

Ti/Cu 固相相界面扩散溶解层形成机制的研究

宋玉强, 李世春, 杜光辉

(中国石油大学(华东) 解放军总装备部材料界面实验室, 山东 东营 257061)

摘要: 采用镶嵌式扩散偶, 在不同退火处理条件下, 对 Ti/Cu 扩散溶解层的形成机制进行了研究。利用扫描电子显微镜背散射电子像和二次电子像观察和分析扩散溶解层的形态和结构, 从扩散、溶解与结晶角度研究扩散溶解层的形成机制。结果表明: 在不同的扩散温度和时间下, Ti/Cu 相界面扩散溶解层的形成是 Ti 和 Cu 固相扩散、溶解与结晶的结果; 相界面处将几乎同时结晶出不同层数、厚度和结构的扩散溶解层; Cu 或 Ti 原子百分含量相对较低的 Cu-Ti 化合物优先形成, 究竟形成一个还是几个相层, 这主要由 Cu 在 Ti 中和 Ti 在 Cu 中的浓度分布决定。Ti 和 Cu 在 700 °C 固相扩散时, 原子扩散流为 Cu 扩散进入 Ti, Ti 很少扩散进入 Cu, 因此, 除了 Cu₄Ti 相层在 Cu 丝上形成以外, 其余 5 个相层都在 Ti 基体上形成; Cu₂Ti 和 Cu₃Ti₂ 以及 Cu₄Ti₃ 和 CuTi 化合物相层几乎同时形核并以“竹笋状”方式相向长大, 互相交错重叠, 表现出比较明显的浮凸; 另外, Cu₄Ti 和 CuTi₂ 化合物相层以“平面状”方式长大。

关键词: 钛; 铜; 扩散层; 扩散焊; 溶解; 界面

中图分类号: TG 146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)07-1188-05

扩散连接机制极为复杂, 一些学者从不同角度阐述了焊接接头的形成过程, 因此出现了再结晶理论、位错理论、卡扎何夫扩散理论、西苗诺夫能量学说、薄膜学说等^[1]。另外, 还有许多涉及扩散连接界面理论研究的报道^[2-6], 比如: 反映扩散层析出顺序的“通量-能量”原则^[7]和 EHF(有效生成热)模型^[8-10]等。但是, 这些理论和模型还不能够完全准确预测和解释扩散连接条件下扩散层的形成顺序和生长机制, 只是有一个大家逐渐趋于一致的“看法”, 可以将这个“看法”称之为“反应层形成理论”, 该理论指出, 接触金属以不同速度进行互扩散, 在晶体结构缺陷周围形成过饱和和固溶体, 在含扩散元素浓度高的缺陷区域形成新相晶核; 金属间化合物晶核沿接头界面横向生长, 长大的金属间化合物连成整体, 并转向正常的纵向生长; 当生长到一定的厚度时开始在其界面上形成第二相金属间化合物的晶核, 第二相金属间化合物横向生长, 连成整体。

Ti/Cu 扩散层的组织结构和形成规律是比较复杂的。不同热处理温度和保温时间, 形成的 Ti/Cu 扩散层结构不同; 该扩散层中分别有两层处于同一个层区域内, 并以“竹笋状”方式互相交错重叠, 而且这两层又几乎同时形成和生长, 这些现象由已有的反应层形成等理论并不能够得到完全而准确的解释, 需要进

一步深入研究。本实验在详细研究了 Ti/Cu 扩散溶解层组织结构和形成规律的基础上, 进一步研究该扩散溶解层的形成原因、顺序、位置和生长方式等, 提出 Ti/Cu 固相扩散溶解结晶机制。研究 Ti/Cu 扩散溶解层的形成和长大机制, 对于控制 Ti/Cu 扩散连接接头脆性金属间化合物相、优化接头性能以及丰富和完善扩散连接反应层形成理论都具有比较重要的意义。

1 实验

Ti/Cu 镶嵌式扩散偶采用热膨胀系数相对基体较大的丝材——Cu 丝作为“芯”, 采用热膨胀系数相对“芯”较小的圆片——Ti 圆片为基体。Cu 丝直径 6 mm, 纯度 ≥ 99.99%; Ti 圆片尺寸为 φ20 mm × 5 mm, 纯度 ≥ 99.99%。在 Ti 片上钻直径 6 mm 的孔, 将直径 6 mm 的 Cu 丝镶嵌进去, 就形成了 Ti/Cu 镶嵌式扩散偶。依据 Ti-Cu 相图^[11]选择热处理温度, 在真空热处理炉中进行固相退火热处理。扩散偶经过退火热处理后, 在 Cu 丝和 Ti 片接触界面处将会形成环状扩散溶解层。在垂直于 Cu 丝的横断面上, 利用 LEO-1530 场发射扫描电子显微镜背散射电子像和二次电子像观察分析扩散溶解层。

2 Ti/Cu 固相相界面扩散溶解结晶机制

Ti/Cu 扩散偶随着加热温度的提高和保温时间的

收稿日期: 2008-06-23

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50371059); 中国石油大学(华东)博士基金项目(Y070322)

作者简介: 宋玉强, 男, 1972 年生, 博士生, 副教授, 中国石油大学(华东)机电学院, 山东 东营 257061, 电话: 0546-8392306, E-mail: syqxh@hdpu.edu.cn

延长,在 Cu/Ti 界面处会形成不同形态的扩散溶解层,扩散溶解层的厚度不断增大、层数逐一增多,最终形成包括 Cu-Ti 相图上所有 6 种化合物在内的扩散溶解层。图 1 是 Ti/Cu 扩散偶 700 °C 加热、保温 100 h 扩散溶解层的背散射电子像和二次电子像。CuTi₂ 在 Ti 基体上形成; CuTi 和 Cu₄Ti₃ 相层同时出现于 Ti 基体,并处于同一个层区域内,以“竹笋状”方式相向生长,互相交错重叠,表现出比较明显的浮凸(图 1b); Cu₄Ti 相层在 Cu 丝上形成; Cu₃Ti₂ 和 Cu₂Ti 相层也同时出现于 Ti 基体,并处于同一个层区域内,也以“竹笋状”方式相向生长,互相交错重叠。扩散溶解层由 6 层构成,该扩散溶解层结构为: Cu/Cu₄Ti/Cu₂Ti-Cu₃Ti₂-Cu₄Ti₃/CuTi/CuTi₂/Ti。

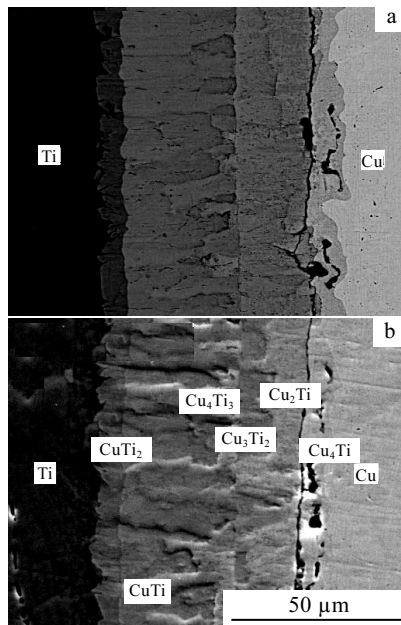


图 1 Ti/Cu 扩散偶 700 °C 加热、保温 100 h 扩散溶解层的背散射电子像和二次电子像

Fig.1 Backscattered electron (a) and secondary electron (b) image of Ti/Cu diffusion- solution zone

李世春针对 Zn-5Al 共晶合金在 350 °C 时的超塑性变形建立了 Zn-Al 共晶合金超塑性变形中相界面滑移的扩散-溶解层模型^[12]; 并且提出了扩散溶解层的概念^[13]。实际上, Ti 和 Cu 的扩散连接也是一个典型的界面扩散溶解过程。扩散连接过程中, Ti 和 Cu 通过扩散溶解,在界面处形成 Ti-Cu 金属间化合物扩散层,因此可以将这些扩散层称之为扩散溶解层。

如果将一定成分配比的 Ti 和 Cu 加热到熔点以上成为液态,相互扩散溶解以后形成 Ti-Cu 液溶体,液

溶体在温度降低的冷却过程中,会析出不同的相,而且在每一个温度都会达到相平衡,即:相组成及其相对百分含量都是确定的;新相的形成和析出是一个结晶过程,即形核和核长大的过程,这些都可以通过 Ti-Cu 二元相图得到体现。Ti 和 Cu 相互接触,在熔点以下加热时,原子也要发生扩散。一种金属原子扩散到另一种金属中或相互扩散的过程实际上也是固相溶解的过程,二元金属固相下通过扩散溶解形成固溶体。Ti 和 Cu 固态下与液态下的溶解过程和结果应该是一致的。

金属从一种原子排列状态(晶态或非晶态)过渡为另一种原子排列状态(晶态)的转变过程均属于结晶过程。金属从液态过渡为固体晶态的转变称为一次结晶;而金属从一种固态过渡为另一种固体晶态的转变称为二次结晶。那么, Ti/Cu 体系固态下相界面扩散溶解层的形成就是一个二元金属在固相下扩散溶解和结晶(二次结晶)的过程。Ti 和 Cu 在固相下扩散溶解首先形成固溶体,当固溶体过饱和时,固溶体组织是不稳定的,将会形核,晶核长大而成为新相^[14]。扩散溶解层中的每一个 Ti-Cu 金属化合物相层都是由于二组元形成的过饱和固溶体失稳形成的。

Ti 和 Cu 的扩散是通过原子的相对位移来实现的。在晶体点阵内,任何原子要从一个位置迁移到另一个位置必须要获得一定的扩散激活能。原子扩散能力的强弱,直观地表现为扩散系数的大小。温度、组元特性、组元浓度和晶体的结构都会影响原子的扩散。扩散激活能与表征原子间结合力的微观参量和宏观参量有关。元素的结合能(E)就是表征原子间结合力的一个微观参量。组元的结合能越大,越不容易被激活,越不容易发生扩散迁移。宏观参量包括熔点(T_m)、熔化潜热(L_m)、升华潜热(L_s)以及体积膨胀系数(α)等。因此,分析扩散溶解层形成机制时所重要参量是元素的熔点和结合能。固态情况下原子的溶解度习惯上称为固溶度。原子半径、电负性、原子价和电子密度等是影响二组元固溶度的重要因素^[15]。分析扩散溶解层的形成机制时要用到二组元的固溶度,其数据主要参考二元合金相图。

表 1 列出了 Cu 和 Ti 的元素数据。Cu 和 Ti 的熔点都比较高,而且都超过了 1000 °C, Ti 的熔点是 Cu 的 1.53 倍, Ti 的结合能也大于 Cu, 是它的 1.4 倍,这些都说明 Ti 的扩散激活能远远大于 Cu。因此,在固态同一扩散温度热激活条件下, Cu 晶体相对比较容易解体, Cu 原子向 Ti 扩散迁移并且进入到 Ti 晶体,而 Ti 原子却几乎不发生扩散、进入不到 Cu 晶体,因此,扩散的前锋基本上在靠近 Ti 的一端。

表 1 Cu 和 Ti 的元素数据

Table 1 Element data of Cu and Ti

Elements	Atomic number	Melting /°C	Atom radius /10 ⁻¹⁰ m	Electronegative (Pauling)	Electron density /10 ²³ ·m ⁻³	Binding energy /kJ·mol ⁻¹	Crystal structure
Cu	29	1083	0.1385	1.9	3.03	336	fcc
Ti	22	1660	0.1614	1.5	1.33	468	bcc

依据 Cu-Ti 相图，二组元在 400 °C 以下互相没有溶解；600 °C 时 Cu 在 Ti 中才开始有溶解，到 780 °C 时 Cu 在 Ti 中最多可以溶解 1.25%。按照 Cu 原子百分含量依次降低的顺序，Cu-Ti 相图中的 6 个 Cu-Ti 化合物分别为：Cu₄Ti(0.8Cu)、Cu₂Ti(0.67Cu)、Cu₃Ti₂(0.60Cu)、Cu₄Ti₃(0.57Cu)、CuTi(0.50Cu) 和 CuTi₂(0.34Cu)，其中 Cu₂Ti、CuTi 和 CuTi₂ 是中间固溶体，其余都是金属间化合物。总之，在 700 °C 以下，Cu 在 Ti 中只有很小的固溶度，Ti 在 Cu 中的固溶度极小，而且 6 个 Cu-Ti 化合物的 Cu 原子百分含量都高于扩散温度下 Cu 在 Ti 中的固溶度。

图 2 是 Ti/Cu 相界面 Cu 和 Ti 原子发生扩散的示意图。未热处理时，Cu 和 Ti 不发生扩散，初始界面清晰。当对扩散偶进行 600 °C 加热、保温 50 h 的退火热处理时，600 °C 是 0.55 倍 Cu 的熔点、0.36 倍 Ti 的熔点，600 °C 对于两个组元来讲都很低；但由于 Ti 的扩散激活能远远大于 Cu，因此，Cu 晶体相对容易解体，少量的 Cu 原子被激活，Cu 原子越过初始界面，扩散进入 Ti，形成以 Ti 为溶剂的 Cu-Ti 固溶体 α。

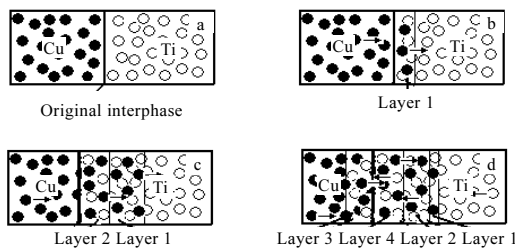


图 2 Ti/Cu 相界面 Cu 和 Ti 原子扩散示意图

Fig.2 Atom diffusion sketch at Ti/Cu interphase: (a) 0 °C, 0 h; (b) 600 °C, 50 h; (c) 600 °C, 100 h; and (d) 650 °C, 100 h

当 Cu 原子扩散进入 Ti 片形成以 Ti 为溶剂的固溶体以后，该固溶体中 Cu 原子的浓度从初始界面开始沿着扩散偶半径方向逐渐减小，Cu 和 Ti 扩散时的浓度曲线示意图如图 3 所示。Ti/Cu 扩散偶进行 600 °C 加热、保温 50 h 时，由于保温时间比较短，Cu 原子扩散比较短的距离，而且 Cu 原子浓度也不大，浓度曲线如图 3a 所示。在加热扩散的过程中，由于 Cu-Ti

固溶体层 α 某缺陷处发生过饱和现象，则在 Cu/α 界面处首先形成了 Cu 原子百分含量最低并与此时 Cu 元素浓度相当的 CuTi₂ 金属间化合物核心，晶核长大成为“小岛”，“小岛”横向生长连接在一起，成为 CuTi₂ 相层，然后 CuTi₂ 相层转为纵向生长，其厚度增加。

如果提高扩散温度、延长保温时间，比如进行 700 °C 加热、保温 100 h 的退火热处理，那么，大量被激活的 Cu 原子将获得持续的能量向 Ti 扩散迁移并且进入到 Ti 基体，形成以 Ti 为溶剂的 Cu-Ti 固溶体 α；同时也有部分 Ti 原子被激活扩散进入 Cu 丝，形成以 Cu 为溶剂的 Cu-Ti 固溶体 β。由于 Cu 在 Ti 中的固溶度较小，单位体积 Ti 中只能溶解少量的 Cu 原子，因此，当整个 Ti 片横截面溶解 Cu 原子饱和时，在持续加热的条件下，初始界面附近多余的 Cu 原子就只能远离初始界面，沿着扩散偶半径方向继续向前扩散迁移(如图 2 所示)。因此，热处理温度越高、保温时间越长，Cu 原子扩散的距离就越远，形成的固溶体 α 区域也就越厚；而且，沿着扩散偶半径方向，Cu 元素浓度呈抛物线的整体位置相对于低温和短时间热处理的要上移，即：在 Ti 基体中，Cu 原子扩散的距离越来越远，从原始界面开始，每一点的 Cu 原子浓度也逐渐越来越大(图 3c)。

700 °C 加热、保温 100 h 扩散偶的整个固溶体区域原子浓度曲线示意图如图 3d 所示。该扩散偶在加热扩散过程中，固溶体 β 中某缺陷处过饱和，其原子浓度又恰好和 Ti 原子百分含量最低的 Cu₄Ti(0.8 Cu)相当，因此形成 Cu₄Ti 核心，晶核长大成为“小岛”，“小岛”横向生长连接在一起，然后以平面式转为纵向生长，其厚度增加，这样，Cu₄Ti 相层就在 Cu 丝上形成。同时，固溶体层 α 中的很多缺陷处也发生过饱和现象，而这些区域的原子浓度又恰好与相应的 Cu₂Ti(0.67 Cu)、Cu₃Ti₂(0.60 Cu)、Cu₄Ti₃(0.57 Cu)、CuTi(0.50 Cu) 和 CuTi₂(0.34 Cu)原子百分含量相当，尤其是在某两个缺陷位置，其 Cu-Ti 浓度分别相当于 Cu₄Ti₃ 和 CuTi 的原子配比并且发生过饱和时，就在此处同时形核、长大，两个化合物晶核都以“竹笋状”相向生长，由此出现了 Cu₄Ti₃ 和 CuTi 两个相层；Cu₂Ti 和 Cu₃Ti₂ 相层的形核、核长大机制和方式与 Cu₄Ti₃ 和 CuTi 相

同。Cu₄Ti₃ 和 CuTi 以及 Cu₂Ti 和 Cu₃Ti₂ 同时形核并相向生长是可能的, 因为它们的原子百分比分别基本相同; 另外, CuTi₂ 相层的形核、核长大机制和方式与 Cu₄Ti 相同。除了发现的 Cu-Ti 体系中部分相层以“竹笋状”长大外, 文献[16]中在研究 Fe/Zn 和 Fe/Zn-Al

扩散偶在 400 °C、10~50 min 短时间退火时, ζ(FeZn₁₃)、δ_p(FeZn₁₀)和 Γ(Fe₃Zn₁₀)相层也是以“竹笋状”方式长大的。综上所述, 不同的扩散温度和时间, Ti/Cu 扩散偶相界面处将形成不同形态的扩散溶解层, 其 Ti/Cu 相界面扩散溶解结晶机制如图 4 所示。

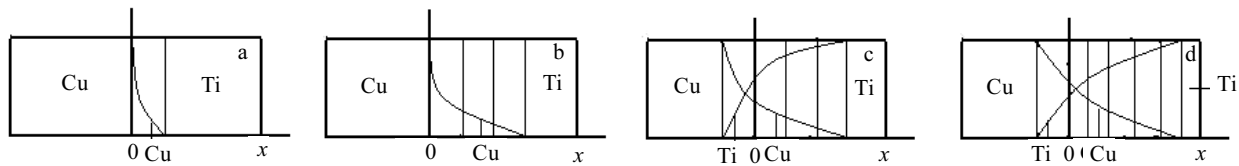


图 3 Ti/Cu 扩散偶浓度曲线示意图

Fig.3 Concentration curve sketch of Ti/Cu diffusion-solution zone: (a) 600 °C, 50 h; (b) 600 °C, 200 h; (c) 650 °C, 100 h; and (d) 700 °C, 100 h

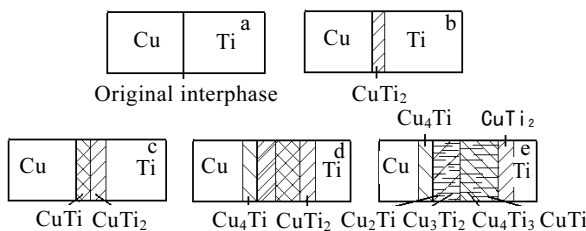


图 4 Ti/Cu 相界面扩散溶解结晶机制

Fig.4 Diffusion, dissolve and crystal mechanism at Ti/Cu interphase: (a) 0 °C, 0 h; (b) 600 °C, 50 h; (c) 600 °C, 100 h; (d) 650 °C, 100 h; and (e) 700 °C, 100 h

3 讨论

针对二元金属固相扩散溶解层的形成提出了固相扩散、溶解和结晶机制, 该机制与普遍认同的反应层形成理论^[1]有一些区别, 主要体现在扩散溶解层的形成顺序和生长方式上。反应层形成理论指出扩散溶解层是按顺序先后析出的, 即当第 1 个相层生长到一定的厚度时开始在其界面上形成第二相金属间化合物的晶核, 然后形成第 2 个相层; 而本研究认为: 在不同扩散温度和时间条件下, 相界面处将几乎同时结晶出不同层数、厚度和结构的扩散溶解层, 究竟形成一个还是几个相层, 这主要由二组元在相互中的浓度分布决定。何鹏^[7]提出的通量-能量原则与本研究提出的固相扩散、溶解和结晶机制有一些类似。该原则指出, 只要条件合适, 扩散连接温度可以稳定存在的相都有可能成为首先形成的金属间化合物相, 在不同的扩散条件下, 究竟首先形成的是什么相, 取决于扩散连接

材料在界面处的原子扩散能力。另外, 反应层形成理论没有提出过扩散溶解层的生长方式。本研究在其基础上不但提出了“平面状”长大方式, 而且发现和提出了“竹笋状”长大方式。

虽然 Ti/Cu 扩散偶在完全固相时扩散溶解层的形成规律可以用固相扩散、溶解和结晶模型得到解释。但是, 当扩散温度提高到 Cu 熔点以上、Ti 熔点以下时, 二元组中 Cu 组元将熔化, 这时, 扩散、溶解过程将发生本质的变化。文献[17]利用扩散偶研究 Al/Fe 在完全固相时以及当 Al 熔化以后发生的扩散和溶解。研究发现, 在固相扩散时, 是 Al 向 Fe 扩散, 而液-固扩散时, 是 Fe 向 Al 扩散; 而且, 虽然 Fe 在固体 Al 中的溶解度只有 0.02%, 但在液体 Al 中的溶解度可达 44%。因此, 关于 Ti/Cu 扩散偶固/液条件下发生的扩散溶解和结晶的问题需要进一步的研究。

4 结论

1) 在固态扩散温度下, Ti/Cu 相界面扩散溶解层的形成是 Ti 和 Cu 固相扩散、溶解与结晶的结果; 不同的扩散温度和时间, 相界面处将几乎同时结晶出不同层数、厚度和结构的扩散溶解层。

2) Ti 和 Cu 在 700 °C 以下固相扩散时, 原子扩散流为 Cu 扩散进入 Ti, Ti 很少扩散进入 Cu, 因此造成除了 Cu₄Ti 相层在 Cu 丝上形成以外, 其余 5 个相层都是在 Ti 基体上形成。

3) 当 Ti/Cu 扩散偶进行 700 °C 加热、100 h 退火热处理时, Cu₂Ti 和 Cu₃Ti₂ 以及 Cu₄Ti₃ 和 CuTi 化合物相层几乎同时形核并以“竹笋状”方式相向长大, 互相交错重叠, 表现出比较明显的浮凸; 同时, Cu₄Ti 和 CuTi₂ 化合物相层以“平面状”方式长大。

4) 在不同的扩散温度和时间下, Ti/Cu 扩散偶相界面处, Cu 或 Ti 原子百分含量较低的 Cu-Ti 化合物优先形成; 究竟形成一个还是几个相层, 这主要由 Cu 在 Ti 中和 Ti 在 Cu 中的浓度分布决定。

参考文献 References

- [1] He Kangsheng(何康生), Cao Xiongfufu(曹雄夫). *Welding of Heterogeneity Metal*(异种金属焊接)[M]. Beijing: Mechanic Industry Press, 1986: 106
- [2] Orhan N, Aksoy M, Eroglu M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 271(1~2): 458
- [3] Chen Y C, Zhang Y G, Chen C Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 368(1~2): 1
- [4] Paul A, Kodentsov A A, Van L F. *Intermetallics*[J], 2006, 14(12): 1428
- [5] Zhang Zhongyuan(张中元), Lin Zhaorong(林兆荣). *Aviation Engineering and Manufacture*(航空制造工程)[J], 1996(5): 8
- [6] Zhang Jiuhai(张九海), He Peng(何鹏). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2000, 21(4): 84
- [7] He Peng(何鹏), Feng Jicai(冯吉才) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2001, 22(1): 53
- [8] Pretorius R. *Thin Solid Films*[J], 1996, 290~291: 477
- [9] Pretorius R, Marais T K, Theron C C. *Materials Science Reports*[J], 1993, 10(1~2): 1
- [10] Pretorius R, Theron C C, Marais T K et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 1993, 36(1~2): 31
- [11] Brandes E A, Brook G B. *Smithells Metals Reference Book*[M]. UK: Butterworth-Heinemann Ltd, 1992: 203
- [12] Li Shichun(李世春). *Chinese Science Bulletin*(科学通报)[J], 2004, 49(14): 1355
- [13] Li Shichun(李世春). *Diffusion Dissolve Layer — Superplasticity about Zn-Al Eutectic Alloy*(相界扩散溶解层—Zn-Al 共晶合金的超塑性)[M]. Dongying: China University of Petroleum Press, 2006: 1
- [14] Li Y, Wang J, Yin Y et al. *Journal of Colloid and Interface Science*[J], 2005, 288(2): 521
- [15] Zhang Bangwei(张邦维) et al. *Shanghai Metal*(上海金属)[J], 1995, 22(1): 37
- [16] Syahbuddin V M, Munroe P R, Gleeson B. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 264(1~2): 201
- [17] Wang Xingqing(王兴庆), Lü Haibo(吕海波). *Journal of Shanghai University: Natural Science*(上海大学学报: 自然科学版)[J], 1998, 4(6): 661

Forming Rule of Ti/Cu Interphase Diffusion Solution Zone

Song Yuqiang, Li Shichun, Du Guanghui

(Liberation Army Chief Equipment Ministry Laboratory of Material Interface, China University of Petroleum, Dongying 257061, China)

Abstract: By using diffusion couple made by inlaying, the forming rule of Ti/Cu diffusion-solution zone was researched with different anneal conditions. The microstructure was observed and analysed by means of backscattered electron and secondary electron image. The forming mechanism was researched in the views of diffusion, dissolve and crystalline. The results show that the formation of diffusion-solution zone comes from the solid phase diffusion, dissolve and crystalline of Ti and Cu at different diffusion temperatures for different times. The diffusion-solution zones with different numbers of layer, thickness and structure are formed almost in the Ti/Cu interphase at the same time; the Cu-Ti compound with a relatively lower percent content of Cu and Ti atom is firstly formed; one layer or several layers are formed on earth, which is determined by the concentration distribution of Cu in Ti and Ti in Cu. When the diffusion couple is heated at 700 °C for 100 h, the atom diffusion flow is the Cu diffusing into Ti, the Ti hardly diffusing into Cu. Consequently, the other five layers are formed on the Ti body except the Cu₄Ti layer on the Cu filaments; the Cu₂Ti and Cu₃Ti₂ as well as the Cu₄Ti₃ and CuTi phase layers grow with the opposite directions and intervein each other with bamboo shoot shape, showing relatively obvious floating and protruding, otherwise, the Cu₄Ti and CuTi₂ phase layer grows with a “plane pattern”.

Key words: Ti; Cu; diffusion zone; diffusion welding; dissolve; interphase

Biography: Song Yuqiang, Candidate for Ph. D., Associate Professor, College of Mechanical and Electronic Engineering, China University of Petroleum, Dongying 257061, P. R. China. Tel: 0086-546-8392306, E-mail: syqxh@hdpu.edu.cn