

热锻对喷射成形+挤压 7055 铝合金组织和性能的影响

温家飞¹, 余 罡², 张 豪³, 向剑波¹, 罗丰华¹

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(2. 中船重工集团公司第 712 研究所, 湖北 武汉 430064)

(3. 江苏豪然喷射成形合金有限公司, 江苏 镇江 212009)

摘 要: 利用喷射成形技术制备了 7055 高强铝合金, 并对合金进行了热挤压和热挤压+热锻加工, 然后进行 T74 过时效处理。借助拉伸性能测试, 电化学工作站、金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM) 等手段研究了热锻对挤压合金显微组织和性能的影响。结果表明: 挤压合金的抗拉强度达到 642 MPa, 屈服强度达到 598 MPa, 而锻造合金的抗拉强度和屈服强度却下降了, 但延伸率、电导率和硬度有所上升, 断口形貌均为韧性断裂; 无论是挤压还是锻造合金, 晶界析出相中的主要合金元素含量均较基体高, 而锻造合金晶界析出相中 Mg、Zn 元素含量较挤压合金降低, Cu 元素含量升高; 挤压和锻造合金在过时效后晶内都均匀分布着 GP 区和 η' 析出相, 晶界 η 析出相则是断续的点状分布, 但锻造合金晶内析出相粗化, 晶界析出相变多; 锻造合金的耐蚀性比挤压合金有所提升。

关键词: 喷射成形 7055 铝合金; 锻造态; 挤压态; 显微组织; 性能

中图法分类号: TG146.21; TG166.3

文献标志码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3167-06

7055 铝合金是一种在 Al-Zn-Mg 合金的基础上发展起来的新一代可热处理强化的变形铝合金, 作为一种超高强合金结构材料, 具有比强度高、加工性能优良和焊接性能优异的特点^[1,2], 因此被广泛应用在飞机和火箭等各种航空航天器的结构零件的制造上^[3,4]。T6 单级峰值时效处理虽然提高了其强度, 但材料的抗应力腐蚀性差^[5]。为了降低合金的应力腐蚀敏感性, 发展了双级时效制度, 但合金强度略有下降^[6-8]。

喷射成形技术又叫喷射铸造, 是由英国 Swansea 大学 A. Singer 教授提出的一种利用快速凝固方法制坯的先进制造技术^[9,10]。喷射成形材料有许多优点, 如组织均匀细小、无宏观偏析。同时喷射成形还能提高合金的固溶度, 进而提高其固溶强化能力, 使合金的综合性能显著提高^[11,12], 因此该技术也被应用到 7055 铝合金的制备研究中。

喷射成形 7055 铝合金后续的热挤压工艺十分重要, 通过后续热挤压加工会使夹杂破碎, 分散, 减弱其有害作用, 同时能够细化合金晶粒, 改善第二相分布, 使合金的性能显著提高。而合金通过热挤压开坯后, 继续制备各种零件、构件时, 再次加热和锻造是

不可避免的。

本实验以喷射成形 7055 铝合金为对象, 对比分析了热挤压、热挤压+锻造两种加工工艺对 T74 过时效状态合金的显微组织、性能的影响, 为喷射成形 7055 铝合金的开发应用提供参考。

1 实 验

实验所用原料由江苏豪然喷射成形合金有限公司提供, 合金成分如表 1 所示。

将喷射成形坯件进行热挤压(挤压坯料温度 440~460 °C, 挤压筒 410~430 °C, 模具 420~440 °C, 挤压比为 12:1, 空冷)、热挤压+锻造(锻造坯料温度 420~450 °C, 模具 430~450 °C, 空冷), 然后进行 T74 过时效处理(470 °C/3 h+475 °C/3 h, 120 °C/8 h+160 °C/24 h)制得 7055 铝合金坯件, 对比分析合金坯件的力学性

表 1 喷射成形 7055 铝合金的成分
Table 1 Chemical composition of spray forming 7055 ally ($\omega/\%$)

Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Zr	Al
7.5	2.1	2.4	0.04	0.1	0.005	0.11	Bal.

收稿日期: 2017-10-20

基金项目: 科技部科技型中小企业创新基金(10C 26213201152)

作者简介: 温家飞, 男, 1992 年生, 硕士生, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88877880, E-mail: 13647009756@163.com

能和显微组织。

采用电子万能材料试验机测定合金拉伸性能，拉伸速度为 2 mm/min。挤压、锻造处理的合金各测 5 个试样，计算平均值。在 JEOL JSM-6360LV 型扫描电子显微镜上观察拉伸断口形貌。用 FH-1 型涡流电导仪测量合金 5 个不同点的电导率，取平均值；利用上海辰华 CHI660 型电化学工作站在 3.5%NaCl 溶液中测量极化曲线，分析其自腐蚀电位和自腐蚀电流；金相试验则先用科勒试剂（2%HF+5%HCl+3%HNO₃）对试样进行腐蚀 20 s 左右，再立即用 20%的硝酸溶液擦拭表面的氧化物，并用水清洗吹干，在 Leica DM2700M 金相显微镜下观察拍摄不同倍数的金相照片。为了解合金中元素分布情况，先将试样进行电解抛光，用科勒试剂腐蚀 3~5 s，并在扫描电镜下进行 EDS 能谱点扫描分析。透射样品则先预磨到厚度 80 μm 左右，使用电解双喷减薄（30%的硝酸甲醇溶液），温度控制在-30 ℃以下，用型号为 FEI Tecnai 20 的透射电镜观察合金的晶内和晶界的析出相大小和分布，加速电压为 200 kV。

2 结果与讨论

2.1 沉积坯料的金相组织

图 1 为喷射成形 7055 铝合金沉积坯的金相组织。呈颗粒状，颗粒尺寸在 30~50 μm，且组织中没有明显的宏观偏析，颗粒内有棒状析出相，界面有连续分布的析出相和少量孔隙。孔隙导致合金性能下降，HRB 硬度只有 400 MPa，需要通过后续的热挤压或者热锻造进一步消除孔隙缺陷，提高合金的性能。

2.2 合金性能与断口形貌

表 2 为热挤压、热挤压+锻造喷射成形 7055 铝合金经 T74 过时效处理后的性能。

由有关文献可知^[13]，合金经 T74 过时效处理后，强度相比 T6 峰值时效处理有所下降。因为 T74 过时效，是在牺牲强度的情况下，取得良好的抗应力腐蚀性能。挤压喷射成形 7055 铝合金的抗拉强度、屈服强度均比锻造合金高出 20~40 MPa，但伸长率只有 15.1%，相比锻造后的伸长率下降了 1.8%。锻造工艺需要加热处理，会造成相析出和晶粒粗化，后续 T74 的固溶处理不能完全溶解析出相，造成合金强度损失。

图 2 所示为喷射成形 7055 铝合金经 T74 过时效后室温拉伸断口的 SEM 照片。

图 2a 为挤压合金的断口形貌图。在断口处有大量撕裂棱，整体表现为韧性断裂，塑性较好，但存在平行的撕裂棱，有层状组织的迹象，同时也有横向晶界裂纹；图 2b 为锻造合金的断口形貌。其韧窝比挤压合金多，韧窝周围有细撕裂棱，但其“脊”变窄，导致

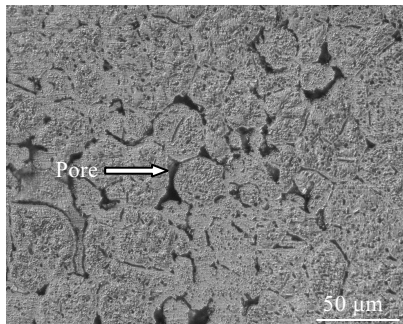


图 1 喷射成形 7055 沉积坯料金相组织

Fig.1 Microstructure image of spray forming 7055 billet

表 2 喷射成形 7055-T74 合金的性能

Table 2 Properties of spray forming 7055-T74 alloys

Hot deformation	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HRB/ MPa	γ /% IACS
Extrusion	642	598	15.1	948	31.5
Forging	608	574	16.9	971	33.8

Note: γ is conductivity

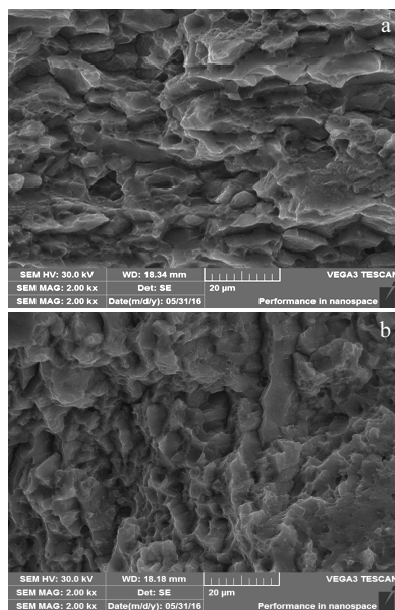


图 2 喷射成形 7055-T74 合金拉伸断口的 SEM 形貌

Fig.2 SEM photographs of tensile fracture of spray forming 7055-T74 alloys: (a) extrusion and (b) forging

合金的塑性有所上升，这与拉伸性能结果相符合。

2.3 合金的金相组织

图 3a, 3b 分别为挤压和锻造后喷射沉积 7055 铝合金经 T74 过时效后的高倍金相组织，图 3c, 3d 则为

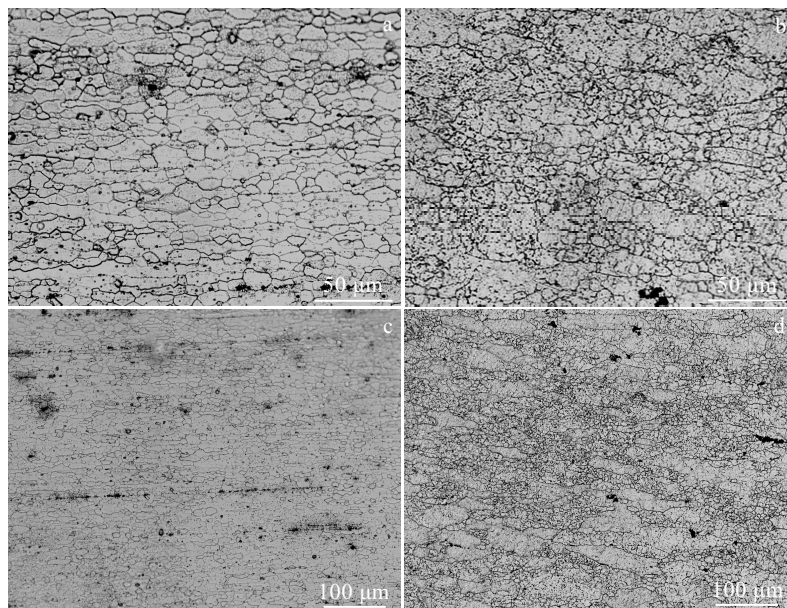


图 3 喷射成形 7055-T74 合金的金相组织

Fig.3 Microstructure of spray forming 7055-T74 alloys: (a, c) extrusion and (b, d) forging

对应的低倍照片。

从图 3a、3b 中可以看出,处理后合金晶粒都较细小,组织致密,晶界间的空隙基本消除。经热挤压后合金的晶粒大小较均匀,其尺寸在 10~30 μm ,合金组织呈现明显的加工纤维取向,这是因为经过热挤压加工后,原始等轴晶破碎,组织细化,基本消除了沉积态铝合金存在的缺陷。挤压使得大部分晶粒发生了变形,呈扁平状,晶粒沿挤压方向有明显的延伸方向性,存在挤压效应,挤压方向强度较高。热挤压再锻造后,合金的部分晶粒更加细小,但不均匀,存在较粗大晶粒,同时合金组织的方向性明显减弱,加工纤维组织和各向异性不明显。这使得合金抗拉强度略有下降,但锻造温度略低,变形严重,加工硬化增强,使得其硬度增加。

合金热锻后存在更加细小的晶粒并夹杂大晶粒。这一方面是因为合金在锻造之前要先进行镦粗,这样使得纵向的晶粒能有效地破碎细化;另一方面是因为经过锻造大应变变形后,在大尺寸第二相粒子周围形成强烈的变形区。一般认为,这些强变形区域在接下来的再结晶过程中可以提供形核的位置和驱动力,这一过程被称为粒子激发再结晶形核(*particle stimulated nucleation, PSN*)^[14]。受以上过程的影响使得合金晶粒细化。而锻造态合金中出现大晶粒是因锻造时温度升高,使得部分晶粒长大与合并。总体上合金晶粒细化、缺陷增加,合金硬度升高。

从图 3c、3d 中还可以看出,在组织中都存在黑色

的析出相,相比而言,经挤压的合金中这种第二相较少,经锻造的合金中明显增多。这主要是因为挤压合金再经多向锻造后有大量位错集聚^[15],内部残余位错对析出相有促进作用,从而使锻造后冷却过程中的析出相更加粗大,后续固溶处理也不能消除,造成残余析出相增加。

2.4 合金的 SEM 分析

对图 4a、4b 中喷射沉积 7055-T74 铝合金经热挤压、锻造后的晶界析出相进行能谱点扫描分析,结果见表 3。

从图 4 和表 3 中发现,无论是挤压还是锻造处理,Zn、Mg、Cu 元素在晶界析出相中的含量均比合金名义成分高(见表 1)。根据凝固理论^[16],传统铸造时最先开始凝固的是 $\alpha(\text{Al})$ 基体,由于各晶粒形核、长大顺序不同,液相与固相中溶质原子在化学势的驱动作用下扩散,使得低熔点的相容易在晶界上聚集,当晶界上的元素含量超过了铝基体的溶解度时,就会形成第二相,最终导致 Cu、Mg、Zn 元素不能均匀分布在铝基体中。由于喷射成形属于快速凝固技术,液相与固相中的溶质原子来不及扩散,凝固就已完成,形成非平衡的溶质分配现象。

据有关文献指出^[17],合金的腐蚀速率由晶界控制,晶界的 Cu 元素含量增加,晶界沉淀相 $\text{MgZn}_{(2-x)}\text{Cu}_x$ 与临界区域的电势差减小,有利于降低合金的腐蚀速率。而锻造合金晶界析出相中 Cu 元素含量比挤压合

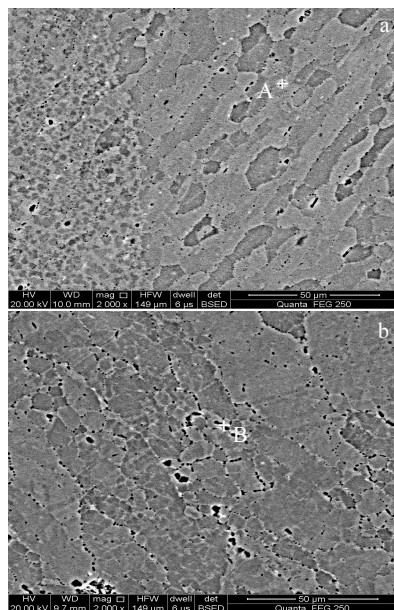


图 4 喷射成形 7055-T74 合金的晶界析出相 SEM-EDS 分析点
Fig.4 SEM-EDS analysis points of the precipitated phase at grain boundary of the spray forming 7055-T74 alloy:
(a) extrusion and (b) forging

表 3 图 4 中各点 EDS 能谱分析结果
Table 3 Result of EDS analysis of each point marked in Fig.4 (wt%)

Element	Point A	Point B
Zn	9.09	8.42
Mg	3.59	3.06
Al	84.24	85.04
Cu	3.08	3.48

金的高,由此说明锻造合金的耐蚀性可能较挤压合金的好。但发现挤压合金晶界析出相 Mg、Zn 元素比锻造合金中的高。

从图 4 中也印证了挤压态合金晶粒较细长,具有明显方向性,而锻造态合金存在较多小晶粒,形状不规则,没有明显方向性。同时还可以看到两者晶界处均有不少断续粗大的析出相,且锻造合金的析出相尺寸比挤压合金的有所增加。

2.5 合金的 TEM 分析

图 5a、5b 分别为合金经挤压、锻造后的 TEM 照片。

据有关文献可知^[18],7000 系铝合金的时效析出序列为: α (过饱和固溶体) $\rightarrow$ GP 区 $\rightarrow \eta'$ $\rightarrow \eta$ 。Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的强度变化和抗应力腐蚀能力与 GP 区、 η' (MgZn₂ 亚稳相)、 η (MgZn₂ 稳定相)的尺寸、数量以及

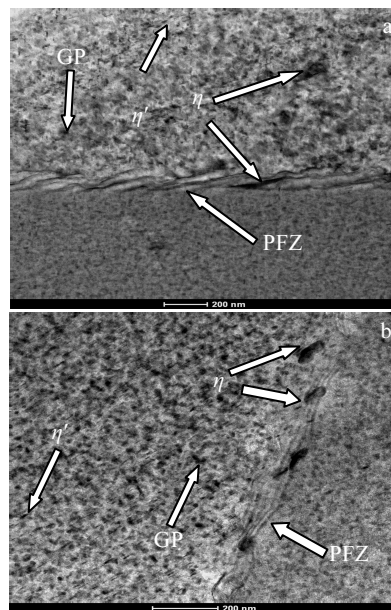


图 5 喷射成形 7055-T74 合金的 TEM 像
Fig.5 TEM images of 7055-T74 spray forming alloys:
(a) extrusion and (b) forging

分布情况有关。从图 5 可知,合金晶内都弥散分布着球状的 GP 区和针状或短棒状 η' 析出相,挤压合金中析出相比锻造合金的更小、数量更多。GP 区和 η' 相的大小和体积分数直接影响合金的强度,合金晶内析出相越细小弥散、体积分数越大,合金的强度越高,这也是挤压合金比锻造合金的强度要高出 30~40 MPa 的原因之一。

从表 2 可知,锻造合金的电导率为 33.8%IACS,而挤压合金的电导率则下降了 2.3%IACS。这也说明了挤压态合金中与基体共格的 GP 区粒子和 η' 相粒子更多,共格界面会引起点阵畸变,增强对电子的散射作用,从而使得电导率降低^[19],因此挤压合金比锻造合金的电导率要低。

从图 5 还发现晶界存在粗大 η 相,其中挤压合金的 η 析出相数量少,锻造合金 η 相较多,特别是在晶界上更明显。而断开的晶界析出物能阻碍阳极通道的形成,有利于提高合金的抗应力腐蚀性能^[20,21],同时合金的电导率的差异也佐证了锻造合金的抗应力腐蚀能力较挤压合金的好^[22]。 η 相的数量和大小区别来源于锻造时的再加热工艺。

同时还可以看到晶界出现无沉淀析出带 (PFZ)。这是由于晶界的扩散系数大,晶界析出相形成和长大过程中大量吸收周边的溶质原子,使得晶界附近溶质原子浓度降低而减少 GP 区和 η' 相的析出。锻造合金

的 PFZ 相比挤压合金的有所宽化。这是由于 η 相残存数量增加而使基体溶质元素浓度降低所致, 且 PFZ 越宽, 越不利于腐蚀介质渗入, 这也使得锻造后合金的抗应力腐蚀能力提高。

2.6 合金的极化曲线

图 6 为挤压态和锻造后喷射成形 7055 铝合金在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线, 表 4 是其拟合结果。

由图 6 和表 4 可知, 挤压合金的极化曲线阴极是活化极化过程, 自腐蚀电位为 -0.874 V, 自腐蚀电流密度为 1.161×10^{-4} A/cm², 阳极部分出现了一小段钝化区。这是因为生成的腐蚀产物附着在合金表面的活性点上, 起到钝化的作用。当极化电位达到 -0.786 V 时, 电流急剧增大, 由于钝化膜破裂, 腐蚀重新开始, 此时的电位为合金的点蚀电位。锻造合金的阴极部分表现出扩散控制特征, 说明阴极反应受传质过程控制, 而阳极部分则是活化极化过程, 其自腐蚀电位为 -0.817 V, 也就是点蚀电位^[23], 自腐蚀电流密度为 5.954×10^{-5} A/cm², 在极化曲线上没有钝化区的出现。因为它的腐蚀产物较少, 对活性点的影响小。自腐蚀电位越高, 耐腐蚀性能越好, 自腐蚀电流越小, 腐蚀速度越慢, 因此说明锻造合金的耐腐蚀性能比挤压合金的要好。

合金的耐腐蚀性能出现差异与合金晶界析出相和晶界无沉淀析出带 (PFZ) 的阳极溶解有关^[24,25], 由于经 T74 过时效处理后, 大量 η' 相向 η 相转变, 晶界 PFZ

宽化, 阻碍了晶界的阳极腐蚀通道, 所以无论是挤压合金还是锻造合金的耐蚀性均较高, 但是挤压合金的析出相均匀, GP 区更加细小, 而 GP 区的电极电位比基体 Al 的电极电位更低^[26], 两者易形成更多腐蚀微电池, 电位低的 GP 区将优先溶解, 所以挤压合金比锻造合金表现出更高的腐蚀敏感性

3 结 论

1) 经挤压处理后 7055 铝合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率、HRB 硬度和电导率分别为 642 MPa、598 MPa、15.1%、948 MPa 和 31.5% IACS; 锻造合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率、HRB 硬度和电导率分别为 608 MPa、574 MPa、16.9%、971 MPa 和 33.8% IACS。

2) 挤压合金组织致密, 晶粒均匀细小, 存在挤压效应; 锻造合金部分晶粒更加细小, 但夹杂大晶粒, 使得锻造合金的强度性能有所下降。

3) 挤压和锻造合金晶界析出相中元素含量均比基体高, 而锻造合金析出相中 Mg、Zn 元素较挤压合金少, 但 Cu 元素含量增加。

4) 合金晶界都存在不连续分布的 η 析出相, 晶内则弥散分布着 GP 区和 η' 析出相, 但锻造合金晶界上析出相间距加大, 晶内析出相有所粗化, 导致合金的抗应力腐蚀性能比挤压合金好, 但强度下降。

5) 挤压合金的自腐蚀电位为 -0.874 V, 锻造合金的自腐蚀电位为 -0.817 V, 即挤压合金耐腐蚀性能不如锻造合金。

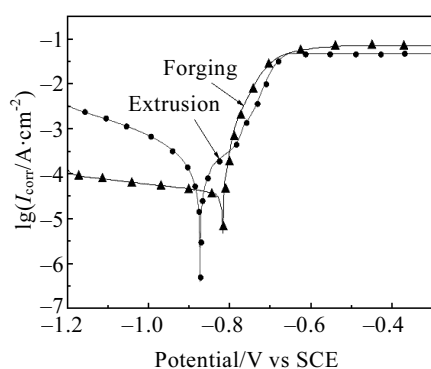


图 6 喷射成形 7055-T74 合金在 3.5%NaCl 中的极化曲线

Fig.6 Potentiodynamic polarization curves of the spray forming 7055-T74 alloys tested in 3.5wt%NaCl solution

表 4 喷射成形 7055-T74 合金在 3.5%NaCl 中的极化曲线参数
Table 4 Electrochemical data of the spray forming 7055-T74 alloys tested in 3.5wt%NaCl solution

Hot deformation	$E_{\text{corr}}/\text{V vs SCE}$	$I_{\text{corr}}/\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$	$E_{\text{pit}}/\text{V vs SCE}$
Extrusion	-0.874	1.161×10^{-4}	-0.786
Forging	-0.817	5.954×10^{-5}	-0.817

参考文献 Reference

- [1] Arshad Choudhry M, Muhammad Ashraf. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 437(1): 113
- [2] Simon Joshi, William G Fahrenholtz, Matthew J O' Keefe. *Applied Surface Science*[J], 2011, 257(6): 1859
- [3] Marlaud T, Deschamps A, Bley F *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(1): 248
- [4] Marlaud T, Deschamps A, Bley F *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(14): 4814
- [5] Melvin H B. *US Patent*, 4832758[P], 1989
- [6] Zeng Yu, Yin Zhimin, Zhu Yuanzhi *et al. Rare Metals*[J], 2004, 23(4): 377
- [7] Nicolas M, Deschamps A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(20): 6077
- [8] Deshais G, Newcomb S B. *Materials Science Forum*[J], 2000, 313-317: 1635
- [9] Sharma M M, Amateau M F, Eden T J. *Acta Materials*[J], 2005,

- 53(10): 2919
- [10] Jahromi S A J. *Materials & Design*[J], 2002, 23(2): 169
- [11] Juarez-Isias J A, Perez R, Lengsfeld P *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 1994, 179(168): 614
- [12] Bai P, Hou X, Zhang X *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 508 (1-2): 23
- [13] Melvin H B. *US Patent*, 4863528[P], 1979
- [14] Zhang Xinming(张新明), Ye Lingying(叶凌英), Du Yuxuan(杜予暄) *et al. Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2007, 38(1): 19
- [15] Zhang Tingjie(张廷杰), Zhang Xiaoming(张小明), Tian Feng(田 峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(5): 335
- [16] Mondal C, Mukhopadhyay A K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 391(1-2): 367
- [17] Knight S P, Birbilis N, Muddle B C *et al. Corros Science*[J], 2010, 52(12): 4073
- [18] Ferragut R, Somoza A, Tolley A. *Acta Materials*[J], 1999, 47(17): 4355
- [19] Dorward R C. *Materials Science and Technology*[J], 1999, 15(10): 1133
- [20] Starink M J, Li X M. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2003, 34(34): 899
- [21] Rout Kumar Prasanta, Ghosh M M, Ghosh K S. *Procedia Materials Science*[J], 2014, 5: 1214
- [22] Ning Ailin(宁爱林), Jiang Shousheng(蒋寿生), Peng Beishan(彭北山). *Light Metals*(轻金属)[J], 2005(6): 34
- [23] Augustin C, Andrieu E, Baret-Blanc C *et al. Journal of the Electrochemical Society*[J], 2010, 157(12): 428
- [24] Yin Zhimin(尹志民), Fang Jiafang(方家芳), Huang Jiwu(黄继武) *et al. Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2007, 38(4): 617
- [25] Yang W C, Ji S X, Zhang Q *et al. Materials & Design*[J], 2015, 85: 752
- [26] Zheng Qiang(郑 强), Chen Kanghua(陈康华), Huang Lanping(黄兰萍) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2005, 30(7): 14

Effects of Forging on Microstructure and Properties of Spray Formed and Extruded 7055 Aluminum Alloy

Wen Jiafei¹, Yu Gang², Zhang Hao³, Xiang Jianbo¹, Luo Fenghua¹

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Wuhan Institute of Marine Electric Propulsion, CSIC, Wuhan 430064, China)

(3. Jiangsu Haoran Spray Forming Alloy Co., Ltd, Zhenjiang 212009, China)

Abstract: High strength 7055 aluminum alloys were prepared by spray forming. The microstructures and properties of the alloy after forging and extrusion were investigated using tensile test, electrochemical workstation, OM, SEM and TEM. The results indicate that the ultimate tensile strength and the yield strength of the extruded alloy can reach 642 MPa and 598 MPa at room temperature, respectively. The tensile strength and yield strength of the forged alloy decrease, but the elongation, electrical conductivity and hardness increase, and the alloys all exhibit ductile fracture. The content of main alloying elements in the boundary precipitates is higher than that in the matrix; the content of Mg and Zn in the forged alloy is lower than that in the extruded alloy, but the content of Cu element increases. Under the T74 condition, the main precipitates are GP zones and η' phase in the grain, and the distribution of precipitates at the grain boundary is interrupted. The precipitated phase at grain boundary of the forged alloy is more than that of the extruded alloy, but the precipitated phases inside the grain are coarsened. The corrosion resistance of the forged aluminum alloy is better than that of extruded aluminum alloy.

Key words: spray forming 7055 aluminum alloy; as-forged; as-extruded; microstructure; property

Corresponding author: Luo Fenghua, Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88877880, E-mail: fenghualuo@csu.edu.cn