



Fe 含量对挤压铸造 Al-Cu 合金组织演变及高温力学性能的影响

林 波¹, 张卫文²

(1. 贵州大学 机械工程学院, 贵阳 550025;

2. 华南理工大学 机械与汽车工程学院, 广州 510640)

摘 要: 采用拉伸性能测试、扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)等研究 Fe 含量对挤压铸造 Al-Cu 合金组织演变及高温力学性能影响。结果表明: 随着 Fe 含量的增大, 铝铜合金的常温和高温性能急剧下降, 这主要是由于针状富铁相增多, 同时铝铜合金基体中强化相减少。而耐热富铁相可以一定程度上阻碍晶界高温滑移, Fe 含量对合金高温力学性能的影响没有常温性能那么敏感。挤压压力可以显著提高合金的高温性能, 尤其是合金的伸长率, 但与常温力学性能相比, 挤压压力对高温力学性能的提升幅度下降。同时, 挤压铸造铝铜合金的高温伸长率在 Fe 含量为 0.5%(质量分数)的附近存在一个峰值。这主要是由于挤压压力下合金致密, 富铁相尺寸变得细小, 针状富铁相大幅减少, 同时晶粒细化导致高温下晶界弱化加剧。

关键词: 铝铜合金; 富铁相; 高温力学性能; 挤压铸造

文章编号: 1004-0609(2017)-05-0885-09

中图分类号: TG249

文献标志码: A

铝合金具有密度低、比强度高、导热性好等优点, 广泛地应用于制造航空、交通等领域的耐热零部件。随着全球绿色经济的发展要求和能源法规限制越来越严格, 对铝合金的耐热性能也提出了更高的要求。通过微合金化形成弥散析出相是提高铝合金耐热性能的一种有效手段^[1]。然而, 铝合金中添加大量稀贵金属, 如 Sc^[2]、Ce^[3]、La^[4]、Ni^[5]、Er^[6]和 Ag^[7]等, 将导致材料成本的提高, 不利于铝合金推广使用。提高合金纯净度也是提高铝合金耐热性能的重要途径^[1], 故需要严格控制杂质元素铁的含量。大多数耐热铝合金都对 Fe 含量有严格的要求, 例如高强韧铸造铝合金 ZL205A, Fe 含量也要求不大于 0.15%(质量分数, 下同)(GB/T1173—2013)。然而, 对杂质 Fe 的控制也将导致材料成本的升高, 不利于回收铝合金的使用。同时, 富铁相都具有良好的热稳定性, 对其尺寸、数量和类型恰当控制能显著提高铝合金的高温性能。近年来, 国内外学者针对富铁相对铸造铝合金高温性能影响方面开展了大量研究。武玉英等^[8]研究了铝硅合金中富铁相形貌对合金高温强度的影响, 发现相比针片状富铁相, 鱼骨状和块状富铁相对合金高温强度提升

明显。WANG 等^[9]发现铝硅合金中同时添加 Cu 和 Fe, 将形成大量汉字状的 α -Fe 富铁相, 从而大幅提升合金的高温力学性能。YANG 等^[10]研究发现高铁含量铝硅合金中 Cr 的添加将使针状 β -AlFeSi 变成鱼骨状 α -Al(Fe, Cr)Si, 同时提高合金的高温延伸率, 但是将降低合金高温强度。FARKOOSH 等^[11]研究了 Mo 和 Mn 对 Al-Si-Cu-Mg 高温性能的影响, 发现铝基体中将析出 α -Al(Fe, Mn, Mo)Si 相, 大幅提高合金的高温蠕变强度。从以上可以看出, 到目前为止, 富铁相形貌对合金耐热性能影响依然存在较大争议, 且主要集中于重力铸造铝硅合金中, 针对铝铜合金系研究较少。

铝铜合金因其优异的高强、高韧、高耐热性能, 大量应用于制造军工、航空、航天等重要结构件。但是此类合金添加稀贵金属、Fe 含量控制严格, 导致价格较昂贵, 同时由于结晶范围很宽, 很容易产生铸造缺陷和导致热裂倾向, 限制了其在民用领域的使用^[1]。本文作者在课题组采用挤压铸造和富铁相中和变质相结合的工艺, 研究了 Fe 含量对合金组织和常温力学性能的影响, 发现 Fe 含量会降低合金常温力学性能, 但是在挤压压力作用下, 下降趋势将减缓^[12-13]。然而,

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51374110); 广东省自然科学基金团队项目(2005A030312003); 贵州大学引进人才科研基金资助项目(201440); 国家金属材料近净成形工程技术研究中心开放基金项目(2015009)

收稿日期: 2016-06-17; **修订日期:** 2016-10-13

通信作者: 林 波, 讲师, 博士; 电话: 15285049061; E-mail: linbo1234@126.com

Fe 含量对挤压铸造 Al-Cu 合金高温力学性能影响规律还不甚了解。因此, 本文作者以不同 Fe 含量的铝铜合金为研究对象, 系统研究合金 Fe 含量对挤压铸造 Al-Cu 合金高温力学性能影响, 为开发高性能、低成本的耐热高铁铝铜合金, 扩大铝铜合金在交通等民用领域的使用范围, 为废铝回收利用提供理论基础和技术支撑。

1 实验

实验所用原材料为 A00 铝锭、Al-50Cu、Al-10Mn 和 Al-5Fe 中间合金。在井式电阻炉中进行合金熔炼, 熔体经过精炼、除气和除渣后, 于 710 ℃ 左右进行浇注。合金的化学成分如表 1 所列。挤压铸造实验在 1 MN 四柱液压力机上, 模具预热温度为 250 ℃, 挤压压力分别为 0 和 75 MPa, 挤压速度为 0.01~0.018 m/s, 保压时间为 30 s, 获得的铸锭尺寸为 d 68 mm×65 mm。在挤压铸件同半径的周边截取 d 10 mm 的圆棒, 放入鼓风炉中进行 T7 热处理。T7 热处理工艺为 (530±5) ℃ 固溶处理 5 h, 再升温至 (540±5) ℃ 固溶处理 7 h, 在 70~100 ℃ 水中水淬, 然后在 (215±5) ℃ 时效 16 h, 空冷。将热处理后的圆棒加工成标准拉伸试样后, 在带有高温环境箱的 SANS CMT5105 微机控制万能材料试验机上进行高温拉伸力学性能测试, 每个测量点为 3 个试验样的平均值。高温拉伸的温度为 200~300 ℃, 试样按照国标 GB/T 4338—2006 保温 10 min, 拉伸速率为 1 mm/min。金相试样在拉伸试样的夹头的相同位置截取, 抛光后采用的腐蚀剂为 0.5%HF(质量分数)水溶液, 采用 LEICA/DMI 5000M 金相显微镜进行显微组织观察。为了分析挤压压力对合金晶粒尺寸的影响, 对样品进行电解腐蚀, 采用的腐蚀剂为氟硼酸水溶液(15 mL HBF₃+200 mL H₂O), 电压为 20 V。组织和拉伸断口观察在 Nova Nano SEM 430 扫描电子显微镜(SEM)上进行。采用透射电镜(JEOL 3010, Jeol Ltd., Japan)对 α (Al)基体中第二相进行观察, 分析温度和富铁相对合金高温断裂行为影响。

表 1 合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloys

Alloy	Mass fraction/%				
	Cu	Mn	Fe	Si	Al
Al-5.0Cu-0.6Mn-0.1Fe (Fe01)	5.00	0.60	0.12	0.08	Bal.
Al-5.0Cu-0.6Mn-0.5Fe (Fe05)	4.92	0.59	0.46	0.08	Bal.
Al-5.0Cu-0.6Mn-1.0Fe (Fe10)	5.15	0.61	1.05	0.07	Bal.
Al-5.0Cu-0.6Mn-1.5Fe (Fe15)	5.44	0.60	1.61	0.08	Bal.

2 结果与讨论

2.1 合金力学性能

不同 Fe 含量的合金高温力学性能如图 1 所示。由图 1 可知, 随着温度的升高, 不同 Fe 含量合金的抗拉强度、屈服强度都显著地降低, 而伸长率都显著增大。随着压力的增大, 各合金的力学性能都得到了一定程度的提升, 尤其是合金的伸长率。值得一提的是, 与常温力学性能相比, 压力对合金高温强度的提升变得不明显。随着 Fe 含量的增大, 相同压力和温度下合金的抗拉强度和屈服强度都显著降低, 而伸长率的变化

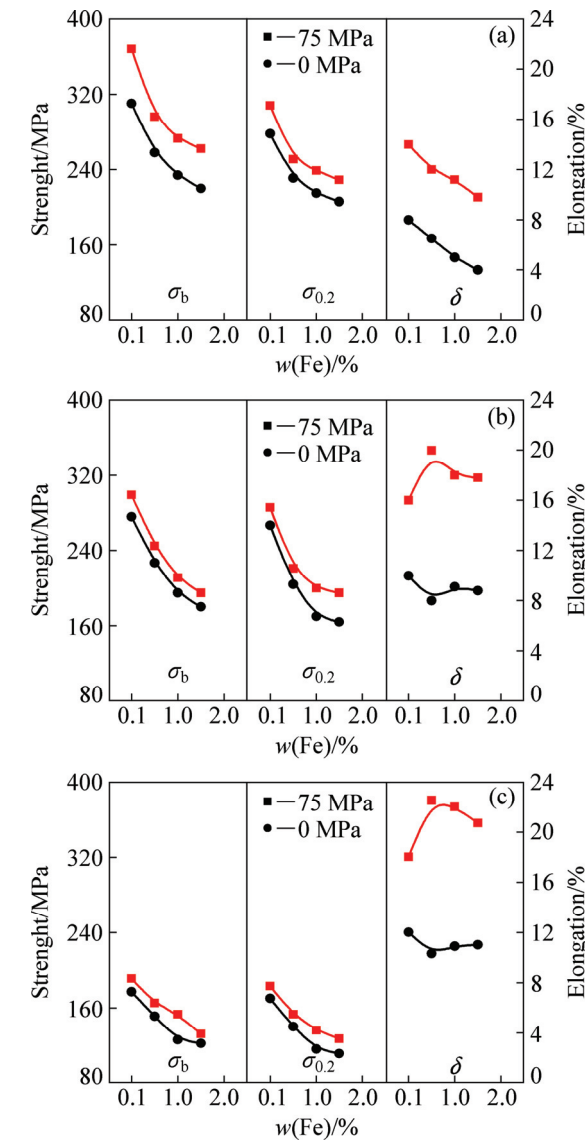


图 1 不同温度下合金的力学性能

Fig. 1 Mechanical properties of alloys at different elevated-temperatures: (a) Room temperature; (b) 200 °C; (c) 300 °C

却随着压力的不同而稍有变化。当挤压压力为 0 MPa 时,不同温度下的合金伸长率随着 Fe 含量的增大都稍有下降。当挤压压力 75 MPa 时,常温下合金的伸长率随着 Fe 含量增大逐渐下降,而在高温时却有显著地不同。当 Fe 含量从 0.1%增大至 0.5%时,合金的伸长率显著地上升,继续增大 Fe 含量,合金的伸长率又稍有下降。

2.2 合金的显微组织

图 2 所示为不同 Fe 含量和挤压压力下合金显微组织。从图 2 可见,当 Fe 含量为 0.1%时,0 MPa 下合

金中仅有少量汉字状富铁相。当 Fe 含量增大至 0.5%时,0 MPa 下合金中出现少量针状富铁相,同时汉字状富铁相也变得粗大,数量增多。当 Fe 含量继续增大至 1.0%时,合金中汉字状富铁相和针状富铁相数量进一步增多,尺寸进一步增大。随着挤压压力从 0 MPa 增大至 75 MPa,合金中富铁相尺寸变得细小,同时针状富铁相数量也显著得减少。

2.3 温度对合金高温力学性能的影响

随着温度的升高,不同 Fe 含量合金的抗拉强度、屈服强度都显著地降低,而伸长率都显著地增大,这

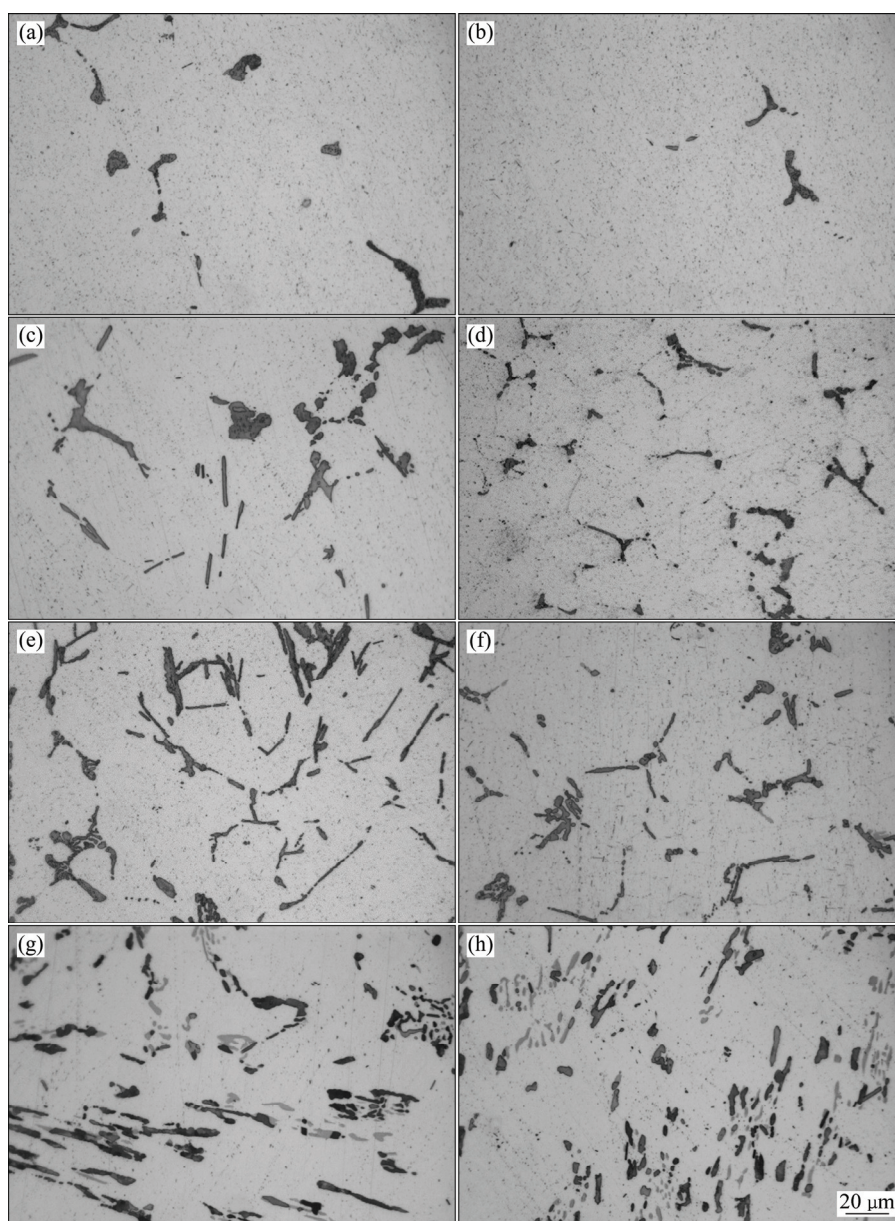


图 2 不同 Fe 含量和挤压压力合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of alloys with different Fe contents and applied pressures: (a) 0.1%Fe, 0 MPa; (b) 0.1%Fe, 75 MPa; (c) 0.5%Fe, 0 MPa; (d) 0.5%Fe, 75 MPa; (e) 1.0%Fe, 0 MPa; (f) 1.0%Fe, 75 MPa; (g) 1.5%Fe, 0 MPa; (h) 1.5%Fe, 75 MPa

主要是与不同拉伸温度下合金中第二相的变化有关。图3所示为不同拉伸温度下挤压铸造Fe05合金拉伸断口形貌。从图3可以清楚地看到,随着温度的升高,合金断口中的韧性特征变得越来越明显,尤其是温度为300℃时, $\alpha(\text{Al})$ 基体发生了显著得滑移,在富铁相处形成的韧窝变得深而多。

为了分析拉伸温度对合金中第二相形貌的影响,对Fe05合金基体进行TEM分析。图4所示为不同温度下Fe05合金基体中的第二相TEM像。由图4可看出,T7热处理态的基体中第二相为 $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相和

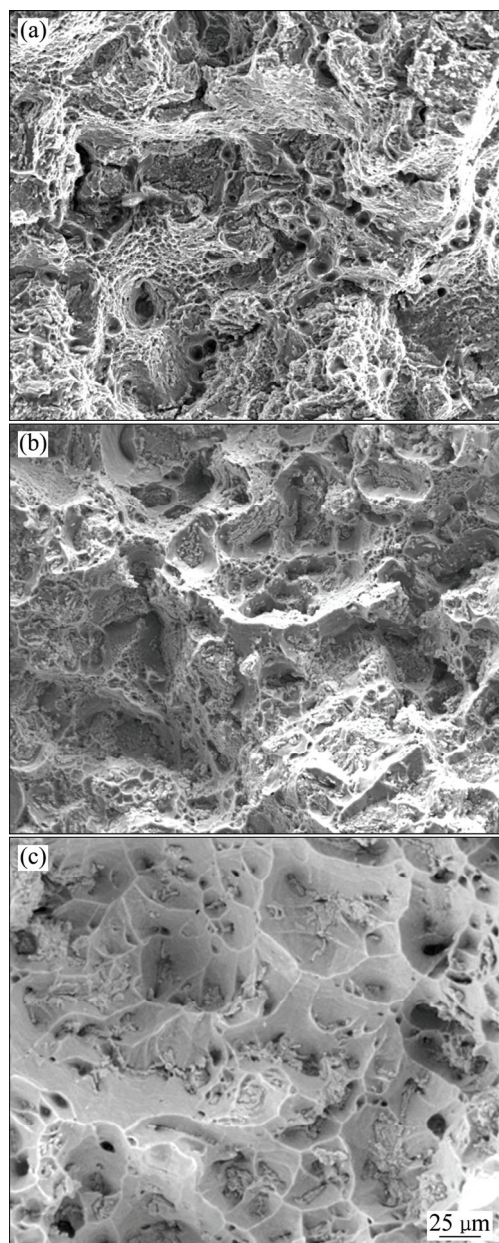


图3 不同温度的挤压铸造Fe05合金拉伸断口形貌

Fig. 3 Tensile fracture surfaces morphologies of squeeze cast Fe05 alloys at different temperatures: (a) Room temperature; (b) 200 °C; (c) 300 °C

$T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ 相,而 $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ 在300℃的试样中依然清晰可见,表明 $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ 相具有较高的高温稳定性。大量研究表明: $\alpha(\text{Al})$ 基体是最主要的高温弱化相,而 Al_2Cu 相也仅在低于200℃的时候耐热,保持稳定。而合金中 $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ 相是比较耐热的第二相,耐热温度高达350℃。而Al合金中的富铁相也具有比较大的耐热性,在400℃依然保持稳定^[14]。从图4可以看到,随着温度的升高, θ 相的形貌发生了很大变化。在常温拉伸组织中 θ 相为细小的针状形貌,其尺寸约为500nm。而在300℃拉伸试样的组织中 θ 相变得粗大,其尺寸接近1μm。此外与常温拉伸组织相比,高温拉伸试样中的 θ 相数量明显减少, θ 相的密度减少。因此,随着温度升高, $\alpha(\text{Al})$ 基体中 θ 相的粗化以及密度的减少是高温性能降低的主要原因。这是由于一方面温度升高,导致 $\alpha(\text{Al})$ 基体的第二相发生了粗化,高温下对 $\alpha(\text{Al})$ 基体中位错的运动阻碍作用减弱造成的^[15]。另一方面,随着温度升高,原子扩散能力增强,界面滑动能力加强,在第二相处萌生裂纹源的机会减少,从而导致伸长率随着温度升高而显著提高^[16]。

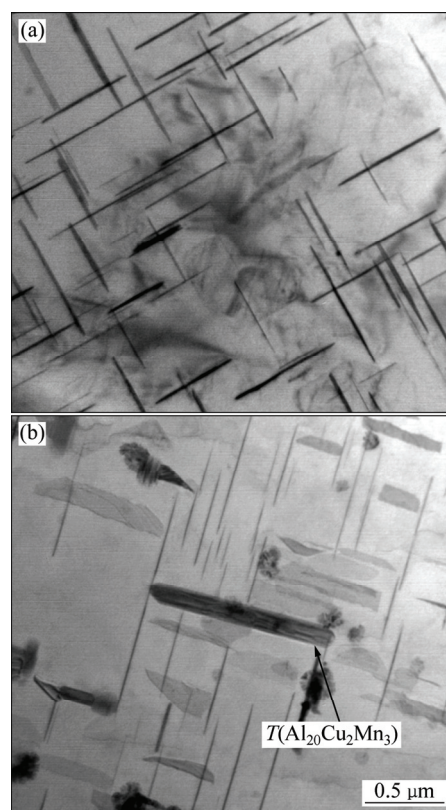


图4 不同温度下Fe05合金基体中的第二相TEM像

Fig. 4 TEM images of second intermetallics in $\alpha(\text{Al})$ matrix of Fe05 alloy at different temperatures: (a) Room temperature; (b) 300 °C

2.4 挤压压力对铝铜合金高温力学性能影响

图 5 所示为 200 °C 时不同压力下合金的拉伸断口。从图 5 可见, 压力下合金的断口形貌表现出明显的韧性断裂的特征, 韧窝深而多。图 6 所示为不同挤压压力下 T7 态合金的显微组织。从图 6 中可见, 挤压压力可以显著得细化 Fe05 合金中 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒尺寸, 当挤压压力从 0 MPa 增大到 75 MPa, 合金的 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒尺寸从 85 μm 细化至 45 μm 。同时, 0 MPa 下合金的金相试样上可以发现大量的显微缩松, 而 75 MPa 下金相试样表面非常光洁, 合金的显微缩松基本不可见, 这主要是由于挤压压力的强制补缩使组织中孔洞或缩松减少^[17]。

随着压力的增大, 各合金的常温和高温力学性能都得到了一定程度的提升, 尤其是合金的伸长率。从图 2 中可以发现, 挤压压力下合金中针状富铁相大幅减少, 同时晶界处富铁相变得细小, 这些都有利于合金力学性能的提高。BAI 等^[18]研究发现, Al-Cu 合金中添加 Zr 基非晶, 将细化晶粒, 使铝基体中 θ 强化相增多, 从而大幅提高合金的常温和高温力学性能。而从图 5 中可以看到, 挤压压力可以显著得细化晶粒, 同时增大铝基体中元素固溶度, 从而使基体中强化相

增多, 提高合金力学性能。另一方面, 挤压压力下合金缩松大幅降低, 合金变得致密, 这也有利于合金力学性能的提高(见图 5)。因此, 挤压压力下合金常温和高温合金力学性能得提高, 主要与挤压压力下合金的缩松减少、晶粒细化以及压力下富铁相形貌、分布发生了变化有关。

图 7 所示为不同温度下压力对抗拉强度的增长量。由图 7 可看出, 随着温度从室温增大到 200 °C, 压力对抗拉强度的增长量减少, 大约降低了一倍。这说明随着温度的升高, 挤压压力对合金力学性能的提升幅度下降, 这主要是与压力下导致晶粒细化有关。大量研究表明: $\alpha(\text{Al})$ 晶粒细化可以显著地提升合金的室温力学性能, 但是将降低合金高温力学性能^[14]。这主要是由于 $\alpha(\text{Al})$ 是 Al-Cu 最容易塑性变形的部分, 是高温弱化相。因此, 当温度升高时, $\alpha(\text{Al})$ 基体发生塑性变形, 压力下合金的 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒越细, 晶界越多, 变形滑移的能力越大, 从而表现为高温下压力对性能的提升效果减弱。另一方面, 挤压压力可以显著得提高铝铜基体中 Cu 含量, 从而增大基体中 θ 数量, 然而高温下, θ 相将发生粗化, 稳定性下降, 因此表现为挤压压力对高温强度提升幅度下降。

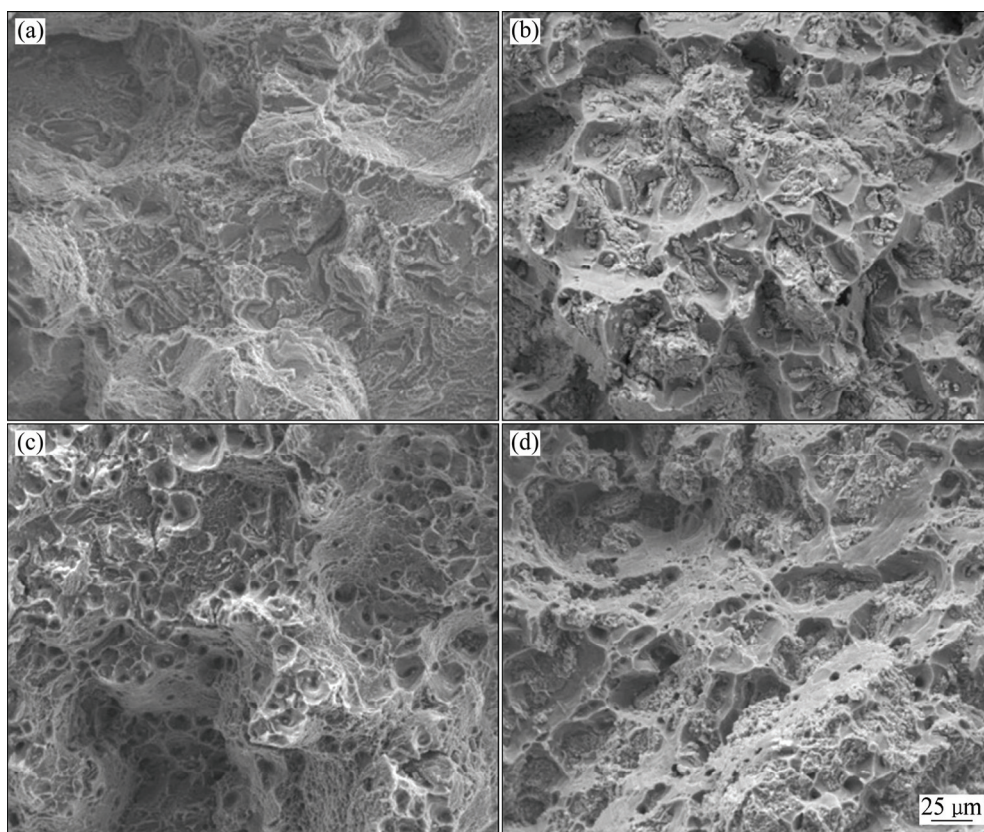


图 5 200 °C 时合金的拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fracture surface morphologies of alloys at 200 °C: (a) 0.1%Fe, 0 MPa; (b) 1.0%Fe, 0 MPa; (c) 0.1%Fe, 75 MPa; (d) 1.0%Fe, 75 MPa

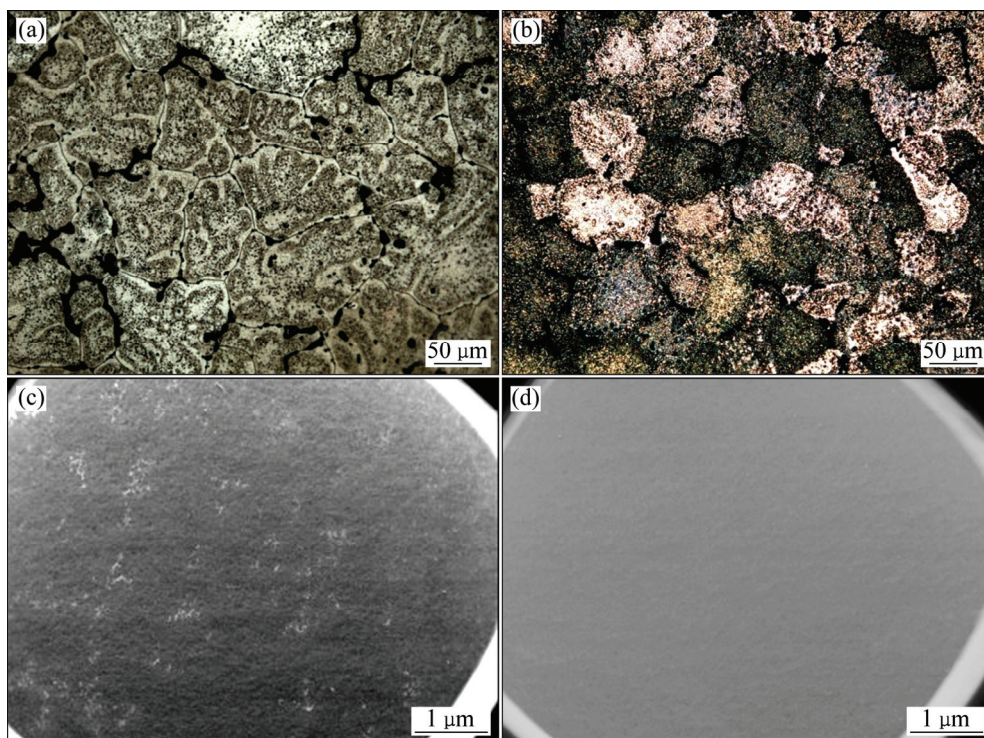


图6 不同挤压压力下 T7 态 Fe05 合金的显微组织

Fig. 6 Microstructures of T7 treated Fe05 alloy at different applied pressures: (a) Grain size, 0 MPa; (b) Grain size, 75 MPa; (c) Porosities, 0 MPa; (d) Porosities, 75 MPa

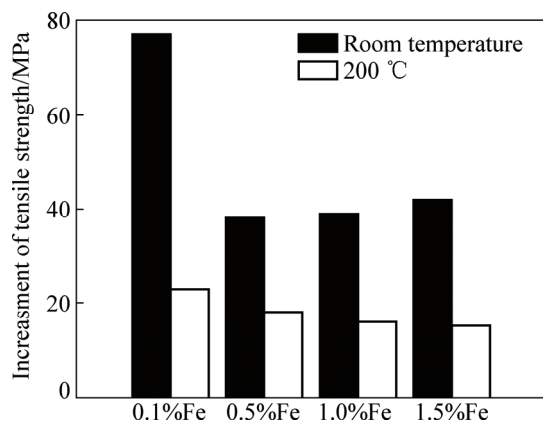


图7 不同温度下压力对抗拉强度的增长量

Fig. 7 Increment of tensile strength at different temperatures for applied pressure of 0–75 MPa

2.5 Fe 含量对铝铜合金高温力学性能影响

随着 Fe 含量增加, T7 热处理态合金的常温和高温强度都显著降低。前期研究工作中已经详细地分析了 Fe 含量对 T5 热处理态合金力学性能的影响, 发现 Fe 含量将导致力学性能的下降, 这主要是由于针状富铁相的增多, 以及富铁相消耗基体中 Cu 和 Mn 含量, 导致基体中增强相减少, 这与现在 T7 热处理态下常温和高温的力学性能基本一致^[19]。图 8 所示为 300 °C

时不同 Fe 含量合金的拉伸断口形貌。由于 Al-Cu 合金凝固过程中 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶间剩余的液相最后凝固, 容易形成缩松, 由于合金元素来不及扩散, 因此缩松处 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶中将固溶大量合金元素, 经过固溶时效处理后, 析出的第二相可以明显的反映 Fe 含量对 $\alpha(\text{Al})$ 基体中固溶效果的影响。从图 8 可见, 当 Fe 含量为 0.1% 时, $\alpha(\text{Al})$ 枝晶中存在大量弥散白色第二相, 根据能谱结果这些细小的微米级弥散第二相为 T 相 ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$)。而当 Fe 含量增至 1.5%, $\alpha(\text{Al})$ 枝晶中的 T 相数量急剧减少。这主要是由于富铁相的增多, 将消耗基体中的 Cu 和 Mn 含量, 导致 $\alpha(\text{Al})$ 基体的固溶强化效果减弱。

图 9 所示为不同温度下 Fe05 合金和 Fe01 合金抗拉强度差值。从图 9 可见, 随着温度的上升, 抗拉强度差值逐渐降低, 这意味着 Fe 含量对合金高温力学性能的影响没有常温性能那么敏感。一般认为, 铸造耐热铝合金的强化机制有固溶强化、晶界强化等。合金中固溶的元素越多, 形成的弥散耐热强化第二相越多, 高温力学性能越好。合金中晶界上耐热第二相越多, 分布的越均匀, 尺寸越细小, 对阻碍晶界滑移的能力越大, 高温力学性能越好。Fe 含量对合金高温力学性能的影响, 一方面归功于高温下耐热富铁相对晶界滑移的阻碍作用, 图 10 所示为透射电镜观察到的结果。

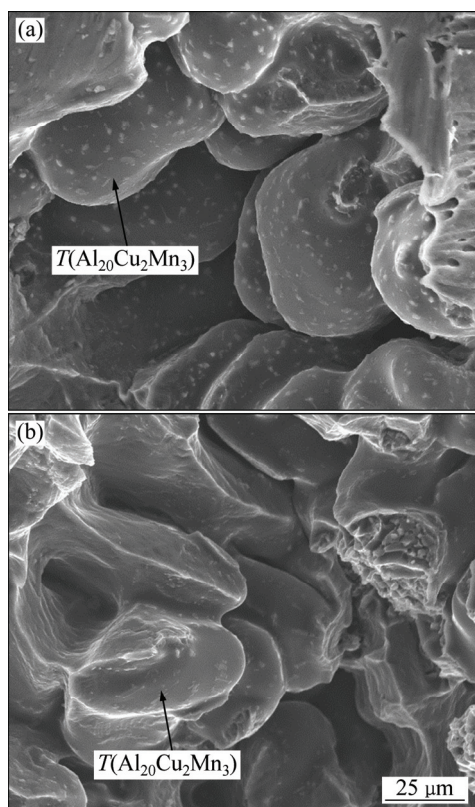


图 8 300 °C 时不同 Fe 含量合金断口形貌

Fig. 8 Tensile fracture surface morphologies of alloys with different Fe contents at 300 °C: (a) 0.1%Fe; (b) 1.5%Fe

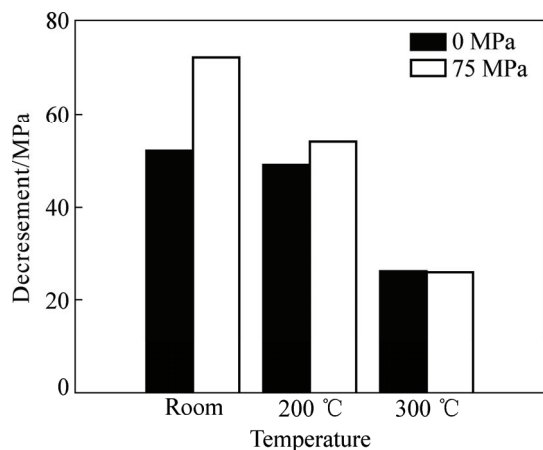


图 9 不同温度下 Fe05 合金和 Fe01 合金抗拉强度差值

Fig. 9 Decrease of tensile strength for Fe05 and Fe01 alloys at different temperatures

从图 10 可见,少量的圆筒状富铁相钉扎在晶界上将有助于阻碍晶界的滑移。另一方面,随着温度的上升,铝铜合金中主要强化相 θ 相弱化,而 Fe 含量导致铝基体中 θ 相减少,相比常温力学性能,没那么敏感。

从图 1 可知,当挤压压力为 75 MPa 时,常温下

合金的伸长率随着 Fe 含量增大逐渐下降,而在高温时却有显著地不同。当 Fe 含量从 0.1%增大至 0.5%时,合金的伸长率显著地上升,继续增大 Fe 含量,合金的伸长率又稍有下降。这主要是由于压力细化了合金的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶,此时作为高温弱化相的 $\alpha(\text{Al})$ 将容易发生滑移,而富铁相尺寸变得细小,对伸长率的恶化作用减弱。同时由于 Fe 含量将导致基体中第二相减少,对 $\alpha(\text{Al})$ 基体中位错的运动阻碍作用减弱。因此,当 0.5% 时,合金的伸长率显著地上升,继续增大富铁相时,由于针状富铁相的增多,使高温伸长率又稍有下降。从图 7 不同 Fe 含量合金 200 °C 拉伸断口形貌上可以发现,随着 Fe 含量从 0.1%增大至 1.0%,合金中铝基体滑移非常明显,这进一步说明挤压压力下晶界增多,以及 Fe 含量降低铝基体中强化相(主要为 T 相),对铝基体中位错阻碍作用减弱,从而表现为挤压铸造合金高温伸长率随着 Fe 含量增大而增大。

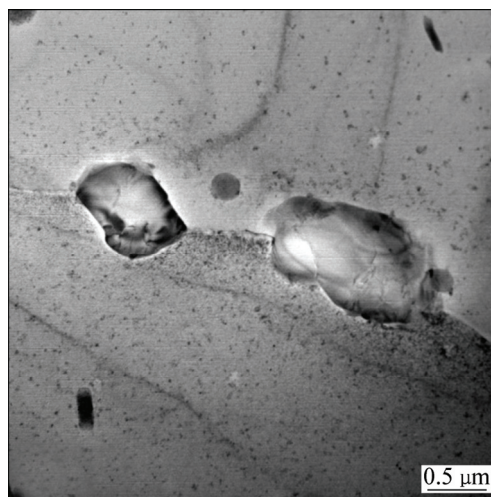


图 10 Fe01 合金中晶界上的富铁相形貌

Fig. 10 Fe-rich intermetallics morphology in grain boundary of Fe01 alloy

3 结论

1) 随着温度的升高,不同 Fe 含量合金的抗拉强度、屈服强度都显著降低,而伸长率都显著增大。这主要是由于 $\alpha(\text{Al})$ 基体中 θ 相的粗化以及密度的减少的结果。

2) 随着 Fe 含量的增大,铝铜合金常温和高温力学性能都逐渐下降,但 Fe 含量对合金高温力学性能的影响没有常温性能那么敏感,这主要是由于铝铜合金中富铁相的增多,将导致铝铜合金基体中强化相减少,而晶界处耐热富铁相可以一定程度上阻碍晶界的

滑移。

3) 挤压压力可以显著提高合金高温强度, 尤其是合金的伸长率, 但与常温力学性能相比, 挤压压力对高温力学性能的提升幅度下降。挤压铸造铝铜合金的高温伸长率在 Fe 含量为 0.5%附近时存在一个峰值, 这主要是由于挤压压力下合金致密, 富铁相变得细小, 针状富铁相大幅减少, 同时晶粒细化导致高温下晶界弱化加剧所致。

REFERENCE

- [1] 张新明, 邓运来, 张 勇. 高强铝合金的发展及其材料的制备加工技术[J]. 金属学报, 2015, 51(3): 257-271.
ZHANG Xin-ming, DENG Yun-lai, ZHANG Yong. Development of high strength aluminum alloys and processing techniques for the materials[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(3): 257-271.
- [2] SAHA S, TODOROVA T Z, ZWANZIGER J W. Temperature dependent lattice misfit and coherency of Al_3X ($X=Sc, Zr, Ti$ and Nb) particles in an Al matrix[J]. Acta Materialia, 2015, 89: 109-115.
- [3] COURRY F G, BOTTA W J, BOLFARINI C, KIMINAMI C S, KAUFMAN M J. Reassessment of the effects of Ce on quasicrystal formation and microstructural evolution in rapidly solidified Al-Mn alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 98: 221-128.
- [4] YAO Dong-ming, BAI Zhi-hao, QIU Feng, LI Yan-jun, JIANG Qi-chun. Effects of La on the age hardening behavior and precipitation kinetics in the cast Al-Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 540: 154-158.
- [5] YANG Yang, YU Kui-long, LI Yun-guo, ZHAO De-gang, LIU Xiang-fa. Evolution of nickel-rich phases in Al-Si-Cu-Ni-Mg piston alloys with different Cu additions[J]. Materials & Design, 2012, 33: 220-225.
- [6] MORRISON B C, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59: 7029-7042.
- [7] MACCHI C, TOLLEY A, GIOVACHINI R, POLMEAR I J, SOMOZA A. Influence of a micro alloying addition of Ag on the precipitation kinetics of an Al-Cu-Mg alloy with high Mg:Cu ratio[J]. Acta Materialia, 2015, 98: 275-28.
- [8] 武玉英, 刘相法, 姜炳刚, 边秀房. Al-Si-Fe-Cu-Mg-Ni 合金中复合 Fe-Si 相的研究[J]. 铸造, 2006, 54(10): 959-962.
WU Yu-yin, LIU Xiang-fa, JIANG Bing-gang, BIAN Xiu-fang. Study of the complex Fe-Si phase in the Al-Si-Cu-Mg-Ni alloys[J]. Foundry, 2006, 54(10): 959-962.
- [9] WANG E R, HUI X D, CHEN G L. Eutectic Al-Si-Cu-Fe-Mn alloys with enhanced mechanical properties at room and elevated temperature[J]. Materials & Design, 2011, 32(8): 4333-4340.
- [10] YANG Yu-ying, ZHONG Sheng-yi, CHEN Zhe, WANG Ming-liang, MA Lai-heng, WANG Hao-wei. Effect of Cr content and heat-treatment on the high temperature strength of eutectic Al-Si alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 647: 63-69.
- [11] FARKOOSH A R, CHEN X G, PEKGULERYUZ M. Interaction between molybdenum and manganese to form effective dispersoids in an Al-Si-Cu-Mg alloy and their influence on creep resistance[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 627: 127-138.
- [12] 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.
- [13] 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 China, 2013, 23(6): 1525-1531.
- [14] 杨 阳. Al-Si 多元合金中耐热相演变行为与协同强化机制的研究[D]. 济南: 山东大学, 2013.
YANG Yang. Study on the evolution and collaborative strengthening mechanism of heat-resistant phases in multicomponent Al-Si alloys[D]. Jinan: Shandong University, 2013.
- [15] 张新明, 刘 波, 刘 璞, 李慧中, 李惠杰. 温度与保温时间对 2519A 铝合金高温力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(10): 1561-1566.
ZHANG Xin-ming, LIU Bo, LIU Ying, LI Hui-zhong, LI Hui-jie. Effects of temperature and holding time on elevated-temperature mechanical properties of aluminum alloy 2519A[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(10): 1561-1566.
- [16] LIU K, CHEN X G. Development of Al-Mn-Mg 3004 alloy for applications at elevated temperature via dispersoid strengthening[J]. Materials & Design, 2015, 84: 340-350.
- [17] ZHANG Wei-wen, LIN Bo, ZHANG Da-tong, LI Yuan-yuan. Microstructures and mechanical properties of squeeze cast Al-5.0Cu-0.6Mn alloys with different Fe content[J]. Materials & Design, 2013, 52: 225-233.
- [18] BAI Zhi-hao, QIU Feng, LIU Ying-ying, JIANG Qi-chuan. Superior strength and ductility of the Al-Cu alloys inoculated by Zr-based metallic glass at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 645: 357-360.
- [19] LIN Bo, ZHANG Wen-wen, Lou Zhao-hui, ZHANG Da-tong, LI Yuan-yuan. Comparative study on microstructures and mechanical properties of the heat-treated Al-5.0Cu-0.6Mn-xFe alloys prepared by gravity die casting and squeeze casting[J]. Materials & Design, 2014, 59: 10-18.

Effects of Fe content on microstructure evolution and elevated-temperature mechanical properties of squeeze cast Al-Cu alloys

LIN Bo¹, ZHANG Wei-wen²

(1. School of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, China;

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

Abstract: The effects of Fe content on the evolution of microstructure and elevated-temperature mechanical properties of squeeze cast Al-Cu alloys were studied by tensile test, scanning electron microscopy(SEM) and transmission electron microscopy(TEM). The results show that the room temperature and elevated-temperature mechanical properties decrease with increasing Fe content in Al-Cu cast alloys, which attribute to the increase of volume fraction of needle-like iron-rich intermetallics and the decrease of volume fraction of precipitation particles in $\alpha(\text{Al})$ matrix. The heat-resistant iron-rich intermetallics phases around the grain boundary can prevent the sliding of grain boundary at elevated temperature. As a result, the effect of Fe content on elevated-temperature mechanical properties is less sensitive than room-temperature mechanical properties. The applied pressure improves the elevated temperature mechanical properties, especially the elongation. However, the increased range of elevated temperature mechanical properties resulted by applied pressure decreases compared to the room temperature mechanical properties, and there is a peak value of elongation at elevated temperature for the squeeze cast alloys with Fe content of 0.5% (mass fraction). The results attribute to the high dense-component of squeeze cast alloys, the refinement of iron-rich intermetallics, the decrease of needle-like iron-rich intermetallics, and the refinement of grain size which led to the weakness of grain boundary at elevated temperature.

Key words: Al-Cu alloys; iron-rich intermetallic; elevated-temperature mechanical properties; squeeze casting

Foundation item: Project(51374110) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2005A030312003) supported by the Natural Science Foundation of Guangdong for Team Research, China; Project(201440) supported by the Research Fund for Doctoral Program of Guizhou University, China; Project(2015009) supported by the Open Foundation for Natural Metal Materials Near Net Forming Engineering Technology Research Center, China

Received date: 2016-06-17; **Accepted date:** 2016-10-13

Corresponding author: LIN Bo; Tel: +86-15285049061; E-mail: linbo1234@126.com

(编辑 龙怀中)