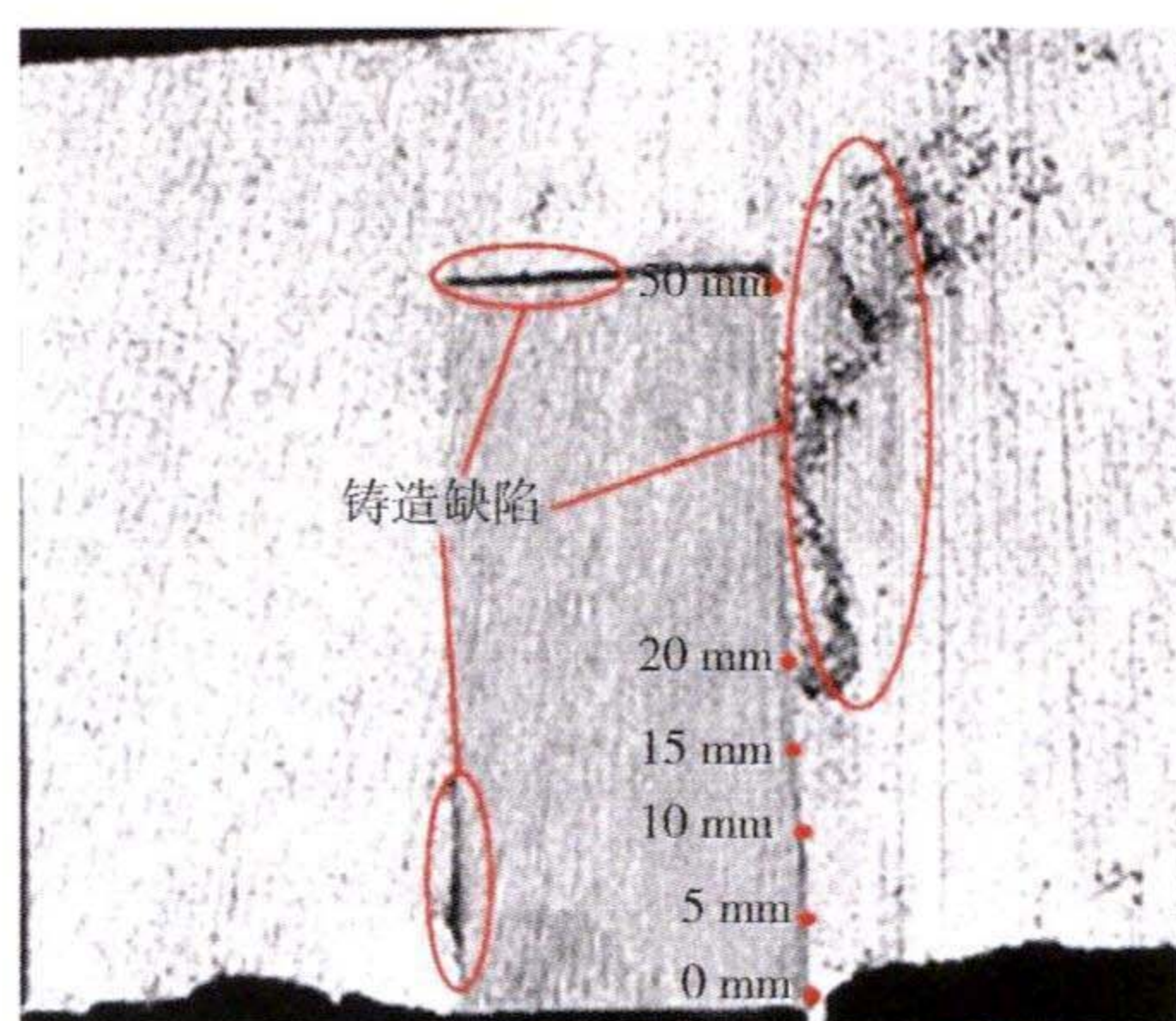
界面无宏观缺陷，其界面质量优于图2c的铸件。图3b的扫描电镜照片显示钢棒表面形成了一层约40 μm 厚的连续金属间化合物层。这层金属间化合物将钢棒和铸造铝合金焊接，形成冶金结合。实测图3所示试样，其铸态界面最高剪切强度为90 MPa，达到A354合金铸态剪切强度。性能测试时，试样在结合界面的铝合金铸件一侧破坏。在这样的冶金结合质量条件下，T5、T6热处理对界面剪切强度影响不大，双金属铸件可以进行T6热处理^[5]。

增加冒口高度（等同于增加溢流）对双金属铸件界面质量的影响，在第二组的21 mm钢棒的试验中表现更加明显。图4a显示用图1所示的冒口高度和第一组最优工艺时双金属界面质量。气隔发生在铸件底部的钢棒界面以及铸件中下部的钢棒顶面，另外，在钢棒右侧有一大片渣气孔缺陷，这片渣气孔缺陷，可能与流头接触钢棒时残留的物质相关。增加溢流和冒口高度等可延长流动时间，有利于将渣气孔带入冒口或溢流道中。图4b为图4a所示部位的温度模拟结果。图中的DCP（Dendrite Coherency Point）指枝晶形成骨架温度。在距离铸件底面（分型面）10 mm范围内的钢棒表面温度在铸造过程中始终低于铝合金液相线温度。钢棒表面的低温，是在铸件底部形成界面缺陷的原因。

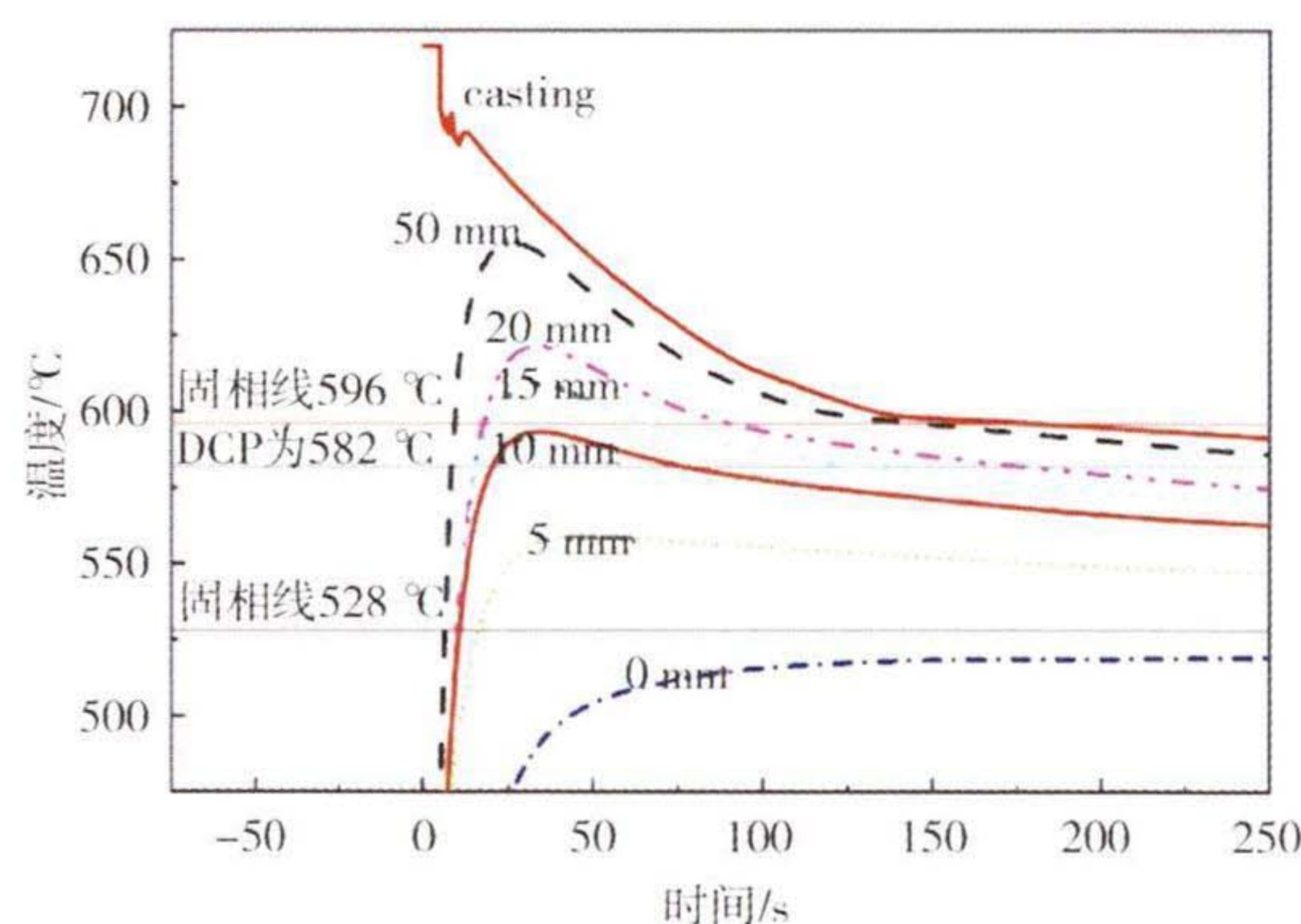
在铸件底部加12 mm补贴后，可将铸件底部界面处的缺陷移入补贴中。图4c显示充型过程中钢棒顶面的流场，在钢棒顶部存在着一个涡流和其对应的低压区，气泡、夹杂等低密度物质被涡流收集，从而在钢棒顶面形成气隔。将钢棒顶端的形貌由平面改为弧面，可显著改变钢棒顶部的流场，从而改善钢棒顶部接合面的质量。图4d显示在铸件底部加13 mm补贴后弧顶钢棒与铝合金的界面质量。铸件底部界面缺陷移入了补贴之中，而补贴可以加工去除；增加了冒口高度类似于增加了溢流，消除了图4a中的渣气孔；弧面改善了钢棒顶部的流场，抑制了钢棒顶部的缺陷。研究结果表明，增加溢流和冒口高度、改善钢棒形貌可大幅度改进双金属界面结合质量。

2.3 钢/铝质量比对界面质量的影响

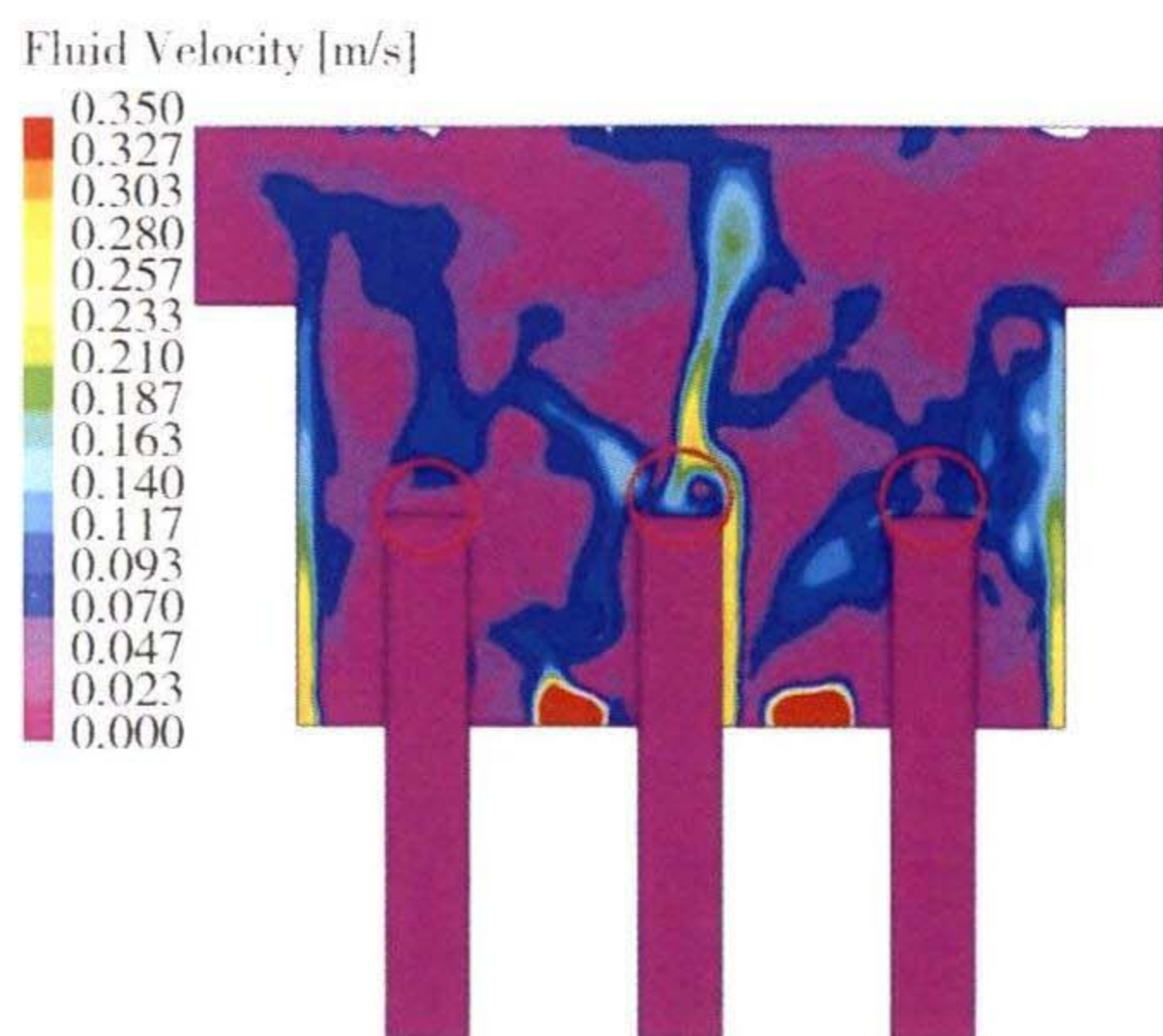
钢/铝质量分数定义为双金属铸件中钢棒的质量除以铝合金总质量（铸件中铝合金质量加冒口质量）。图5中的黑实线是钢/铝双金属界面（剪切）强度和钢/铝质量分数间的关系，虚线是界面强度和钢棒表面（距分型面50 mm处）最高温度的关系。钢棒表面的最高温度通过数值模拟技术求得。图中数据表明，双金属的剪切强度随质量比增加而降低，随钢棒表面的温



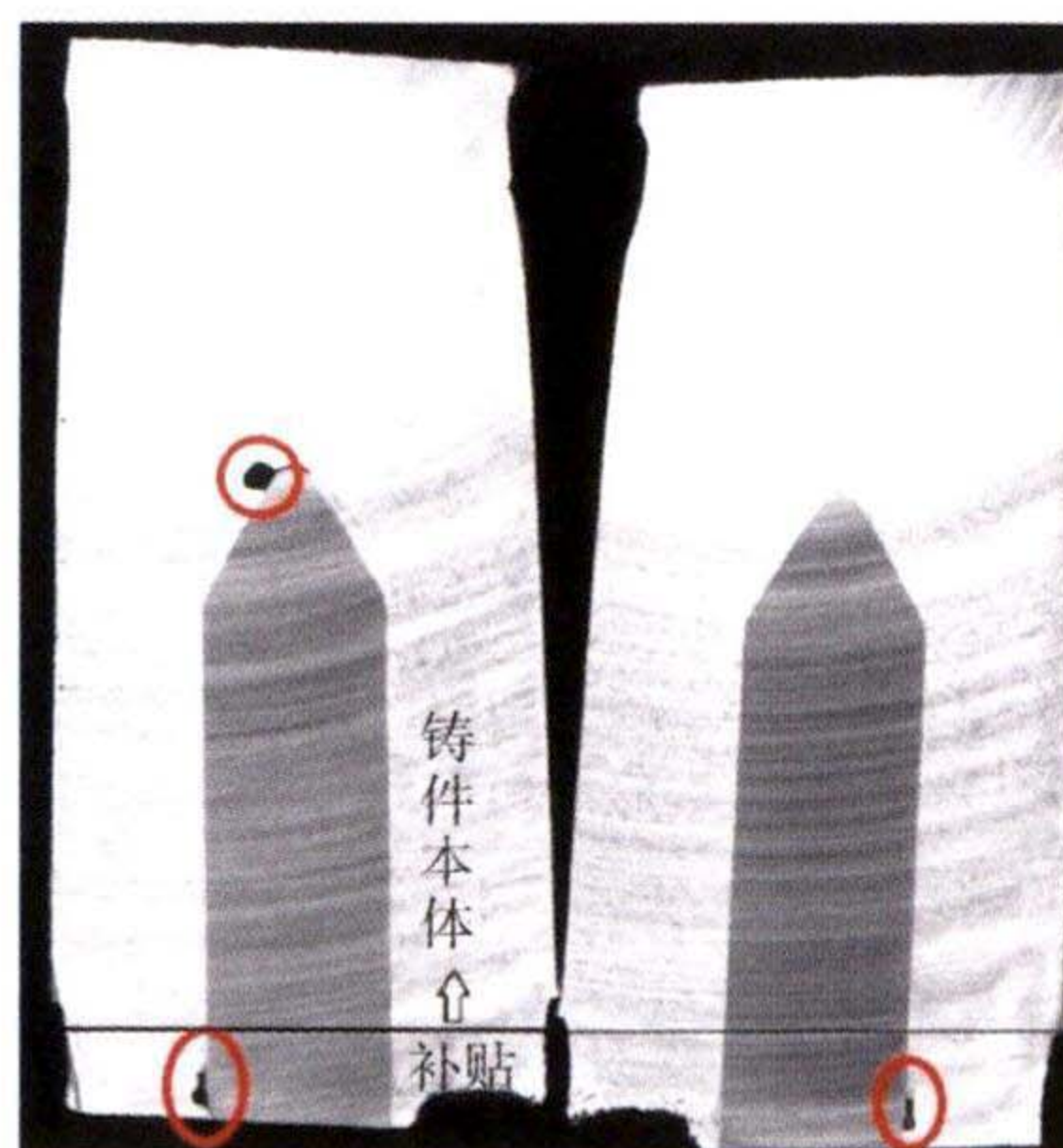
(a) 低冒口铸件界面缺陷



(b) 钢棒侧面温度曲线



(c) 充型时的流场



(d) 双倍冒口外加补贴后铸件界面缺陷

图4 钢棒（21 mm）界面缺陷及相关的数值模拟

Fig. 4 Interfacial defects on steel inserts (21 mm diameter) and related simulation results

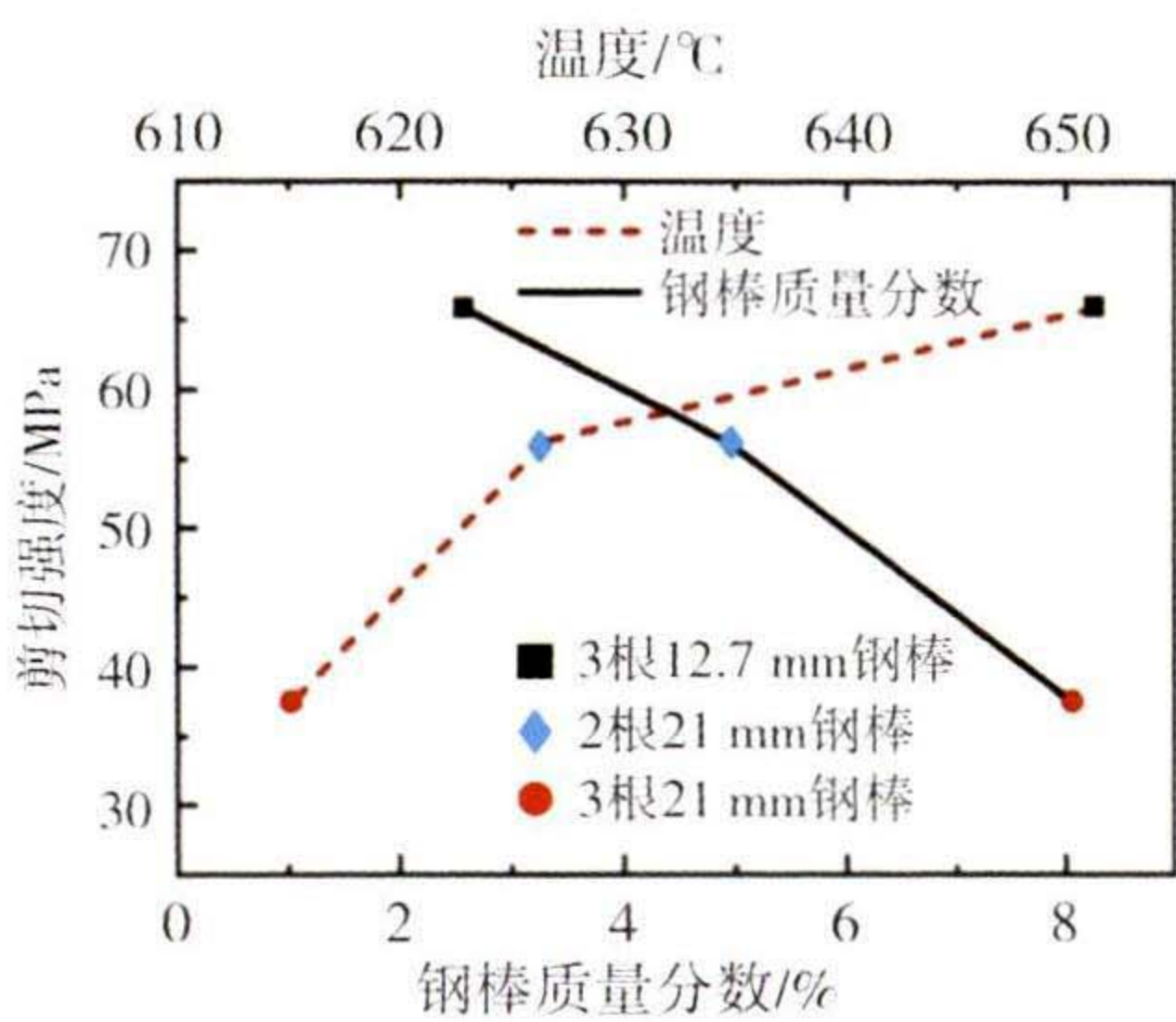


图5 双金属界面剪切强度和铸件中钢/铝质量比及相关的钢棒表面最高温度之间的关系

Fig. 5 Relationship between bonding strength and steel-to-aluminum weight ratio and the corresponding maximum temperature at the top surface of steel insert

度升高而提高。显然，钢/铝比越低，钢棒越容易被铝液加热到较高的温度。钢/铝界面反应时，钢棒的表面温度是影响钢/铝表面反应的一个重要指标。

2.4 超声场作用下的界面质量

将高强超声波震动直接输入如图1所示铸件两边的21 mm钢棒，使中心21 mm钢棒受到超声波间接影响。在原始条件下（裸钢棒无表面处理，铝合金液无除气处理，浇注时无保护性气氛），在较大的浇注温度范围内，浇注双金属铸件，获得图3所示的高质冶金结合界面和如图6所示的界面结合强度。而在没有超声作用时，原始条件下钢棒与铝合金不能形成冶金结合，只能获得如图1中有连续气隔（高含氢量铸件）的界面质量。

图6显示在本研究条件下双金属界面剪切强度与浇注温度（650~750 °C）的关系。在无超声震动时原始条件下钢棒与铝合金的结合强度趋于零。受间接超声

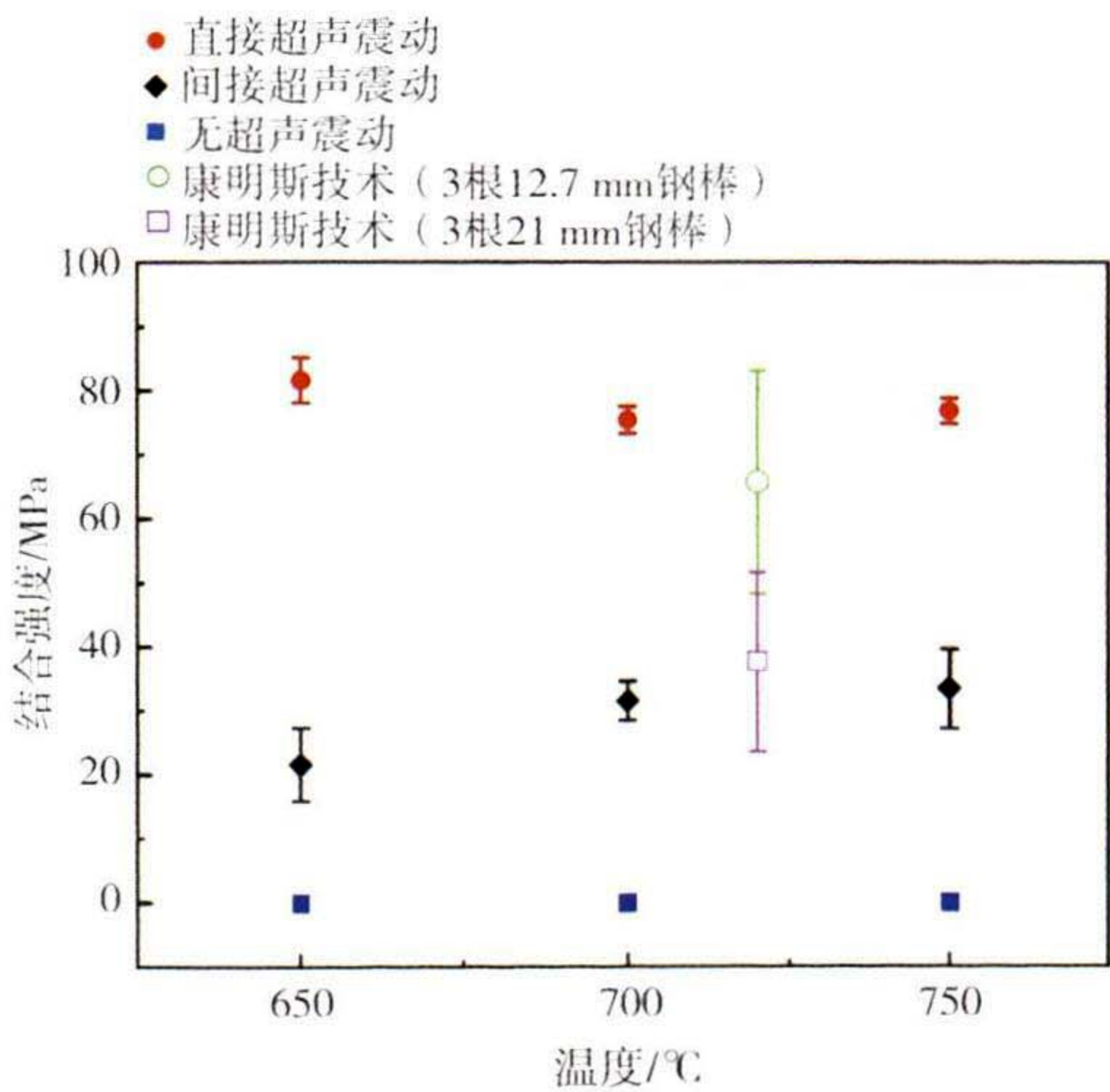


图6 各种条件下双金属界面剪切强度与浇注温度的关系（图中标的误差为方差）

Fig. 6 Relationship between bonding strength and pouring temperatures under various conditions

场影响的中心钢棒与铝合金铸件的结合强度随浇注温度的升高而升高，其结合强度可达到康明斯双金属技术在同样钢/铝比条件下（含3根21 mm钢棒）的结合强度水平。受直接超声场影响的两边钢棒与铝合金铸件的结合强度随浇注温度的升高略有降低但变化不大，其结合强度可达到含3根12.7 mm钢棒时用康明斯双金属技术时的结合强度水平，其最高界面结合强度，达到A354合金铸态剪切强度。更重要的是，在直接超声波的作用下，界面强度的测量方差大幅度低于使用康明斯技术时的测量方差。这一现象表明，在直接超声场的作用下，原始条件下铸造的双金属的界面结合质量明显高于使用康明斯技术铸造的双金属界面结合质量。由此可见，使用超声场是一种改进双金属界面结合质量的有效方法。

2.5 冶金结合界面形成机理及条件

在理想的条件下，当铝合金液接触洁净的钢棒表面时，钢棒被加热，与此同时，钢棒表面的铁溶解于铝液，而铝液中的铝原子向钢棒内部扩散，在固液界面两侧形成各自的浓度分布。当钢/铝界面的成分达到其金属间化合物的成分范围时，金属间化合物在界面形核，接着同时向钢/铝两侧生长。由于原子在液相中的扩散系数比在固相中的扩散系数高3个数量级，金属间化合物向铝液的生长速度远远大于其向钢棒的生长速度，因此，金属化合物的生长主要表现为向铝液的生长，其生长界面呈宏观锯齿形，锯齿间充满富铝液体。这些富铝液体与注入的铝液相连，受钢棒冷却首先凝固，然后和整个铸件凝固在一起。这样，在钢/铝界面形成了如图3b所示的金属间化合物和富铝组织锯齿互锁的冶金结合界面结构^[2]。

然而，形成冶金结合至少应该满足三个基本条件：双金属密切接触、适当的温度以及充分的时间。也就是说，双金属必须在一定的温度以上密切接触一段时间，才能形成冶金结合界面。

双金属密切接触是获得高质冶金结合界面的一个必要的物理条件，合金液只有和钢棒密切接触，才能发生双金属界面的原子互扩散。但铝合金液和钢棒表面各自都存在氧化膜^[16-17]。两种金属的接触实际上是两种氧化膜之间的接触，而不是两种金属本身的密切接触。这些氧化膜是两种金属间原子扩散的物理阻碍。铝合金液体表面的氧化膜可在流动过程中破碎，暴露出新鲜的铝液。新鲜铝液和钢棒表面的氧化铁反应，生成铁和氧化铝颗粒，局部暴露出钢棒的新鲜表面并在新鲜表面形成局部冶金结合。作为反应产物的氧化铝颗粒，则留在原始钢/铝界面。由于充型过程中在固-液界面的流动速度等于零，这些在界面的氧化物颗粒

难以被流体冲走。因此,无表面牺牲金属镀层的钢棒难以在短时间内和铝合金形成冶金结合(如图6的性能数据所示)。在钢棒表面使用表面牺牲金属镀层时,牺牲层的溶解/熔化将固液界面向钢棒内部推进,有利于将在钢棒原始表面存在的氧化物推入有一定流速的熔体,从而被卷入流体之中。因此,如图6所示,用Al-Fin技术或康明斯技术可制备比用裸钢棒结合强度更高的双金属复合铸件。

除金属本身的表面氧化膜以外,在充型过程中,液态合金的流头中含有夹杂颗粒和气泡。当流头接触钢棒表面时,夹杂颗粒和气泡会自然吸附在钢棒表面,从而降低体系表面自由能,形成如图4a右上角所示的缺陷^[5]。流头流过钢棒之后,液体内部的气泡和夹杂物在向上流动的液体中也会在Saffman力的作用下^[18],向流体边界(例如钢棒和铸型侧表面)运动^[19],从而吸附在固相表面。这些吸附在钢棒表面的夹杂颗粒和气泡,可叠加在钢棒表面氧化膜之上。不仅加厚阻碍两种金属间原子扩散的物理阻碍层,而且阻碍铝液向钢棒的热传递,极大影响了双金属的密切接触及冶金结合界面的形成。

气泡对冶金界面形成的影响在本试验的结果中清晰可见。在未除气的铝合金液中,溶解氢在浇注温度下往往过饱和,充型过程中金属液迅速冷却导致氢气泡析出,部分氢气泡富集于钢棒表面,产生如图2a所示的气隔。凝固过程中将析出更多的氢气从而增加气隔厚度。除气处理可以减少气隔缺陷,如图2b、c所示。

在浇注和凝固过程中导入高强超声波,可在固-液界面产生垂直于固液界面的超声射流(Acoustic Streaming)和空泡(Cavitation)等效应^[20-22]。震动和超声空泡溃灭产生冲击波(Shock Waves),可用脱附着在固液界面的颗粒和气泡。这些效应对清除钢棒表面附着的氧化物和气泡、以及维持钢/铝密切接触极为有效,同时可促进铝液和氧化铁的反应。为此,裸钢棒可在高强超声波的作用下与未经除气处理的铝合金形成高质冶金结合。

适当的钢棒表面温度是获得高质冶金结合界面的一个必要的热力学条件。韩等人^[2]将热电偶焊在洁净的低碳钢棒表面,浸入不同温度的纯铝液体中,研究界面冶金结合发生的条件,他们发现当钢棒表面的温度高于铝-铁共晶温度时,铁与铝经过一定的时间后会发生反应,形成金属间化合物,铝和钢发生焊合;反之,钢与凝固在其表面的铝金属间存在气隔,双金属界面上不存在金属间化合物。他们认为,由于形成冶金结合界面时金属间化合物的相间必须有富铝液相存在。亚共晶铝-铁合金的共晶温度,应该是这个系统发生冶金结合的临界温度。其判据应该是:

$$T_1 \geq T_c \quad (1)$$

式中: T_1 是钢棒表面的温度, T_c 是临界温度。当钢棒表面温度大于此临界温度时,钢与纯铝之间才可能形成冶金结合。本试验图4所显示的试验结果表明,对钢-A354双金属体系,冶金反应的临界温度 T_c ,应该是该合金的DCP温度,即枝晶形成连续骨架的温度。铝合金在其温度低于DCP温度时,枝晶形成骨架^[23],合金呈现固态特征,其表面的氧化膜难以破碎,液相被氧化膜包裹而难以和钢棒反应。因此,当 $T_1 \leq \text{DCP}$ 温度时,钢棒与A354合金之间存在气隔。而当 $T_1 \geq \text{DCP}$ 时,气隔消除,形成较大程度的冶金结合。其结合强度达到约40 MPa(如图6康明斯大钢棒数据所示)。增加冒口高度和增加溢流等措施都可延长金属液对钢棒的加热时间,从而提高钢棒表面温度 T_1 ,促进钢-铝冶金结合界面的形成。

钢棒表面附着的气泡杂质,严重阻碍铝液向钢棒的热传递。消除钢棒表面的氧化物和附着的气泡也是提高 T_1 的有效措施。当铝合金液体和钢棒密切接触且热流加热到钢棒中心这一初始时间段,钢棒表面的温度可由如下Carslaw & Jaeger定律^[24]估算:

$$T_1 = \frac{T_0 \sqrt{\lambda_0 c_1 \rho_1}}{\sqrt{\lambda_1 c_1 \rho_1} + \sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2}} \quad (2)$$

式中: T_0 是浇注温度与钢棒原始温度的差值,下标1代表铝液的热物性参数,下标2代表钢棒的热物性参数, λ , c , ρ , 是导热系数、比热容和密度。

本试验所用的AISI1030钢和A354合金的热物性参数见表2^[25-26]。取 $T_0 = 700^\circ\text{C}$,用公式(2)计算得 $T_1 = 409^\circ\text{C}$,低于DCP。因此,钢棒难以立即产生金属间化合物。钢棒必须被金属液加热一段时间后(此时公式2失效),其表面温度才能进一步升高。

表2 AISI1030钢和A354合金的热物性参数
Table 2 Physical properties of AISI1030 steel and A354 alloy

材料	$\lambda / (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	$c / (\text{kJ} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1})$	$\rho / (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	$\lambda c \rho$
AISI1030钢	43.6	0.486	7 850	1.67×10^5
A354合金	126	0.963	2 710	3.29×10^5

当高强超声波震动直接施加于钢棒时,钢棒表面产生垂直于表面的超声射流。这种流动极大地增强了钢棒表面的热传导,等效于将公式2中的 λ_1 提高到无穷大。 $T_1 \approx T_0$,使钢棒表面在接触金属液的瞬间达到 $T_1 \geq \text{DCP}$ 。韩等人的试验证明^[13],高强超声波震动的洁净钢棒端面在1 s之内即可在铝液中形成一层完美的金属间化合物。本试验图4的性能数据表明,接受直接高强超声波震动的裸钢棒可与未除气的A354铝合金在砂型铸造过程中形成高强冶金结合。

适当的时间是获得高质冶金结合的一个必要的动力学条件。去除钢棒表面的气泡、夹杂和氧化膜需要

一定的时间 t_R 。金属间化合物的生长需要一定的时间 t_G 。因此,形成冶金结合的总时间 t_T 是:

$$t_T \geq t_R + t_G \quad (3)$$

式中: t_G 与金属间化合物的厚度的平方成正比, t_R 受众多因素影响,包括铝液流动状态、氧化膜的种类和厚度、钢棒表面气泡夹杂附着状况等。

韩等人在自然对流条件下将用丙酮清洗后的裸钢棒浸入铝液,大约60 s后观察到金属间化合物开始在钢棒表面形成,而表面氧化严重的钢棒则需要更长的时间。Richards等人^[27]总结了钢板热浸铝(Aluminizing)的数据发现,表面氯化处理后裸钢板可缩短形成金属间化合物的时间。本试验图4显示的结果大致表明,使用康明斯技术时, t_R 大约在60 s之内。

使用高强超声波在钢棒表面产生超声射流时, t_R 可大幅度降低。韩等人将输出功率为1.5 kW的超声变幅杆(钢棒)浸入铝液1 s后取出,发现变幅杆端部已形成一层均匀的金属间化合物。可见,高强超声产生的超声射流可在瞬间消除钢棒变幅杆端部表面氧化物;高强超声产生的震动可促使钢铝在瞬间发生反应。Suclick认为^[28-29],高强超声震动可产生众多温度高于5 000 °C、压力高于1 000个大气压的微热点。这样的极端条件使公式(3)在短时间满足。超声射流使铝液和钢棒在瞬间达到密切接触并使钢棒表面温度满足公式(1)的热力学判据。因此,本试验的直接超声震动使裸钢棒与未作除气处理的铝合金在很大的浇注温度范围内形成了高质量冶金结合(图6)。钢棒接受间接超声震动时,传到中心钢棒的超声强度大幅降低,从而削弱了超声震动对钢铝冶金结合的有利影响。尽管如此,本试验仍然用裸钢棒和未除气的铝合金获得了用康明斯技术所获得的类似钢铝界面结合强度(图6),

而康明斯技术对钢棒表面涂覆、铝液处理和浇注保护有严格的要求。可见,超声辅助镶铸技术有望成为一种生产具有高质量冶金结合的双金属复合铸件的低成本技术。

3 结论

(1) 获得具有高质冶金结合的钢-铝复合铸件的基本条件至少包括:物理条件,固态钢件与液态铝合金密切接触;热力学条件,铸造过程中钢件表面温度大于临界温度;动力学条件,铸造过程中钢件在其表面温度大于临界温度的条件下的保持时间大于临界时间。本研究的结果初步显示,临界温度为DCP(枝晶形成连续骨架温度);临界时间受铝合金液流动条件、钢棒表面状态等条件的影响。

(2) 使用康明斯技术时(涉及严格的钢件表面处理和铝液处理工序),钢-铝界面的结合质量受铝合金液除气程度、溢流时间、冒口尺寸、钢件局部形貌设计,以及钢/铝质量比等因素的影响。增强除气效果、增加溢流、增大冒口尺寸、改善钢件局部表面形貌、降低钢/铝质量比等措施有利于使钢-铝复合铸件满足上述三个基本条件,从而改善复合铸件的界面结合质量。

(3) 由于难以同时满足上述三个基本条件,未表面处理的裸钢件难以与未除气处理的合金液形成冶金结合。将高强超声震动通过铝合金液传输至钢件表面(间接超声震动),可使裸钢件和未除气处理的合金液形成一定程度的冶金结合。将高强超声震动直接施加于钢件表面(直接超声震动),可使裸钢件和未除气处理的合金液同时满足上述三个基本条件,形成完美的冶金结合,其界面结合强度达到铝合金铸态剪切强度的水平。

参考文献:

- [1] 谢建新. 材料加工新技术与新工艺 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004.
- [2] HAN Q, VISWANATHAN S. Analysis of the mechanism of die soldering in aluminum die casting [J]. Metall. Mater. Trans. A, 2003, 34: 139-146.
- [3] MYERS M R, WARWICK M J, CHEN Y, et al. Metallurgical bonding of inserts having multi-layered coatings within metal casting: US6443211B1 [P]. 2002-09-03.
- [4] MYERS M R, WARWICK M J, CHEN Y, et al. Sacrificial coatings for producing a metallurgical bond between steel and aluminum alloys: US6484790 [P]. 2002-11-26.
- [5] HAN Q. A modified cast-on method for the reinforcement of aluminum castings with dissimilar metals [J]. Metall. Mater. Trans. B, 2016, 47: 3266-3273.
- [6] SELVAMANI S T. Various welding processes for joining aluminum alloy with steel: effect of process parameters and observations-a review [J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering, 2022, 236 (10): 5428-5454.
- [7] ARAVINDA T, NIRANJAN H B, BABU B S, et al. Solid state diffusion bonding process-a review [J]. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci., Eng. 2021, 1013: 012011.
- [8] ZHAO X, MENG D, ZHANG J, et al. The effect of heat treatment on die casting aluminum to apply self-piece riveting [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 109: 2409-2419.
- [9] WHITEFIELD M G. Al-fin process bonds aluminum to steel [J]. Auto & Aviation Industries, 1944, 90 (6): 212-213.
- [10] JIANG W M, FAN Z T, LI C. Effects of zinc coating on interfacial microstructures and mechanical properties of aluminum/steel bimetallic

- composites [J]. Journal of Alloys and Compound, 2016, 678: 249–257.
- [11] JORSTAD J L, MORLEY R A, OVERBAGH W H, et al. Process for creation of metallurgical bonded inserts cast-in-place in a cast aluminum article: US5333668 [P]. 1994-08-02.
- [12] DURRANT G, GALLERNEAULT M, CANTOR B. Squeeze cast aluminum reinforced with mild steel inserts [J]. Journal of Materials Science, 1996, 31: 589–602.
- [13] SUI D, HAN Q. Reducing macroscopic defects at the aluminum/steel interface in bimetal castings made by the cummins process [J]. Metals Metall. Mater. Trans. B, 2023, 54 (3) : DOI: 10.1007
- [14] SUI D, HAN Q. ULTrasound-assisted cast-on method: obtaining high-quality metallurgical bonds between a bare steel insert and a356 aluminum alloy [J]. J. Mater. Process. Technol., 2023, 311: 117783.
- [15] HAN Q. Method of producing high quality metallurgical bond within a composite casting: US11471935B2 [P]. 2022-10-18.
- [16] FURSEY A. Oxide films on mild steel [J]. Nature, 1965: 207, 747–748.
- [17] RANSLEY C E, NEUFELD H. The solubility of hydrogen in liquid and solid aluminum [J]. Journal of the Institute of Metals, 1948, 74: 599–620.
- [18] HAN Q, HUNT J D. Redistribution of particles during solidification [J]. ISIJ International, 1995, 35: 693–699.
- [19] HAN Q, HUNT J D. Particle pushing: the distribution of particles in liquid near a solid interface [J]. Mater. Sci. Eng. A, 1993, 174: 221–225.
- [20] ABRAMOV O G. High-intensity ultrasonics [M]. Amsterdam: Gordon & Breach, 1998.
- [21] ESKIN G I, Ultrasonic treatment of sight alloy melts [M]. Amsterdam: Gordon & Breach, 1998.
- [22] HAN Q. Ultrasonic processing of materials [J]. Metall. Mater. Trans. B., 2015, 46: 1603–1614.
- [23] CHAI G, BACKERUD L, ARNBERG L. Relationship between grain size and coherency parameters in aluminum alloys [J]. Mater. Sci. & Technol., 1995, 11: 1099–1103.
- [24] CAESLAW H S, JAEGER J C. Conduction of heat in solids [M]. second ed., Oxford: Clarendon, 1959.
- [25] ANDERSON K, WERITZ J, KAUFMAN J G, et al. ASM handbook, vol. 2B, Properties and selection of aluminum alloys [M]. ASM International, 2019.
- [26] STEFANESCU D M. Properties and selection: Irons steels and high performance alloys [M]. ASM International, 1993.
- [27] RICHARDS R W, JONES R D, CLEMENTS P D, et al. Metallurgy of continuous hot dip aluminizing [J]. International metals reviews, 1994, 39 (5) : 191–212.
- [28] SUSLICK S S. Sonochemistry [J]. Science, 1990, 247: 1439–1445.
- [29] SUSLICK S S, PRICE G J. Applications of ultrasound to materials chemistry [J]. Annual Review Materials Science, 1999, 29: 295–326.

Study on Technologies and Mechanisms of Obtaining a High-Quality Metallurgical Bond Between Dissimilar Metals During a Cast-On Process

HAN Qing-you¹, SUI Da-shan², LIU Xing-tao¹, SUN Dong-ke¹

(1. School of Mechanical Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, Jiangsu, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030, China)

Abstract:

Conventional cast-on processes are difficult to use for making bimetal castings of high-quality metallurgical bonding between dissimilar metals. This article describes a study using Cummins process for making a bimetal aluminum casting locally reinforced by a steel bar. A systematic test was carried out to investigate the influence of casting parameters and ultrasound-assisted techniques on the bonding quality and their working mechanisms. The research results indicated that casting parameters could significantly affect the quality of the metallurgical bonding. When high-intensity ultrasound was used to assist the cast-on process, high-quality metallurgical bonding could be obtained even though the aluminum melt was not degassed and the steel bar was not coated, i.e. a bare steel bar. Numerical simulation was performed to investigate the mechanisms of gap formation and the formation conditions of the metallurgical bond. Physical, thermodynamic, and kinetic conditions for the formation of a high-quality metallurgical bond were described.

Key words:

cast-on method; metallurgical bonding; casting defects; numerical simulation