

添加 Ti 对 Al-Bi 难混溶合金组织和性能的影响

满田圀 张林 项兆龙 王文斌 高建文 王恩刚

Effects of adding Ti on microstructure and properties of Al-Bi immiscible alloy

Man Tian-Nan Zhang Lin Xiang Zhao-Long Wang Wen-Bin Gao Jian-Wen Wang En-Gang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 67, 036101 (2018) DOI: 10.7498/aps.20172256

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.20172256>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I3>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

过渡金属轻元素化合物高硬度多功能材料的设计

Design of ultra-hard multifunctional transition metal compounds

物理学报.2017, 66(3): 036104 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.036104>

液态 Ti-Al 合金的深过冷与快速枝晶生长

Substantial undercooling and rapid dendrite growth of liquid Ti-Al alloy

物理学报.2016, 65(9): 096101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.096101>

低温退火的 X 射线 W/Si 多层膜应力和结构性能

Stress and structure properties of X-ray W/Si multilayer under low temperature annealing

物理学报.2016, 65(8): 086101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.086101>

单个纳米粒子对聚合物结晶行为的影响

Effect of single nanoparticle on the polymer crystallization behavior

物理学报.2014, 63(13): 136102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.136102>

Fe-Pb 合金凝固多相体系内偏析形成过程的三维数值模拟

Three-dimensional modelling and numerical simulation on segregation during Fe-Pb alloy solidification in a multiphase system

物理学报.2014, 63(7): 076101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.076101>

添加Ti对Al-Bi难混溶合金组织和性能的影响*

满田圀¹⁾²⁾ 张林^{1)†} 项兆龙¹⁾²⁾ 王文斌¹⁾²⁾ 高建文¹⁾²⁾ 王恩刚^{1)‡}

1) (东北大学, 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110819)

2) (东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819)

(2017年10月18日收到; 2017年11月7日收到修改稿)

难混溶合金在凝固过程中极易发生液-液相分离, 造成第二相的宏观偏析, 失去了合金的应用价值. 本文将第三组元Ti添加到Al-Bi难混溶合金中, 研究了Ti的添加对合金的凝固组织和性能的影响, 探索了原位生成的金属间化合物的存在形式, 分析了第二相Bi颗粒的分布. 研究表明, 凝固过程中原位生成的长针状 Al_3Ti 化合物, 均匀分布在Al基体中, 穿插在Bi相颗粒之间, 阻碍了Bi相颗粒的沉降及凝并, 防止了Bi相颗粒的碰撞及长大, 制备了Bi相弥散分布在Al基体中的难混溶合金; 同时弥散分布在基体中的硬质相 Al_3Ti 还增强了基体的强度, 提高了合金的硬度, 使合金表现出优异的耐磨性能.

关键词: 难混溶合金, 金属间化合物, 凝固组织, 硬度

PACS: 61.05.-a, 61.25.hk, 61.25.Mv, 62.20.-x

DOI: 10.7498/aps.67.20172256

1 引言

难混溶合金在二元相图中存在一个液态组元不混溶区域, 在凝固过程中, 均一的合金熔体冷却经过液态组元不混溶区间时, 由单一液相分离成两种互不相溶的液相^[1-5]. 形成难混溶合金的热力学条件是两组元的物理化学性质差别大, 同时两组元之间的混合焓大. 液滴通过形核、扩散长大、Ostwald粗化、Stokes运动、Marangoni迁移和碰撞凝并等共同作用发生液-液相变. 难混溶合金被广泛应用于耐磨性材料、电触头材料和超导性材料等. 研究发现难混溶合金优异的物理和力学性能不仅与合金的成分有关, 同时也取决于第二相在合金中的分布情况. 所以制备第二相弥散分布的难混溶合金成为该类材料应用的关键^[6-11].

目前, 研究者主要采用定向凝固、快速凝固、磁场微重力、等通道挤压等方法, 通过控制凝固过程来制备弥散分布的难混溶合金^[12-17], 但这些方法对设备要求高, 不易于工业化生产. 研究第三组元

的添加对合金凝固过程的影响, 越来越受到研究者的关注. Sun等^[18]研究了微量元素Bi对Al-Pb难混溶合金的凝固过程及凝固组织的影响, 实验结果表明, 微量元素Bi的添加减小了液-液间的界面能, 促进了Al-Pb合金弥散型凝固组织的形成. Chen等^[19]提出了用纳米粒子TiCN稳定Al-Bi合金中Bi相颗粒分布的方法, 纳米粒子存在于界面处来稳定凝固过程中的Bi液滴, 制备了弥散分布的Al-Bi难混溶合金. Cao等^[20]利用纳米级钨颗粒稳定Zn-Bi合金中的Bi液滴, 在细化了凝固组织的同时还提高了合金的硬度. 以上研究结果表明, 第三组元的添加可作为细化凝固组织的一种有效的制备方法.

原位生成增强颗粒制备的复合材料, 由于其增强颗粒是从金属基体中原位形核、长大的相, 其具有热稳定性好、增强体表面洁净无污染、与基体界面相容性好的优点. 用该方法制备的复合材料已成为金属基复合材料研究中一个新的重要方向^[21,22]. 本工作以Al-20 wt%Bi合金为研究对象, 研究添加

* 国家自然科学基金 (批准号: 51674083, 50901019) 和高等学校学科创新引智计划 (批准号: B07015) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: zhanglin@epm.neu.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: egwang@mail.neu.edu.cn

第三组元 Ti 对 Al-Bi 难混溶合金凝固过程和性能的影响. 原位反应生成与合金界面相容性好的金属间化合物, 探索了原位生成的 Al_3Ti 化合物在基体中存在的形式, 分析了 Al_3Ti 化合物对难混溶合金中 Bi 相颗粒分布及合金性能的影响.

2 实验部分

本文选取 Al-20 wt%Bi 合金进行实验, 文中的合金成分均为 Al-20 wt%Bi 合金. 采用纯度为 99.9% 的 Al 和 Bi 作为原料, 用分析天平称取适量的 Al, Bi, Ti, 去除氧化皮后准备熔炼. 在 Ar 气氛的保护下, 首先将 Al 和适量 Ti 加入到石墨坩埚中, 用中频感应炉感应加热, 待完全熔化后, 再将 Bi 加入到熔体中. 加热到合金液态组元互溶温度以上, 在 1150 °C 保温 10 min, 保温过程中的搅拌使熔体充分混合均匀, 加热过程中通过红外线测试熔体温度. 保温后, 淬火得到合金.

将试样沿纵向剖开, 机械磨平并抛光. 采用 SS-550 型扫描电子显微镜观察试样的微观凝固组织, 并用能谱仪 (EDS) 测定试样的组元成分. 采用 D/Max-2500PC 型 X 射线衍射仪对试样进行成分测定. 利用 FM-700 显微硬度计测试试样剖面的硬度, 加载量为 50 g, 时间为 10 s. 耐磨性能测试在 MMU-5G 型销盘磨损实验机上进行, 施加载荷为 10 kg, 转速为 32 mm/s, 在室温下进行实验, 每个试样进行 3 次实验, 取平均值.

3 结果与讨论

3.1 Al-Bi-Ti 的凝固组织

根据图 1 的 Al-Bi 合金相图^[23,24]可知, Al-Bi 合金具有一个液态组元不混溶区, 在此区域反生偏晶反应 ($L \rightarrow L_1 + L_2$). 常规方法制备的 Al-Bi 难混溶合金, 富 Bi 相颗粒受重力的影响发生液相分离, 大尺寸的液滴沿重力方向迁移, 在运动过程中不断地发生碰撞凝并, 形成了更大的富 Bi 相颗粒, 最终在试样底部聚集, 产生宏观偏析. 凝固组织为不同尺寸的富 Bi 相颗粒沿重力方向不均匀分散在 Al 基体中^[25].

为了抑制难混溶合金的偏析, 添加了第三组元 Ti 到 Al-Bi 合金中. 图 2 给出了 Al-Bi-4 wt%Ti 合金试样上、中、下纵抛面凝固组织的扫描电子显微镜背散射电子像. EDS 成分分析表明, 白色的球状

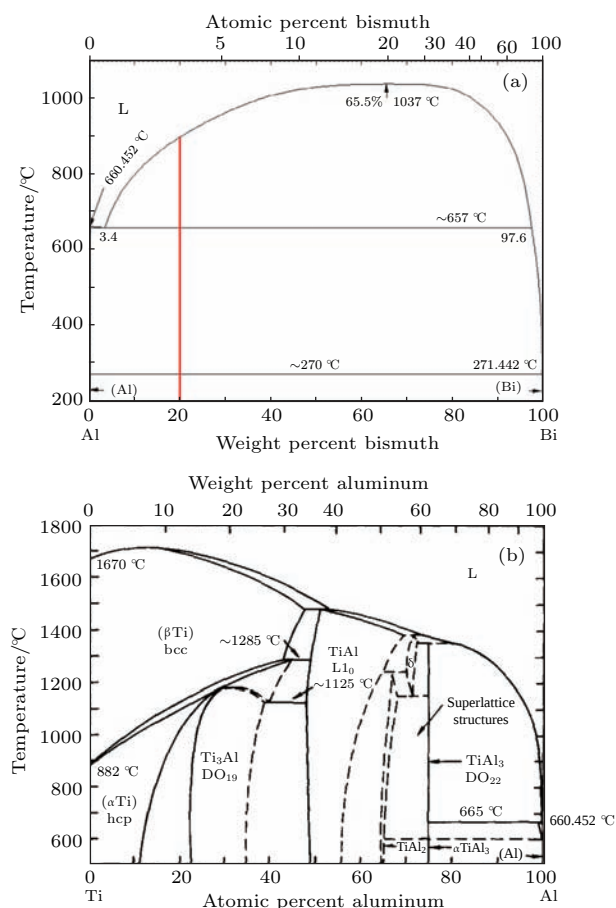


图 1 (a) Al-Bi^[23] 和 (b) Al-Ti^[24] 合金相图
Fig. 1. The phase diagrams of (a) Al-Bi^[23] and (b) Al-Ti^[24] alloys.

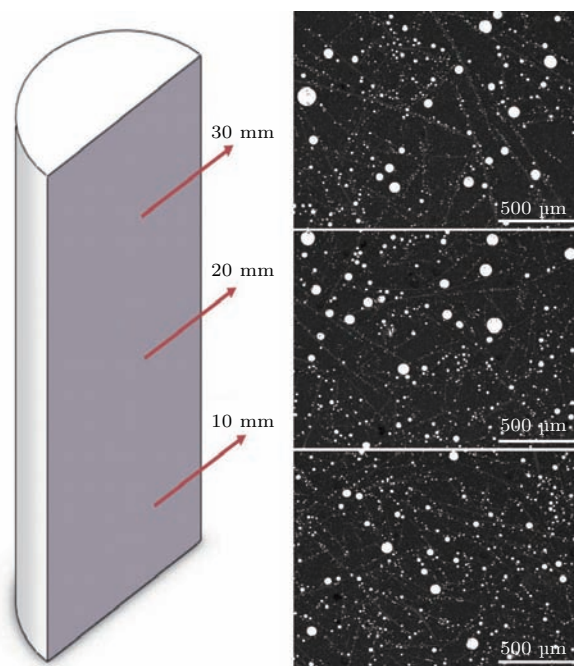


图 2 Al-Bi-4 wt% Ti 试样上、中、下的凝固组织
Fig. 2. The microstructure of the top, middle, bottom of the Al-Bi-4 wt% Ti alloy.

颗粒为富Bi相, 黑色相为 α -Al基体. 由图2可知, Al-Bi-Ti合金中富Bi相颗粒凝固后大部分呈球状弥散分布在合金的上、中、下部, 富Bi相颗粒的尺寸小且数量多, 在重力方向上未发生严重的宏观偏析. 可见第三组元Ti的添加, 有效地抑制了难混溶合金的偏析情况, 制得了第二相弥散分布的难混溶合金凝固组织.

对Al-Bi-4 wt%Ti合金纵抛面的富Bi相颗粒直径进行测量统计, 其分布如图3所示. 由图3可

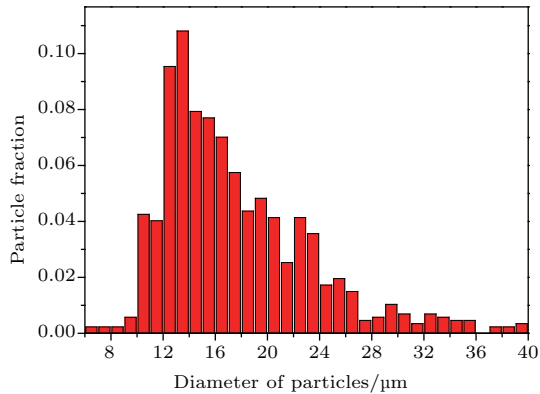


图3 Al-Bi-4 wt% Ti合金中Bi颗粒的尺寸分布
Fig. 3. The size distribution of the Bi-rich droplets in Al-Bi-4 wt% Ti alloy.

知, 凝固后的试样中Bi相颗粒尺寸分布较为集中, 试样底部无Bi相沉积, 只有少量的富Bi相颗粒尺寸直径可达40 μm , 在低的放大倍数下, 未观察到凝固组织宏观偏析.

3.2 Ti在Al-Bi合金中的存在形式

图4为Al-Bi-4 wt%Ti合金的高倍数扫描电子显微镜图片, 能谱分析及X射线衍射图谱. 由图4(a)和图4(c)可知, 将Ti添加到Al-Bi合金中, 原位生成了灰色的长针状的金属间化合物, 均匀分布在Al基体中. 根据能谱分析及X射线衍射图谱分析, 确定灰色的长针状金属间化合物为 Al_3Ti . 通过高倍数的扫描电子显微镜图片看到, 均匀分散的金属间化合物 Al_3Ti 与Bi相颗粒并无接触, 无界面关系. 虽然 Al_3Ti 化合物和Bi颗粒无接触, 但是由于长针状的 Al_3Ti 均匀分布在Al基体中, 穿插在Bi相颗粒中间, 阻碍了Bi相液滴的沉降及凝并, 抑制了Bi相颗粒的碰撞及长大, 得到了Bi相弥散分布的Al-Bi难混溶合金. 图4(d)为Al-Bi-Ti合金的X射线衍射谱图, 从谱图中可以看出, 合金中

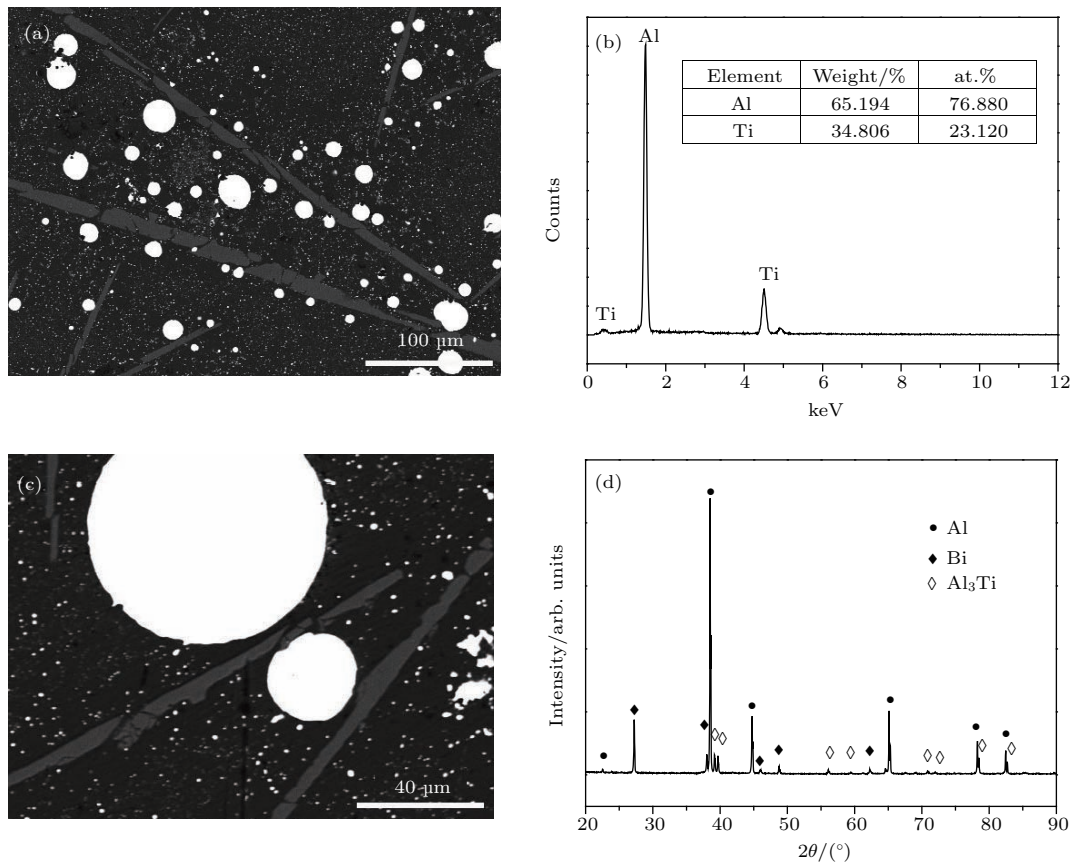


图4 Al-Bi-4 wt%Ti合金的(a), (c)扫描电子显微镜图片, (b)能谱分析和(d)X射线衍射谱图
Fig. 4. (a), (c) Scanning electron microscope, (b) EDS, (d) X-ray diffractometer results of Al-Bi-4 wt%Ti alloy.

存在 Al, Bi 及 Al_3Ti 相, 并无其他相存在, X 射线衍射结果与能谱分析结果表明了金属间化合物 Al_3Ti 的形成, 同时也表明了合金中并无其他金属间化合物生成.

3.3 Al-Bi-Ti 的凝固过程

图 5 为 Al-Bi-Ti 合金凝固过程中的示意图, 结合图 1 的 Al-Bi 和 Al-Ti 合金相图分析可知, 当合金温度高于液态组元不混溶区温度时, Al-Bi 合金为均一的合金熔体; 当温度冷却到液态组元不混溶区时, 均一的合金熔体将分离成两种不互溶的液相,

Bi 相在溶质扩散的作用下长大并粗化, 在 Stokes 运动和 Marangoni 迁移作用下碰撞凝并, 形成比重偏析乃至两相分层的凝固组织. 当添加了第三组元 Ti 时, 根据 Al-Ti 合金相图, 当冷却温度到 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 形成 Al_3Ti 化合物, 高熔点的长针状的 Al_3Ti 均匀分布在熔体中, 穿插在 Bi 相颗粒之间; 在冷却温度到 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 进入了 Al-Bi 合金的难混溶区, 均一熔体分离成不互溶的两相, 由于均匀分布的 Al_3Ti 阻碍了 Bi 颗粒的沉降和凝并, 抑制了 Bi 相颗粒的碰撞及长大, 最终得到了 Bi 相颗粒弥散分布的 Al-Bi 难混溶合金.

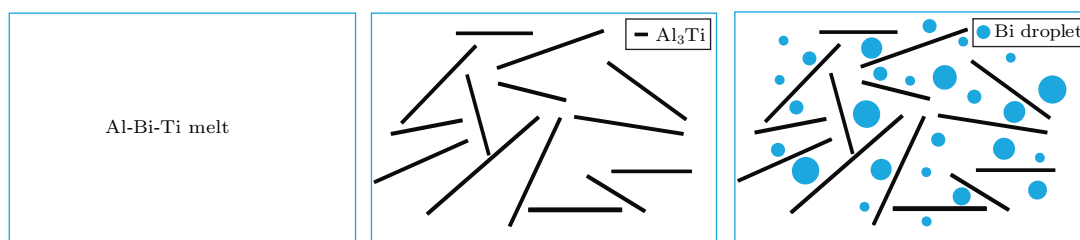


图 5 Al-Bi-Ti 凝固过程的示意图

Fig. 5. The schematic of Al-Bi-Ti solidification process.

3.4 Al-Bi-Ti 的性能测试

图 6 为 Al-Bi-Ti 的纵抛面显微硬度测试结果. 由图 6 可知, Al-Bi 合金无添加 Ti 时硬度为 27.27 HV , 随着 Ti 添加量的增加, 合金的硬度逐渐升高. 当 Ti 的添加量为 $4\text{ wt}\%$ 时, 由于 Al_3Ti 化合物的粗化, 其维氏硬度达到了 41.93 HV . Al_3Ti 是高熔点、密度低、强度高、高温抗氧化性能好的理想原位增强颗粒, 硬度测试证明了 Al_3Ti 化合物为硬质相化合物. 原位生成的高强度的 Al_3Ti 化合物, 均匀分布在基体中, 有效地提高了合金的硬度.

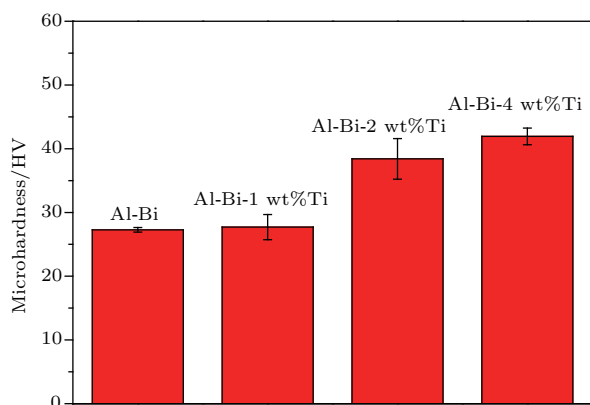


图 6 Al-Bi-xTi 的显微硬度

Fig. 6. The hardness of Al-Bi-xTi.

图 7 为在 100 N 载荷、加载速度为 32 mm/s 的条件下, Al-Bi 和 Al-Bi-Ti 合金摩擦系数和磨损量的测试结果. 从图 7(a) 可看出, 随着磨损距离的增大, 摩擦系数增大, 但由于 Al-Bi 合金的偏析, Bi 相颗粒在基体中分布的不均匀, 摩擦系数的变化出现往复的现象. 在相同的磨损距离下, Al-Bi-Ti 的摩擦系数都小于 Al-Bi 的摩擦系数, 这是由于软质 Bi 相均匀分布在 Al 基体中, 更好地起到自润滑作用, 降低了摩擦系数; 从图 7(b) 可看出, 随着磨损距离的增大, 磨损量增大, 在相同的磨损距离下, Al-Bi-Ti 的磨损量小于 Al-Bi 的磨损量, 这是由于表面的铝基体磨去后, Al_3Ti 颗粒在磨损过程中成为了主要的承载体, 阻碍了基体直接与对磨件的接触, 降低了磨损量.

Al-Bi 难混溶合金是一种自润滑材料, 当固体润滑剂 Bi 相弥散分布在 Al 基体中时, 合金表现出优异的耐磨性能. 同时合金的耐磨性与其硬度有着密切的关系. 当 Al 基体的硬度较高时, 合金对微切削起到很好的抑制作用, Al 基体中的硬质相可阻止磨粒的嵌入, 或者 Al 基体中的硬质相将嵌入的磨粒挤碎或磨损而减弱切削能力. 所以原位增强颗粒 Al_3Ti 的生成, 增强了基体的硬度, 有利于提高合金材料的耐磨性能 [26].

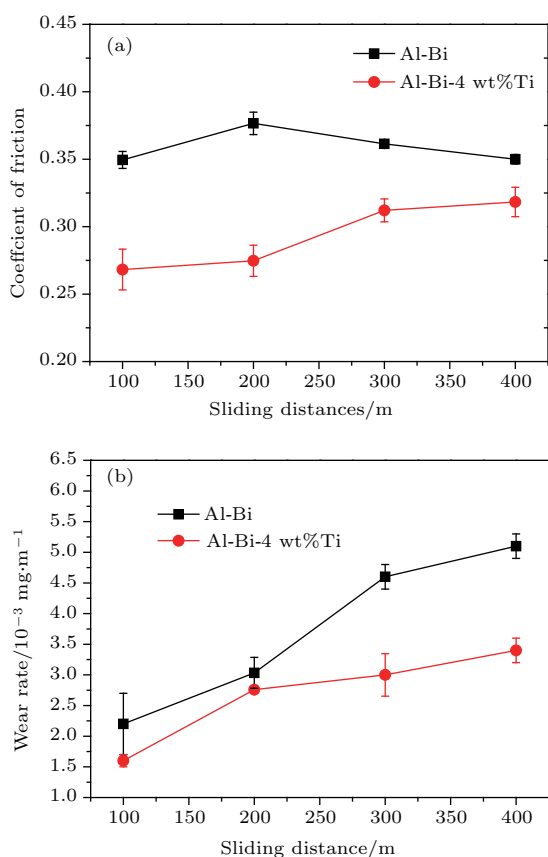


图7 Al-Bi和Al-Bi-Ti合金的(a)摩擦系数和(b)磨损量

Fig. 7. The (a) coefficient of friction and (b) wear rate of Al-Bi and Al-Bi-Ti alloys.

3.5 合金的强度及液相分离与Al₃Ti颗粒的关系

Al₃Ti作为一种理想的原位增强颗粒,硬质金属间化合物,可有效地提高了合金基体的硬度,从弥散强化理论分析,可以用Orowan公式表述为^[27]

$$\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{2Gb}{2\pi(1-\nu)^{1/2}\lambda} \ln(D/d),$$

式中, b 为柏氏矢量, G 剪切模量, ν 为泊松比, λ 为析出相的间距, D 为析出相的平均尺寸. 根据位错理论,运动的位错线在靠近硬质相Al₃Ti化合物时受阻弯曲,随着位错线的弯曲更大,在颗粒周围留下了一个位错环,形成的位错环引起了位错增殖,阻止了位错源放出位错,因此Al₃Ti强化了基体,提高了合金的硬度.

难混溶合金的液-液相分离, Marangoni运动和Stokes运动起着重要作用. 当液-液相发生分离, Bi相以小液滴形式存在,在Marangoni作用下向高温的心部迁移,并在迁移的过程中因碰撞、扩散和凝并不断长大. 同时由于两液相间存在较大密度

差, Bi相受重力的作用发生沉降,进行Stokes运动. 形核后,富Bi相在溶质扩散的作用下进行长大、粗化,同时富Bi相开始在两液相密度差作用下进行Stokes运动,在温度梯度作用下进行Marangoni迁移,富Bi相的空间运动会导致液滴间的碰撞凝并,半径为 R 的富Bi颗粒的Stokes运动和Marangoni迁移速度分别为^[28]:

$$U_S = \frac{9}{2} \frac{\Delta\rho}{\eta_M} \frac{1+\mu}{\frac{1}{3}+\mu} gR^2,$$

$$U_M = \frac{2}{\eta_p(2-\lambda)(2+2\eta)} \frac{d\sigma}{dT} \Delta TR,$$

式中, U_S 和 U_M 分别代表Stokes运动和Marangoni迁移速度, $\Delta\rho$ 是密度差, σ 是两液相间的界面张力, η 是熔体黏度, λ 是导热系数, $\mu = \eta_p/\eta_M$ 是黏度的比, R 是液滴的半径, T 是温度. 在液-液相分离过程中, Stokes运动和Marangoni运动有着重要的作用,但原位生成的弥散分布在基体中的Al₃Ti化合物,穿插在Bi相颗粒之间,不仅阻碍了Marangoni作用下的向高温的心部迁移,还阻碍了Stokes作用下的向重力沉降,防止了颗粒的空间运动导致的液滴间的碰撞凝并.

4 结 论

本文实验结果表明,通过添加第三组元Ti制备了第二相弥散分布的Al-Bi难混溶合金. 添加Ti到Al-Bi合金中, Al和Ti原位反应生成了长针状的Al₃Ti金属间化合物. 长针状的Al₃Ti均匀分布在基体中,穿插在Bi相颗粒之间,有效地阻碍了Bi相颗粒的沉降和凝并,以及Bi相颗粒的碰撞及长大,得到了Bi相颗粒弥散分布的Al-Bi难混溶合金. Al₃Ti作为一种原位增强颗粒,不仅抑制了Bi相的偏析,而且促进Bi相颗粒的弥散分布,提高基体的硬度,有利于提高Al-Bi合金的耐磨性能.

参考文献

- [1] Inoue A, Yano N J 1987 *Mater. Sci.* **22** 123
- [2] Healy R B, Cahn J W 1973 *J. Chem. Phys.* **58** 896
- [3] Oriani R A 1956 *J. Chem. Phys.* **25** 186
- [4] He J, Mattern N, Tan J, Zhao J Z, Kaban I, Wang Z, Ratke L, Kim D H, Kim W T, Eckert J 2013 *Acta Mater.* **61** 2102
- [5] Nagy O Z, Kaptay G 2012 *Intermetallics* **26**
- [6] Kaban I, Hoyer W 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **495** 3
- [7] Schaffer P L, Mathiesen R H, Arnberg L 2009 *Acta Mater.* **57** 2887

- [8] Zheng T X, Zhong Y B, Lei Z S, Ren W L, Ren Z M, Debray F, Beaunon E, Fautrelle Y 2015 *J. Alloys Compd.* **623** 36
- [9] Majumdar B, Chattopadhyay K 2000 *Metall. Mater. Trans. A* **31** 1833
- [10] Wu M H, Ludwig A, Ratke L 2003 *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* **11** 755
- [11] Zhang L, Wang E G, Zuo X W, He J C 2008 *Acta Metall. Sin.* **44** 165 (in Chinese) [张林, 王恩刚, 左小伟, 赫冀成 2008 金属学报 **44** 165]
- [12] Guo J J, Liu Y, Jia J, Su Y Q, Ding H S, Zhao J Z, Xue X 2001 *Scr. Mater.* **45** 1197
- [13] Zhao J Z, He J, Hu Z Q, Ratke L 2004 *Z. Metallkd.* **95** 326
- [14] Jiang H X, He J, Zhao J Z 2015 *Sci. Rep.* **5** 12680
- [15] Yasuda H, Ohnaka I, Fujimoto S, Takezawa N, Tsuchiyama A, Nakano T, Uesugi K 2006 *Scr. Mater.* **54** 527
- [16] Zha M, Li Y J, Mathiesen R H, Roven H J 2014 *J. Alloys Compd.* **605** 131
- [17] Lu W Q, Zhang S G, Li J G 2013 *Mater. Lett.* **107** 340
- [18] Sun Q, Jiang H X, Zhao J Z, He J 2017 *Acta Mater.* **129** 321
- [19] Chen L Y, Xu J Q, Li X C 2014 *Nat. Commun.* **5** 3879
- [20] Cao C Z, Chen L Y, Xu J Q, Zhao J Z, Pozuelo M, Li X C 2016 *Mater. Lett.* **174** 213
- [21] Wang T M, Fu H W, Chen Z N, Xu J, Zhu J, Cao F, Li T J 2012 *J. Alloys Compd.* **511** 45
- [22] Wang T M, Chen Z N, Fu H W, Xu J, Fu Y, Li T J 2011 *Scr. Mater.* **64** 1121
- [23] Zhang K, Bian X, Li Y, Yang C, Yang H, Zhang Y 2015 *J. Alloys Compd.* **639** 563
- [24] Murray J L 1988 *Metall. Trans. A* **19** 243
- [25] Man T N, Zhang L, Xu N K, Wang W B, Xiang Z L, Wang E G 2016 *Metals* **6** 177
- [26] Chen Z G, Zhu X R, Tang X L, Kong D J, Wang L 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 7320 (in Chinese) [陈志刚, 朱小蓉, 汤小丽, 孔德军, 王玲 2007 物理学报 **56** 7320]
- [27] Guo Z, Sha W 2002 *Mater. Trans.* **43** 1273
- [28] Ratke L, Diefenbach S 1995 *Mater. Sci. Eng.: R: Rep.* **15** 263

Effects of adding Ti on microstructure and properties of Al-Bi immiscible alloy^{*}

Man Tian-Nan¹⁾²⁾ Zhang Lin^{1)†} Xiang Zhao-Long¹⁾²⁾ Wang Wen-Bin¹⁾²⁾
Gao Jian-Wen¹⁾²⁾ Wang En-Gang^{1)‡}

1) (Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China)

2) (School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(Received 18 October 2017; revised manuscript received 7 November 2017)

Abstract

Immiscible alloy, as a kind of special metallurgy characteristic alloy, has been investigated for decades. The fabrication of immiscible alloy with a homogeneous microstructure remains a challenge due to the liquid-liquid phase separation. The microstructure and the properties of Al-Bi immiscible alloy with an addition of Ti are investigated, and the effect of adding Ti on mechanical behavior for self-lubricating performance is measured. The pure Al and Ti are first melted in graphite crucible under argon gas protection. An appropriate amount of Bi is added into the melt. After melting and homogenizing the immiscible alloy, the melt is maintained at 1150 °C for 10 min, and then it is quenched. The scanning electron microscope analysis results show that the addition of Ti leads to a significant reduction of Bi-rich droplet size and an increase of particle number. The Bi-rich droplets of the ternary Al-Bi-Ti alloy are more homogeneously distributed throughout the Al matrix than the microstructure of binary Al-Bi alloy. The results from X-ray diffraction and energy dispersive spectrometer indicate that Al_3Ti compounds, which are the transformation products between Al and Ti elements, disperse in the Al matrix. The needle-like Al_3Ti compounds suspend in Al-Bi melt and impede the Bi phase in the liquid miscibility gap from being segregated. This is conducive to refining the microstructure of Al-Bi alloy. The Al_3Ti compounds form before the initial nucleation of the Bi phase in the Al matrix, and impede the Bi phase from being segregated. Al-Bi immiscible alloy is effectively fabricated with dispersed fine second phase droplets by the addition of Ti. For the Al-Bi alloy, the coarse and non-uniform distribution of Bi-rich droplets can be easily broken. The improvement in the wear resistance of Al-Bi immiscible alloy by adding Ti can be attributed not only to the dispersion and size of the Bi soft phase but also to the in-situ formation of Al_3Ti compounds. The addition of Ti is effective for refining the microstructure and improving the wear properties, which simultaneously improves the practical applications of self-lubrication bearing material with low coefficient of friction i.e., reducing the energy loss.

Keywords: immiscible alloys, intermetallic compounds, microstructure, hardness

PACS: 61.05.-a, 61.25.hk, 61.25.Mv, 62.20.-x

DOI: 10.7498/aps.67.20172256

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51674083, 50901019) and the Programme of Introducing Talents of Discipline to Universities (the 111Project of China) (Grant No. B07015).

† Corresponding author. E-mail: zhanglin@epm.neu.edu.cn

‡ Corresponding author. E-mail: egwang@mail.neu.edu.cn