

T6 热处理对 A356/6082 铝合金复合板界面组织及力学性能的影响

董澎源¹, 李元东^{1,2}, 李明¹, 杨世杰¹, 李嘉铭¹

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 有色金属合金省部共建教育部重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 采用液-固轧制复合技术制备 A356/6082 层状复合板, 并对其进行 T6 热处理。通过光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、剪切试验、显微硬度测试等表征手段对比分析了 T6 热处理前后复合板显微组织变化、界面元素扩散规律以及剪切强度和硬度等力学性能特征。结果表明: T6 热处理后, 层片状共晶硅形态发生球化, 界面附近的共晶硅团聚现象消失且组织更为均匀; 界面区 Mg 元素明显扩散, 结合线消失; 复合板剪切强度从 91.6 MPa 提高到 139.2 MPa, 界面区域和基体的显微硬度均得到明显改善, A356 侧的平均硬度值达到 1102.5 MPa 左右, 6082 侧的平均硬度值达到 851.6 MPa 左右, 且沿 A356 至 6082 垂直界面方向其显微硬度值逐渐下降。

关键词: 液-固轧制; 热处理; 复合板; 界面组织; 力学性能

中图分类号: TG166.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)02-0177-06

Effect of T6 Heat Treatment on the Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of A356/6082 Aluminum Alloy Composite Plate

DONG Pengyuan¹, LI Yuandong^{1,2}, LI Ming¹, YANG Shijie¹, LI Jiaming¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Alloys of Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: A356/6082 composite plate was fabricated by liquid-solid rolling composite technique and subsequent T6 heat treatment. Microstructure changes of composite plate, interfacial element diffusion, mechanical properties of the shear strength and micro-hardness before and after T6 heat treatment were researched by optical microscopy (OM), scanning electron microscope (SEM), micro-hardness measurements and shear tests. The results showed that the morphology of eutectic silicon in the A356 aluminum alloy changes from long, coarse plate-like to fine spherical after T6 heat treatment. The eutectic silicon agglomeration near the interface disappeared and the microstructure is more homogeneous. Near the interface, the Mg elements obviously diffuse. In addition, the shear strength of composite plate increases from 91.6 to 139.2 MPa, and the micro-hardness near the interface and the substrate both increases significantly. The average hardness value of the A356 side reaches about 1102.5 MPa and the average hardness value of the 6082 side reaches about 851.6 MPa. Micro-hardness value of the A356 side to the 6082 side decreases gradually along the vertical interface.

Key words: liquid-solid rolling; heat treatment; composite plate; interface microstructure; mechanical properties

1 前言

通过轧制、半连续浇铸、复合铸造等方法使基板与

覆层金属实现良好冶金结合的层状复合材料, 具备比单一金属更优异的综合性能, 如铝铜、铝钢、铝镁、铝钛等^[1-6]。近几年来, 层状复合材料得到了广泛的研究和应用, 其中 Al/Al 层状复合材料已被广泛应用于汽车空调领域^[7]。因此, 结合 A356 优良的铸造性能、高强度及 6082 良好的耐蚀性和成形性等优点制备出性能优良的 Al/Al 层状复合板, 将具有广泛的应用前景。

层状复合材料的液-固轧制复合包含着复杂的物理化学冶金过程, 复合板的质量主要取决于结合界面各组成

元素的相互作用，结合界面的组织及性能对层状复合材料的性能及应用至关重要^[8]。目前，我国对层状复合材料的生产及应用与国外相比还存在很大差距，如何提高层状复合材料的综合性能一直是众多研究者关注的课题^[9-10]。程明阳等^[11]采用铸轧工艺制备铜铝复合板材，研究发现，铜铝复合板界面层的主要组成为 α -Al 和 CuAl_2 ，铝基体和界面交界处存在少量孔洞。同样，Huang 等^[12]采用固-液连铸(SLCRB)技术制备了 Cu/Al 复合带，在界面处成分为 $\alpha(\text{Al}) + \text{CuAl}_2$ 、 CuAl 、 Cu_9Al_4 ，金属间化合物的存在对其力学性能影响显著。王文焱等^[13]采用液-固轧制复合制备 Ti/Al 复合板，并对其界面组织演化、物相分析及力学性能进行研究，发现复合板界面局部区域生成的 TiAl_3 严重影响其力学性能。Hwang 等^[9]通过冷轧得到 Al/不锈钢复合板，研究了热处理对其组织及性能的影响，结果表明，通过热处理可以使界面结合强度明显提高。Dezellus 等^[14]研究了 T6 热处理对 Ti/Al-7Si-0.3Mg 双金属复合材料力学性能的影响，发现界面结合强度有所提高。刘国平等^[15]通过挤压铸造制备 6101/A356 双金属复合材料，并研究了 T6 热处理对 6101/A356 复合材料组织演变及力学性能的影响，发现热处理后过渡区由 110 扩大到 170 μm ，其界面剪切强度从 76.7 提高到 102.7 MPa。热处理对层状复合材料的性能有显著影响，通过制定合理的热处理工艺来改善复合界面组织与性能，从而使材料满足应用需求，已成为保证和提高材料的综合性能的重要手段^[16]。

6082 铝合金是热处理可强化铝合金，通过固溶处理可以显著改善其综合力学性能，通过液-固轧制复合制备 Al/Al 层状复合板及后续热处理工艺的研究有待进一步深入。另外，液-固轧制结合重力铸造与轧制工艺，将最终实现复合板的冶金结合，使其界面结合强度明显增强。鉴于此，本文以液-固轧制复合制备的 A356/6082 复合板为研究对象，重点分析了 T6 热处理对复合板界面组织与性能的影响，探讨了结合界面处的元素扩散规律及断裂行为。

2 实验材料及方法

层状复合材料以商用 A356 铝合金和 6082 铝合金为原料，其化学成分分别见表 1(质量分数，%)。本实验首先将待浇注的 6082 铝合金板材加工成尺寸为 100 mm×75 mm×2 mm 的板件，并进行脱脂、碱洗、酸洗、吹干等预处理。随后采用 7.5 kW 的井式坩埚电阻炉对 A356 铝合金进行熔炼(熔炼温度为 760 $^{\circ}\text{C}$)，待合金熔体温度达到 760 $^{\circ}\text{C}$ 时，添加质量分数 1% 的 C_2Cl_6 对其进行精炼、除渣和静置处理。最后将冷却至 690 $^{\circ}\text{C}$ 的 A356 合金

熔体浇覆于经过预处理的 6082 铝合金基板上，按照图 1a 的液-固轧制复合工艺制得厚度为 3 mm 的 A356/6082 铝合金层状复合板。实验选用任意一块复合板在 545 ± 3 $^{\circ}\text{C}$ 保温 5 h 进行固溶处理，随后水淬，将其放入热处理炉中进行时效处理，控制温度为 185 $^{\circ}\text{C}$ ，时效 4 h，以此工艺对复合板进行 T6 热处理^[15]。

表 1 A356 和 6082 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of A356 and 6082 aluminum alloy($\omega/\%$)

Alloys	Chemical composition					
	Si	Mg	Fe	Mn	Zn	Al
A356	7.06	0.27	0.115	0.10	0.10	Bal.
6082	0.85	0.88	0.13	0.42	0.03	Bal.

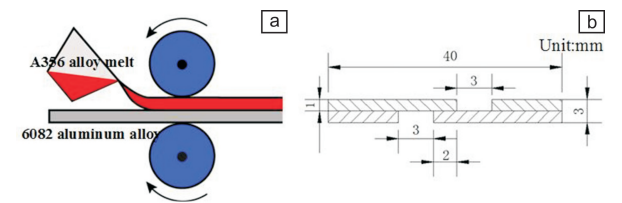


图 1 固-液轧制(a)和剪切试样(b)示意图

Fig. 1 Schematic of liquid-solid rolling (a) and the shear specimen (b)

为测定热处理过程对复合板界面的影响，对 T6 热处理和未经 T6 热处理的复合板分别取样检测。用体积分数为 90% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} + 10\% \text{HClO}_4$ 溶液对试样进行电解腐蚀，采用MEF-3金相显微镜(OM)和 QUANTA FEG-450 型扫描电镜(SEM)观察复合界面的显微组织，并利用 EDS 对复合界面元素分布情况进行分析。为了量化 T6 热处理后共晶硅形态的变化情况，使用 Image-Pro Plus 5.0 软件统计界面附近 A356 铝合金中共晶硅的平均面积分数和晶粒长径比。另外，采用 HV-100 型显微硬度计在 100 g 载荷下保持 15 s 对合金及界面的显微硬度值进行测量，为避免偶然误差，每个试样将在检测点周围取 5 个点取其平均值并绘制硬度分布图，从而表征界面力学性能。按图 1b 所示制备尺寸为 40 mm×10 mm×3 mm 的剪切试样，并采用岛津 AG IC-100kN 材料性能试验机测试 A356/6082 复合板的力学性能。

3 结果与分析

3.1 T6 热处理对复合板显微组织的影响

A356/6082 复合板光学显微组织如图 2 所示。从图 2a 可以看出，未经 T6 热处理的复合板左侧 A356 铝合金基体中的初生 α -Al 相以等轴晶形式存在，层片状共晶硅在界面附近大量团聚；右侧 6082 铝合金组织呈蜂窝状且均匀分布。

当熔融态 A356 接触 6082 基板并共同经过轧制时，

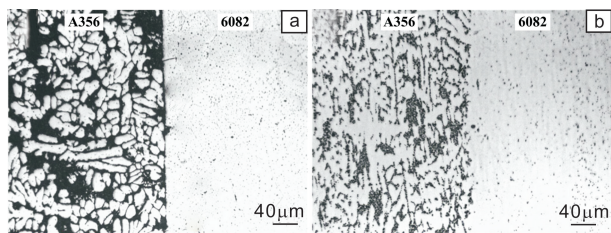


图2 T6 热处理前(a)及 T6 热处理后(b)的 A356/6082 复合板光学显微组织

Fig. 2 Optical microstructure of A356/6082 composite plate before T6 heat treatment (a) and after T6 heat treatment (b)

A356 铝合金因激冷作用而产生大量晶核, 堆积在结合界面附近。另外, 温度骤降使界面区绝大部分原子在表面能的束缚下未能实现跃迁^[17], 界面处出现了清晰的结合线。图 2b 给出了 T6 热处理后复合板界面区的显微组织照片。可以看出, 界面附近的共晶硅堆积现象消失, 组织形态也发生了明显变化。轧制过程中发生的剧烈塑性变形使界面附近积聚了大量的储存能, 在 T6 热处理时成为界面附近原子扩散的动力。合金元素获得足够的能量得以突破扩散能量势垒并加速扩散, 最终使两种合金实现了良好的冶金结合。图 3 给出了热处理前后 A356 铝合金基体中共晶硅的平均面积分数和晶粒长径比, 可以看出, 经过 T6 热处理后, 其平均面积分数和晶粒长径比分别下降了 26.4% 和 24.7%, 在 T6 热处理过程中纤维状共晶硅发生颈缩, 分裂成片段而逐渐球化^[18], 使共晶硅的平均晶粒尺寸大幅度减小, 这与已有的研究结果相吻合^[15]。

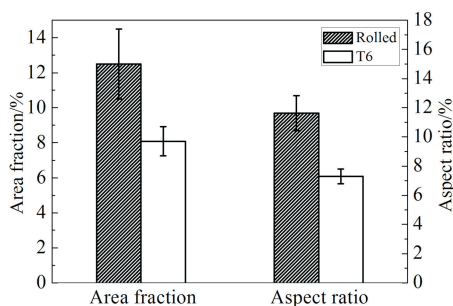


图3 T6 热处理前后 A356 铝合金基体中共晶硅的平均面积分数和晶粒长径比

Fig. 3 The average area fraction and aspect ratio of A356 aluminum alloy matrix before and after T6 heat treatment

3.2 T6 热处理前后界面区元素扩散

图 4 给出了 T6 热处理前后 A356/6082 层状复合板界面区的 SEM 照片。从图 4a 和 4b 可以看出, 复合板结合界面清晰, 堆积在界面附近的共晶硅阻碍了两合金间元素互扩散。T6 热处理后, 复合板界面组织更为均匀, 结合线消失, 如图 4c 和 4d 所示。

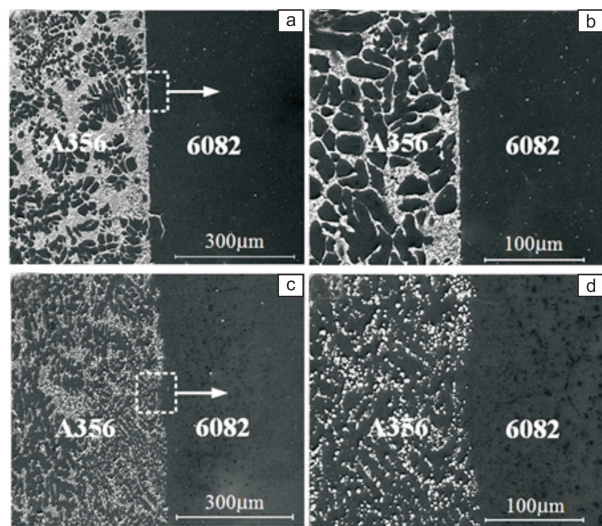


图4 T6 热处理前(a, b)以及 T6 热处理后(c, d)的 A356/6082 复合板界面区 SEM 照片

Fig. 4 SEM image of the A356/6082 composite plate interface before T6 heat treatment (a, b) and after T6 heat treatment (c, d)

为了进一步确定热处理前后的元素扩散情况, 随后对复合板沿垂直界面方向进行线扫描分析, 如图 5 所示。由图 5a 可知, 界面区 Mg 元素的分布出现了明显的台阶。A356 铝合金与 6082 铝合金基体存在 Mg 元素浓度差, 当熔融态 A356 浇覆在 6082 基板上时, 由于激冷作用强烈, 大量细小的共晶硅堆积在界面附近, 严重阻碍了 Mg 元素扩散。T6 热处理后, 界面处共晶硅形态发生改变, 堆积现象消失, Mg 原子获得能量而挣脱表面能的束缚, 实现跃迁。从图 5b 可以看出, 界面区台阶消失, 元素分布趋于统一。因为本实验选取的固溶温度为 545 °C, 低于 A356 的共晶温度 575 °C, 在固溶过程中, 一方面 Si, Mg 元素将固溶在 α-Al 中, 但在共晶温度下, Si 在固溶体中的最大溶解度为 1.65%, 且溶解度随温度降低而减少; 另一方面, 纤维状共晶硅发生球化。式 (1) 给出的模型^[19]论证了当固溶温度为 540 °C 时, 共晶硅球化过程在 3 min 内即可完成:

$$\tau_{\max} = \frac{32 \pi^2}{9} \cdot \frac{kT}{D_s \gamma} \cdot \left(\frac{\rho}{\varphi} \right)^4 \cdot \ln \frac{\rho}{\varphi} \quad (1)$$

式中, τ 为球化时间; φ 表示硅原子直径; γ 表示 Al/Si 界面能; ρ 为针状 Si 的原始半径; D_s 为 Si 在 Al 中的互扩散系数; T 为固溶温度。可见, 在 545 °C 下保温 5 h 后, 共晶硅球化过程早已结束。正是由于 Si, Mg 元素在 α-Al 中固溶, 界面处共晶硅中的 Al 依附于 6082 基体 Al 生长, 因此团聚现象消失, 复合板界面处组织更为均匀。

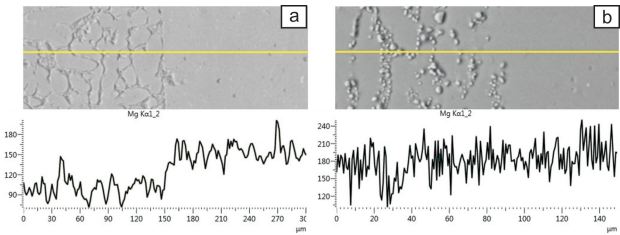


图 5 T6 热处理前(a)及 T6 热处理后(b)沿垂直界面方向 Mg 元素分布

Fig. 5 Distribution of Mg element along vertical direction before T6 heat treatment(a) and after T6 heat treatment (b)

图 6 为 T6 热处理前后 A356/6082 复合板界面附近 Mg 元素的浓度分布情况。由于热处理过程中界面附近原子被激活而沿着彼此的基体方向扩散, Mg 元素同 Si 元素固溶于 α -Al 中, 从而使 Mg 元素的浓度分布更为均匀, 可以在很大程度上改善复合板界面的结合性能^[20]。

表 2 T6 热处理前后 A356 铝合金、6082 铝合金及 A356/6082 复合板相应的剪切强度^[15]

Table 2 Shear strength of A356 aluminum alloy, 6082 aluminum alloy and A356/6082 composite plate before and after T6 heat treatment^[15]

Materials	Shear strength before T6 heat treatment/MPa	Shear strength after T6 heat treatment/MPa
A356 aluminum alloy	109.4	154.6
6082 aluminum alloy	182.5	184.3
A356/6082 composite plate	91.6	139.2

对比表 2 可知, T6 热处理后 A356/6082 复合板的抗剪强度从 91.6 MPa 增加到 139.2 MPa。在前文提到的轧制态 A356/6082 复合板界面结合处, 纤维状共晶硅在界面附近大量集聚。由于界面附近硅含量相对较高且形成分界, 这种集聚现象会阻碍 A356 合金熔体与基板 6082 的进一步接触, 致使界面剪切强度较低。另外, 轧制力的作用可能会使基板表面氧化膜破裂, 新鲜的 A356 熔体被压入基板而相互接触, 当达到原子间距时, 两种合金仅能实现物理结合^[21]。T6 热处理后, 复合板的剪切强度得到显著提高, 在长时间加热保温中, 界面附近原子获得能量以突破势垒得到充分的扩散, 复合板界面附近堆积的共晶硅被扩散驱动力打破, 偏聚现象消失, 组织更为均匀, 该过程消除了因轧制变形引起的残余应力, 最终实现了两种铝合金良好的冶金结合, 显著改善了复合板剪切性能^[22]。

图 7 为 T6 热处理前后 A356/6082 复合板试样剪切断口形貌 SEM 照片。从图 7a 和 7b 可以看出, 未经热处理的复合板剪切断口呈现出较为连续的“抛物线状”, 沿剪切方向断面较为光滑。在轧制力的作用下两种合金仅

3.3 T6 热处理对复合板力学性能的影响

3.3.1 剪切强度

T6 热处理前后复合板的剪切强度值可以反映其界面结合强度。表 2 列出了 T6 热处理前后 A356 铝合金基体、6082 铝合金基体以及 A356/6082 复合板相应的剪切强度值。本实验所用的剪切强度计算公式为 $\tau = F/S$, F 为剪切力, S 为截面面积。

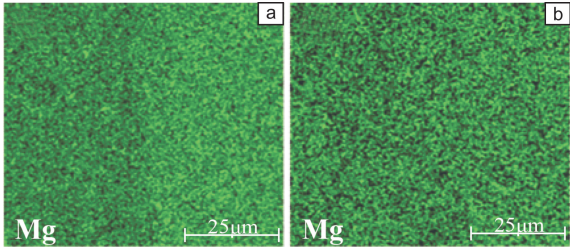


图 6 T6 热处理前(a)及 T6 热处理后(b)的 A356/6082 复合板界面附近 Mg 元素的浓度分布对比

Fig. 6 The concentration distribution of Mg element near the interface of A356/6082 before T6 heat treatment (a) and after T6 heat treatment (b)

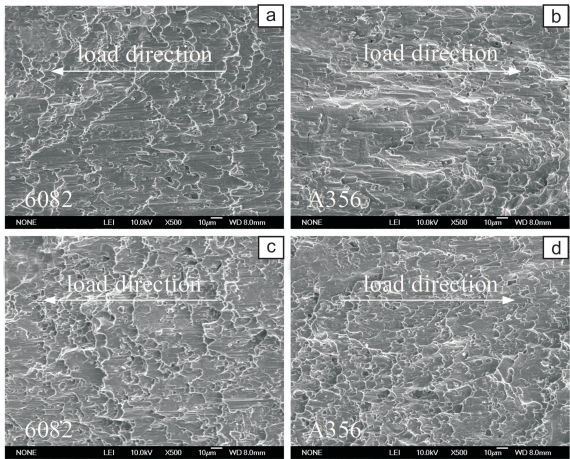


图 7 A356/6082 复合板试样剪切断口形貌 SEM 照片: T6 热处理前 6082 铝合金一侧(a)和 A356 铝合金一侧(b)以及 T6 热处理后 6082 铝合金一侧(c)和 A356 铝合金一侧(d)

Fig. 7 SEM image of shear fracture morphology of A356/6082 composite plate: 6082 aluminum alloy sides before (a) and after (c) T6 heat treatment; A356 aluminum alloy sides before (b) and after (d) T6 heat treatment

仅实现物理结合,当承受剪切应力时,复合板基体与覆层金属的物理结合被打破;另外,根据复合板界面显微组织可知,由于界面附近存在大量的纤维状共晶硅,使其在剪切力的作用下易产生脆性断裂。图 7c 和 7d 为 T6 热处理后复合板试样剪切断口照片,断口中存在大量凹坑及不规则的抛物线形状。热处理不仅使共晶硅形态发生了改变,也促进了合金元素的相互扩散,最终实现了复合板的良好冶金结合。经热处理后的复合板剪切强度提升,但剪切断口中依然存在光滑切口,断裂机制依然为脆性断裂。

3.3.2 显微硬度

A356/6082 双金属复合板垂直界面方向上的显微硬度分布如图 8 所示。液-固复合轧制后 A356 侧的平均硬度值为 787.9 MPa,界面处硬度值较高。熔融态 A356 浇覆于 6082 铝合金时会产生激冷作用,促使大量共晶硅在界面附近集聚,且在轧制力作用下,界面处会产生剧烈变形而发生形变强化。

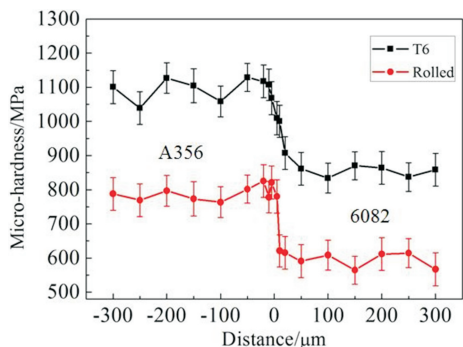


图 8 T6 热处理前后 A356/6082 复合板垂直界面方向上的显微硬度分布

Fig.8 The micro-hardness distribution of A3556/6082 composite plate in vertical direction before and T6 after heat treatment

与未经 T6 热处理相比,由于 T6 热处理消除了因激冷而产生的偏聚现象,使复合板界面及基体组织更均匀,且使晶粒变形得到恢复,经 T6 热处理后结合界面及基体附近的硬度均有显著提高。A356 侧的平均硬度值达到 1102.5 MPa,6082 侧的平均硬度值达到 851.6 MPa,且界面附近硬度值呈现渐变趋势。另外,Mg 元素对 A356 及 6082 的时效影响显著^[23],热处理过程促使 Mg 扩散到基体中,可以对两种铝合金起到强化作用。且 6082 铝合金中 Mg 含量高于 A356 铝合金,热处理过程会加速 Mg 元素的扩散。

4 结 论

(1) T6 热处理后,界面附近的纤维状共晶硅集聚现

象消失,且组织更为均匀,T6 热处理使纤维状共晶硅发生球化,共晶硅的平均面积分数和长径比分别降低了 26.4% 和 24.7%。

(2) T6 热处理不仅使界面附近原子获得能量得以挣脱表面能的束缚,也使合金内部空位浓度增加,促进原子迁移,加速原子扩散,合金元素更易从界面处向合金两侧扩散,以此实现两种铝合金良好的冶金结合。

(3) T6 热处理消除了因轧制变形产生的残余应力,通过合金元素相互扩散均匀组织,使 A356/6082 复合板的剪切强度从 91.6 提高到 139.2 MPa,结合界面及基体附近的显微硬度均得到明显改善,A356 侧的平均硬度值达到 1102.5 MPa,6082 侧的平均硬度值达到 851.6 MPa,且沿 A356 至 6082 垂直界面方向其显微硬度值逐渐下降。

参考文献 References

- [1] Zu Guoyin(祖国胤), Li Xiaobing(李小兵), Ding Mingming(丁明明), et al. *Journal of Northeastern University*(东北大学学报)[J], 2011, 32(5): 675-678.
- [2] Wang Z J, Zhai L, Ma M, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 644: 194-203.
- [3] Wu L, Kang H, Chen Z, et al. *Metallurgical & Materials Transactions B*[J], 2016, 47(1): 89-98.
- [4] Papis K J M, Hallstedt B, Löffler J F, et al. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(13): 3036-3043.
- [5] Koerner C, Schwankl M, Himmler D. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(5): 1094-1101.
- [6] Yuan H, Chen Y Q, Li L, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(6): 1555-1563.
- [7] Afshar F N, Wit J H W D, Terryn H, et al. *Corrosion Science*[J], 2012, 58(5): 242-250.
- [8] Jin Herong(金贺荣), Zhang Chunlei(张春雷), Han Xueyan(韩雪艳), et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2015(4): 952-958.
- [9] Hwang W S, Wu T I, Sung W C. *Journal of Engineering Materials & Technology*[J], 2012, 134(1): 014501-1-6.
- [10] Jiang H T, Yan X Q, Liu J X, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(3): 697-704.
- [11] Cheng Mingyang(程明阳), Wan Aiqin(王爱琴), Mao Zhiping(毛志平), et al. *Journal of Henan University of Science and Technology*(河南科技大学学报)[J], 2017, 38(1): 10-14.
- [12] Huang H G, Dong Y K, Yan M, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(5): 1019-1025.
- [13] Wang Wenyan(王文焱), Shi Shiqin(史士钦), Shang Zhengping(尚郑平), et al. *Special Casting and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 36(10): 1084-1088.

- [14] Dezellus O, Zhe M, Bosselet F, *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2795–2803.
- [15] Liu G P, Wang Q D, Liu T, *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 696: 208–215.
- [16] Bai Yunqiang(白允强), Deng Jiaai(邓家爱), Wan Zhangzhong(王章忠), *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2011, 36(11): 60–62.
- [17] Li Xiaobing(李小兵), Zu Guoyin(祖国胤), Wang Ping(王 平). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013(5): 1202–1207.
- [18] Zhu M, Jian Z, Yang G, *et al. Materials & Design*[J], 2012, 36: 243–249.
- [19] Ogris E, Wahlen A, Lüchinger H, *et al. Journal of Light Metals* [J], 2002, 2(4): 263–269.
- [20] Ma Yanyan(马艳彦), Chi Chengzhong(池成忠), Li Peng(林鹏), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(8): 2086–2091.
- [21] Chang Dongxu(常东旭), Wang Ping(王 平), Gong Xiaoyu(龚潇于), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(9): 2216–2221.
- [22] Guan Liuhui(管刘辉). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2008: 1.
- [23] Shang Baochuan(商宝川), Yin Zhimin(尹志民), Zhou Xiang(周 向), *et al. Transactions of Metal Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011, 32(1): 77–81.

(编辑 张雨明)