

轧制双金属复合板材的研究现状

陈连生, 张鑫磊, 郑小平, 宋进英, 田亚强

(华北理工大学, 河北 唐山 063210)

摘要: 轧制复合是双金属复合板材的主要制备技术之一, 迄今已有上百年研究与应用历史。该技术可分为冷轧复合、热轧复合、爆炸-轧制复合、异步轧制复合等工艺。首先介绍了待复合金属表面处理方法, 然后综述了各轧制复合工艺的特点、界面结合理论、研究与应用现状, 重点评述了热轧复合、异步轧制复合工艺的研究现状, 最后展望了该技术的发展方向。

关键词: 双金属复合板材; 同步轧制; 异步轧制; 界面结合

中图分类号: TG335.8; TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3243-08

双金属复合材料的灵感来源于生物结构, 利用一定的方法将两种物理、化学与机械性能各异的金属实现牢固的界面结合, 使复合材料在保持复层金属特性的前提下, 显著地增强复合材料的机械、物理与化学等综合性能, 形成优势互补效应, 从而可节约稀贵资源。这使得双金属复合材料广泛应用于航空航天、石油与天然气管道、建筑、汽车、化工、电力器材、电子仪器等领域^[1-4]。

因工艺简单、成本低、效率高等优点, “表面处理-轧制复合-扩散退火”的轧制复合技术^[5], 受到众多材料科研工作者的普遍关注^[6-8], 并开发了黑色金属/黑色金属、有色金属/黑色金属、有色金属/有色金属等体系的双金属复合板材, 主要应用于汽车、石油化工、船舶等交通运输行业。本文主要概述目前冷轧、热轧、爆炸-轧制、异步轧制等轧制复合工艺在制备双金属复合板材方面的研究现状, 着重分析热轧复合、异步轧制复合的原理、工艺, 最后展望轧制复合技术在双金属复合板材方面的发展前景。

1 待复合金属的表面处理

对于复合材料来说, 界面结合性能是至关重要的一环, 决定着复合材料的工艺性能与使用性能。因此, 材料待复合面的处理、复合界面的结合机理等一直都是材料科研人员的研究热点与重点。同样的, 轧制复合制备双金属复合板的界面处理, 关系着复合板材的成形能力、界面结合能力、界面的连续性与可控性、界面原子扩散能力及组织构成等, 是个不可忽视的关键因素。

目前, 轧制复合工艺制备双金属复合板材存在的

主要界面问题有:

(1) 待复合金属常常被氧化, 表面出现氧化层, 成为轧制后出现裂缝的主要原因, 随氧化层厚度增加, 裂缝增多^[9]。

(2) 待复合金属表面的粗糙度影响着金属的变形程度; 有学者^[10]在研究嵌入式冷轧铝/铜复合板时发现, 在总变形量不变的条件下, 随粗糙度的增加, 铝变形量减小, 铜变形量增大。因此, 待复合金属的表面处理尤为重要。

待复合金属的表面处理方法主要有机械法和化学处理法, 多数情况下两种方法配合使用。

机械法有钢丝刮刷、磨床加工、喷砂、砂纸打磨等^[11-14]。该方法的主要目的是增加待复合金属的表面粗糙度, 有利于轧制复合、固/液复合或固/固复合等工艺的界面咬合, 增加两种金属之间的附着力; 另一方面, 尽量去除金属表面氧化层, 尽可能多的露出新鲜金属, 促进两种金属在界面处的原子扩散与结合能力。

化学处理法用的化学药剂包括丙酮、四氯化碳、酸和碱等溶液^[15-18], 前两者常用于去除表面油污, 后两者和钢丝刷常用于去除氧化层, 而它们的使用情况并不相同, 见表 1。该方法主要用于去除金属表面油污、非金属残留物、氧化层等, 增加金属表面原子的活性, 提高异种金属之间的润湿能力, 促进金属表面原子的扩散能力与结合能力。因该方法的金属表面处理能力较好, 适用于多种工艺和用途, 其使用较为普遍。但较之机械法来说, 化学处理法的工艺较为繁琐、要求较高、表面化学试剂易残留。

收稿日期: 2017-10-23

基金项目: 国家自然科学基金(51474091); 河北省自然科学基金(E2017209121); 唐山市科技创新团队培养计划(15130202C)

作者简介: 陈连生, 男, 1968 年生, 博士, 教授, 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210, 电话: 0315-8805223, E-mail: kyckfk@ncst.edu.cn

表 1 待复合金属表面氧化层去除方法

Method	Ti alloy	Al alloy	Cu alloy	Mg alloy	Carbon steel	Stainless steel
Alkali washing		√	√			
Pickling	√	√	√		√	
Scratch brushing	√	√	√	√	√	√

表 2 单道次冷轧复合不同双金属的压下率

	Al/Cu	Cu/Al/Cu	Cu/Ni	Al/Mg
Reduction/%	75	63	50-60	50

2 冷轧复合

冷轧复合工艺是将两种已进行表面处理的待复合金属或合金，直接放入轧机进行低温或室温轧制，然后放入加热炉中进行扩散退火，从而制成所需厚度的轧制双金属复合板材，其工艺流程如图 1 所示。该工艺主要依靠轧辊的强大拉、压应力强行撕裂金属的复合表面，使两种金属复合面在高压下紧密“咬合”，并在后续扩散退火过程中发生金属原子的相互扩散，从而达到界面的良好冶金结合。因工作温度低，该工艺可避免界面处出现不利于结合的相变、显微组织变化及脆性金属间化合物；同时，复合金属的厚度比较均匀，结合面平坦无浪形，获得的双金属复合板性能稳定。冷轧复合工艺依据轧制道次又可分为单道次、多道次、累积叠轧等方法。

一般来说，因冷轧的轧制力较低、金属冷变形困难、单道次压下率较低等因素的存在，单道次的冷轧复合无法获得理想的冶金结合界面，致使冷轧制备双金属复合板材时，需要进行多道次的轧制复合工序。而近来，许多学者研究发现，未必都需要 80% 以上压下率才能获得良好的结合界面，如铝/铜^[19]、铜/铝/铜^[20]、铜/镍^[21]、铝/镁合金^[22]的单道次冷轧复合，均获得了性能良好的冶金结合界面，其单道次冷轧复合的压下率见表 2。相对于经过多道次的冷轧复合工艺，单道次的冷轧复合工艺更简单、更节能、可操作性更强，比较接近生产实际，是未来冷轧复合工艺应用与发展的一个重要方向。

而在多道次冷轧轧制复合方面，Naseri^[23]、Akramifard^[24]等人制备了铝/铜铝、铝/钢/铝等复合板材，发

现增加轧制道次、压下率与金属待复合表面粗糙度，都可提高复合板材的剥离强度；同时在冷轧复合过程中存在一个板材成功复合的压下率临界值，低于该临界值则无法获得有效复合的板材。而需要注意的是，冷轧后的退火处理虽然可使界面原子扩散距离增加，但会导致复合板材的剥离强度降低，原因是界面处有脆性的金属间化合物产生；中间层金属的初始厚度不宜过大，否则也会降低复合效果和界面剥离强度。

单道次和多道次冷轧复合都可起到细化晶粒的作用，但限于条件，一般较难制备超细的亚微晶或纳米晶双金属复合板材。而累积叠轧则可获得更大的累积变形，以制备亚微米甚至纳米级层状结构材料。顾苏怡等^[25]制备了亚微米级的等轴晶 Ti/Al 多层复合板。钛、铝板交替叠起至 4 mm（其厚比 1:4，钛厚 50 μm），累积叠轧中，大剪切应变、高应变速率、每次循环颠倒轧向及 Ti 的低热传导率是得到 200~300 nm 等轴晶 Ti/Al 多层复合板的关键因素。有研究人员利用累积叠轧制备出亚微米晶 Mg/Cu、Mg/Pd 的镁基层状复合板^[4]，发现这两种双金属复合板具有优秀的储氢能力；Mg/Cu 层状复合板比传统 Mg₂Cu 合金具有更好的动力学性能，能可逆地吸氢脱氢。其具有亚微米结构，层状结构中密集的位错和空位、Mg 的完美取向和孪晶 Mg/Pd 共同作用促进了氢气及金属原子的扩散。Hosseini^[26]等人利用连续的退火热轧复合（CAR）+室温累积叠轧复合（ARB）制备了大尺寸的纳米铜/钛层状复合板材，其抗拉强度是常规累积叠轧复合板材的 2 倍。而 Liu 等^[27]累积叠轧厚度比为 6:1 的铜、铝超薄板（铝板厚 10 μm），通过 3 道次冷轧成功制备了具有高强度、高塑性的铜/铝层状复合板。铜轧制前通过大变形得到细晶结构，以获得更高的强度；3 道次轧制减少了界面处的空隙，改善了拉伸中的剪切局部化；使层界面约束或推迟铜局部变细，阻止裂缝和剪切带横穿界面。

虽然冷轧复合工艺可有效避免高温氧化问题，表面质量良好，且轧后单层厚度比均匀；但冷轧复合并不太适合轧制较硬的金属，如高碳钢、合金钢等。

3 热轧复合

受限于轧机刚度、待复合金属硬度、退火造成能量消耗等因素，对于某些合金，冷轧复合得不到理想的层状金属复合板甚至不能复合，人们开始研究热轧复合；

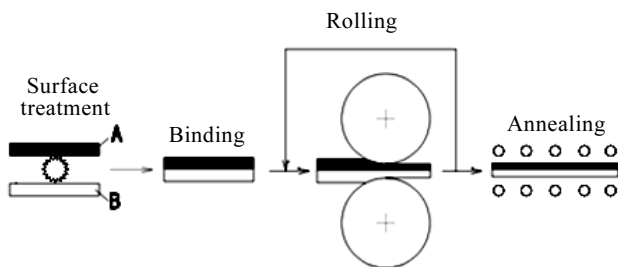


图 1 冷轧复合工艺流程

Fig.1 Schematic illustration of cold-roll bonding process

热轧复合与冷轧复合工艺近似，只是轧制温度高于再结晶温度，其工艺流程如图 2 所示。该工艺的界面结合原理与冷轧复合类似，但因待复合金属温度高，界面在热轧复合过程中可发生组织的动态流变与原子的动态扩散，从而可节省后续扩散退火、甚至省略该工序，实现异种金属的紧密层状复合；又因复合温度高，可实现硬质金属与硬质金属、硬质金属与软质金属之间的有效复合。热轧复合工艺也分为单道次热轧复合^[28]、多道次热轧复合^[29]、累积叠轧复合^[17]等。而待复合金属主要分为黑色金属（合金钢为主）、有色金属（铝合金、镁合金、铜合金、钛合金为主）。

高温下轧制双金属复合板的界面氧化问题严重影响复合效果，是热轧复合双金属复合板材的关键。有资料^[12]表明，高于 553 K 热轧后，复合板的剪切强度明显下降。因此，待复合金属热轧前的组合与处理一直是该方向研究的关注点之一。目前，保护气氛加热、高温氢气除磷、高频电流在线加热、待复合板焊合等^[17,29-31]技术和手段均可有效解决此界面氧化问题。其中，保护气氛加热与高温氢气除磷对于黑色金属/黑色金属热态轧制复合来说，具有较好的工业应用前景。对于保护气氛加热^[17]，将表面处理的碳钢与不锈钢的头部点焊后，送入通有氩气的电阻炉中加热；轧机入口与炉距离很短，可保证最小热损；因有氩气保护，能有效阻止界面氧化，此时的第 1 道次压下率可小些。而与氩气做保护气体相比，高温氢气除磷^[29]会使碳钢在结合界面处出现脱碳层和氧化层，脱碳层在第 2 次热轧中经再结晶和碳的扩散作用消失，而氧化层经后 5 道次热轧深埋于钢中，结合强度与前者相似。

3.1 黑色金属/黑色金属

目前，黑色金属/黑色金属复合材料的轧制复合工艺研究主要集中在碳钢与不锈钢的复合。因为碳钢强度高、价格低廉、应用极广，而不锈钢抗腐蚀能力优异、

塑韧性好，因而碳钢/不锈钢复合板已被应用到化学工业、石油天然气管道等领域^[29,31]。

Jing 等^[29]对普碳钢和奥氏体不锈钢热轧复合后的界面裂纹进行研究，发现热轧的前 5 道次，界面裂纹的大小和数量逐渐减少；直到轧制到第 6 道次，裂缝几乎消失，普碳钢侧的晶粒均匀细小。Huang 等^[31]热轧复合了 Q235A 与 304 不锈钢复合板。复合板的屈服强度达到了 330 MPa，比 Q235A 的强度还高了 7 MPa，将复合板弯曲 180°，界面处没有明显的裂纹。而 Jaeyeong 等^[32]采用热轧复合+冷轧复合工艺制备了低碳钢/TWIP 钢/低碳钢、IF 钢/TWIP 钢/IF 钢，复合板的抗拉强度与伸长率与中间层 TWIP 钢的体积分数成正比关系；水淬处理可在界面处形成贝氏体组织，能有效地消除拉伸性能的屈服平台，从而有助于该复合板材在汽车行业的大规模应用。

另外，循环利用是 21 世纪的主流，尤其是大量消耗的钢铁已成为一种趋势。但由于氧化问题，利用率低。将铁屑装入不锈钢管密封热压后，热轧成层状复合板^[33]，既回收了铁，又提高了钢铁的利用率。另外也有研究人员^[34]在 900~1000 °C 轧制复合时压下率 65%，制备出碳钢/氮化钢层状复合的新型高性能氮化钢，发现其界面结合强度主要依赖于碳钢的细小等轴晶。

3.2 有色金属/黑色金属

目前，有色金属/黑色金属复合板材的热轧复合工艺研究主要集中在铝与钢、钛与钢的复合。因铝质量轻、抗腐蚀性能好，可降低钢的重量；而钛复合钢主要是利用钢的高强度、价格低廉优势，在保证性能的基础上减少钛的消耗，降低成本。铝与钢、钛与钢的复合板已应用到汽车、航空航天、造船等领域。

为得到优异的抗拉强度与塑性，冷轧复合铝/钢层状复合板材需要 24 h 以上的扩散退火处理，而退火时间过长，结合界面附近铝侧将发生严重的 Kirkendall 效应^[3]。基于此，铝/钢层状复合板一般都采用热轧复合工艺。而铝在较高温度的氧化问题严重影响结合强度，钢的再结晶温度较高，怎样平衡两者或避免氧化成为热轧铝/钢层状金属复合板材的重要问题。焦宏等^[36]进行了 300、600 °C 2 道次轧制复合；300 °C 低温、小压下率实现铝/钢的初结合，结合界面已经与外界隔离，有效避免了之后的高温氧化，结合强度显著提高。

热轧钛/钢层状复合板，是取代纯钛在航空、化工等领域的应用的材料。钛板夹在两块碳钢板之间在 800~850 °C 轧制复合后，在一侧加等面积一块碳钢板再热轧复合，后在另一侧加等面积的碳钢板接着热轧复合^[12,37]，使碳钢的晶粒大幅细化，优化了基体碳钢的力学性能。

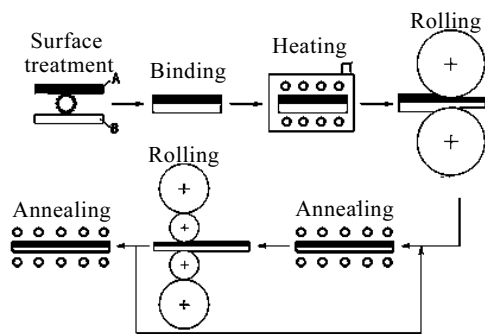


图 2 热轧复合工艺流程

Fig.2 Schematic illustration of hot-roll bonding process

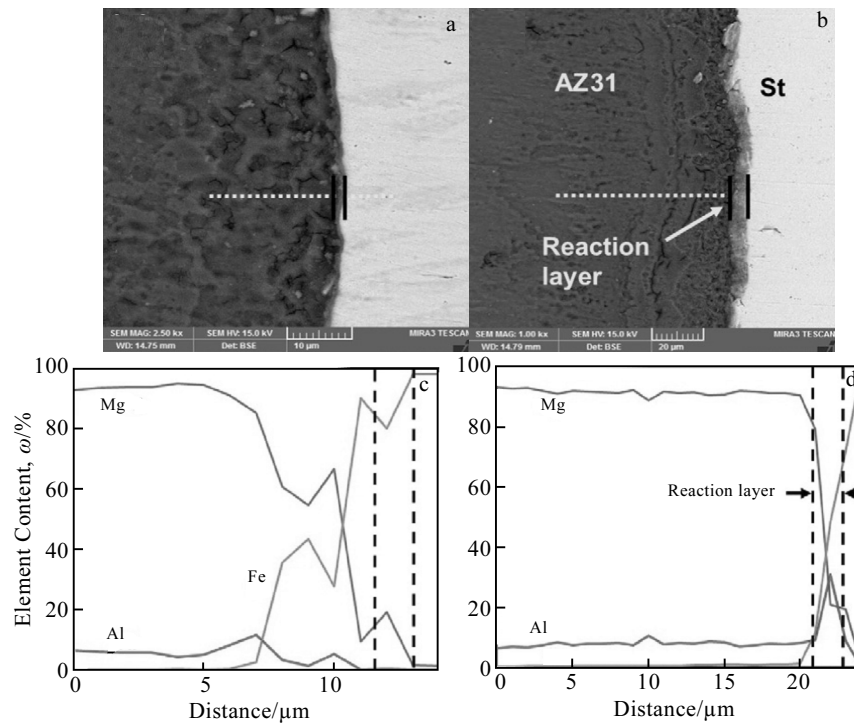


图 3 镁/钢双金属复合板及界面处的 EDS 分析结果

Fig.3 SEM images (a, b) of the interface of AZ31/St bimetal composite plates and EDS line scan analysis (c, d): (a, c) annealed for 4 h and (b, d) annealed for 10 h^[38]

需要特别提到的一个研究是, Reza 等人^[38]利用热轧复合工艺成功制备出了 St/AZ31/St 层状复合板材, 如图 3 所示。结果发现, 大压下量、高预热温度、中间镁板厚度减薄都可以提高复合板材的界面强度, 而扩散退火可以使复合界面处有效形成一定厚度的扩散层, 但同时也在扩散层中形成了 Al_3Mg_2 、 $AlFe_3$ 等金属间化合物。该研究为大规模、高效率的生产镁/钢层状复合板提供了一种新途径, 从而克服了焊接制备镁/钢复合材料的缺点, 从另一方面也说明了常规塑性加工工艺可有效地实现镁、钢的扩散冶金复合。

3.3 有色金属/有色金属

在有色金属/有色金属复合材料的研究中, 铝与镁、钛与铝复合较多。镁合金被称为绿色工程材料, 是极好的轻量化汽车材料, 但自身的低强度限制了其应用范围。而钛合金具有高的比模量、比强度和抗腐蚀能力, 低的热膨胀系数等优点, 但钛的价格限制了应用范围。将镁合金或钛合金与铝复合在一起可以拓宽它们的应用范围^[39, 40]。

若要制备铝/镁层状复合板, 轧件必须被咬入, 与轧制单板不同, 在压下率较大时轧制两层或更多层板, 前者的咬入条件并不适用。Zhang 等^[41]研究了咬入问题, 发现与不做处理和热压 10%相比, 头部做成楔形热轧

时更易咬入。单道次和双道次热轧复合均可制备铝/镁层状复合板。对于单道次热轧复合, 考虑到镁、铝的固相线温度, 镁的更低些, 设置热轧温度低于且接近镁固相线温度, 镁晶粒将发生动态再结晶, 拉长的晶粒转变为等轴晶。正如 Zhang 等^[42]设置 400~475 °C 的轧制温度, 晶粒迅速长大, 晶粒相对粗大。虽然热轧温度已确定, 但由于变形热的存在, 实际轧制温度更高, 更接近或高于镁固相线温度。一般制备金属层状材料时, 通过最后的退火控制中间层的厚度, 达到最佳的结合强度, 而 Luo 等^[43]的双道次热轧中, 将退火置于两次热轧间。前热轧实现良好初结合, 且没有明显中间层, 退火一段时间, 以脆性的金属间化合物为主的中间层出现, 再一次热轧, 中间层的金属间化合物将沿轧向偏转, 当压下率足够大时, 它们会粉碎埋于两侧金属中, 且粉碎程度越大, 界面结合强度越高。由累积叠轧制备的 Al/Mg-Zn 层状复合板^[39]的密度比纯铝减少了 21%, 复合板的平均晶粒大小为 700 nm, 并发现将铝阳极化处理后制备的层状复合板的显微维氏硬度与最大抗拉强度更高, 这是因为阳极化处理得到的 Al_2O_3 颗粒在结合界面的强化作用所致。Kim 等^[44]对热轧复合后的 Mg/Al 复合板进一步退火+热轧, 发现复合板界面的单一扩散层会转变为靠近 Mg 板的 γ 相 ($Mg_{17}Al_{12}$) 层与靠近 Al 板的 β 相 (Mg_2Al_3)

层，且界面宽度随着退火时间的延长而增大，随着热轧压下率的增大而减小；而界面处 γ 相层形态由退火的柱状晶转变为热轧的等轴晶，细化了 γ 相，从而提高界面强度；另外，退火后 γ 相纳米压痕边缘出现的显微裂纹在热轧后消失，由此可见其界面韧性也得到提高。

高比模量、高比强度、低热膨胀系数和强抗氧化能力的 Ti/Al 层状复合板已成为很具潜力的工程材料。Ma 等^[40]研究了 Al/Ti 层状复合板的 Al 的变形情况。发现 Al 层晶粒被拉长，与轧向成 23° 角，由 Al 层到 Al/Ti 界面，大角度晶界增多，横穿大角度晶界的小角度晶界间的方位角增大，Al 层晶粒变形程度比 Al/Ti 界面附近的大，轧辊与板的摩擦力和 Ti 与 Al 的不均匀变形导致了变形程度的差异。为改善这种不均匀变形，Cui 等^[45]在 Al 中加入 TiB_2 ，制备 Al/Ti 层状复合板。随着 TiB_2 体积分数的增加，Al 与 Ti 的变形兼容性实现了更大的提升，在 TiB_2 的体积分数为 5% 时，组织均匀，化学成分偏差最小。

4 爆炸-轧制复合

利用炸药带来的高速脉冲载荷，为基板和覆板表面带来剧烈的塑性变形，实现异种金属复合，如铝、钛、铜和不锈钢等，但复合材料的厚度和尺寸难控制，力学性能较差，而且不能获得大尺寸的薄板材。爆炸焊接后，合理的轧制可有效改善这些缺点。爆炸-轧制复合工艺流程如图 4 所示。

爆炸复合形成波浪形的界面，影响界面结合强度，通过轧制可以获得平直的界面，提高连接强度。Asemabadi 等^[46]对爆炸 Al/Cu 复合板进行了常规轧制，获得了平直的复合界面；同时发现压下率达到 56% 时，复合板的最大抗拉强度可由轧制前的 227 MPa 提高到 268 MPa。Jiang 等^[47]则对钛/低碳钢爆炸复合板进行了异步轧制，发现 75% 压下率复合板的剪切强度要比 65% 压下率复合板显著提高 70 MPa。这是因为，较高的压下率时，金属间化合物的碎片无规则地分布于界面附近，而较低的压下率会使金属间化合物碎片连续分布于界面，对界面结合强度不利。另外，对爆炸-轧制复合的双金属复合板进行热处理，将降低界面结合强度。如对钛/低碳钢复合板进行热处理^[48]，在 850°C 以下温度进行保温时，界面结合强度呈缓慢降低态势，而超过 850°C 进行保温，界面结合强度呈现急剧降低趋势。

需要指出的是，基于爆炸-轧制复合工艺的低安全性、高污染性、低可控性、高成本等缺点，其发展与大规模应用会受到极大的限制，但该工艺可制备较大尺寸、较大厚度的双金属复合板，在一些特殊材料、或特定条件、或国防军工领域仍然有着不可替代作用。

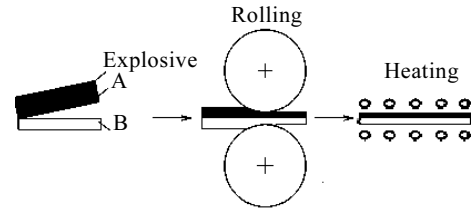


图 4 爆炸-轧制复合工艺流程

Fig.4 Schematic illustration of explosive-rolling bonding process

5 异步轧制复合

异步轧制复合法是将表面已处理后的两种金属或合金，在低温或高温条件下，放入辊速不同步的轧机中轧制，然后进行扩散退火，制成双金属复合板材，其工艺流程如图 5 所示。由于上下轧辊转速不同，使它们的中性面不在同一平面上，多了一个挫裂区，带来严重的剪切变形，促进待复合表面形成更多的裂口，难变形金属的流动和金属间的挤压更快，为实现界面的良好冶金结合创造更优异的机械啮合。

目前，利用异步轧制技术制备的双金属复合板材，主要有铜/铝系列、铜/钢系列、铝/钛系列等。东北大学 Li^[49]等人利用异步轧制技术制备了 Cu/Al、Al/Cu/Al 复合板材。发现异步速比的增加，可显著增强复合板材的界面强度，而硬质金属与快速的辊接触则可显著增强复合板材初结合强度；同时，在一定的范围内增加异步速比有利于硬质金属的变形^[13]。另外，通过对扩散退火后的复合板材界面组织与性能进行研究后，发现随着退火温度的升高，界面过渡层逐渐增大，但界面结合强度却因金属间化合物的形成而恶化^[50,51]。王泽宇等人^[18]研究了异步轧制复合压下率对铜/铝复合板材组织与性能的影响，发现复合压下率为 65% 时获得复合板材的抗拉强度与伸长率最大，而且复合压下率的增加有利于界面合金元素的扩散与扩散路径的增加。湖南大学袁武华等人^[52]则对不同厚度的铜、铝进行了异步轧制复合，研究发现厚度大的组元变形率差值较小，有利于板形控

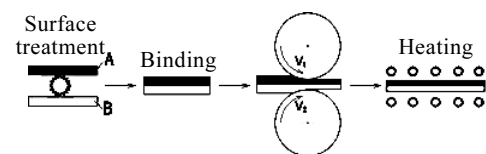


图 5 异步轧制复合工艺流程

Fig.5 Schematic illustration of asymmetric rolling bonding process ($V_1 < V_2$)

制。同样的，北华航天工业学院的杨永明等人^[53]利用相同辊径的异步轧制技术制备了 0.65 mm 厚的铜/钢纳米复合板材，通过后续 600 °C 退火后，原子扩散过渡层可达到 16 μm 厚。

Hoi 等人^[54]利用不同辊径的异步累积轧制技术制备了 Al/Ti 复合板材，研究了轧制道次与退火工艺对显微组织与力学性能的影响。该研究表明，异步累积轧制道次的增加与上下轧辊直径比的增加都可显著增强该复合板材的抗拉强度；同时发现，退火处理可获得同步累积轧制复合技术无法获得的纳米晶 Ti 复合层，且过渡层的宽度也明显增加。而 Afrouz 等人^[55]则建立了异步轧制复合双金属复合板材的应力模型，发现剪切应力在整个工作区域内是不均匀的，而压应力却是均匀的；同时发现在剪切应力作用下，软质金属板将首先发生临界变形，而硬质金属板的变形临界点要明显滞后；图 6 为该研究给出的异步轧制复合工艺示意图。

由此可见，利用异步轧制技术制备的双金属复合板的界面结合能力要明显优于同步轧制技术。因为在轧辊压应力与剪切应力的双重作用下，形成了塑变能力很强的搓轧区；该区域贯穿整个轧制断面，使轧件金属不存在同步轧制时容易出现的难变形区（特别是该难变形区处于轧件中心部位），不但有利于复层金属在界面处搓轧复合，还有利于双金属变形均匀、晶粒细化。因此，在目前钢铁轧制行业产能过剩、产品竞争力缺乏、产业急需升级改造的大背景下，加快双金属复合板材的轧制产业化、加速异步轧制技术在钢铁领域的应用就显得尤为重要。另外，异步轧制制备双金属复合板材，待复合金属的成分太过单一，多以纯金属为主，需要在多元系列合金方面进行实验研究，才能有利于其快速发展与工业应用。

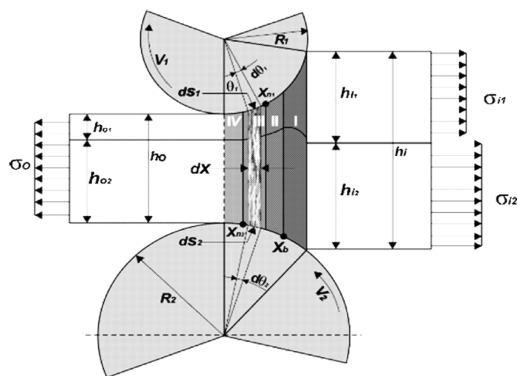


图 6 异步轧制复合工艺模型

Fig.6 Schematic illustration of asymmetrical sheet rolling process^[55]

6 结 语

双金属复合板材的轧制工艺，关键共性技术在于结合界面的原子扩散调控，调控质量决定着双金属复合效果与性能。无论是冷轧、热轧、爆炸复合轧，亦或是异步轧制，其基本原理都是：利用瞬间集聚的应力，撕裂金属的待复合表面，并在应力作用下，撕裂的上下金属表面紧密“咬合”在一起；同时利用高温提高原子的扩散系数，使“咬合”金属原子相互渗透扩散，从而获得具有一定厚度、原子间紧密键合的冶金结合界面。相对而言，热轧复合过程协同了应力咬合与高温扩散的双重作用，对于双金属的界面复合效果显著；而异步轧制复合过程协同了应力咬合与强迫流变的双重效应，对双金属的界面复合效果也十分显著。因此，热轧复合与异步轧制复合将是双金属复合板材的主流轧制技术。

双金属复合板的轧制复合工艺优势明显，应用前景广阔，是未来双金属复合材料的主要制备技术之一。但以目前的研究来看，理论尚不系统与完善，工艺的产业化程度不高，应用领域有待进一步开发，需要重点在以下几个方面进行深入细致的研究：

- 1) 开发相关模拟与计算软件，对轧制复合界面的形成过程建立动态模型，对界面原子扩散与界面相结构进行热力学与动力学计算，从而为界面强化机理提供理论依据。
- 2) 拓宽异步轧制双金属复合板的合金体系，建立多元系列、异种金属的双金属复合材料基因组，为双金属复合板材的异步轧制技术的产业化提供大数据。
- 3) 深入开展双金属复合板材的热处理强化机制研究，制定相应体系的热处理标准或行业规范。
- 4) 利用先进的材料分析与表征技术，研究双金属复合板材在轧制复合过程中的界面组织演变行为、界面晶格结构变化，厘清工艺、界面组织与界面性能三者的本征关系，为推进产业化进程提供系统理论。
- 5) 基于双金属复合板材的应用设计原则，深入开展复合板材在模拟服役条件下的失效分析、断裂机制，从而优化双金属复合板材的设计原则。

参考文献 References

[1] Mehr V Y, Rezaeian A, Toroghinejad M R. *Materials and Design*[J], 2015, 70: 53

[2] Hosseini M, Manesh H D. *Materials and Design*[J], 2015, 81: 122

[3] Kim Jong-Gu, Bae Dong-Hyun, Hahn Byung-Dong *et al.* *Composites Part B*[J], 2017, 110: 1

[4] Takeichi N, Tanaka K, Tanaka H *et al.* *Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2007, 446: 543
- [5] Zu Guoyin(祖国胤). *Theories and Technologies of Preparation Layered Metal Composite*(层状金属复合材料制备理论与技术)[M]. Shenyang: Northeastern University Press, 2013: 10
- [6] Movahedi M, Kokabi A H, Reihani S M S. *Materials and Design*[J], 2011, 32(6): 3143
- [7] Kim I K, Hong S I. *Materials and Design*[J], 2013, 47: 590
- [8] Jin J Y, Hong S I. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 596: 1
- [9] Le H R, Sutcliffe M P F, Wang P Z *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(4): 911
- [10] Zhang Xiaojun(张小军), Gao Chuang(高闯), Li Long(李龙) *et al. Nonferrous Metals Engineering*(有色金属工程)[J], 2014, 2(5): 4
- [11] Talebian M, Alizadeh M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 186
- [12] Dong Chengwen(董成文), Li Yanfang(李艳芳), Ren Xueping(任学平). *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2008, 30(3): 249
- [13] Zu Guoyin(祖国胤), Li Xiaobing(李小兵), Ding Mingming(丁明明) *et al. Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报, 自然科学版)[J], 2011, 32(5): 675
- [14] Zhang J, Liang W, Liu Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 314
- [15] Ghalandari L, Mahdavian M M, Reihanian M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 661: 179
- [16] Zu Guoyin(祖国胤), Li Xiaobing(李小兵), Song Binna(宋滨娜) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2010, 41(12): 2083
- [17] Jing Yu'an, Qin Yi, Zang Xiaoming *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(8): 1686
- [18] Wang Zeyu(王泽宇), Gong Xiaoyu(龚潇雨), Miao Long(苗龙) *et al. Journal of Materials Science and Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2015, 33(3): 455
- [19] Wang Xiaohong(王小红), Tang Di(唐荻), Xu Rongchang(许荣昌) *et al. Nonferrous Metals*(有色金属)[J], 2007, 59(1): 21
- [20] Sheng L Y, Yang F, Xi T F *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2011, 42(6): 1468
- [21] Yu Kun, Xiong Hanqing, Dai Yilong *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(5): 1100
- [22] Chen Zhiqiang, Liang Wei, Yu Bin *et al. Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2015, 44(3): 587
- [23] Naseri M, Reihanian M, Borhani E. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2016, 24: 125
- [24] Akramifard H R, Mirzadeh H, Parsa M H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 613: 232
- [25] Gu Suyi(顾苏怡), Fang Hongmei(方红梅), Zhou Zhengcun(周正存) *et al. Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2012, 61(18): 347
- [26] Hosseini M, Danesh Manesh H, Eizadjou M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 701: 127
- [27] Liu H S, Zhang B, Zhang G P. *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(1): 13
- [28] Zhang X P, Yang T H, Castagne S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(4): 1954
- [29] Jing Yu'an, Qin Yi, Zang Xiaoming *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 688
- [30] Zu Guoyin(祖国胤), Li Hongbin(李红斌), Li Bing(李兵) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(10): 1048
- [31] Huang Q, Yang X, Zhou C *et al. Journal of Iron and Steel Research*[J], 2014, 21(10): 931
- [32] Jaeyeong Park, Minju Kang, Su Sohn Seok *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 686: 160
- [33] Chino Y, Iwasaki H, Mabuchi M. *Journal of Materials Research*[J], 2004, 19(5): 1524
- [34] Zhang S, Xiao H, Xie H *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(6): 1205
- [35] Li Long(李龙), Chen Meiyuan(陈梅艳), Gu Linlin(顾琳琳) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2015(2): 68
- [36] Jiao Hong(焦宏), Zhang Min(张敏), Yan Zhongjian(闫中建). *New Technology & New Process*(新技术新工艺)[J], 2015(8): 95
- [37] He Chunyu(何春雨), Xu Rongchang(许荣昌), Ren Xueping(任学平) *et al. Shanghai Metals*(上海金属)[J], 2006, 28(3): 28
- [38] Reza Abedi, Abbas Akbarzadeh. *Materials and Design*[J], 2015, 88: 880
- [39] Anne G, Ramesh M R, Nayaka H S *et al. Perspectives in Science*[J], 2016, 8: 104
- [40] Ma M, Huo P, Liu W C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 636: 301
- [41] Zhang X P, Castagne S, Yang T H *et al. Materials and Design*[J], 2011, 32(3): 1152
- [42] Zhang X P, Yang T H, Castagne S *et al. Materials Science*

- and Engineering A*[J], 2011, 528(4): 1954
- [43] Luo C, Liang W, Chen Z *et al.* *Materials Characterization*[J], 2013, 84: 34
- [44] Kim Jung-Su, Lee Kwang Seok, Kwon Yong Nam *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 628: 1
- [45] Cui X, Fan G, Geng L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 589: 83
- [46] Asemabadi M, Sedighi M, Honarpisheh M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 144
- [47] Jiang Haitao, Yan Xiaoqian, Liu Jixiong *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(11): 2631
- [48] Jiang H, Yan X, Liu J *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(3): 697
- [49] Li Xiaobing, Zu Guoyin, Ding Mingming *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 529: 485
- [50] Li X B, Zu G Y, Wang P. *Rare Metals*[J], 2014, 33(5): 556
- [51] Li Xiaobing, Zu Guoyin, Wang Ping. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(1): 36
- [52] Yuan Wuhua(袁武华), Zhou Jing(周 静). *Journal of Hunan University, Natural Sciences*(湖南大学学报,自然科学版)[J], 2014, 41(12): 1
- [53] Yang Yongming(杨永明), Zhao Jun(赵军), Chen Jiuchuan(陈久川) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(12): 117
- [54] Hoi Pang Ng, Thomas Przybilla, Christian Schmidt *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 576: 306
- [55] Afrouz F, Parvizi A. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2015, 20: 162

Research Status of Bimetal Laminated Composite Plate Prepared by Rolling Process

Chen Liansheng, Zhang Xinlei, Zheng Xiaoping, Song Jinying, Tian Yaqiang
(North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

Abstract: Roll bonding is one of the main preparation techniques for the bimetal laminated composite plate, and its research and application history is over 100 years. It includes many methods, such as cold-roll bonding, hot-roll bonding, explosive rolling bonding, and asymmetric rolling bonding. Firstly, the surface treatment methods of the rolled pieces were briefly introduced. Then, the technic characterizations, interface bonding theory and application of the roll bonding technology were summarized. In particular, the research status of the hot-roll bonding method and the asymmetric rolling bonding method were elaborated. Finally, the prospects for the technology was outlooked.

Key words: bimetal laminated composite plate; symmetric rolling; asymmetric rolling; bonding interface

Corresponding author: Zheng Xiaoping, Ph. D., Associate Professor, College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, P. R. China, Tel: 0086-315-8805223, E-mail: zhengxp1978@163.com