



热锻对喷射成形 7055-T6 合金组织和性能的影响

温家飞¹, 张 豪², 张 桢², 向剑波¹, 罗丰华¹

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

2. 江苏豪然喷射成形合金有限公司, 镇江 212009)

摘 要:以喷射成形 7055-T6 铝合金为对象, 借助万能力学试验机、电化学工作站、光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)等手段研究热锻对挤压合金显微组织与性能的影响。结果表明: 挤压合金的纵向抗拉强度为 705 MPa, 屈服强度为 665 MPa, 断口形貌表现为沿晶断裂, 而锻造后合金的抗拉强度、屈服强度分别下降了 33 MPa 和 34 MPa, 但伸长率、硬度和导电率均有所上升, 断口形貌表现为韧性断裂; 挤压合金晶粒较均匀, 组织有方向性, 但热锻后合金部分晶粒长大合并, 部分晶粒破碎; 合金晶界析出相中的主要元素含量均比基体高, 且热锻后合金晶界析出相中的 Mg、Zn 元素含量降低, Cu 元素含量升高; 合金经峰值时效后, 晶内 GP 区和 η' 析出相为主, 晶界析出相近似连续分布, 导致合金耐蚀性不好; 锻造后晶界和晶内析出相均长大粗化, 使得合金强度下降, 耐蚀性提高。

关键词: 喷射成形 7055-T6 铝合金; 锻造态; 挤压态; 显微组织; 性能

文章编号: 1004-0609(2018)-05-0872-08

中图分类号: TG166.3

文献标志码: A

7055 合金是在 Al-Zn-Mg 系的基础上发展而来的新一代可热处理强化铝合金。合金的屈强比高、比强度高、易于加工、且有良好的耐腐蚀性能和较高的韧性, 所以广泛应用在航空航天和运输领域^[1-3]。7055 合金是典型的时效强化合金, 通过合理的时效热处理制度可以获得良好的组织和性能, 经 T6 峰值时效合金可以获得很好的强度性能, 但是抗应力腐蚀(SCC)性能和韧性却有所牺牲^[4]。

传统铸造工艺制备的 7055 合金坯件存在很多问题, 例如: 宏观偏析、晶粒粗大、组织不均匀和热裂等, 同时合金的抗拉强度无法突破 700 MPa^[5]。英国的 SINGER 教授提出了一种快速凝固技术—喷射成形^[6]。通过喷射成形技术制备的高 Zn (大于 8%, 质量分数)7055 合金^[7-8], 晶粒细小、组织均匀、无宏观偏析、含氧量低、致密度高, 同时由于喷射成形的凝固速度非常快, 使得合金中各种元素的过饱和度增大, 沉淀相经后续热处理后析出更加充分, 这大大改善合金的综合性能。

喷射成形坯件常出现多孔的问题^[9], 不能直接作为材料的结构件, 因此, 后续的致密化工艺必不可少。

通过后续的热挤压和热锻造工艺能显著的消除合金中夹杂、气孔、显微疏松等缺陷, 这能有效地解决合金多孔的问题。

致密化工艺对合金的组织和性能影响很大, 而大部分学者主要集中在挤压态喷射成形 7055 合金的研究上^[10], 对锻造态合金研究较少。本文作者以喷射成形 7055-T6 合金为对象, 对比分析热挤压、热挤压+锻造两种致密化工艺对合金的性能和显微组织的影响规律, 为后续喷射成形 7055 铝合金的研究提供参考。

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, 用 ICP 等离子光谱法测定其成分如表 1 所列。

将喷射成形坯件进行热挤压(挤压温度为 440~450 °C, 挤压比为 12:1, 空冷)、热锻(锻造温度为 430~440 °C, 空冷), 然后进行 T6 峰值时效处理(460 °C, 6 h)+(120 °C, 24 h)得到坯锭。

在 PM3148-2009 万能力学实验机测定挤压合金

表 1 喷射成形 7055 铝合金的成分

Table 1 Chemical composition of spray forming 7055 ally (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Cr	Mn	Zr	O	Al
7.6	1.9	2.3	0.1	0.15	<0.4	<0.05	0.15	0.006	Bal

纵向(平行于挤压方向)和横向(垂直于挤压方向)强度, 锻造合金为反复多向锻造, 没有明确方向性, 拉伸试样为标距为 30 mm, 直径为 6 mm 的圆棒形试样, 拉伸速率为 2 mm/min, 热挤压和热锻合金各测 3 个有效样, 取平均值; 然后在 JEOL JSM-6360LV 型扫描电子显微镜上观察拉伸断口形貌; QR7501 型导电仪测量合金 5 个不同点的电导率, 取平均值; 在 500 MRA 电动洛氏硬度计上测量合金的洛氏硬度, 每个样品测 5 个不同点, 取平均值; 电化学实验在上海辰华 CHI660 型电化学工作站上进行, 测量合金在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线, 其中扫描速率为 1 mV/s; 金相腐蚀剂为科勒试剂, 腐蚀时间为 15~20 s, 并在 Leica DM2700M 金相显微镜(OM)下观察显微组织; 在扫描电镜(SEM)上进行 EDS 能谱点扫描分析; 透射电镜(TEM)样品先用金相砂纸打磨至 60 μm 左右, 然后冲成 3 mm 的圆片在电解双喷减薄仪上减薄穿孔, 电解液为 30%(体积分数)的硝酸甲醇, 温度控制在-25 ℃ 以下, 在 FEI Tecnai 20 透射电镜观察合金析出相大小、分布, 并在 STEM 模式下观察某晶带轴的衍射斑点, 其中加速电压为 200 kV。

2 结果与讨论

2.1 沉积坯金相组织

图 1 所示为喷射成形 7055 铝合金沉积坯的金相组织。由图 1 可知, 合金主要为等轴晶粒, 晶粒尺寸

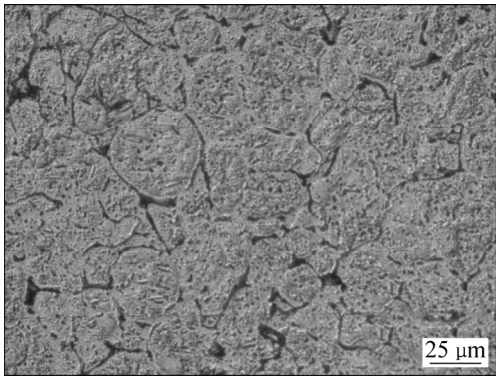


图 1 喷射成形 7055 沉积坯料金相组织
Fig. 1 Microstructure image of spray forming billet

在 30~50 μm 左右, 组织中没有明显的宏观偏析, 棒状的析出相均匀分布在晶内, 晶界上则是连续分布的析出相, 文献[11]中指出, 该相主要为 MgZn₂。相比于铸造合金, 晶粒细小, 而且晶界比较多, 析出相弥散程度高, 使得合金性能有较大提升。同时测得喷射沉积坯致密度达到 98.7%, 含氧量只有 0.006%。同时在图 1 中发现少量的孔隙, 导致合金性能下降, 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 T6 峰值时效处理后的性能数据。

表 2 喷射成形 7055-T6 铝合金的性能

Table 2 Properties of spray forming 7055-T6 alloys

Hot deformation	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HRB	γ /% IACS
Extrusion	705	665	11.5%	96.4	24.0
Forging	672	631	12.1%	98.3	26.2

由表 2 可知, 挤压合金的纵向抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 705 MPa、665 MPa 和 11.5%, 同时测得挤压合金的横向抗拉强度、屈服强度和伸长率分别 640 MPa、602 MPa 和 10.2%; 锻造合金相比挤压合金纵向抗拉强度和屈服强度分别下降了 32.8 MPa 和 34.1 MPa, 伸长率提高了 0.6%。沉积坯料的硬度只有 40.1HRB, 但热挤压、热挤压+锻造后, 硬度值分别提高了 56.3HRB 和 58.2HRB; 经锻造后合金导电率由 24.0 %IACS 提高到 26.2 %IACS。

图 2(a)和(b)则为喷射成形 7055-T6 合金峰值时效后的室温拉伸断口形貌图。

图 2(a)所示为挤压合金的断口形貌图。从图 2(a)中可以看到大量冰糖状沿晶特征, 同时还有少量浅韧窝和细的撕裂岭, 这说明挤压合金断口既有沿晶脆性断裂, 又存在少量的韧窝断裂, 但沿晶脆性断裂在断口的比例较高; 图 2(b)所示为锻造合金的断口形貌图。由图 2(b)可见, 断口中的韧窝相比挤压合金有所增多, 分布在撕裂岭之间, 冰糖状块体数量非常少, 同时合金的撕裂岭明显变多, 这使得合金的韧性相比挤压合金有所提高, 总体表现为韧性断裂。

2.3 金相组织

图 3(a)和(b)为喷射沉积 7055 铝合金经 T6 峰值时效后的金相组织。

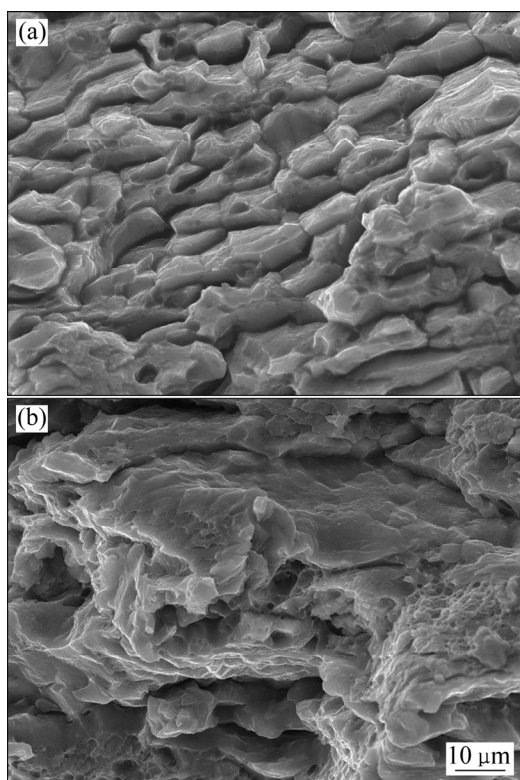


图2 喷射成形 7055-T6 合金的拉伸断口形貌

Fig. 2 Morphologies of tensile fracture of spray forming 7055-T6 alloys: (a) Extrusion; (b) Forging

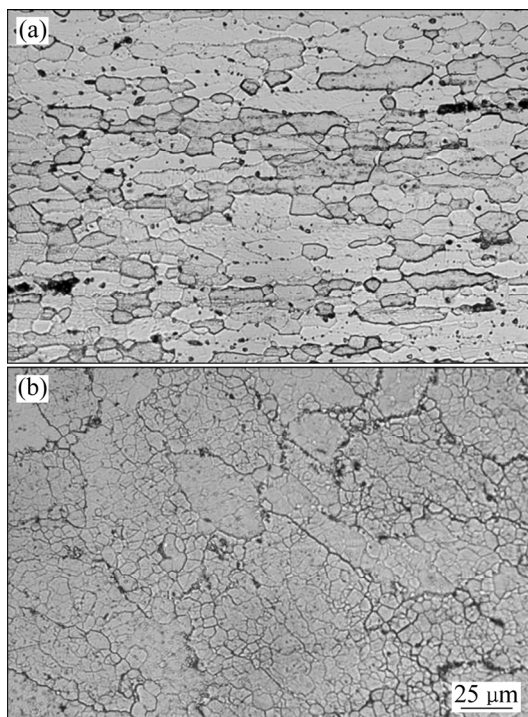


图3 喷射成形 7055-T6 合金的金相组织

Fig. 3 Microstructures of spray forming 7055-T6 alloys: (a) Extrusion; (b) Forging

从图3可以看出,合金经热挤压和热锻造后晶粒都比较细小,组织较致密,晶粒间的孔隙基本消除,这是因为喷射成形属于快速凝固技术,它有效地解决了传统工艺制备的合金组织粗大、宏观偏析等缺陷,再经后续的热挤压和热锻造使得孔隙得以“焊合”,晶粒破碎细化。由图3(a)可见,挤压合金晶粒大小较均匀,尺寸大约在10~30 μm,由于挤压效应,合金组织存在明显的取向性,使得合金纵向的强度较高;从图3(b)中可以看出,锻造合金的晶粒尺寸大小不一,部分晶粒经多向锻造后更加细化,但锻造时的再次升温使得合金晶粒长大与合并,多向锻造后组织的方向性基本消除。

合金经锻造后部分晶粒有所细化,一方面是因为在多向锻造前要进行镦粗处理,使得非挤压方向的晶粒能有效破碎细化;另一方面,挤压后再进行多向锻造时,晶粒相互交错,位错塞积容易发生在变形带的交汇处,并在锻造的加热过程中通过动态回复在晶界和晶内形成亚晶组织形核^[12-14],晶粒的尺寸很大程度上取决于多向锻造变形温度。同时热锻过程中的加热使得合金部分晶粒长大与合并,合金总体表现为上晶粒细化、缺陷增加,合金的硬度升高。

2.4 极化曲线测试

图4所示为喷射成形 7055-T6 合金在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线,表3所列为其相应的电化学腐蚀性能参数。

极化曲线测试结果和电化学动力参数表明,无论是挤压合金还是锻造合金,极化曲线阳极部分均是明显的活化极化,钝化特征都不是很明显,因此自腐蚀电位就是极化电位^[15],而阴极部分表现出较明显的扩散控制特征,说明以及反应过程受到传质过程的控制

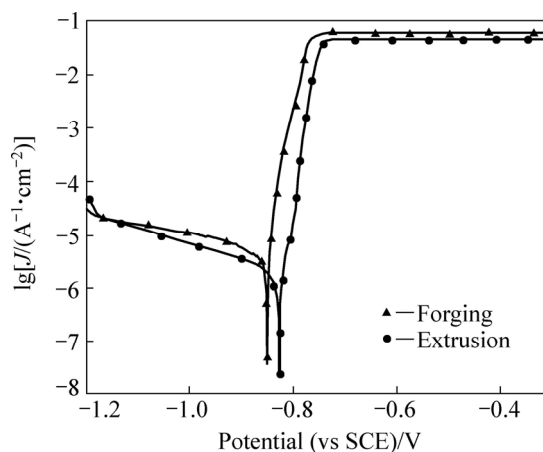


图4 喷射成形 7055-T6 合金的极化曲线

Fig. 4 Polarization curves of spray forming 7055-T6 alloys

表 3 喷射成形 7055-T6 合金电化学腐蚀性能参数

Table 3 Electrochemical corrosion characteristic parameters of spray forming 7055-T6 alloys

Hot deformation	$\phi_{\text{corr}}(\text{vs SCE})/\text{V}$	$J_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$
Extrusion	-0.828	9.192×10^{-4}
Forging	-0.852	6.935×10^{-4}

挤压。由表 3 可知, 挤压 7055-T6 合金的自腐蚀电位较高, 为-0.828 V, 锻造 7055-T6 合金的自腐蚀电位为-0.852 V, 说明挤压合金腐蚀的倾向性略大于锻造合金。但是自腐蚀电位只是从腐蚀热力学角度判断合金的腐蚀倾向性, 合金腐蚀速率需要看动力学因素, 即合金的自腐蚀电流密度。从表中可以看出, 挤压合金的自腐蚀电流密度为 9.192×10^{-6} A/cm², 锻造合金的自腐蚀电流密度为 6.935×10^{-6} A/cm², 根据法拉第定律^[16], 腐蚀电流密度与腐蚀速率成正比, 由此说明挤压合金的腐蚀速率略大于锻造合金的。

合金耐蚀性差异主要与晶界析出相的尺寸大小与分布有关, 晶界析出相为电位为-0.86 V 的 Zn₂Mg, 晶粒边界为电位为-0.57 V 的贫元素区(Mg, Zn), 而晶粒为电位为-0.68 V 的固溶体^[17]。Zn₂Mg 析出相由于电位最负成为阳极, 于是在晶界发生阳极溶解而发生腐蚀。锻造合金晶界析出相间距变大, 更好地切断了阳极腐蚀通道, 从而能一定程度上减轻了腐蚀的延续, 所以锻造合金的耐蚀性能要优于挤压合金。

2.5 SEM 组织与能谱分析

图 5(a)和(b)为喷射成形 7055-T6 合金的 SEM 像, 表 4 所列对应点的 EDS 点扫描数据。

从图 5 中可以看出, 挤压合金中晶界黑色析出相连续分布, 同时存在少量白色的析出相, 而经锻造后合金晶界黑色的析出相有所聚集, 白色析出相数量减少。经 EDS 点扫描分析发现, 无论是挤压合金还是锻造合金, 晶界黑色析出相中 Zn、Mg、Cu 元素的含量都远高于 Al 基体, 这是因为喷射成形属于快速凝固技术, 液相和固相中的溶质扩散还未完成, 凝固就已完成, 造成非平衡的溶质分配现象, 使得合金元素在晶界偏聚后形成粗大析出相, 再经后续热挤压和热锻造, 使得粗大相被打碎、细化; 而合金中白色析出相则主要是 Fe 原子与 Cu 形成的含 Fe 相, 这属于合金中的杂质相, 对于合金的性能是不利的。比较热锻前后合金中的白色杂质相和黑色析出相中各元素含量发现, 经热锻造后黑色析出相中, Zn、Mg 元素含量减少, Cu 元素含量增加, 白色杂质相中 Fe、Cu 元素含量大量增加。合金晶界析出相中 Zn、Mg 元素含量减少主

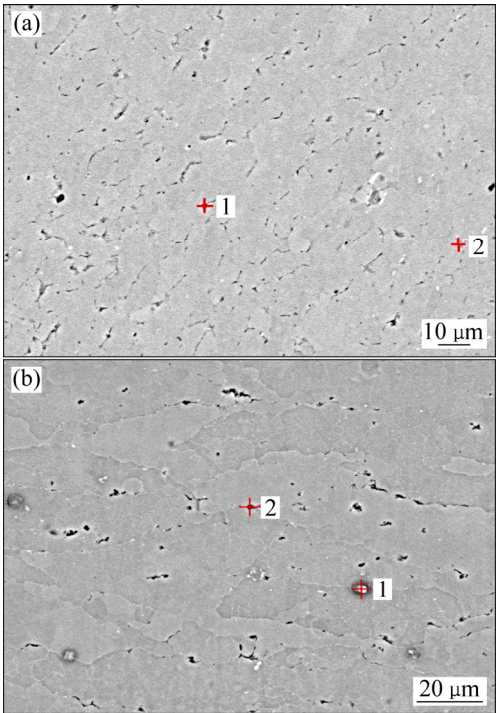


图 5 喷射成形 7055-T6 合金的 SEM 像和 EDS 点位
Fig. 5 SEM images and EDS spots of spray forming 7055-T6 alloys: (a) Extrusion; (b) Forging

表 4 喷射成形 7055-T6 合金 EDS 能谱点分析结果

Table 4 Results of EDS point analysis of spray forming 7055-T6 alloys

Element	w/%			
	Extrusion 1	Extrusion 2	Forging 1	Forging 2
Zn	03.86	11.08	03.11	09.88
Mg	01.49	02.63	00.38	02.46
Al	66.54	82.03	52.32	83.39
Cu	21.74	03.66	31.75	03.95
Fe	06.37	00.60	12.44	00.32

要是因为锻造过程的加热促使元素分散; Mg 元素在应力腐蚀开裂过程中在裂纹尖端偏聚, 使得 H 元素更易在裂纹尖端富集, 导致裂纹扩展速率增加^[18]; 而合金晶界中的 Cu 元素增加则有利于合金的抗腐蚀性能, Cu 元素含量越大, 则晶界沉淀相 MgZn_{2-x}Cu_x 与临界区域的电势差越小, 有利于减缓合金的腐蚀速率^[19]。由此也可证实锻造后合金的耐蚀性比挤压合金的好。而杂质元素聚集成为粗大的第二相粒子, 在塑性变形时开裂成为小孔洞, 经历微孔聚合后形成大空洞, 导致合金断裂, 使得合金的性能下降, 这也说明锻造合金的强度性能低于挤压合金。

从图5中也可以看出,无论是挤压还是锻造合金,基本没有发现孔隙,这是因为经热挤压或热锻能有效地消除沉积材料中的孔隙缺陷。同时,从图5中也印证了挤压合金晶粒沿挤压方向拉长,经热锻后部分晶粒出现长大粗化的现象,合金取向性基本消除。

2.6 TEM形貌与选区电子衍射(SAED)分析

图6所示分别为热挤压、热锻后喷射成形7055-T6合金的TEM像和SAED谱。

据文献[20]可知,7000系铝合金的时效析出序列为:过饱和 α 固溶体 \rightarrow GP(无序) \rightarrow GP(有序) $\rightarrow\eta'$ 过渡相 $\rightarrow\eta$ 平衡相。7000系铝合金的强度性能、抗腐蚀性能与韧性主要取决于晶内GP区、 η' 相以及晶界 η 相的数量、大小以及分布情况有关。经T6峰值时效处理

后合金晶内主要的强化相是GP区和 η' 析出相,晶界上则是近似连续的 η (MgZn_2)析出相,晶界无析出沉淀带(PFZ)不明显^[21]。比较图6(a)和(d)可知,挤压合金晶界上的 η 析出相为近似连续分布,但合金经锻造后晶界析出相有所粗化。断开的晶界析出物能阻碍阳极通道的形成,从而降低合金的腐蚀敏感性^[22],所以锻造合金的腐蚀敏感性要小于挤压合金。同时发现,无论是热挤压还是热锻造,经T6峰值时效后PFZ均不明显,这也是合金经T6峰值时效处理后抗腐蚀能力欠佳的原因之一^[23-24],与合金的极化曲线测试结果相符合。

由图6(b)和(e)可知,挤压合金中晶内析出相比锻造合金的更加细小弥散分布。晶内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

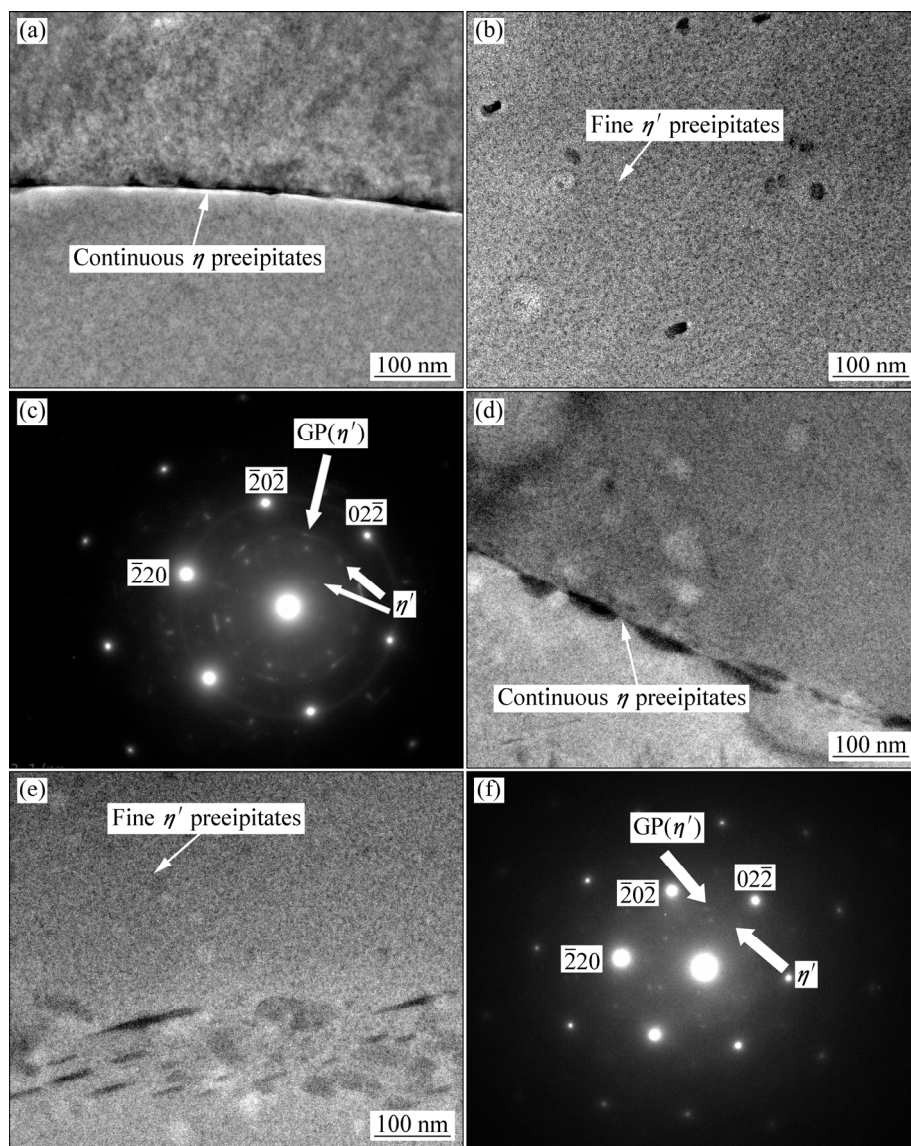


图6 喷射成形7055-T6合金的TEM像和SAED谱

Fig. 6 TEM images and SAED patterns of 7055-T6 spray forming alloys: (a), (b), (c) Extrusion; (d), (e), (f) Forging

愈细小弥散、体积分数愈大,合金的强度愈高,这也是挤压合金比锻造合金的强度要高出 30 MPa 左右的原因之一。表 2 中合金导电率的差异也佐证了这点。挤压合金中因存在更多与基体共格的 GP 区粒子和 η' 相粒子,在共格界面会引起点阵畸变,增强对电子的散射作用,从而使得导电率降低^[25],因此挤压合金的导电率比锻造合金的导电率要低 2.2% IACS。

如图 6(c)和(f)所示,利用 TEM 的选区衍射模式(SAED)对喷射成形 7055 铝合金的 $\langle 111 \rangle_{\text{Al}}$ 晶带轴进行衍射斑点分析。经对 $\langle 111 \rangle_{\text{Al}}$ 晶带轴衍射照片标定后发现,主要的亮衍射斑点来自 Al 基体,而弱的衍射斑点则来自析出相^[26]。从图 6(c)中可以看到,铝基体 $1/3\{422\}_{\text{Al}}$ 处有明显的 GP II 区衍射特征,在 $\{220\}_{\text{Al}}$ 的 $1/3$ 和 $2/3$ 处 η' 亚稳相衍射斑点则较弱;而从图 6(f)知道,合金经锻造后,析出相的衍射斑点减弱。由此可以看出,合金经 T6 峰值时效后的强化相为 GP 区和 η' 相,且锻造合金的晶内析出相比挤压合金的少,这是导致两者强度差异的主要原因。

总而言之,合金挤压再热锻对合金中晶界和晶内的第二相粗化有促进作用。从应力腐蚀的角度来看,断开的晶界析出相有利于提高合金的抗应力腐蚀能力,但合金强度有所牺牲。

3 结论

1) 合金热挤压后的纵向抗拉强度、屈服强度、伸长率、硬度和导电率分别为 705 MPa、665 MPa、11.5%、96.4 HRB 和 24.0% IACS,横向抗拉强度、横向屈服强度分别为 640 MPa、602 MPa;而经热锻造后合金的抗拉强度与屈服强度分别下降了 33 MPa 和 34 MPa,但伸长率、硬度、导电率分别上升了 0.6%、1.9 HRB、2.2% IACS。挤压合金以沿晶断裂为主,也有少量韧窝断裂;锻造合金则以韧性断裂占主体地位;

2) 合金沉积坯组织为等轴晶粒,晶粒间存在孔隙,但经热挤压和热锻造,合金组织均致密、细小,无明显孔隙,挤压合金存在挤压效应;锻造合金部分晶粒更加细小,存在晶粒长大合并现象,导致合金强度性能下降;

3) 合金挤压后的自腐蚀电位为 -0.828 V ,自腐蚀电流密度为 $9.192 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$,锻造合金的自腐蚀电位密度为 -0.852 V ,自腐蚀电流为 $6.935 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$,说明虽然锻造合金的腐蚀倾向性大于挤压合金,但腐蚀速率小于挤压合金;

4) 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;基体中存在少量 Fe 原子与 Cu 形成的含 Fe 相;

5) 合金晶内都弥散均匀分布着细小 GP 区和 η' 析出相,使得合金强度性能较好,晶界则是近似连续分布的 η 相,晶界无沉淀带(PFZ)不明显,使得合金耐蚀性能较差。但相比挤压合金,锻造合金晶内和晶界析出相均粗化,导致合金强度下降,耐蚀性提高。

REFERENCES

- [1] WILLIAMS J C, JR E A S. Progress in structural materials for aerospace systems 1[J]. Acta Materialia, 2003, 51(19): 5775-5799.
- [2] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, LEFEBVRE W, BAROUX B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2010, 58(1): 248-260.
- [3] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, LEFEBVRE W, BAROUX B. Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2010, 58(14): 4814-4826.
- [4] ROMETSCH P A, ZHANG Y, KNIGHT S. Heat treatment of 7xxx series aluminum alloys—Some recent developments[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2003-2017.
- [5] GEORGE S L, KNUTSEN R D. Composition segregation in semi-solid metal cast AA7075 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Science, 2012, 47(11): 4716-4725.
- [6] JAHROMI S A J. Creep behavior of spray-cast 7XXX aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2002, 23(2): 169-172.
- [7] SHIBATA C, EGAWA S, MOTOI, MORIKAWA T, NAITOH T. Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded 7000 series aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(8): 1130-1136.
- [8] WEI Q, XIONG B Q, ZHANG Y A, SHI L K. Production of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys by spray forming process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2001, 11(2): 258-261.
- [9] SHARMA M M, AMATEAU M F, EDEN T J. Aging response of Al-Zn-Mg-Cu spray formed alloys and their metal matrix composites[J]. Materials Science & Engineering A, 2006, 424(1/2): 87-96.
- [10] 李先聚, 杨杰, 张豪, 张捷, 张获. 喷射成形 7055 铝合金的显微组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2017, 17(12): 1987-1992.

LI Xian-ju, YANG Jie, ZHANG Hao, ZHANG Jie, ZHANG Di. Microstructure and mechanical properties of 7055 Al alloys by spray forming[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 17(12): 1987-1992.

- [11] 王洪斌, 刘慧敏, 黄进峰, 张济山, 张永安, 熊柏青. 热处理对喷射成形超高强 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(3): 398-404.
- WANG Hong-bin, LIU Hui-min, HUANG Jin-feng, ZHANG Ji-shan, ZHANG Yong-an, XIONG Bai-qing. Effects of heat-treatment on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength spray deposited Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(3): 398-404.
- [12] KAIBYSHEV R, SITDIKOV O, GOLOBORODKO A, SAKAI T. Grain refinement in as-cast 7475 aluminum alloy under hot deformation[J]. Materials Science & Engineering A, 2003, 344(1/2): 348-356.
- [13] SITDIKOV O, GOLOBORODKO A, SAKAI T, MIURA H, KAIBYSHEV R. Grain refinement in as-cast 7475 Al alloy under hot multiaxial deformation[C]. Materials Science Forum, 2003, 426/432: 381-386.
- [14] SITDIKOV O, SAKAI T, GOLOBORODKO A, NIURA H. Grain fragmentation in a coarse-grained 7475 al alloy during hot deformation[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(2): 175-179.
- [15] AUGUSTIN C, ANDRIEU E, BARET-BLANC C, DELFOSSE J, ODEMER G. Empirical propagation laws of intergranular corrosion defects affecting 2024 T351 alloy in chloride solutions[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2010, 157(12): C428-C436.
- [16] 刘秀晨, 安成强, 崔作兴. 金属腐蚀学[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 60.
- LIU Xiu-chen, AN Cheng-qiang, CUI Zuo-xing. Metal corrosion[M]. Beijing: Nation Defence Industry Press, 2002: 60.
- [17] 王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册[M]. 2nd ed. 长沙: 中南大学出版社, 2000: 132.
- WANG Zhu-tang, TIAN Rong-zhang. Handbook of aluminium alloy and its working[M]. 2nd ed. Changsha: Central South University Press, 2000: 132.
- [18] 付高, 邓运来, 王亚风, 戴青松, 张新明. 微量元素含量对 Al-Zn-Mg 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2632-2641.
- FU Gao, DENG Yun-lai, WANG Ya-feng, DAI Qing-song, ZHANG Xin-ming. Effects of microelement content on microstructure and properties of Al-Zn-Mg aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2632-2641.
- [19] ZANG Jin-xin, ZHANG Kun, DAI Sheng-long. Precipitation behavior and properties of a new high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(11): 2638-2644.
- [20] FERRAGUT R, SOMOZA A, TOLLEY A. Microstructure evolution of 7012 alloy during the early stages of artificial aging[J]. Acta Materialia, 1999, 47(17): 435-4364.
- [21] ROUT P K, GHOSH M M, GHOSH K S. Effect of interrupted aging on stress corrosion cracking (SCC) behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Procedia Materials Science, 2014, 5: 1214-1223.
- [22] STARINK M J, LI X M. A model for the electrical conductivity of peak-aged and overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(4): 899-911.
- [23] 李国锋, 张新明. 回归冷却速率对 7050 铝合金力学性能及晶间腐蚀抗力的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(5): 1234-1240.
- LI Guo-feng, ZHANG Xin-ming. Effect of retrogression cooling rate on mechanical properties and resistance to intergranular corrosion of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(5): 1234-1240.
- [24] 张新明, 李鹏辉, 刘胜胆, 李国峰, 朱航飞, 周新伟. 回归时间对 7050 铝合金晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(10): 1795-1801.
- ZHANG Xin-ming, LI Peng-hui, LIU Sheng-dan, LI Guo-feng, ZHU Hang-fei, ZHOU Xin-wei. Effect of retrogression time on intergranular corrosion of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(10): 1795-1801.
- [25] DORWARD R C. Precipitate coarsening during overaging of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Technology, 1999, 15(10): 1133-1138.
- [26] FAN X G, JIANG D M, MENG Q C, LAI Z H, ZHANG X M. Characterization of precipitation microstructure and properties of 7150 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 427(1): 130-135.

Effects of forging on microstructure and mechanical properties of spray forming 7055-T6 alloy

WEN Jia-fei¹, ZHANG Hao², ZHANG Zhen², XIANG Jian-Bo¹, LUO Feng-hua¹

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

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

Abstract: High strength 7055-T6 aluminum alloys were produced by spray forming. The microstructures and properties of alloy after forging and extrusion were investigated using tensile test, electrochemical workstation, optical microscope(OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM). The results indicate that the tensile strength of the extruded alloy can reach 705 MPa, the yield strength can reach to 665 MPa, and the extruded alloys exhibit an intergranular fracture, the tensile strength and yield strength of the forged alloy decrease by 33 MPa and 37 MPa, respectively, but the elongation, electrical conductivity and hardness all have increased, and the forged alloys exhibit a ductile fracture. The extruded alloys feature fine and homogeneous, the grains are elongated along extrusion, but some grains of forged alloys are broken, and some grains grow up; and the grain boundary precipitates of extruded alloys continuous distribution, the distribution of precipitated phases in grain boundary is dispersive and homogeneous, which leads to a bad corrosion resistance; the precipitated phases of forged alloys have coarsened, which reduce the strength properties but increase the corrosion-resistance.

Key words: spray forming 7055-T6 aluminum alloy; as-forged; as-extruded; microstructure; property

Foundation item: Project (10C 26213201152) supported by the SME Technology Innovation Fund of China

Received date: 2017-03-06; **Accepted date:** 2017-07-05

Corresponding author: LUO Feng-hua; Tel: +86-731-88879422; E-mail: fenghualuo@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)