

[文章编号] 1004-0609(2001)02-0279-05

喷射成形 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金的组织与性能^①

韦 强, 熊柏青, 张永安, 朱宝宏, 石力开

(北京有色金属研究总院, 北京 100088)

[摘 要] 利用喷射成形工艺制备了 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金材料, 研究了热挤压工艺与热处理工艺对材料微观组织与力学性能的影响。在峰时效的情况下材料表现出了高的力学性能指标, 抗拉强度达到 754 MPa, 屈服强度达到 722 MPa, 断裂延伸率达到 8%, 与采用传统铸造变形工艺制备的同类合金相比($\sigma_b \geq 610$ MPa, $\sigma_{0.2} \geq 580$ MPa, $\delta \geq 4\%$), 性能有了明显的提高。合金性能的提高与其基体中呈弥散分布的 Mg_7Zn_3 相有很大的关系, 合金的主要强化机制是沉淀强化。

[关键词] 喷射成形; 沉淀强化; Al-Zn 合金

[中图分类号] TG 146.2

[文献标识码] A

随着航空、航天及交通运输工业的发展, 对高性能铝合金的需求日益迫切。Al-Zn 系合金具有强度高、比重轻、良好的加工性能等优点, 目前已在许多领域获得应用^[1, 2], 如 7075, 7175, 7475 合金等。Al-Zn 系合金为典型的时效强化合金, 其常用热处理工艺包括: 1) T6(460 °C 固溶处理+ 120 °C × 24 h), 该工艺虽提高了合金的强度, 但降低了合金的抗应力腐蚀性能^[3]; 2) T73(460 °C 固溶处理+ 120 °C × 24 h+ 160 °C × 12 h), 该工艺提高了合金的抗应力腐蚀性能, 但强度较 T6 工艺有明显的下降^[4]; 3) T77(460 °C 固溶处理+ 120 °C × 24 h+ 200 °C × 10 min+ 160 °C × 12 h), 该工艺能使合金强度及抗应力腐蚀性能均有明显的提高^[5]。由于 Al-Zn 系合金结晶范围宽、比重差异大, 当利用铸造工艺生产高 Zn 含量的 Al-Zn 系合金时, 材料的晶粒粗大, 有明显的宏观偏析, 易对材料性能造成不利影响, 而喷射成形技术^[6, 7]由于使材料获得了高的冷却速率($\geq 10^3$ °C/s), 从而细化了晶粒、减少了偏析、提高了合金元素的固溶度, 因此能够显著提高材料的性能, 如强度、塑性等^[8~11]。

由于喷射成形工艺在制备合金坯件过程中冷却速率远高于传统铸造工艺, 使得沉积态材料中各个合金元素的过饱和度与铸态材料相比有很大的区别。本实验的目的是通过研究喷射成形 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的组织演变, 探索适合于喷射成形 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金材料的热处理工艺, 以达到充分提高材料使用性能的目的。

1 实验

实验所用合金的化学成分为 Al-8.6Zn-2.6Mg-2.2Cu, 喷射成形实验在北京有色金属研究总院自行研制的 SF-200 喷射成形设备上完成。采用双层非限制式气流雾化喷嘴, 雾化气体为氮气, 斜喷角 20°~30°, 偏心距 20~45 mm, 沉积距离 400~500 mm, 雾化温度 800~850 °C, 熔体质量流率 2~3 kg/min, 雾化气体压力为 0.5 MPa 和 0.6 MPa。将得到的沉积圆锭机加工后利用 800 t 热挤压机将其挤压成 $d 34$ mm 和 $d 15$ mm 的棒坯, 挤压比分别为 14:1 和 28:1, 随后进行淬火实验, 淬火温度为 450, 460, 470, 480 °C, 挤压棒坯按 T6 和 T71 热处理工艺时效处理(T6: 120 °C × (0, 3, 6, 9, 12, 18, 24, 30 h); T71: 120 °C × (0, 3, 6, 9, 12, 18, 24, 30 h) + 165 °C × 1 h)。

组织和断口分析分别在 NEOPHOT-2 型光学显微镜、CAMBRIDGE-2 型扫描电镜、PHILIPS X 射线衍射仪、HT-800 透射电镜上完成, 透射电镜样品取自挤压棒坯的横截面。拉伸试验在 MTS810 力学性能试验机上进行, 硬度测试在 HG9-45 型硬度测试仪上完成。

2 结果与讨论

2.1 沉积态组织观察

从沉积态合金的金相照片(见图 1)可以看到材料的晶粒细小、尺寸均匀, 随着雾化压力的增加晶

① [基金项目] 国家“八六三”资助项目 [收稿日期] 2000-05-22; [修订日期] 2000-10-31

[作者简介] 韦 强(1974-), 男, 工程师。

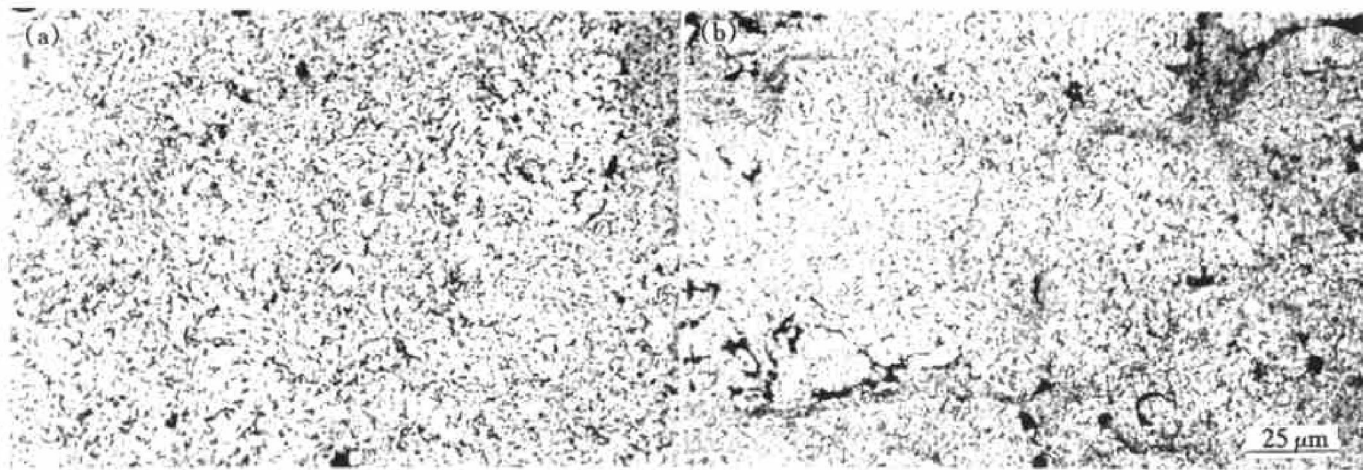


图 1 沉积态合金的金相组织

Fig. 1 Microstructures of as-deposited alloy

(a) —With pressure of 0.5 MPa; (b) —With pressure of 0.6 MPa

粒尺寸减小 ($d_{0.5 \text{ MPa}} \approx 5 \mu\text{m}$, $d_{0.6 \text{ MPa}} \approx 3 \mu\text{m}$), 但孔隙率增加。XRD 分析(见图 2)表明沉积态组织由 $\alpha(\text{Al})$, CuAl_2 及 Mg_2Zn_3 组成, 冷却速率对沉积态组织的相组成无明显的影响。从图 3 可以看到脱溶颗粒被浸蚀掉后在基体中留下的孔洞。

2.2 挤压态组织

经热挤压致密化后基本消除了沉积坯件中的孔洞, 获得了致密的组织。SEM 实验结果表明此时基体中有大量直径 $1 \mu\text{m}$ 左右、形状规则的第二相颗粒存在(见图 4 中白点)。XRD 分析(见图 5)表明挤压态组织由 $\alpha(\text{Al})$, Mg_2Zn_3 组成。这表明在加热及形变过程中 CuAl_2 发生分解, 溶解到 Al 基体中。力学性能测试结果(见表 1)表明随着挤压比的增加材料的力学性能指标提高。从图 6 可以看到挤压比为 14:1 的样品断口有明显的微裂纹存在, 这是由于沉积态坯件中的气孔没有充分焊合而形成的缺陷。

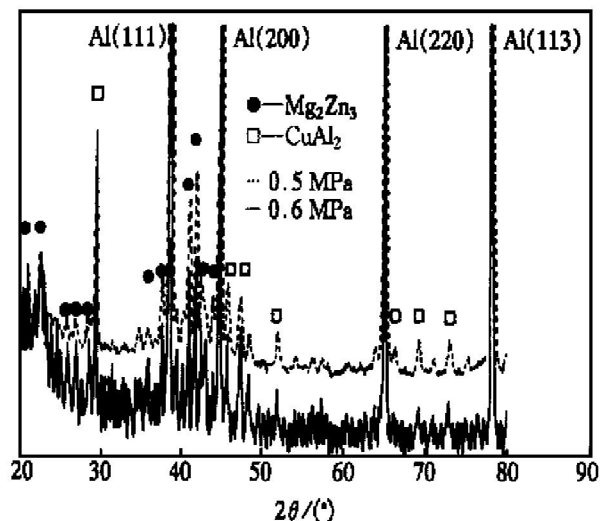


图 2 沉积态合金的 X 射线衍射谱

Fig. 2 X-ray spectrum of as-deposited alloy

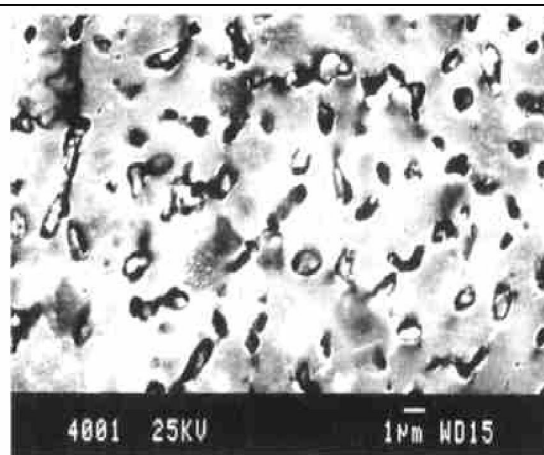


图 3 沉积态合金的 SEM 照片

Fig. 3 SEM of as-deposited alloy

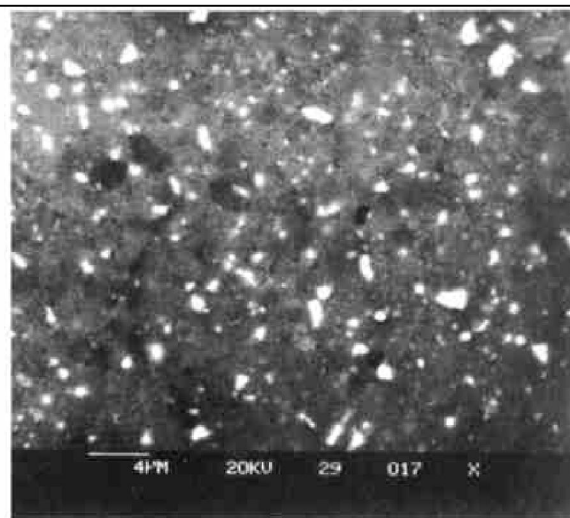


图 4 挤压态合金 SEM 照片

Fig. 4 SEM of extruded alloy

陷。微裂纹的存在严重降低了材料的性能。

2.3 淬火温度对材料组织与性能的影响

从表 2 可以看到材料经固溶处理后力学性能有明显的提高, 在 $460 \sim 470^\circ\text{C}$ 固溶强化效果最明显。

XRD 分析(见图 7)表明此时的相组成以 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体为主。

2.4 T71 热处理后的显微组织

从时效 6 h 后材料组织明场像(图 8(a)) 可以看到在晶粒内部及晶界处弥散分布着棒状和不规则形状的化合物颗粒, 能谱分析表明大多数沉淀相为富 Zn, Mg 的多元化合物, 但具体组成还无法确定。

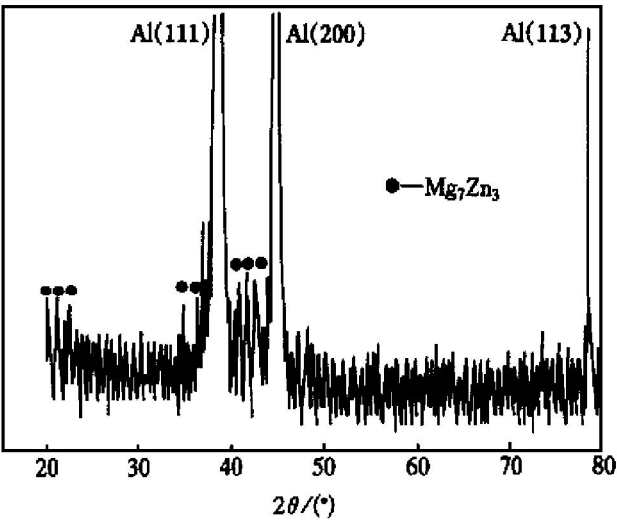


图 5 挤压态合金的 X 射线衍射谱
Fig. 5 X-ray spectrum of extruded alloy

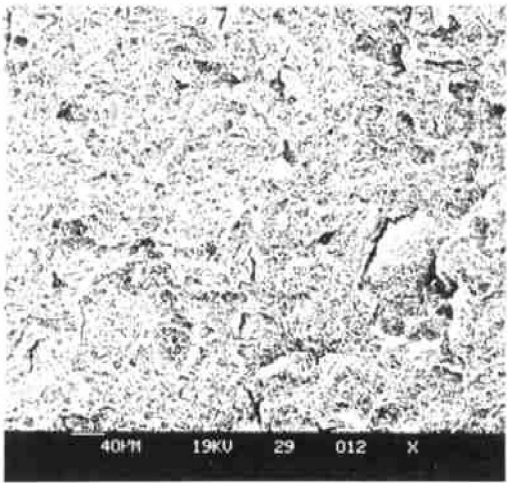


图 6 挤压态合金拉伸断口 SEM 形貌
Fig. 6 SEM of extruded alloy fracture

表 1 挤压态合金棒坯室温拉伸性能

Table 1 Tensile property of extruded alloys			
Extrusion rate	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_{10} /%
14: 1	372	247	19
28: 1	450	317	14

表 2 经过不同温度淬火后合金的室温拉伸性能

Table 2 Tensile property of alloy at different quenching temperatures			
t /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_{10} /%
450	725	585	13
460	745	600	15
479	740	600	15
480	715	595	8

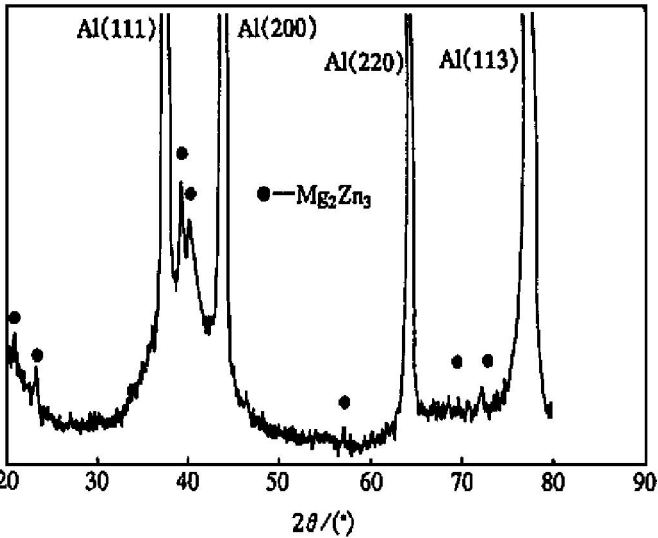


图 7 经固溶处理后合金的 X 射线衍射谱
Fig. 7 X-ray spectrum of solid solution

从图 8(b) 可以看到时效 18 h 后在晶粒内部弥散分布的直径约 100 nm 的沉淀相颗粒, XRD 分析(见图 9)表明其相组成为 Mg_7Zn_3 。从图 8(c) 可以看到时效 30 h 后沉淀相颗粒已经长大到 600 nm 左右, 且沿晶界形成网络状分布。

2.5 材料的力学性能

图 10 所示为 T6 和 T71 热处理后材料维氏硬度的测试结果, 从中可以看到材料的硬度随着时效时间的延长, 呈上升的趋势, 且 T71 热处理后材料的硬度值高于 T6 热处理态。

根据材料硬度的测试结果, 选取 T71 热处理 18 h, T6 热处理 18 h 和挤压态(挤压比 28: 1)、铸态(铸造+ 热变形加工+ 热处理)共 4 个状态的样品进行拉伸试验, 测试结果如表 3。喷射成形坯件经热挤压和 T6 热处理后, 抗拉强度可达到 740 MPa, 屈服强度达到 710 MPa, 断裂延伸率为 10%; 经热挤压和 T71 热处理后材料的抗拉强度达到 754 MPa, 屈服强度超过 722 MPa, 断裂延伸率为 8%, 均

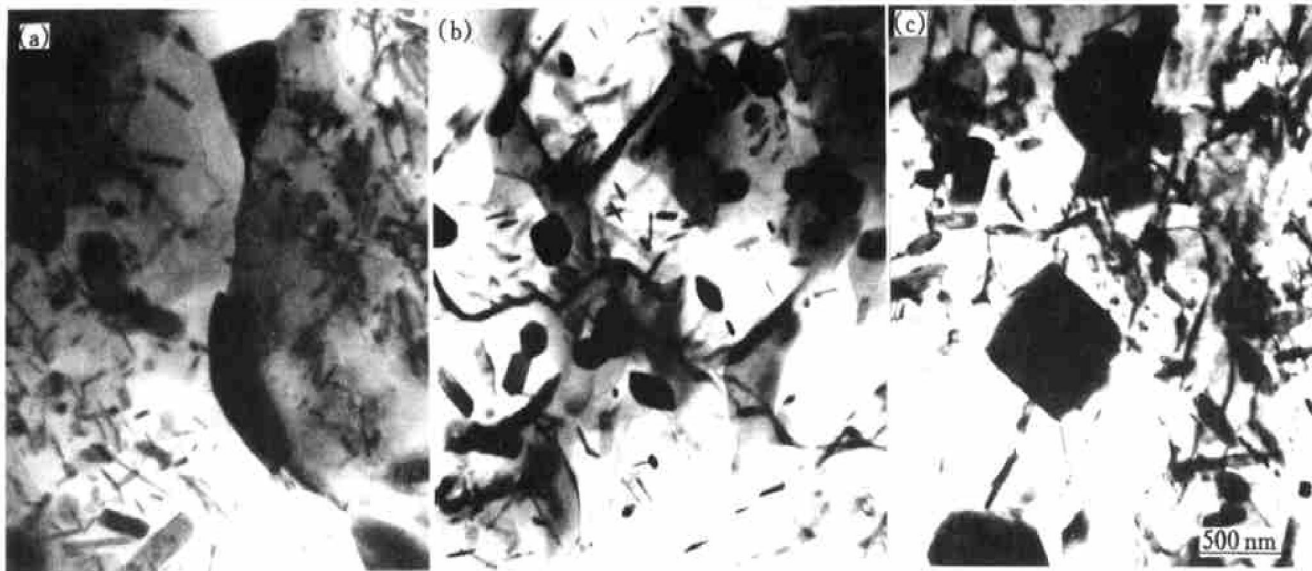


图 8 时效组织的 TEM 明场像

Fig. 8 TEM of aged microstructures

(a) —Aged for 6 h; (b) —Aged for 18 h; (c) —Aged for 30 h

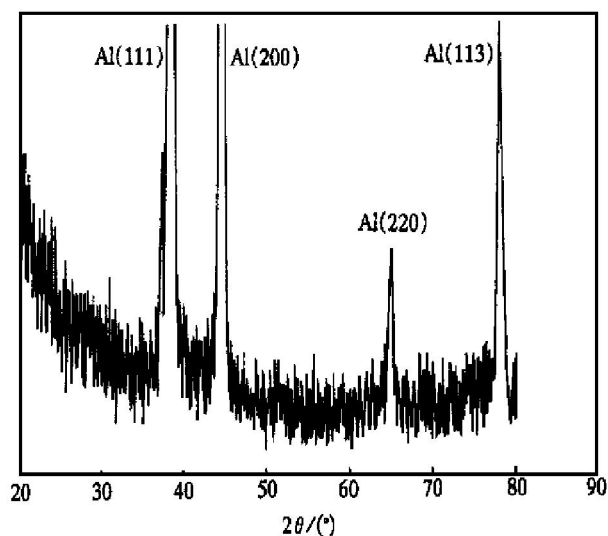


图 9 经过时效后合金的 X 射线衍射谱

Fig. 9 X-ray spectrum of aged microstructure

明显高于采用传统铸造+ 热变形加工+ 热处理工艺生产的同类合金材料的力学性能指标。图 11 为 T71 时效 18 h 合金室温拉伸断口的扫描电镜照片，从照片可以看到，拉伸断口为韧性沿晶断裂。

3 结论

1) 用喷射成形技术制备的 Al-Zr-Mg-Cu 系高强铝合金经热挤压和 T71 热处理后极限抗拉强度可达到 754 MPa, 屈服强度超过 722 MPa, 断裂延伸率可达到 8%, 与利用传统铸造冶金技术生产的同

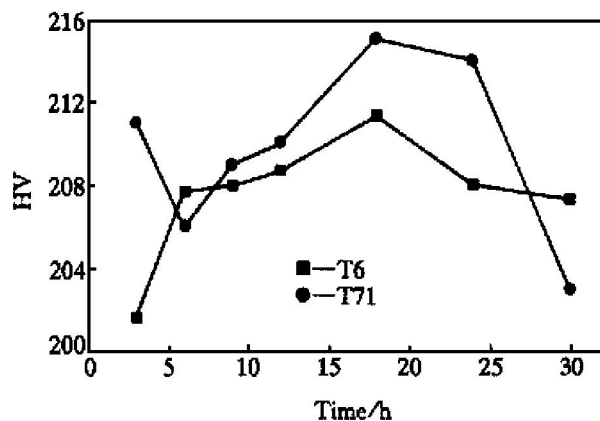


图 10 硬度测试图

Fig. 10 Hardness curves

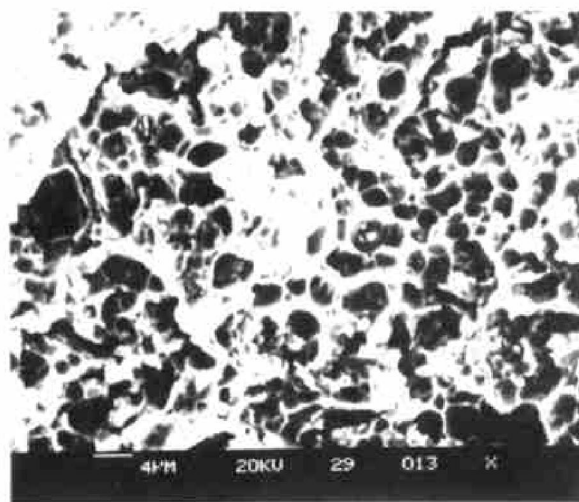


图 11 室温拉伸断口微观形貌

Fig. 11 SEM of fracture

表 3 室温合金的力学性能

Table 3 Tensile property at room temperature				
Samples	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	E /GPa
T6	740	710	10.0	76.4
T71	754	722	8.0	71.5
Extruded alloy	450	317	14.0	66.0
Cast alloy	610	580	4	—

类材料性能相比有了显著的提高。

2) 合金的主要强化机制为沉淀强化, 强化相为 $Mg_{17}Zn_{13}$ 。随着时效时间的延长沉淀相粒子不断长大, 材料的强度开始连续下降。

[REFERENCES]

[1] XIONG Ba-qing(熊柏青). 喷射成形工艺的现状与发展 [J]. Chinese Journal of Rare Materials(稀有金属材料), 1999, 23(6): 427.

[2] Leatham A G. Spray forming: alloys, products, and markets [A]. Fourth Int Conf on SF [C]. USA: Baltimore, 1999.

[3] Melvin H B. Producing Combined High Strength and Corrosion Resistance in AlZrMgCu Alloys [P]. US 4832758.

[4] Melvin H B. Aluminium Alloy Product Having Improved Combinations of Corrosion Resistance Propertied and Method for Producing the Same [P]. US 4863528.

[5] Cina. Reducing the Susceptibility of Alloys, Particularly Aluminium Alloys, to Stress Corrosion Cracking [P]. US 3856584.

[6] Singer A R E. The principles of spray rolling of metals [J]. Met Mater, 1970, 4(4): 246.

[7] Ospray Metal Ltd. Production of Spray Deposits [P]. US 4938275.

[8] Leatham A G and Elias L. In spray forming: science, technology and applications [J]. Powder Metallurgy World Congress, 1992, 59.

[9] Cavalliai G, Lanciotti A and Lazzeri L. Evaluation of fatigur and fracture mechanics properties of a spray deposited high strength Al alloy [A]. Proc 4th Int Conf on Fatigue and Fatigue Thresholds Honolulu [C]. Birmingham: MCE, 1990. 305.

[10] Jeffery B Plies and Nicholas J Grant. Structure and properties of spray formed 7150 containing Fe and Si [J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 30(3): 335.

[11] WEI Qiang, XIONG Ba-qing, ZHANG Yong-an, et al. Production of high strength AlZrMgCu alloys by spray forming process [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2001, 11(2): 258– 261.

Structure and property of high strength
AlZrMgCu alloy by spray forming

WEI Qiang, XIONG Ba-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, SHI Li-kai
(Beijing General Research Institute for Nonferrous Metals,
Beijing 100088, P. R. China)

[Abstract] High strength AlZrMgCu alloys were produced by spray forming process. The microstructure and mechanical properties of the extruded products in the T6 and T71 conditions were evaluated. Under peak-aged conditions the products exhibit high levels of performance, with tensile strength up to 754 MPa, yield strength to 722 MPa, elongation of 8%, having great improvement compared to the same alloy produced by conventional casting process. The increase in strength is associated with the high volume fraction of $Mg_{17}Zn_{13}$ precipitates. The main hardening mechanism of this alloy is precipitation hardening.

[Key words] spray forming; precipitation hardening; AlZn alloy

(编辑 龙怀中)