



Si 含量对挤压铸造 Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe 合金 显微组织和力学性能的影响

赵愈亮, 孟凡生, 张 杨, 张大童, 杨 超, 张卫文

(华南理工大学 机械与汽车工程学院, 广州 510640)

摘 要: 采用拉伸性能和硬度测试、光学显微镜、扫描电镜和 X 射线衍射仪等手段研究不同 Si 含量对挤压铸造 Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe 合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: 当挤压压力为 0 时, 随着 Si 含量的增加, 凝固后期形成的富铁相阻止液相补缩, 形成缩松组织, 导致合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率都下降; 当挤压压力为 75MPa 时, 随着 Si 含量增加, 缩松组织消失, 虽然细小和分散的 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相和 Al₂Cu 相数量增多, 但 Al₆(FeMnCu)相消失, 有利于晶界强化和阻止裂纹的扩展, 使得合金的抗拉强度和屈服强度增加; 虽然富铁相数量的增加使得合金伸长率降低, 但挤压铸造工艺减缓了伸长率降低的趋势。当挤压压力为 75 MPa 和 Si 含量为 1.1%(质量分数)时, 合金的综合力学性能最好, 其抗拉强度为 232 MPa, 屈服强度为 118 MPa, 伸长率为 12.4%。

关键词: Si; Al-Cu 合金; 挤压铸造; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2; TG214

文献标志码: A

Effect of Si content on microstructures and mechanical properties of Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe alloy prepared by squeeze casting

ZHAO Yu-liang, MENG Fan-sheng, ZHANG Yang, ZHANG Da-tong, YANG Chao, ZHANG Wei-wen

(School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: The effect of Si content on the microstructures and mechanical properties of Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe alloy prepared by squeeze casting was studied by tensile and hardness test, optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The results show that the ultimate tensile strength, yield strength and elongation of the alloy decrease with the increase of Si content when the extrusion pressure is 0 because the Fe-rich intermetallic prevents liquid feeding and forms shrinkage in the late solidification. The ultimate tensile strength and yield strength of the alloy increase with the increase of Si content when the extrusion pressure is 75 MPa because the shrinkage disappears and promotes the formation of small and scattered α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ and Al₂Cu phase, and inhibits formation of Al₆(FeMnCu) phase which favors for the grain boundary strengthening and prevents the crack propagation. However, the elongation decreases with the increase of Fe-rich intermetallics amount, while the squeeze casting slows the decreasing trend. When the applied pressure is 75MPa and the Si mass fraction is 1.1%, the mechanical properties of the alloy are the best, the tensile strength is 232 MPa, the yield strength is 118 MPa and the elongation is 12.4%.

Key words: Si; aluminum alloy; squeeze casting; microstructure; mechanical property

Al-Cu 合金作为典型的高强韧铝合金广泛应用于建筑、电子、机械制造、航空航天和石油化工等各个工业部门。而采用先进成形技术是获得高性能铝合金

的重要途径, 挤压铸造技术是一种结合了铸造和塑性加工特点的短流程、高效、精确成形技术, 是一种获得高性能铝合金材料及其零件的重要方法。

基金项目: GD-NSFC 联合基金资助项目(U1034001); 国家自然科学基金资助项目(51374110); 教育部博士点基金资助项目(20120172110045); 广东省自然科学基金研究团队项目(015A030312003)

收稿日期: 2015-04-09; **修订日期:** 2015-08-03

通信作者: 张卫文, 教授, 博士; 电话: 13642315239; E-mail: mewzhang@scut.edu.cn

提高合金纯净度也是获得高性能铝合金的一个重要途径^[1-2], 故需要严格控制杂质元素 Fe 和 Si 的含量, 因为 Fe 和 Si 是常见的对铝合金性能危害最大的杂质元素^[3]。大多数高性能铝合金都对 Fe 和 Si 含量有严格的要求, 例如, 我国研发的高强韧铸造铝合金 ZL205A, Fe 和 Si 含量要求分别不大于 0.15% 和 0.06% (质量分数, 下同)。在 206.0 合金系列中, 合金中的最大 Fe 和 Si 含量要求分别不大于 0.15% 和 0.10% (206.0 合金), 或者少于 0.10% 和 0.05% (A206.2 合金)^[4]。在航空用 7050、7055 和 7475 变形铝合金中, Fe 和 Si 含量都不允许超过 0.15%。俄罗斯研发的高强 AM5 铝合金, 其中 Fe、Si 含量都不超过 0.3%。

Fe 和 Si 在 Al-Cu 合金中作为主要的杂质元素, 应加以严格控制^[3]。因为形成的化合物 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{MnFe})_3(\text{SiCu})_2$ 和 $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ 不溶于 $\alpha(\text{Al})$ 基体中, 对合金的时效强化作用很小。调整 Fe 和 Si 的含量, 可以形成 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{MnFe})_3(\text{SiCu})_2$, 可消除粗大片状的 $\beta\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 和 $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ 造成合金塑性和工艺性能降低的现象。Fe 与合金中的 Cu 可以形成 $\beta\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, 降低 $\alpha(\text{Al})$ 中 Cu 的浓度, 使合金在室温和高温下的性能下降, 一般杂质应控制在 0.3% 以下。

在高强韧铸造 Al-Cu 合金中, Fe 是重要的杂质元素。Fe 在 Al-Cu 合金中的固溶度很低, 常以富 Fe 的金属间化合物形式存在。例如, Al_3Fe 、 $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ 、 $\beta\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 和 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 等, 特别是以针片状的 $\beta\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 和 Al_3Fe 相出现时, 严重恶化铝铜合金的力学性能^[5]。因此, 在开发高强韧 Al-Cu 合金的过程中, 往往需要严格控制杂质元素 Fe 的含量。

Si 作为一种杂质元素带入到 Al-Cu 合金中, 会给合金带来一些有利和不利的影响。因为 Si 加入到 Al-Cu 合金中不会与 Cu 形成任何化合物, 且在 Al 基体的溶解度相对较高, 所以 Si 加入到合金中可以提高合金的强度, 主要是提高铸造性和铸件的稳定性, 但是其室温强度、韧性和抗疲劳性能会有所下降^[6]。它还可以改变富铁相的形貌, 使 Fe_2SiAl_8 或 Cu_2FeAl_7 转变为 FeSiAl_5 ^[7]。然而, Si 加入对 Al-Cu 合金的热稳定性不利, 因此合金中的加入量应严格控制(例如, 在 AA224.2 合金中不超过 0.02%)。在含 Mg 的铝合金中 Si 有直接的强化作用, 因为 Mg 和 Si 质量比控制着合金的时效强化^[8]。

KAMGA 等^[9]研究表明: 在相对较高的冷却速度, T4 和 T7 热处理条件下, 当 Si 与 Fe 质量比为 1 时, B206 合金的综合力学性能是最好的。Mn 和 Si 可以促进有害的针状 $\beta\text{-Fe}$ 向汉字状的 $\alpha\text{-Fe}$ 转变, 并提高抗

热裂纹性, 从而提高合金的力学性能。LIU 等^[10-11]研究表明: 无论是添加 Mn 或者 Si, 都有利于 $\alpha\text{-Fe}$ 的形成而抑制 $\beta\text{-Fe}$ 的形成, 且 Mn 和 Si 联合添加的效果比各自添加的效果更加明显。 $\beta\text{-Fe}$ 和 $\alpha\text{-Fe}$ 的形成主要取决于 Fe、Mn 和 Si 的含量和冷却速度。在 Al-4.6Cu-0.15Fe-0.3Mn 合金中, Mn 和 Si 含量为 0.3% 时(Si 与 Fe 质量比和 Mn 与 Fe 质量比都为 3.3), 合金中只存在 $\alpha\text{-Fe}$ 。CACERES 等^[12]发现, Si 含量有利于 Al-Cu-Si-Mg 合金中汉字状富铁相的形成, 从而提高合金的伸长率, 提高高铁含量合金的力学性能。HAN 等^[13]研究认为: Si 可以增加 Al-4.5Cu 合金的流动性和抗热裂纹性能。Si 对合金的强度影响不大, 但是会降低其铸态的韧性。经过 T4 热处理的 Si 含量为 2% 的合金, 其抗拉强度比铸态的提高 28%。此外, 董晟全等^[14]对 Al-4.5Cu 合金的研究结果也表明: Si 可以降低热裂倾向性, 并缩小固液间距。当合金中加入 2% Si 时合金, 再辉现象严重, 导致抗拉强度降低; 当合金中加入 3% Si 时, 合金补缩能力强, 断裂应力值高。LI 等^[15]的研究也表明, Si 可以明显提高 Al-5.0Cu 合金的流动性能, 降低合金的热裂纹趋势, 其原因是 Si 可以降低结晶温度范围和结晶过程中释放大量的结晶潜热。LEMIEUX 等^[16]研究了 Si 对半固态铸造 206 合金的影响, 当 Si 含量高达 1.2% 时, 对合金力学性能没有损害, 并且能降低热裂纹。而挤压铸造是一种高效的近净成形技术, 使液态金属在高压作用下凝固成形, 可使粗大相破碎, 获得致密均匀的组织。范建磊等^[17]研究了压力对 Al-Li-Cu 合金组织和性能的影响, 发现压力降低了柱状晶的比例, 改变铸锭的表面质量, 获得致密无缩孔缺陷的铸锭, 合金的力学性能在 50 MPa 以下随着压力增大而增加。姜照辉等^[18]认为, 挤压压力可以明显提高 Al-5.0Cu-0.6Mn-1.0Fe-1.0Ni 合金的高温力学性能, 并可以消除合金中的缩松, 抑制合金中针状 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的形成, 使富铁相相分布更为弥散, 并形成联通的骨骼状结构。ZHANG 等^[5]研究表明, Mn 可以促进 Al-5.0Cu-0.5Fe 合金中的 $\beta\text{-Fe}$ 向 $\alpha\text{-Fe}$ 转变, 并且在挤压压力的作用下, 仅需要较低含量的 Mn 即可实现该转变。

而关于 Si 对 Al-Cu-Mn-Fe 合金组织和性能影响的研究, 国内外都鲜见报道。本文作者主要研究 Si 对挤压铸造 Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe 合金显微组织和力学性能的影响, 分析不同 Si 含量以及不同挤压压力作用下合金的相组成及第二相体积分数、形貌、断口等显微组织的演化规律, 为获得高性能、易再生的高强韧铸造 Al-Cu 合金提供理论基础。因此, 通过优化工艺、

调节合金中 Si 的含量,从而降低材料的成本和扩大选材范围,对实现材料的高效利用具有重要意义。

1 实验

试验所用原材料如下:纯度为 99.8% 的铝锭、Al-50Cu、Al-10Mn、Al-5Fe 和 Al-20Si(质量分数,%) 中间合金。在坩埚电阻炉中进行合金熔炼,采用商业固体精炼剂精炼,除气和除渣后,于 710 °C 左右进行浇注。合金光谱分析后的主要化学成分如表 1 所示。

表 1 合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy

Design alloy	Mass fraction/%				
	Cu	Mn	Fe	Si	Al
Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe-0Si	5.19	0.64	0.73	0.03	Bal.
Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe-0.15Si	5.30	0.63	0.73	0.15	Bal.
Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe-0.55Si	5.23	0.63	0.73	0.55	Bal.
Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe-1.1Si	5.05	0.67	0.65	1.12	Bal.

挤压铸造试验在 1000 kN 四柱液压机上直接挤压,模具材料为 H13 钢,采用石墨机油润滑,模具预热温度约 250 °C,挤压力分别为 0、25、50 和 75 MPa,挤压速度为 10~18 mm/s,保压时间为 30 s,获得的铸锭尺寸为 $d68\text{ mm} \times 65\text{ mm}$ 。在铸件同半径的周边截取 $d5\text{ mm}$ 的标准拉伸试样,在 SANS CMT5105 型微机控制万能材料试验机上进行拉伸力学性能测试,拉伸速度为 1 mm/min,每个测量结果为 3 个试样的平均值。在拉伸试样夹头部位末端的相同位置截取金相试样,抛光后采用的腐蚀剂为 0.5% HF(质量分数)水溶液,在 Quanta SEM 2000 型环境扫描电子显微镜上进行显微组织观察。在 LEICA/DMI 5000M 型金相显微镜上进行显微组织观察,并利用 Leica Materials Workstation V3.6.1 图像分析软件进行定量金相分析,每个试样放大 500 倍下选取至少 30 个视场。宏观硬度测试在 HB-3000B 型布氏硬度计上进行,钢球直径为 $D=5.0\text{ mm}$,载荷为 2452 N,保压时间为 30 s,每个测量结果为 4 个试样的平均值。深腐蚀样品观察和拉伸断口分析在 Quanta SEM 2000 型环境扫描电子显微镜上进行。由于合金中富铁相数量比较少,为了提高富铁相在合金中的比例,以达到 XRD 分析的精度,采用碘甲醇溶液将 $\alpha(\text{Al})$ 基体腐蚀掉一部分。具体过程如下:

先用车床在铸锭的相同位置处钻取大约 10 g 的铝屑,再将铝屑研磨成细小的粉末状。采用 10%(质量分数)的 NaOH 溶液先腐蚀一段时间,最后将粉末放入碘甲醇溶液中。为了加快反应速度,将烧杯放置于超声波中,经过大约 2 h 之后,将粉末用酒精清洗 3 次,烘干后采用 Bruker D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪对合金进行了相分析, X 射线衍射仪参数为: Cu 靶,加速电压为 40 kV,角度为 20°~60°。

2 结果与分析

2.1 合金的力学性能

不同 Si 含量和不同压力作用下合金的力学性能如图 1 所示。由图 1(a)~(c)可知,当挤压压力为 0 MPa 时,合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率均随着 Si 含量的增加而逐渐降低。而当挤压压力分别是 25、50 和 75 MPa 时,合金的抗拉强度和屈服强度随着 Si 含量的增加逐渐增加;伸长率却缓慢降低,但降低的趋势比挤压压力为 0 时的低。在挤压压力为 0 时,合金的抗拉强度由 215.5 MPa 下降为 202.5 MPa,降幅为 6.0%;在挤压压力为 75 MPa 时,合金的抗拉强度由 217.8 MPa 增加到 232.3 MPa,增幅为 6.3%。在挤压压力为 0 时,合金的屈服强度由 108.0 MPa 下降到 103.5 MPa,降幅为 4.2%;在挤压压力为 75 MPa 时,合金的屈服强度由 111.1 MPa 增加到 117.8 MPa,增幅为 6.0%。在挤压压力为 0 时,合金的伸长率由 8.7% 下降到 3.5%,降幅为 59.7%;在挤压压力为 75 MPa 时,合金的伸长率由 14.1% 下降到 12.4%,降幅为 12.0%。由图 1(d)可知,在挤压压力为 0 和 75 MPa 时,随着 Si 含量的增加,合金的宏观硬度都随之增加;随着压力的增加,合金的宏观硬度逐渐增加。在挤压压力为 0 时,合金的宏观硬度由 55.5 HB 增加到 70.0 HB,增幅为 26.1%;在挤压压力为 75 MPa 时,合金的宏观硬度由 60.2 HB 增加到 74.5 HB,增幅为 23.8%。

2.2 合金的显微组织

不同 Si 含量和不同挤压压力下合金的显微组织如图 2 所示。从图 2 可以看出第二相的形貌,这些第二相包括网状共晶相、块状和汉字状的富铁相等。图 2(a)和(b)所示为 Si 含量(质量分数)为 0 时,合金中的 3 种第二相形貌(见箭头 A_0 、 B_0 和 C_0 以及 A_1 、 B_1 和 C_1);图 2(c)~(e)和(g)所示为不同 Si 含量时,合金中的 3 种

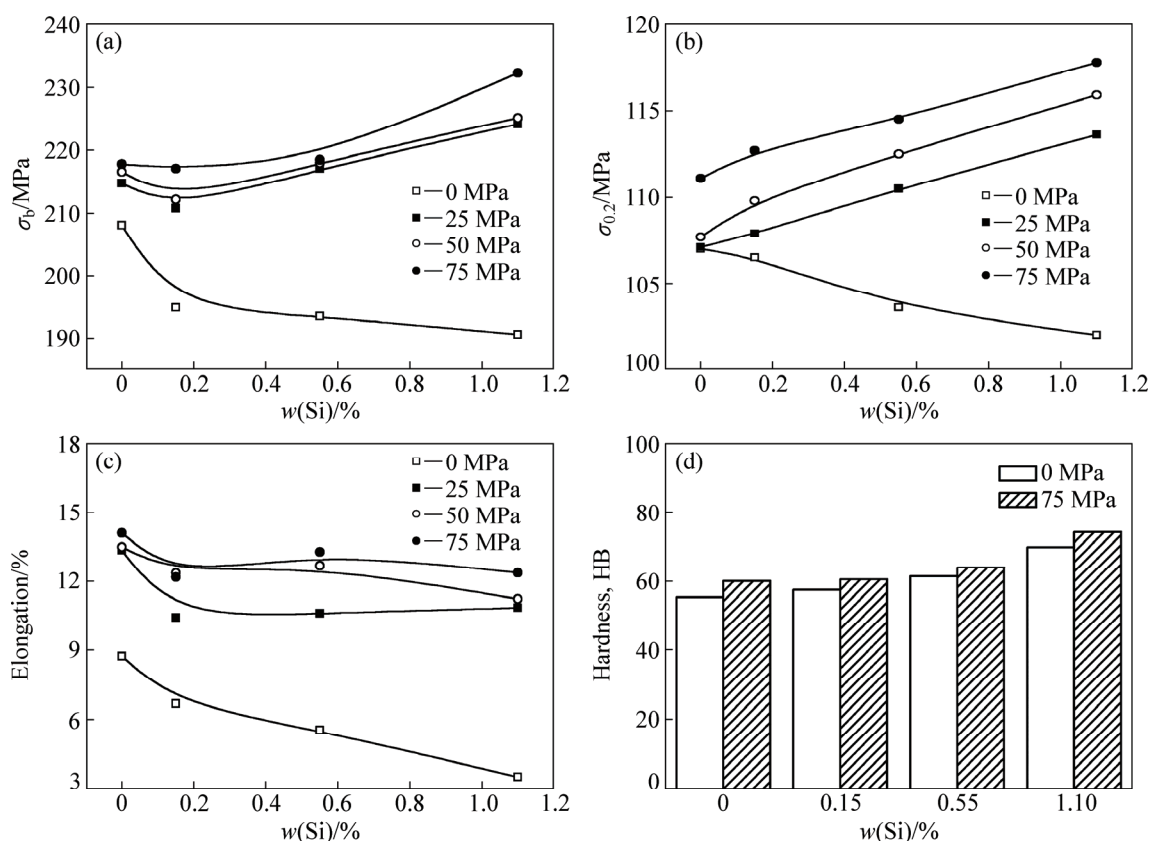


图 1 不同 Si 含量合金和不同压力下合金的力学性能

Fig. 1 Mechanical properties of alloys with different Si contents under different extrusion pressures: (a) Ultimate tensile strength; (b) Yield strength; (c) Elongation; (d) Macrohardness

第二相形貌(如箭头 A_2 、 C_2 和 D_2 , A_3 、 C_3 和 D_3 , A_4 、 C_4 和 D_4 , A_6 、 C_6 和 D_6); 图 2(f)和(h)所示为不同 Si 含量时, 合金中的 2 种第二相形貌(如箭头 C_5 和 D_5 , C_7 和 D_7)。这些第二相的能谱分析结果如表 2 所示。其所对应的相分别是块状富铁相为 $Al_6(FeMnCu)$ 、汉字状富铁相为 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Cu_2$ 、白色花纹相为 $\theta(Al_2Cu)$ 和含 Si 汉字状富铁相为 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$, 与文献[5]中的结果一致。由于 Si 的加入, 富铁相由汉字状富铁相变为白色花纹相, 因为 Si 可以与 Cu 互溶, 形成 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$ 。

由图 2(a), (c), (e)和(g)可知, 随着 Si 含量的增加, 铸态合金晶界处的 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$ 相逐渐由连续的汉字状转变为分散的细小骨骼状^[9], 且数量增多; 而 $Al_6(FeMnCu)$ 相的数量逐渐减少, $\theta(Al_2Cu)$ 相也逐渐由细小的网状变成块状, 且数量增多。由图 2(b)、(d)、(f)和(h)可知, 当挤压压力为 75 MPa 时, 随着 Si 含量的增加, $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$ 、 $Al_6(FeMnCu)$ 相和 $\theta(Al_2Cu)$ 相的变化趋势和挤压压力为 0 MPa 时的相似, 但是 $Al_6(FeMnCu)$ 相消失。这是由于随着压力增

加, 压力的作用消除了铸件与模具之间的气隙, 合金的冷却速度提高, 分布于晶界处的第二相变得更加细小和分散。

图 3 所示为 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$ 相的显微组织和元素面扫描分布。由图 3 可以看出该相的元素分布, 结合 XRD 和 SEM-EDS 分析结果表明, 该相就是富铁相 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$ 。

图 4 所示为不同压力和不同 Si 含量下的第二相体积分数。由图 4(a)~(d)可知, 随着 Si 含量增加, 总的第二相体积分数逐渐增加, $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3(SiCu)_2$ 相和 Al_2Cu 相体积分数逐渐增多, 而 $Al_6(FeMnCu)$ 相的体积分数逐渐减少; 此外, 当挤压压力从 0 MPa 增加到 75 MPa 时, 合金中总的第二相体积分数和每个第二相的体积分数都降低。

图 5(a)和(b)所示为 Si 含量为 1.1%, 挤压压力分别为 0 MPa 和 75 MPa 时合金的显微组织。由图 5(a)可知, 当挤压压力为 0 时, 合金中缩孔较多且第二相较粗大。由图 5(b)可知, 当挤压压力为 75 MPa 时, 合金中的缩松基本消除, 二次枝晶间距细化, 第二相明显细化。

图 6 所示为挤压压力为 0 MPa 时不同 Si 含量合金 XRD 谱。结合显微组织可知, 随着 Si 含量的增加, $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相逐渐减少, $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相逐

渐增多。由于样品经过 NaOH 水溶液腐蚀再经过碘甲醇溶液萃取后, Al_2Cu 相易被腐蚀, 所以在衍射峰中未出现 Al_2Cu 相的峰值。由图 2 可知, 挤压压力为

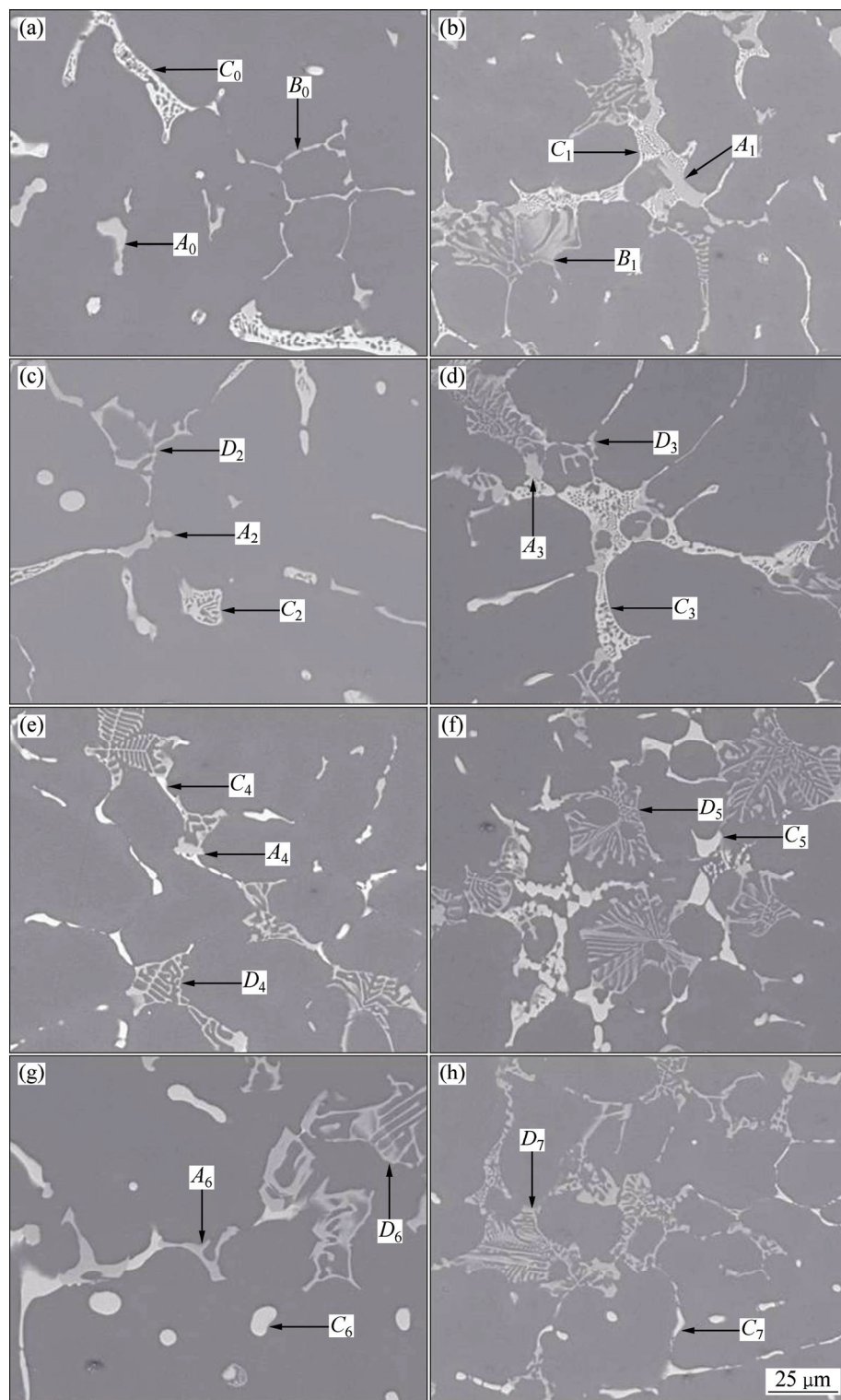


图 2 在不同 Si 含量和挤压压力下合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of alloys with different Si contents under different extrusion pressures: (a) Without Si, 0 MPa; (b) Without Si, 75 MPa; (c) 0.15% Si, 0 MPa; (d) 0.15% Si, 75 MPa; (e) 0.55% Si, 0 MPa; (f) 0.55% Si, 75 MPa; (g) 1.1% Si, 0 MPa; (h) 1.1% Si, 75 MPa

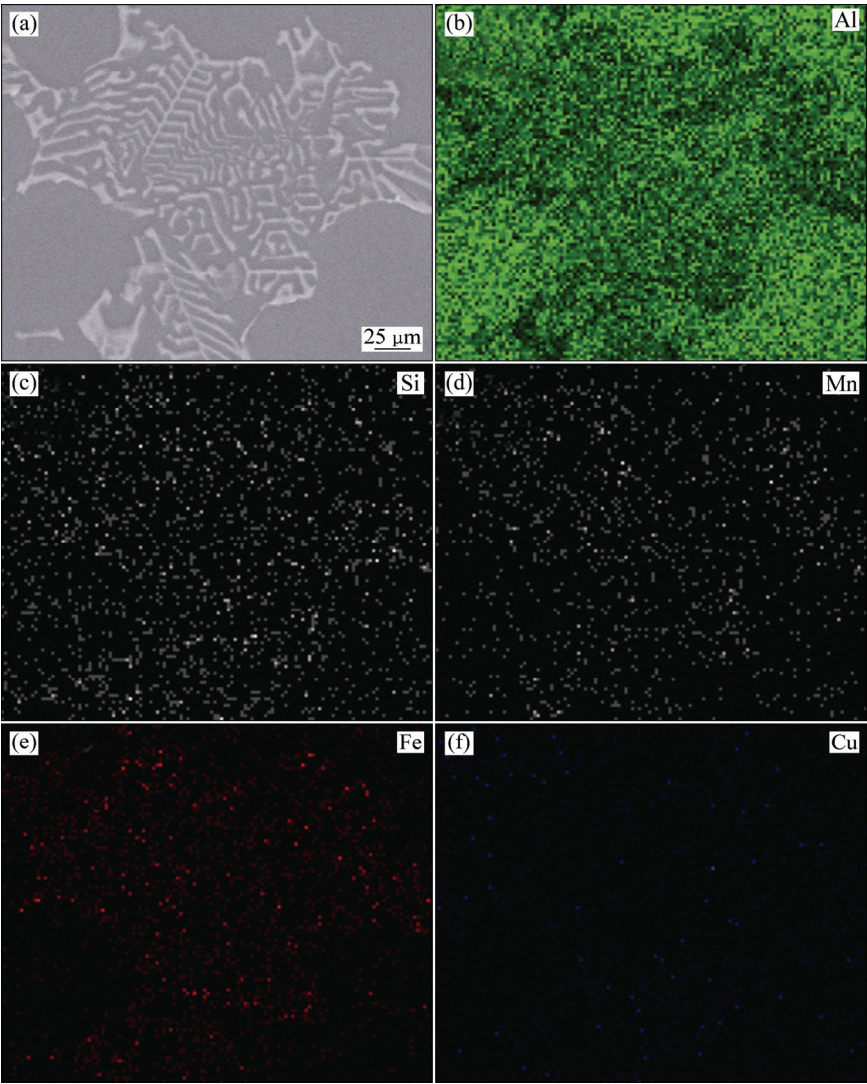


图 3 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相的显微组织和元素面扫描分布

Fig. 3 Microstructures (a) and element map distributions of Al (b), Si (c), Mn (d), Fe (e) and Cu (f) for $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ phase

表 2 图 2 中第二相的能谱分析结果

Arrow No.	Average mole fraction/%					Phase
	Al	Cu	Mn	Fe	Si	
A_i	80.05	5.12	2.64	12.19	—	$\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$
B_i	74.91	11.15	4.72	9.22	—	$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Cu}_2$
C_i	69.49	30.51	—	—	—	Al_2Cu
D_i	73.45	1.98	3.02	9.89	8.90	$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$

$i=0, 1, \cdots, 7$

0 MPa 时, 在 Si 含量为 0 时, 相组成为 $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Al}_6(\text{FeMnCu})+\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$; 而在 Si 含量为 1.1% 时, 相组成为 $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Al}_6(\text{FeMnCu})+\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2+\text{Si}$ 。当 Si 含量为 1.1% 时, 合金

中存在单质 Si, 这与 ELGALLAD 等^[19]的研究结果是一致的。因为样品中 Si 含量较少, 所以在显微组织中难以发现单质 Si 的存在。

2.3 合金的断口形貌

不同挤压压力下铸态和不同 Si 含量合金的断口形貌如图 7 所示。由图 7(a)和(c)可知, 当合金在挤压压力 0 MPa 时, 合金断口上有很多枝晶状缩松组织; 由图 7(b)和(d)可知, 当合金在挤压压力为 75 MPa 时, 显微缩松基本消失, 合金发生了很大的塑性变形, 出现大量的韧窝, 韧性断裂特征更加明显, 这与林波等^[20]的研究结果一致。随着 Si 含量的增加, 拉伸断口中的韧窝数量和深度显著减少。图 8 所示为不同挤压压力和 Si 含量下的合金纵向断口形貌。由图 8(a)和(c)

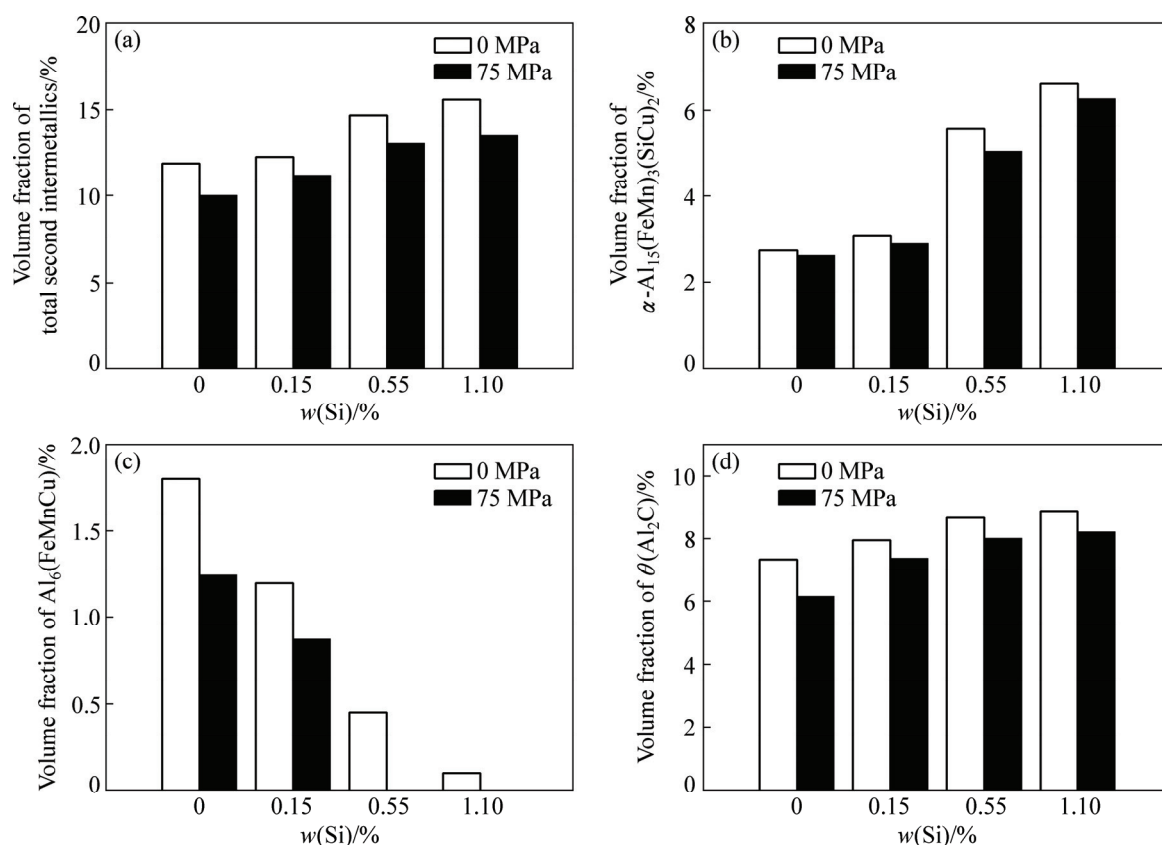


图 4 不同挤压压力和 Si 含量时合金中各相的体积分数

Fig. 4 Volume fraction of each phase in alloys at different extrusion pressures and Si contents: (a) Total second intermetallics; (b) $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ phase; (c) $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ phase; (d) (Al_2Cu) phase

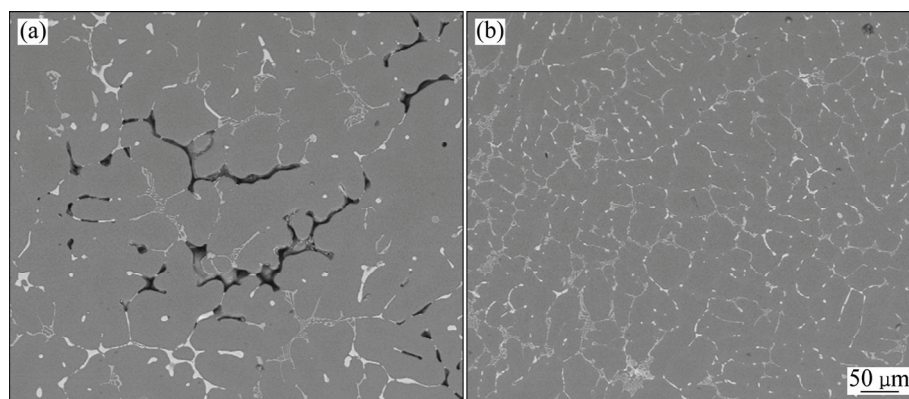


图 5 Si 含量为 1.1% 时不同挤压压力时合金的显微组织

Fig. 5 Microstructures of alloys with Si content of 1.1% at different extrusion pressures: (a) 0 MPa; (b) 75 MPa

可知, 裂纹主要起源于 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶间的第二相和疏松处, 而且倾向于沿富铁相和疏松处进行扩展。由图 8(b) 和 (d) 可知, 当压力增大到 75 MPa 时, 虽然 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相依然可能成为裂纹扩展的起源, 但由于富铁相变得细小和分散, 使得裂纹扩展的难度增大。此外, 当 Si 含量从 0 增加到 1.1% 时, 在 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶间存在的第二相增多, 导致第二相中的裂纹源增

加, 裂纹更容易沿第二相扩展。

3 讨论

3.1 Si 含量和挤压压力对合金显微组织的影响

在挤压铸造条件下, 合金中的显微组织发生显著

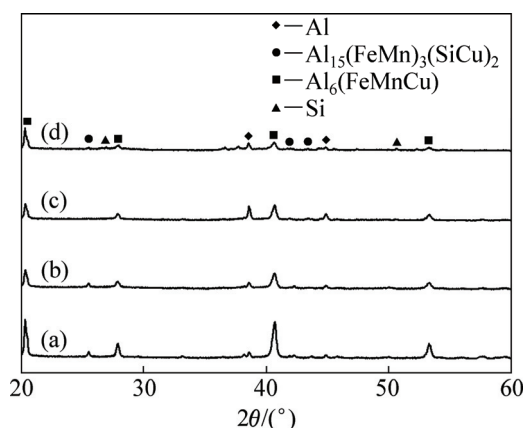


图 6 挤压压力为 0 MPa 时不同 Si 含量合金的 XRD 谱

Fig. 6 XRD patterns of alloys with different Si contents under extrusion pressures of 0 MPa: (a) Without Si; (b) 0.15% Si; (c) 0.55% Si; (d) 1.1% Si

变化。当挤压压力为 0 MPa 和 Si 含量为 0 时, 相组成为 $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Al}_6(\text{FeMnCu})+\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Cu}_2$; 而当 Si 含量为 1.1% 时, 合金中 Si 除了形成 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相, 还以单质 Si 的形式存在, 相组成为 $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Al}_6(\text{FeMnCu})+\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2+$

Si。由图 4 可知, 当挤压压力为 0 MPa 时, Si 含量由 0 增加为 1.1% 时, 总的第二相、 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相和 Al_2Cu 相体积分数增多, 而 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相的体积分数减少, 且 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相由汉字状变成骨骼状, 而 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相体积分数减少, Al_2Cu 相由网状变成小块状。

当挤压压力为 75 MPa 和 Si 含量为 0 时, 相组成为 $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Al}_6(\text{FeMnCu})+\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Cu}_2$; 而在 Si 含量增加到 1.1% 时, 合金中的 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相消失, 相组成为 $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2+\text{Si}$ 。总的第二相、 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相和 Al_2Cu 相体积分数增多, 而 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相体积分数逐渐减少直至消失。这是由于 Si 含量的增加促进了 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相的形成, 而抑制了 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相的形成。

挤压压力导致合金显微组织差异的主要原因如下: 在挤压铸造过程中, 压力的作用消除了铸件与模具之间的气隙, 导致界面传热系数提高, 使合金的冷却速度加快^[21]。冷却速度越快, 合金越接近非平衡凝固, Fe 原子来不及扩散析出。在较高的冷却速度下, Fe 原子越不容易聚集, 因此, 增大冷却速度可以抑制 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相的形成, 促进危害作用更少的汉字状

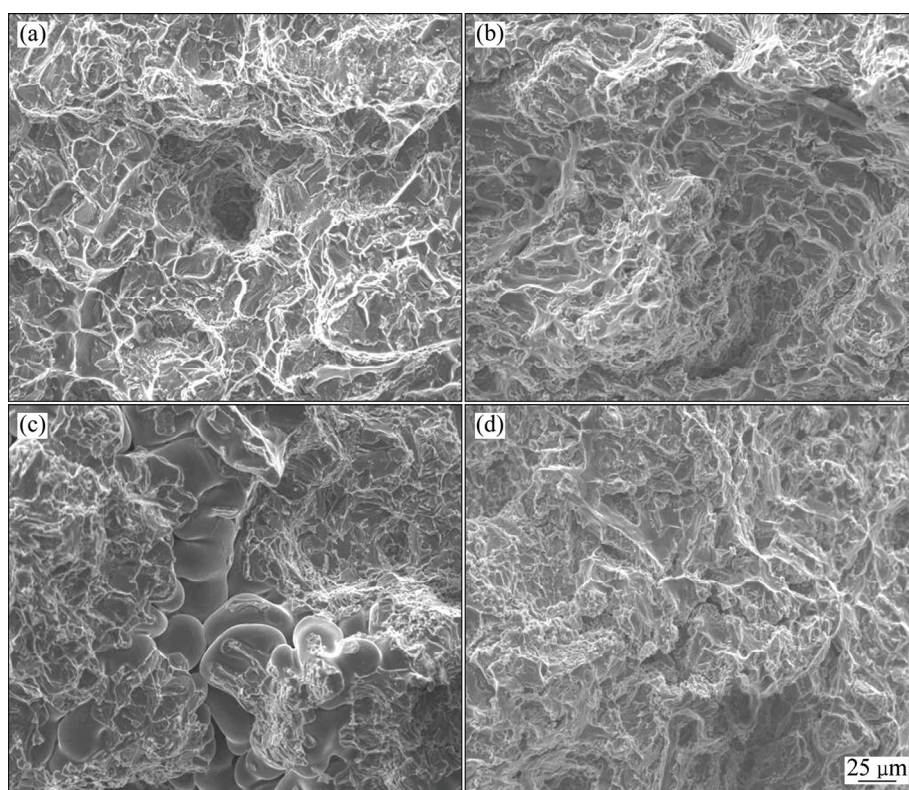


图 7 不同挤压压力和 Si 含量下的合金拉伸断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of alloys with different Si contents under different extrusion pressures and: (a) 0 MPa, without Si; (b) 75 MPa, without Si; (c) 0 MPa, 1.1% Si; (d) 75 MPa, 1.1% Si

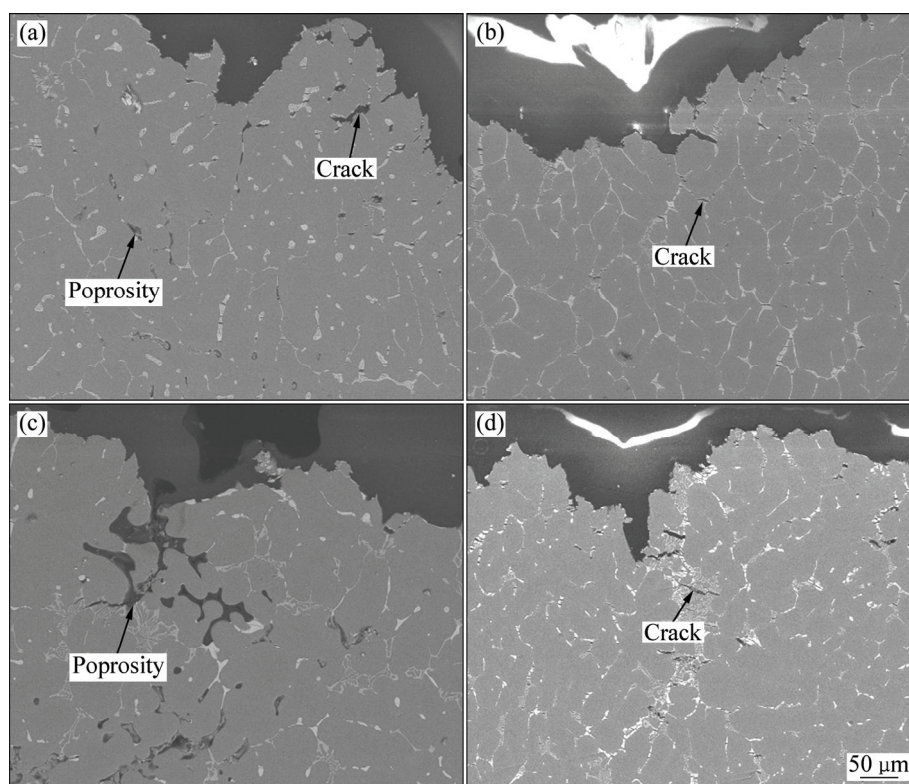


图 8 不同挤压压力和 Si 含量下的合金拉伸断口纵向面金相

Fig. 8 Longitude fracture morphologies of alloys with different Si contents under different extrusion pressures: (a) 0 MPa, without Si; (b) 75 MPa, without Si; (c) 0 MPa, 1.1%Si; (d) 75 MPa, 1.1%Si

α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相的形成。且随着挤压压力由 0 MPa 增大到 75 MPa, α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相由连续的汉字状变成分散和细小的骨骼状。结合 OM、SEM、XRD 和定量金相分析结果表明, 施加压力不仅改变了合金的相组成, 而且对第二相的形貌和分布有着显著的影响。压力促进了 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相的形成, 从而抑制了 Al₆(FeMnCu) 相的形成; 并且 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相逐渐由连续的汉字状变为分散的细小骨骼状^[9], θ (Al₂Cu) 相也逐渐从细小的网状变成块状。

3.2 Si 含量和挤压压力对合金力学性能的影响

综合以上实验结果表明, Si 含量和挤压压力对合金中的力学性能有显著影响。结合 LIU 等^[22]的研究结果表明: α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相对力学性能有害作用比 Al₆(FeMnCu) 相的小。因为 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相是在凝固后期析出, 在一次枝晶轴形成不同方向上发达的二次枝晶, 使 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相与基体交互在一起。且汉字状的 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相有较小的尺寸和紧密的结构^[23], 当 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相断裂时, 裂纹将在汉字状树枝和枝晶之间产生偏转, 且

周围的 α (Al) 基体会变形, 形成细小的韧窝。所以沿着 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相和基体方向裂纹难以扩展, 裂纹切过第二相需要消耗更多的能量, 从而提高合金的强度。而 Al₆(FeMnCu) 相有较大的尺寸和较强的分枝能力, 在凝固的过程形成全树突结构和颗粒状, 当 Al₆(FeMnCu) 相断裂时, 并且 Al₆(FeMnCu) 相和 α (Al) 基体的界面容易剥离^[24]。因为 Si 能促进对力学性能危害作用较少的 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相的形成, 但 Al₆(FeMnCu) 相逐渐减少直至消失, Al₂Cu 相逐渐增多, 特别是 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相由汉字状转变为细小和分散的骨骼状, 使得第二相的晶界强化效果进一步增强, 所以 Si 的加入能增加合金的抗拉强度和屈服强度。但是由于硬脆的富铁相对合金的伸长率产生不利影响, 而挤压铸造可以显著改善合金的伸长率, 所以合金伸长率降低的趋势较小。

当挤压压力为 0 MPa 时, 随着 Si 含量从 0 增加到 1.1%, 虽然 Si 促进汉字状的 α -Al₁₅(FeMn)₃(SiCu)₂ 相的形成, 有一定的晶界强化作用, 但由于总的富铁相数量增多和尺寸变大, 特别是凝固收缩时由于富铁相阻止液相的填充而形成较多的缩松, 在拉伸试验时形成应力集中, 容易形成裂纹源, 从断口上也发现韧窝

数量变少和深度变浅, 所以合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率都是下降的。当挤压压力为 75 MPa 时, 合金中的显微缩松基本消失, 合金的二次枝晶间距减少, 第二相分布更均匀。从合金的断口形貌可以看出, 韧窝的数量变得多且尺寸更深, 具有塑性变形的特征。这是因为在压力作用下, 合金中的第二相增多, 且 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相变得细小和分散, 裂纹切过该相要消耗更多的能量, 使得扩展的难度增大, 所以随着挤压压力的增加, 合金的抗拉强度和屈服强度逐渐增加。

在本研究中, 但 Fe 和 Si 含量分别高达 0.7% 和 1.1% 时, 75 MPa 挤压压力下铸态合金的抗拉强度达到 232 MPa, 屈服强度达到 118 MPa, 伸长率达到 12.4%。与 Fe 和 Si 含量分别为 0.06% 和 0.1% 时的重力铸造 B206 合金相比, 其中抗拉强度相当, 而伸长率提高 2 倍以上^[9]。与 Fe 和 Si 含量分别为 0.15% 和 0.06% 时的砂型铸造 ZL205A 合金相比, 其抗拉强度高约 9%^[25]。可见, 采用挤压铸造技术制备高 Fe、Si 杂质含量的高性能铝合金为废旧铝合金的回收利用提供了更广阔的空间。

4 结论

1) 对于挤压铸造 Al-5.0Cu-0.6Mn-0.7Fe 合金, 当挤压压力为 0 MPa 时, 随着 Si 含量的增加, 在凝固后期形成的 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相阻止液相补缩而形成较多的缩松组织, 使合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率都下降; 当挤压压力为 75 MPa 时, 随着 Si 含量的增加, 促进汉字状富铁相 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相和 Al_2Cu 相增多, 使 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相逐渐减少直至消失, 细小和分散的 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相形成晶界强化, 使合金的抗拉强度和屈服强度增加, 而富铁相增多使伸长率降低, 但挤压铸造工艺使伸长率降低的趋势减缓。

2) 随着 Si 含量增加, 总的第二相体积分数逐渐增加, $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{SiCu})_2$ 相和 Al_2Cu 相体积分数逐渐增加, 而 $\text{Al}_6(\text{FeMnCu})$ 相的体积分数逐渐减少; 随着挤压压力增加, 合金中总的第二相体积分数和每个第二相的体积分数都减少。

3) 在挤压压力为 75 MPa 和 Si 含量为 1.1% 时, 此时合金的综合力学性能最好, 其抗拉强度为 232 MPa、屈服强度为 118 MPa、伸长率为 12%。

REFERENCES

- [1] 王涛, 尹志民. 高强变形铝合金的研究现状和发展趋势[J]. 稀有金属, 2006, 130: 197-202.
WANG Tao, YIN Zhi-min. Research status and development trend of high-strength deformed aluminum alloy[J]. Rare Metals, 2006, 130: 197-202.
- [2] 田福泉, 李念奎, 崔建忠. 超高强铝合金强韧化的发展过程及方向[J]. 轻合金加工技术, 2005, 12: 1-9.
TIAN Fu-quan, LI Nian-kui, CUI Jian-zhong. Development and direction of the ultra-high strength aluminum alloys[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2005, 12: 1-9.
- [3] GREEN J A S. Aluminum recycling and processing for energy conservation and sustainability[M]. OH, USA: ASM International, Materials Park, 2007: 147-154.
- [4] 李学朝. 铝合金材料组织与金相图谱[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2010: 160-163.
LI Xue-zhao. Aluminium alloy microstructure and metallographic atlas[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2010: 160-163.
- [5] ZHANG Wei-wen, LIN Bo, CHENG Pei, ZHANG Da-tong, LI Yuan-yuan. Effects of Mn content on microstructures and mechanical properties of Al-5.0Cu-0.5Fe alloys prepared by squeeze casting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of Chinese, 2013, 23: 1525-1531.
- [6] MONDOLFO L F. Aluminum alloys: Structure and properties[M]. London, Boston: Butterworths, 1976: 513-515.
- [7] KAMGA H K, LAROUCHE D, BOURNANE M, RAHEMC A. Hot tearing of aluminum-copper B206 alloys with iron and silicon additions[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(27): 7413-7423.
- [8] WANG Feng, ZENG Yan-qi, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Xi-wu, LI Zhi-hui, LIU Hong-wei. Effect of Si addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 585: 474-478.
- [9] KAMGA H K, LAROUCHE D, BOURNANE M, RAHEMC A. Mechanical properties of aluminium-copper B206 alloys with iron and silicon additions[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2012, 25(1): 15-25.
- [10] LIU K, CAO X, CHEN X G. Effect of Mn, Si, and cooling rate on the formation of iron-rich intermetallics in 206 Al-Cu cast alloys[J]. Journal of Materials Science, 2012, 47: 4290-4298.
- [11] LIU K, CAO X, CHEN X G. Tensile properties of Al-Cu 206 cast alloys with various iron contents[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45: 2498-2507.
- [12] CACERES C H, TAYLOR J A. Enhanced ductility in Al-Si-Cu-Mg foundry alloys with high Si content[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2006, 37: 897-903.

- [13] HAN N, BIAN X F, LI Z K, MAO T, WANG C D. Effect of Si on the microstructure and mechanical properties of the Al-4.5Cu alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, 19(6): 405–410.
- [14] 董晟全, 刘江南, 周敬恩, 严文, 梁艳峰, 李建平, 杨通. Si, La 对 Al-4.5Cu 合金准固态凝固行为的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2004, 33(3): 285–288.
- DONG Sheng-quan, LIU Jiang-nan, ZHOU Jin-gen, YAN Wen, LIANG Yan-feng, YANG Tong. Impact of Si, La for Al-4.5Cu alloy solidification behavior of the quasi-solid[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2004, 33(3): 285–288.
- [15] LI Wei-jing, CUI Shi-hai, HAN Jian-min, XU Chao. Effect of silicon on the casting properties of Al-5.0%Cu alloy[J]. *Rare Metals*, 2006, 25: 133–135.
- [16] LEMIEUX A, LANGLAIS J, BOUCHARD D, CHEN X G. Effect of Si, Cu and Fe on mechanical properties of cast semi-solid 206 alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20: 1555–1260.
- [17] 范建磊, 郑成坤, 罗宗强, 张卫文. 压力对铸造 Al-Li-Cu 合金组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24: 2307–2314.
- FAN Jian-lei, ZHENG Cheng-kun, LUO Zong-qiang, ZHANG Wei-wen. Effect of pressure on macro-/micro- structures and mechanical properties of Al-Li-Cu cast alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24: 2307–2314.
- [18] 娄照辉, 张卫文, 罗执, 郑成坤, 孟凡生. 挤压铸造 Al-5.0Cu-0.6Mn-1.0Fe-1.0Ni 合金的高温力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(6): 1441–1448.
- LOU Zhao-hui, ZHANG Wei-wen, LUO Zhi, ZHENG Cheng-kun, MENG Fan-sheng. Mechanical properties of squeeze cast Al-5.0Cu-0.6Mn-1.0Fe-1.0Ni alloy at elevated temperatures[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(6): 1441–1448.
- [19] ELGALLAD E M, CHEN X G. On the microstructure and solution treatment of hot tearing resistant semi-solid 206 alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 556: 783–788.
- [20] 林波, 张卫文, 程佩, 汪先送, 李元元. 挤压铸造 Al-5.0Cu-0.6Mn-0.5Fe 合金的显微组织和力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(5): 1195–1201.
- LIN Bo, ZHANG Wei-wen, CHENG Pei, WANG Xian-song, LI Yuan-yuan. Microstructure and mechanical properties of Al-5.0Cu-0.6Mn-0.5Fe alloy prepared by squeeze casting[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(5): 1195–1201.
- [21] GHOMASHCHI M R, VIKHROV A. Squeeze casting: An overview[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 101: 1–9.
- [22] LIU K, CAO X, CHEN X G. Effects of iron-rich intermetallics on tensile deformation of Al-Cu 206 cast alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2015, 46: 1566–1575.
- [23] LIU K, CAO X, CHEN X G. A new iron-rich intermetallic-Al_mFe phase in Al-4.6Cu-0.5Fe cast alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43: 1097–1101.
- [24] CHEN X G. *Light metals*[M]. San Antonio: Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 1998, 1071–1076.
- [25] 舒群, 陈玉勇, 徐丽娟. 砂型铸造 ZL205A 合金组织与力学性能的研究[J]. *特种铸造及有色合金*, 2005, 25(2): 75–78.
- SHU Qun, CHEN Yu-yong, XU Li-juan. Microstructure and mechanical properties of ZL205A alloy in sand casting[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2005, 25(2): 75–78.

(编辑 龙怀中)