

热处理对 Ca 增粘泡沫 Al-Cu 合金力学性能的影响

黄 粒^{1,2} 高艳丽^{1,2} 王海龙^{1,2} 杜旭初^{1,2} 刘闪光^{1,2}

(1.中国航发北京航空材料研究院; 2.北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心)

摘 要 采用熔体发泡法制备闭孔泡沫 Al-2.5Cu 和 Al-7Cu 合金,添加 Ca 为增粘剂,TiH₂为发泡剂。结果表明,在 200℃等温时效过程中,泡沫 Al-2.5Cu 合金并未出现时效强化效应,这与 Al-2.5Cu 合金的时效析出行为不一致。经 200℃等温时效处理后,泡沫 Al-7Cu 合金的屈服强度随着时效时间的延长而提升,但强化效果远不及 Al-Cu 合金。对比研究泡沫和实体含 Ca 的 Al-Cu 合金发现,共晶 Al-Cu-Ca 金属间化合物均匀分布于铝基体中,导致泡沫 Al-Cu 合金时效强化效果不理想。因此,时效处理不能有效增强含 Ca 的泡沫 Al-Cu 合金。

关键词 Ca;闭孔泡沫 Al-Cu 合金;Al-Cu-Ca 金属间化合物;时效强化

中图分类号 TG146.21;TG166.3

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.10.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Al-Cu Alloy Foam with Ca Tackifier

Huang Li^{1,2}, Gao Yanli^{1,2}, Wang Hailong^{1,2}, Du Xuchu^{1,2}, Liu Shanguang^{1,2}

(1.Beijing Institute of Aeronautical Materials;

2.Beijing Engineering Research Center for Advanced Aluminum Alloys)

Abstract: The cellular Al-2.5Cu and Al-7Cu alloys were prepared by melt foaming method with Ca as a tackifier and TiH₂ as foaming agent. The results indicate that during the aging process at 200℃, the foamed Al-2.5Cu alloy has non-aging strengthening effect, which is inconsistent with the aging precipitation behavior of Al-2.5Cu alloy. After aging treatment at 200℃, the yield strength of Al-7Cu alloy foam is increased with aging time, while the strengthening effect is far less than that of Al-Cu alloy. The comparison between cellular and dense Ca-containing Al-Cu alloy reveal that eutectic Al-Cu-Ca intermetallic compound is evenly distributed in the aluminum matrix, resulting in undesirable strengthening effect. Therefore, aging treatment can hardly strengthen Ca-containing Al-Cu alloy foam.

Key Words: Calcium, Cellular Al-Cu Alloy Foam, Al-Cu-Ca Intermetallic, Aging Strengthening

当孔结构相似时,泡沫金属的力学性能基本只受基体材料影响^[1~4],因此,选用力学性能优异的发泡基体,有望制备出高强度的泡沫铝合金。目前,以 6000 系和

7000 系铝合金作为泡沫铝合金发泡基体,结合后续热处理工艺,可以获得压缩性能优异的泡沫铝合金。LE-HMHUS D 等^[5]采用粉末冶金法制备了泡沫 AA6061

收稿日期:2022-01-05;修改稿收到日期:2022-02-08

第一作者简介:黄粒,男,1987 年出生,高级工程师,北京(100095),E-mail:hl_biam@163.com

引用格式:黄粒,高艳丽,王海龙,等.热处理对 Ca 增粘泡沫 Al-Cu 合金力学性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2022,42(10):1 196-1 201.

HUANG L, GAO Y L, WANG H L, et al. Effect of heat treatment on the mechanical properties of Al-Cu alloy foam with Ca tackifier[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(10):1 196-1 201.

[17] 周炎,夏涵羿,史坤,等.升温时效对 7050 铝合金组织及性能的影响[J].特种铸造及有色合金, 2021, 41(6): 730-733.
[18] 柳华炎,许泽兵,朱巧春.双级均热对 6061 铝合金铸锭冲压性能的影响[J].热加工工艺, 2020, 49(18): 138-140.
[19] 晁代义,张倩,孙有政,等.超高强 7055 铝合金铸锭均匀化工艺优化[J].金属热处理, 2020, 45(12): 87-91.
[20] 韩翠红,张海刚,李铸铁,等.Al-6.3Zn-2.4Mg-2.3Cu 合金的均匀化处理工艺[J].金属热处理, 2018, 43(8): 166-169.

[21] 蒋秋妹,莫灼强,刘莹,等.大规格铸态 7050 铝合金的双级均匀化处理工艺[J].金属热处理, 2019, 44(5): 153-157.
[22] 张建宇,王征,王进录,等.均匀化处理对 7150 铝合金冲击性能影响[J].轻合金加工技术, 2020, 48(10): 14-16.
[23] 张宇,冯艳飞,杨路,等.7175 铝合金铸锭均匀化工艺及组织分析[J].热处理技术与装备, 2020, 41(1): 41-45.

(编辑:彭瑾)

合金,经 T6 处理,其屈服强度提升了 60%~75%。同样,采用工业参数对泡沫 AA7075 合金进行热处理,其屈服强度也能显著提升,但胞壁出现了比较明显的脆性行为^[6],屈服平台出现剧烈波动。上述泡沫铝合金均采用粉末冶金工艺制备,在制备过程中添加 TiH₂发泡剂,引入了少量 Ti 元素。在铝合金中,适当添加 Ti 可以有效细化晶粒组织,提高综合力学性能,因此,可热处理强化的泡沫 AA6061 和 AA7075 合金的压缩强度通常明显高于泡沫纯铝的压缩强度。但是,采用熔体发泡法制备泡沫铝时,Ca 作为应用最广泛的熔体发泡增粘剂之一^[1],也会被引入。适量 Ca 的添加可以改善铝合金的切削性能,但其对泡沫铝合金力学性能的作用效果尚存不同观点。

热处理可以有效增强 Al-Cu 合金的抗拉强度^[7]。杨东辉等^[8]研究了熔体发泡法制备的泡沫 Al-Cu 合金的力学性能。结果表明,添加 Cu 可以有效改善泡沫铝的力学性能,其铸态压缩强度与低碳钢空心球-铝基复合多孔材料接近^[9]。但是,仅限于铸态泡沫 Al-Cu 合金,而热处理对该泡沫合金的影响未见报道。因此,为获得更高强度的泡沫铝合金,本课题进一步对泡沫 Al-Cu 合金(Al-7Cu 和 Al-2.5Cu)热处理后的力学性能进行研究,并进一步探索了 Ca 引入对泡沫 Al-Cu 合金的热处理机制的影响。

1 试验材料与方法

采用工业高纯 Al(99.99%,质量分数,下同)、Al-49.8Cu 中间合金为原料,采用熔体发泡法制备孔隙率约为 72%的闭孔泡沫 Al-Cu 合金。具体制备步骤为:①将纯铝块和 Al-Cu 中间合金加入铸铁坩埚(坩埚尺寸为 $\phi 120\text{ mm}\times 180\text{ mm}$,壁厚为 10 mm),升温至 750℃直至合金熔化,搅拌 2 min;②降温至 710℃,向熔体中加入 1.8%的 Ca 增粘剂,搅拌 8 min,搅拌速度为 300 r/min;③降温至 700℃,向熔体中加入 0.9%的 TiH₂发泡剂(粉体平均直径约为 70 μm ,使用前置于烘箱,在 200~250℃保温 2~3 h),300 r/min 下搅拌 100 s 后,静置发泡 4~6 s,采用室温水喷淋坩埚四周,获得孔隙率约 72%的闭孔泡沫 Al-Cu 合金。

Al-Cu 合金和 Al-Cu-Ca 合金所用坩埚与泡沫 Al-Cu 合金一致。将纯铝块和 Al-Cu 中间合金加入铸铁坩埚,升温至 750℃直至原材料熔化,搅拌 2 min 后,降温至 700℃;采用室温水喷淋冷却,获得 Al-Cu 合金。将纯铝块和 Al-Cu 中间合金加入铸铁坩埚,升温至 750℃直至原材料熔化,搅拌 2 min;降温至 710℃,向熔体中加入 1.8%的 Ca,搅拌 8 min;降温至 700℃,采用室温水喷淋冷却,获得 Al-Cu-Ca 合金。

闭孔泡沫铝的孔隙率(P_r)的计算方法为:

$$P_r=[V_s-(m/\rho_s)]/V_s\times 100\%$$
 (1)

式中, V_s 为试样体积; m 为试样质量; ρ_s 为基材密度,取近似值 2.8 g/cm³。

采用 ICP-AES 测试泡沫 Al-Cu 合金与 Al-Cu 合金的化学成分,见表 1。采用线切割获取尺寸为 $\phi 30\text{ mm}\times 40\text{ mm}$ 的压缩试样。压缩试验在 CMT4305 压缩试验机上进行,压缩速度为 10⁻³ s⁻¹,压缩屈服强度取自 3 个试样平均值,不同试样压缩曲线只列出一条。

采用 NETZSCH DSC 404C 差示扫描量热仪(DSC)来确定试验合金的固溶处理温度。所有 DSC 试样均采用两块尺寸为 $\phi 4\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 的圆柱形试样叠加,净质量为 10~20 mg,在测量时通入流动的氩气保护,升温速率为 5 K/min。试样热处理工艺为:540℃下保温 12 h,室温水淬后在 200℃时进行等温时效,获取时效过程中试样屈服强度的变化。

采用 HDi4250s 扫描仪对试样截面形貌进行扫描,采用 Image Pro 6.0 软件对截面形貌进行分析,获得孔径分布数据。采用 SEM(ZEISS SUPRA 55)对不同成分 Al-Cu 合金的初生相形貌进行观察。采用带波谱的 EPMA-WDS(JEOL JXA-8100)测量合金析出相成分,每个相至少测量 5 次,取平均值。

表 1 泡沫 Al-Cu、Al-Cu、Al-Cu-Ca 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of Al-Cu foams, Al-Cu and Al-Cu-Ca alloys %			
合金	w_B		
	Cu	Ca	Al
Al-2.5Cu	2.47	—	余量
Al-5Cu	4.83	—	余量
Al-7Cu	6.89	—	余量
Al-2.5Cu-Ca	2.45	1.25	余量
Al-5.0Cu-Ca	4.91	1.25	余量
Al-7.0Cu-Ca	6.83	1.24	余量
Al-9.0Cu-Ca	9.11	1.23	余量
泡沫 Al-2.5Cu	2.51	1.27	余量
泡沫 Al-7Cu	6.90	1.26	余量

2 试验结果与讨论

2.1 泡沫 Al-Cu 合金的孔结构

图 1 为泡沫 Al-2.5Cu 合金宏观形貌与孔结构特征,图 1c 的上部为局部孔分布二值化处理结果和 Image Pro 软件分析的孔径尺寸数据,制备的试样原始尺寸约为 $\phi 100\text{ mm}\times 135\text{ mm}$ 。可以看出,泡沫 Al-2.5Cu 合金孔分布非常均匀,平均孔径约为 0.9 mm。泡沫 Al-7Cu 与泡沫 Al-2.5Cu 合金的孔结构类似。

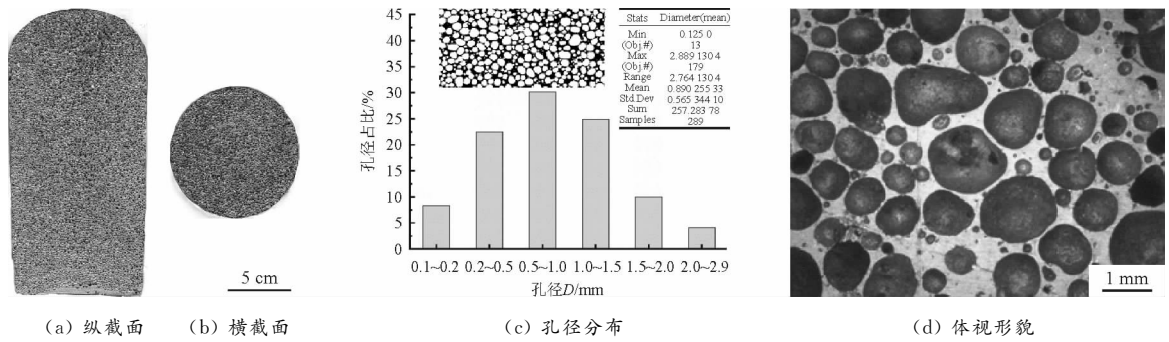


图 1 泡沫 Al-2.5Cu 合金的试样形貌与孔径分布

Fig.1 Morphologies and pore size distribution of Al-2.5Cu alloy foam

2.2 泡沫 Al-Cu 合金的热力学分析

图 2 为 Al-7Cu 合金和泡沫 Al-7Cu 合金的 DSC 曲线。可以看出,两种合金在 200~300 °C 均存在明显的放热峰,对应 Cu 脱溶,在基体中形成 θ'' 和 θ' 相^[7]。随着温度升高,析出相开始粗化长大,并逐渐向稳定 θ 相转变,该过程对应于 300~400 °C 的吸热峰。随着温度进一步升高,两种合金在 548.5 °C 附近均出现了明显的吸热峰。结合 Al-Cu 相图可知^[11,12],吸热峰是由初生 Al_2Cu (θ 相)回溶至基体所致。值得注意的是,泡沫 Al-7Cu 在 588.4 °C 附近还存在另一个吸热峰,而 Al-7Cu 合金只是在初生 Al_2Cu 相回溶后, α -Al 开始熔化。这表明,与 Al-Cu 合金相比,泡沫 Al-Cu 合金中存在不同于 Al-7Cu 的其他相,该相转变温度约为 588.4 °C。为避免过烧,Al-Cu 系合金的固溶温度选为 540 °C。

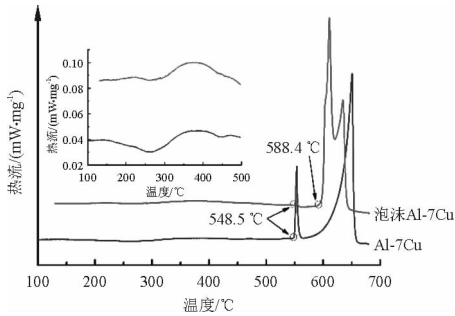


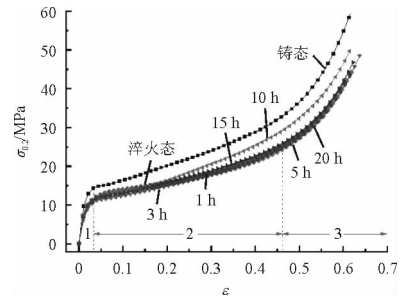
图 2 泡沫 Al-7Cu 合金和 Al-7Cu 合金的 DSC 曲线

Fig.2 DSC curves of Al-7Cu alloy foam and Al-7Cu alloy

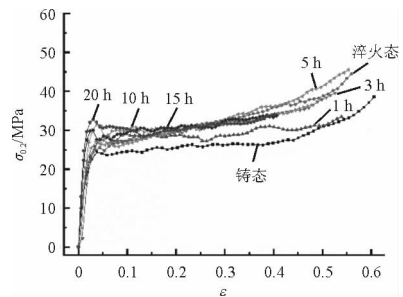
2.3 热处理对泡沫 Al-Cu 合金力学性能的影响

图 3 为铸态和 200 °C 等温时效态的泡沫 Al-Cu 合金($P_f=72\%\pm 0.5\%$)的压缩应力-应变曲线。可以看出,泡沫 Al-Cu 合金的压缩过程存在 3 个阶段:①线弹性阶段:从原点开始,应力随应变呈线性增长,此阶段胞壁承受了所施加的压力;②屈服平台阶段:应力基本保持不变(或随应变增加缓慢),曲线基本处于水平,此阶段中气泡孔被压缩变小(泡沫金属具有优异能量吸收能力的主要原因);③致密化阶段:胞壁开始互相接触,压缩过程进入致密化阶段,此时应力随应变快速增加。泡

沫 Al-2.5Cu 合金曲线中并没有明显的从线弹性阶段过渡到屈服平台阶段的转折点(见图 3a),这种情况下屈服强度定义为线弹性阶段和屈服平台阶段曲线所作切线的交点所对应的强度值^[1]。而对于曲线有明显转折点的泡沫试样(见图 3b),屈服强度则定义为线弹性阶段的最高强度值,即转折点处的强度^[1]。将图 3 中的屈服强度值读出并列于图 4(“0 h”代表试样处于固溶淬火态)。可以看出,只有泡沫 Al-7Cu 合金表现出了时效硬化效应,而泡沫 Al-2.5Cu 合金完全不存在时效硬化效应。



(a) 泡沫 Al-2.5Cu



(b) 泡沫 Al-7Cu

图 3 热处理前后泡沫 Al-Cu 合金的应力-应变曲线

Fig.3 Stress-strain curves of Al-Cu alloy foam

before and after heat treatment

由图 4 可以看出,铸态泡沫 Al-7Cu 合金的屈服强度约 25 MPa,明显高于泡沫纯铝(屈服强度约 11.7 MPa^[10])。经 200 °C 等温时效 1 h 后,泡沫 Al-7Cu 合金的屈服强度明显提高,达到 29.0 MPa。随着时效进行,屈服强度不断提升,但上升幅度变缓,时效 20 h 时

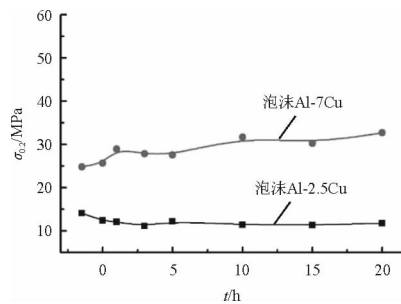


图 4 泡沫 Al-Cu 合金($P_r=72\% \pm 0.5\%$)200 °C 等温时效屈服强度曲线

Fig.4 Yielding strength curve of Al-Cu alloy foams ($P_r=72\% \pm 0.5\%$) during the isothermal aging process with treating temperature at 200 °C

试样强度为 32.6 MPa。屈服强度增幅变小可能归因于越来越弱的化学驱动力,即随着时效延长,固溶于 α -Al 相中的 Cu 逐渐析出,Cu 原子浓度降低,导致其析出强化效果变弱。从整个时效过程来看,泡沫 Al-7Cu 合金的屈服强度从 25.0 MPa(铸态)增至 32.6 MPa,增幅仅为 30%,远小于 Al-Cu 合金的时效强化程度。此外,试样经 20 h 时效后其屈服强度仍未达到峰值,这可能是由于固溶原子析出驱动力小,固溶于基体中的 Cu 原子较少引起的。以上结果证明了泡沫 Al-7Cu 合金中溶质原子 Cu 的匮乏。

此外,还可以看出,泡沫 Al-2.5Cu 合金经固溶淬火处理后,屈服强度略有降低(从 14.1 MPa 降至 12.4 MPa),可能是由于淬火过程中形成的残余应力导致泡沫试样在压缩过程中提前开裂,降低其屈服强度。在后续时效过程中,屈服强度基本保持不变,维持在 12 MPa 左右,说明该合金中时效强化效果很弱。

泡沫 Al-Cu 合金在发泡过程中添加了增粘剂 Ca 和发泡剂 TiH_2 。适量 Ca 的引入,有利于传统铝合金晶粒细化和综合性能提升。因此,初步判断 Ca 的添加是影响泡沫 Al-Cu 合金时效行为的主要因素。

2.4 添加 Ca 对 Al-Cu 合金力学性能的影响

图 5 为 Al-Cu 合金和 Al-Cu-Ca 合金在 200 °C 等温时效中的屈服强度变化。可以看出,Al-Cu 合金均表现出良好的固溶强化和时效强化效应。其中,Al-5Cu 和 Al-7Cu 合金的固溶强化比较明显,相对于铸态试样,强度增幅达到 100%,而 Al-2.5Cu 合金的固溶强化稍弱,但增幅仍有 63%。

对于 Al-5Cu 合金和 Al-7Cu 合金,200 °C 等温时效 3 h 后屈服强度达到峰值,分别为 252 MPa 和 327 MPa,相对于铸态试样,强度增幅分别达到 350% 和 331%,可见其时效强化效果远远优于泡沫 Al-7Cu 合金(20 h 处理后的泡沫 Al-7Cu 合金强度增幅仅为

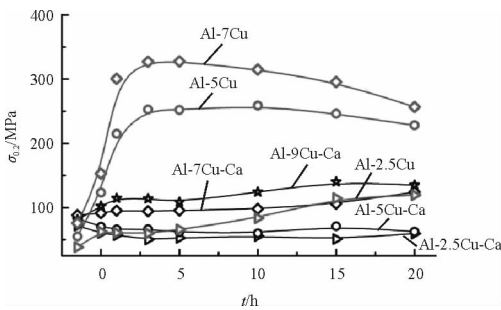


图 5 Al-Cu/Al-Cu-Ca 合金 200 °C 等温时效屈服强度曲线
Fig.5 Yield strength curves of Al-Cu/Al-Cu-Ca alloys during the isothermal aging process at 200 °C

30%)。随着时效进行,两者强度开始出现轻微下降,伴随合金中强化相开始粗化长大或向平衡相 θ 转变[Al-Cu 合金的时效析出顺序为:过饱和固溶体分解→G.P.区→ θ'' → θ' → θ (Al_2Cu)],其中 θ'' 和 θ' 相强化效果最好^[7,12]。相对于 Al-5Cu 合金和 Al-7Cu 合金,Al-2.5Cu 合金时效强化速度相对缓慢,且经时效 20 h,未达到峰值强度,这与泡沫 Al-7Cu 合金的强度变化规律类似。

综上,对于 Al-Cu 合金,随着 Cu 含量增加,基体内的化学驱动力也相应增加,在相同的时效温度下,试样会更快地达到峰值强度。换言之,如果基体固溶 Cu 含量较低,试样需要较长时间达到强度峰值。另外,Cu 含量增加也会提高 Al-Cu 合金的峰值强度,可以看到 Al-7Cu 合金时效强化效果最明显。但是,根据 Al-Cu 相图可知,540 °C 时 Cu 在 Al 中的固溶度约为 5.5%,因此,540 °C 固溶处理并未将 Al-7Cu 合金中初生 Al_2Cu 全部回溶,固溶处理后的 SEM 组织见图 6。这可以解释随着 Cu 含量增加,Al-Cu 合金的压缩强度并不与元素含量同步增长的原因。

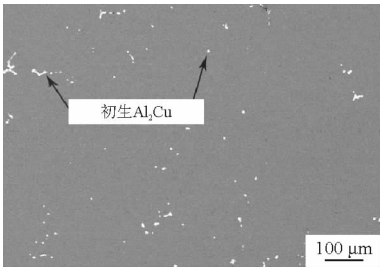


图 6 固溶淬火态 Al-7Cu 合金的 SEM 形貌
Fig.6 SEM morphology of as-quenched Al-7Cu alloy

从图 5 中还可以看到,添加 1.5% 的 Ca 后,只有 Al-7Cu-Ca 合金和 Al-9Cu-Ca 合金表现出时效强化效果,但强化效果远不如 Al-5Cu 合金和 Al-7Cu 合金。与泡沫 Al-Cu 合金对比发现,Al-7Cu-Ca 合金和 Al-9Cu-Ca 合金与泡沫 Al-7Cu 合金以及 Al-2.5Cu 合金具有类似的时效强化行为:经 200 °C 等温时效 20 h 均不能达到峰值强度。另一方面,经 540 °C 固溶淬火后,Al-

2.5Cu-Ca 合金、Al-5Cu-Ca 合金以及泡沫 Al-2.5Cu 合金均表现出不同程度的软化,且均未表现出时效强化效果。由此可见,Ca 的添加削弱了 Cu 带来的时效强化作用,Ca 极有可能消耗了可回溶的 Cu。

此外,当 Cu 含量相近时,铸态 Al-Cu-Ca 合金的强度均略高于铸态 Al-Cu 合金,说明 Ca 的添加对 Al-Cu 合金具有一定的强化作用。

2.5 微观组织和力学性能分析

图 7 为 Al-Cu-Ca 合金和泡沫 Al-Cu 合金的 SEM 显微组织。箭头处析出相的成分见表 2。从图 7 中可以看出,Al-Cu-Ca 合金和泡沫 Al-Cu 合金基体中均匀分布着大量白色共晶析出相。结合 EDS 分析结果可知,除初生 Al_2Cu 相外,其他共晶相均由 Al、Ca、Cu 组

成,且形貌随着 Cu 含量的增加而变化。随着 Cu 含量依次增加,可以看到白色三元共晶相形貌从最初断续的小块(见图 7a),逐渐长大为脉络清晰的规则网状相(见图 7c)。当 Cu 含量增至 9%,三元共晶相明显粗化长大(见图 7d)。对比图 7a 和图 7b 的共晶相形貌和成分可知, a_1 与 b_1 处共晶相均为类球形,其中 Al、Cu 和 Ca 含量约为 91.5%、5.5% 和 3%(体积分数)。随着 Cu 含量增加,共晶相开始呈现长条状(见 a_2 、 b_2 和 c_1),其中 Al、Cu 和 Ca 含量约为 85%、10.5% 和 4.5%,直至长成粗大的网状共晶相(见 d_1)。

综上,Al-2.5Cu-Ca 合金和 Al-5Cu-Ca 合金中大部分 Cu 参与形成了共晶 Al-Ca-Cu 相,这些三元共晶相非常稳定,经 540 ℃ 长时间固溶处理也未回溶(见

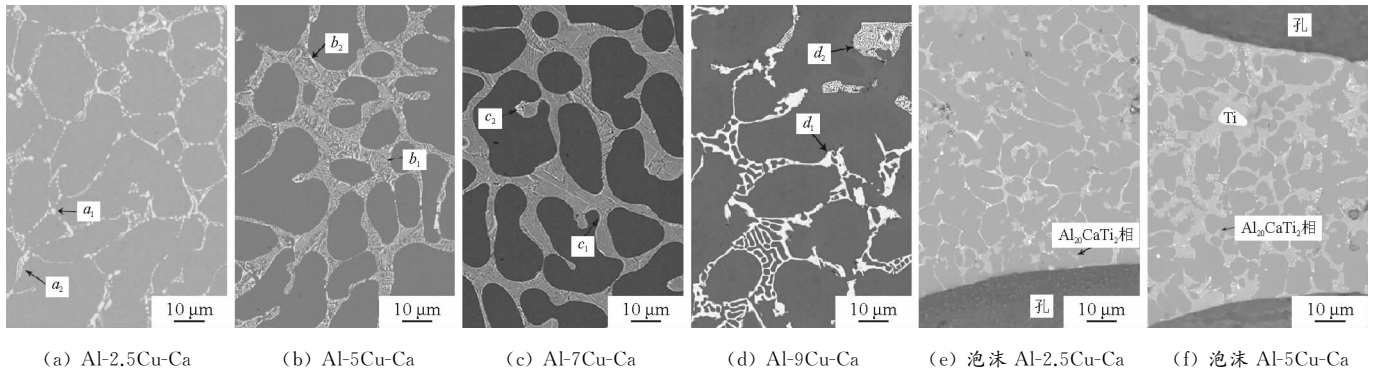


图 7 Al-Cu-Ca 合金和泡沫 Al-Cu 合金微观组织

Fig.7 Microstructure of Al-Cu-Ca alloys and Al-Cu alloy foam

表 2 Al-Cu-Ca 合金中共晶相的成分分析结果
Tab.2 Chemical composition of the eutectic phases in Al-Cu-Ca alloys %

析出相 编号	x_B		
	Cu	Ca	Al
a_1	5.6	2.5	余量
a_2	10.3	4.6	余量
b_1	5.5	3.4	余量
b_2	10.9	4.4	余量
c_1	10.2	4.9	余量
c_2	19.0	—	余量
d_1	19.0	8.7	余量
d_2	25.2	—	余量

图 8)。这也解释了 Al-2.5Cu-Ca 合金、Al-5Cu-Ca 合金和泡沫 Al-2.5Cu 合金固溶强化和时效强化效果较差的原因。

随 Cu 含量增加,Al-7Cu-Ca 合金和 Al-9Cu-Ca 合金中形成了初生 Al_2Cu 相(见 c_2 相和 d_2 相),这表明铸态 Al-7Cu-Ca 合金和 Al-9Cu-Ca 合金已形成饱和或过饱和富 Cu 固溶体,因此在固溶处理后,均能表现出一定的时效强化效应。然而,Al-7Cu-Ca 合金和 Al-9Cu-Ca 合金屈服强度提升幅度远不如 Al-5Cu 合金和 Al-7Cu 合金,这说明 Ca 对 Al-Cu 合金有“毒害”作用。

图 7e 和图 7f 表明,泡沫 Al-Cu 合金也存在大量的

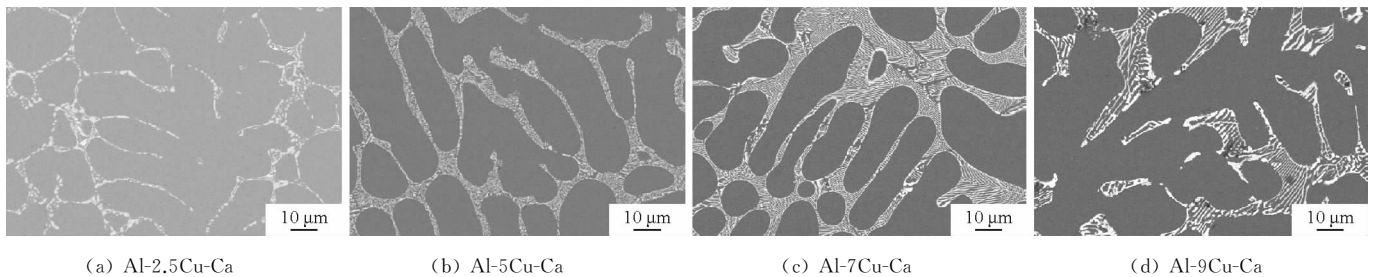


图 8 Al-Cu-Ca 合金固溶(540 ℃)淬火态微观组织

Fig.8 Microstructure of Al-Cu-Ca alloy after solution treatment at 540 ℃

白色共晶相,这是泡沫 Al-Cu 合金无法通过时效有效强化的原因。同时,发泡过程中引入发泡剂 TiH_2 ,致使部分 Ca 与发泡剂分解所得 Ti 元素(亮白色块状为纯 Ti)结合生成了 $\text{Al}_{20}\text{CaTi}_2$ 相,呈灰色块状。

泡沫 Al-2.5Cu 合金中存在两种白色三元共晶相,但其分布情况与 Al-5Cu-Ca 合金类似,可能是由于泡沫 Al-2.5Cu 合金中部分 Ca 参与形成了 CaO 和 $\text{Al}_{20}\text{CaTi}_2$ 相,导致 Cu/Ca 比增加。同样的,泡沫 Al-7Cu 合金中的白色三元共晶相也不如 Al-7Cu-Ca 合金连续,且尺寸相对细小。

综上所述,添加 Cu 可以有效提高铸态泡沫纯铝的力学性能,但其强化机理与 Al-Cu 合金并不一样,其屈服强度提升的主要原因是泡沫 Al-Cu 合金在制备过程中形成了大量三元 Al-Ca-Cu 共晶相。虽然这些分布于晶界的共晶相对基体具有一定的增强作用,但其增强效果不如 θ'' 和 θ' 相。此外,共晶 Al-Ca-Cu 相非常稳定,难以回溶,采用熔体发泡法工艺参数无法制备出理想的可热处理强化泡沫 Al-Cu 合金。后续可以考虑通过改变增粘剂或更换制备工艺来解决这一问题,如选用粉煤灰作为增粘剂或采用粉末冶金法制备泡沫 Al-Cu 合金等。

3 结 论

(1)当 Cu 含量一定时,由于共晶 Al-Cu-Ca 相的形成,铸态 Al-Cu-Ca 合金的强度略高于 Al-Cu 合金。这也是相对于泡沫纯铝,铸态泡沫 Al-Cu 合金屈服强度提升的原因。

(2) Al-2.5Cu-Ca、Al-5Cu-Ca 合金和泡沫 Al-2.5Cu 合金均未表现出时效硬化效应,这归因于凝固过程中,强化元素 Cu 被 Ca 消耗,并与 Al 结合生成了三元 Al-Cu-Ca 共晶相,这些相非常稳定,在后续热处理过程中变化不明显。

(3)随着 Cu 含量增加,Al-7Cu-Ca 合金和 Al-9Cu-Ca 合金中析出初生 Al_2Cu 相,经固溶处理后,部分 Cu 回溶至基体,产生固溶强化效果。因此,Al-7Cu-Ca 合金、Al-9Cu-Ca 合金和泡沫 Al-7Cu 合金能产生微弱的时效强化效果。

参 考 文 献

[1] ASHBY M F, EVANS A G. Metal Foams: A Design Guide[M]. Boston: B-H press, 2000.

[2] 刘培生,陈祥.泡沫金属[M].长沙:中南大学出版社,2012.

[3] BANHART J. Manufacture, characterization and application of cellular metal and metal foams[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(6): 559-632.

[4] GIBSON L J, ASHBY M F. Cellular Solids: Structures and Prop-

erties[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1997.

[5] LEHMUS D, BANHART J. Properties of heat-treated aluminium foams[J]. Material Science & Engineering, 2003, A349: 98-110.

[6] CAMPANA F, PILONE D. Effect of heat treatments on the mechanical behavior of aluminium alloy foams[J]. Scripta Materialia, 2009, 60: 679-682.

[7] 张仕林,任颂赞.简明铝合金手册[M].上海:科学技术文献出版社, 2001.

[8] 杨东辉,何德坪,杨上闰.胞状 AlCu5Mn 合金泡沫的压缩性能和能量吸收特性[J].中国有色金属学报, 2009, 19(11): 1 934-1 941.

[9] LAKSHMI J V, AFSANCEH R. A study on aluminum-steel composite metal foam properties by casting[J]. Materials Science and Engineering, 2007, A465: 59-67.

[10] 展旭和,黄粒,杜旭初,等.泡沫 Al-0.38Sc 合金的力学性能和耐腐蚀性能[J].特种铸造及有色合金, 2019, 39(11): 1 164-1 168.

[11] LIANG H, KRAF T, CHANG Y A. Importance of reliable phase equilibria in studying microsegregation in alloys: Al-Cu-Mg[J]. Material Science & Engineering, 2000, A292: 96-103.

[12] GENG L, XU H Y, YU K, et al. Aging behavior of Al_2O_3 short fiber reinforced Al-Cu alloy composites[J]. Transactions of Non-ferrous Metals Society of China, 2007, 17: 1 018-1 021.

(编辑:彭瑾)

超细晶含铜钛合金研究取得进展

中国科学院金属研究所通过“双相壳层包裹超细等轴晶”的显微组织设计思想,从热力学、动力学两个方面提高超细晶钛合金组织的热稳定性,并利用常规热处理与热加工的工艺组合,实现了显微组织的大尺寸制备,解决了超细晶钛合金制备加工难、组织稳定性差的问题,获得了性能优异和热稳定性高的超细晶含铜钛合金。

在前期研究工作基础上,团队提出“共析元素合金化—淬火—热变形”(EQD)的超细晶含铜钛合金的制备策略,实现了双相壳层包裹超细等轴晶的显微组织的设计思想。该策略通过常规的热加工设备实现了 α -Ti 晶粒尺寸在 90~500 nm 范围内的超细晶 Ti-6Al-4V-5Cu 合金的大尺寸制备。与此同时,利用热变形过程中形成的 $\beta/\text{Ti}_2\text{Cu}$ 双相蜂窝壳结构包覆 α 晶粒,显著提高了超细等轴晶组织的热稳定性,使材料的失稳温度提高至 700 ℃。该合金的室温拉伸强度最高达到 1 500 MPa,伸长率超过 10%。在 700 ℃和应变速率为 15 mm/min 条件下,其拉伸伸长率超过 1 000%,实现了超塑性变形。此外,该合金在高温拉伸的热力耦合条件下未发生晶粒的粗化长大。该 EQD 策略不仅实现了 TiCu、TiZrCu 等其他钛合金的高性能、高热稳定性超细晶组织的制备,并已经应用于包括钢铁材料在内的其他合金体系中,为超细晶金属材料的制备提供了新途径,对超细晶金属材料的设计和研究具有积极意义。

(摘自中国有色金属报)