

双峰晶粒结构 Al-Zn 合金的触变成形制备及组织性能

牛自斌^{1,2} 陈体军^{1,2}

(1. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 兰州 730050; 2. 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050)

摘要 为制备具双峰晶粒结构的 Al-Zn 合金, 研究了细化剂加入温度、Zr 含量及浇注温度对 Al-30Zn 合金组织的影响。在 1 023 K 下加入 0.3% (质量分数, 下同) 的 Zr 并于 943 K 低温浇注, 成功制得优良的非枝晶浆料。经不同时间半固态等温热处理后触变成形压铸, 得到由初生 α -Al 颗粒及二次凝固组织构成的半固态组织锭料。在保温 30 min 时综合性能最优, 抗拉强度为 (325 ± 5) MPa, 屈服强度为 (205 ± 3) MPa, 伸长率为 $7.9\% \pm 0.5\%$ 。在 673 K 进行短时固溶处理使元素分布均匀、晶界网状 η 相溶解并保留部分半固态成形组织。短保温时间下, 初生 α -Al 晶粒及二次凝固组织未剧烈长大, η 相溶解, 二次凝固区形成细晶组织, 与初生 α -Al 晶粒构成典型双峰结构。细晶组织晶界强化及粗、细晶区间协同作用大幅提升了合金综合力学性能, 抗拉强度达 (360 ± 5) MPa, 屈服强度为 (255 ± 4) MPa, 伸长率为 $7.7\% \pm 0.4\%$ 。

关键词 Al-Zn 合金; 触变成形; 组织与性能; 半固态加工

中图分类号 TG146.21; TG249.9

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250042

Thixoforming Preparation, Microstructure and Properties of Bimodal Grained Al-Zn Alloys

NIU Zibin^{1,2}, CHEN Tijun^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050; 2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050)

Abstract: To prepare an aluminum-zinc alloy with a bimodal grain structure, influence of refiner addition temperature, Zr content, and pouring temperature on the microstructure of Al-30Zn alloy was investigated. After adding 0.3% Zr at 1 023 K and cold pouring at 943 K, an excellent non-dendritic slurry was successfully prepared, which was transformed into a semi-solid ingot composed of primary α -Al particles and secondary solidification structures through followed by semi-solid isothermal heat treatment for different holding time thixoforming die casting. Optimal comprehensive performance was achieved with holding time of 30 min, resulting in a tensile strength of (325 ± 5) MPa, yield strength of (205 ± 3) MPa, and elongation of $7.9\% \pm 0.5\%$. A short-time solution treatment was conducted at 673 K to achieve uniform elemental distribution and dissolution of network η phase at grain boundaries while retaining partial semi-solid forming structure. Under short insulation, the primary α -Al grains and secondary solidification structures undergo little vigorous growth, η phase is dissolved, and fine-grained structure is formed in the secondary solidification zone to generate a typical bimodal structure with primary α -Al grains. The comprehensive mechanical properties of the alloy are significantly enhanced through fine-grained structure boundary strengthening and synergy of fine and coarse grain zones, where the tensile strength, yield strength and elongation reach (360 ± 5) MPa, (255 ± 4) MPa, and $7.7\% \pm 0.4\%$, respectively.

Key Words: Al-Zn Alloy, Thixoforming, Microstructure and Properties, Semi-solid Processing

20 世纪 70 年代初, FLEMINGS M C 等^[1]在对 Sn-15Pb 合金进行研究的过程中, 得到了与传统凝固过程

收稿日期: 2025-01-23; 修订日期: 2025-04-08

基金项目: 甘肃省科技重大专项资助项目(23ZDGA010)

第一作者: 牛自斌, 男, 1999 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1415526837@qq.com

通信作者: 陈体军, 男, 1971 年出生, 教授, E-mail: chentj@lut.com

引用格式: 牛自斌, 陈体军. 双峰晶粒结构 Al-Zn 合金的触变成形制备及组织性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(7): 1 075-1 081.

NIU Z B, CHEN T J. Thixoforming preparation, microstructure and properties of bimodal grained Al-Zn alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(7): 1 075-1 081.

完全不同的非枝晶显微组织。研究发现金属材料在固相率为60%以下时,具有和液态金属类似的流动性,形变抗力小^[2],经过进一步广泛而深入的研究,逐步发展成为半固态加工技术^[3]。这一技术的关键主要包括非枝晶半固态浆料的制备与半固态浆料的成形两个阶段。半固态浆料制备的主要工艺方法有:搅拌法(机械搅拌、电磁搅拌)、应变诱发熔体激活、化学细化法、喷射成形和等温热处理等^[4]。化学细化法在传统的铸造过程中添加细化剂,再将铸态坯料二次加热,具有工艺简单、成本低廉以及过程可控等特点^[5]。半固态浆料成形的工艺主要分为两大类:流变成形和触变成形,流变成形是将浆料在半固态温度下直接送入成形设备进行成形的工艺方法,而触变成形相对流变成形存在二次加热,即将非枝晶半固态坯料重新加热至半固态温度区间然后成形的工艺方法,两者相比各有优势^[6]。流变成形工艺不需要二次加热,能耗更低,但是其半固态浆料制备和输送要求上更加苛刻,需要如机械搅拌或电磁搅拌等设备,但触变铸造由于需要对坯料进行二次加热,增加了能耗,但是其获取浆料不需要特殊设备,浆料制备过程可控性强。由于触变铸造工艺更为简单、便于操作,可控性更高,因此在工业生产中得到了重视^[7]。

半固态成形兼顾了铸造和锻造的特点,适用合金范围广,制件致密。同种材料半固态浆料黏度比液态金属高,合理控制参数时能以层流进入型腔,避免了传统铸造中合金液因紊流裹气的问题,而且其成形温度低,可减少缩孔、缩松,提升制件致密度^[8]。更重要的是,对比压铸成形,半固态成形在热处理上优势明显。压铸时铝合金液高速紊流填充型腔,易裹气,型腔内气体和涂料产生的气体也难排出,会在合金中形成微气孔。这些气孔在高温下析出膨胀,导致铸件变形、鼓泡,因此无法通过热处理强化。半固态成形坯料固相率通常在40%~60%,成形温度比液态成形低约100℃,充型时浆料呈层流,大大减少了皮下气孔和缩松。传统压铸铝合金件气孔率为2.5%~3.0%,而半固态成形件仅为0.4%~0.8%,所以通过热处理提升半固态成形铝合金力学性能可行性高^[9]。

半固态组织由粗晶和细晶构成,晶粒尺寸差异显著,呈现出典型的双峰结构。WANG Y M等^[10]通过将粗微米晶粒与超细纳米晶粒混合,成功制备出双峰结构的纯铜材料。该材料经过低温轧制和短时退火处理,表现出优异的力学性能,其抗拉强度为430 MPa,接近纳米晶铜,而伸长率为65%接近粗晶铜。研究其强化机理后发现,强度主要源于组织中大量存在的超微细/纳米晶粒,而塑性则主要由粗大的微米晶粒提供。这种结构实现了远超预期的应变硬化率,在强度

与塑性的匹配方面取得了理想效果。此后,多项研究致力于开发双峰金属材料,这些材料均展现出高强度和高延展性。ZHA M等^[11]采用等通道转角挤压工艺及后续退火制备的双峰结构铝合金,其力学性能与超微晶/纳米晶铝合金及粗晶铝合金相比,实现了高强度(600 MPa)和高均匀伸长率(14.5%)的优异组合。该铝合金由纳米晶、超细晶和微米晶粒组成,证明了双峰结构铝合金具有优异的综合力学性能。目前研究者已成功制备出AZ91镁合金^[12]和低碳钢^[13],这两种材料的力学性能均表现出极佳的强塑性协同效应。

基于上述背景,本研究选用Al-30Zn合金作为研究对象,首先通过精确调控制浆工艺参数,成功制备出具有优良非枝晶结构的坯料,随后采用触变成形技术结合短时固溶处理工艺,获得由初生 α -Al晶粒组织和二次凝固形成的细晶组织共同构成双峰晶粒结构。通过系统的微观组织表征与力学性能测试相结合,以期实现材料强度与韧性的协同提升。

1 试验材料与方法

合金熔炼采用2.5 kW电阻炉,石墨坩埚。使用过饱和MgO溶液对其进行涂层处理,重复涂层处理及烘干。将配好的材料放入坩埚中,先将工业纯Al(纯度>99.7%质量分数,下同)熔化,然后分批加入Zn(纯度>99.9%),待合金熔化后用金属棒搅拌使合金成分均匀,升温至1 023~1 033 K后用体积分数为0.5%的 C_2Cl_6 精炼,静置扒渣后用 K_2ZrF_6 进行变质处理,变质结束后再次用 C_2Cl_6 精炼扒渣后调整至浇注温度,浇入室温的金属型中,凝固形成 $\phi 45\text{ mm} \times 300\text{ mm}$ 的铸棒。将上述过程中制备的金属型试样取样,在预磨机上用砂纸研磨,并用金刚石抛光剂抛光。选用Keller试剂(95 mL的水、2.5 mL的盐酸、1.5 mL的硝酸、1 mL的氢氟酸)腐蚀5~10 s。随后,在LSM800型光镜(OM)上观察金相组织。为了定量测量晶粒尺寸,将铸态试样在673 K固溶4 h,将固溶后的金相照片运用Image-Pro Plus6.0图像分析软件进行晶粒尺寸测算,最终得到符合触变成形条件的非枝晶坯料。细化工艺方案见表1。

利用数控电火花线切割机(DK7740)将制备的棒状材料切割成 $\phi 45\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的触变成形坯料。将坯料放入管式真空电阻炉(SK-G08123K-HD)中并抽至真空,加热到873 K分别经过10、20、30、40和50 min的保温后迅速放入预热至573 K的Y32-60T型液压机配备的触变模具中,在190 MPa下保压20 s进行触变成形,制得 $\phi 50\text{ mm} \times 13\text{ mm}$ 的不同部分重熔时间下的触

表 1 晶粒细化工艺方案
Tab.1 Process schemes for grain refinement

$w(\text{Zr})/\%$	Zr 添加温度/K	浇注温度/K
0		
0.1		
0.2	1 023	943
0.3		
0.4		
0.3	943	
	963	
	983	943
	1 003	
	1 023	
0.3		943
		963
	1 023	983
		1 003
		1 023

变成形 Al-30Zn 合金锭料。采用 LSM800 金相显微镜(OM)和 JSM6700F 扫描电镜(SEM)观察组织。使用 Image-Pro Plus6.0 软件定量分析初生 α -Al 颗粒尺寸和二次凝固组织面积分数。在电子万能试验机(GS-X300KN)上进行拉伸试验,拉伸试样标距为 10 mm,横截面积为 2 mm $\times$ 2.5 mm,加载速率为 0.5 mm/min,每个参数测试 3 个拉伸试样,取平均值。通过 SEM 观察断口形貌。取触变成形态尺寸为 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 3 mm 的试样,在 673 K 分别经过 10、20、30、40 和 50 min 固溶后立即室温水淬制得固溶试样。预磨,抛光后用 Keller 试剂(体积分数为 2.5% 的 HNO₃, 1.5% 的 HCl, 1% 的 HF 和 95% 的 H₂O)腐蚀,再和上述铸态试样采用同样的工艺制样并观察测试。

2 试验结果与讨论

2.1 细化工艺对铸态组织的影响

图 1 是 Zr 添加温度为 1 023 K,浇注温度为 943 K 时,加入不同 Zr 时 Al-30Zn 合金的铸态组织。可以看出,加入 0.1% 的 Zr 的合金组织由粗大的树枝晶构成,枝晶臂长而粗。随 Zr 含量增加,组织逐渐变细,且枝晶臂变小,组织开始出现等轴晶。当 Zr 含量为 0.3% 时,Al-30Zn 组织完全由细小的等轴晶构成,见图 1d。但当 Zr 含量高于 0.4% 时,组织又有粗化的趋势,见

图 1e。右上角为不同 Zr 含量时 Al-30Zn 的固溶组织,可以明显看到不同 Zr 含量下晶粒尺寸的变化。对不同含量固溶组织用 Image-Pro Plus6.0 进行晶粒尺寸计算可知,加入 0.1% 的 Zr 时晶粒尺寸为(79 $\pm$ 3) μ m,随 Zr 含量增加,晶粒先变细后变粗。当加入 0.3% 的 Zr 时,晶粒达到最细,晶粒尺寸为(56 $\pm$ 2) μ m。当 $w(\text{Zr})=0.4\%$ 时,晶粒逐渐粗化,尺寸为(67 $\pm$ 3) μ m。随 Zr 含量的增加,Al₃Zr 异质形核质点也随之增加,当达到一定量时,Al₃Zr 在剧烈的反应和搅拌作用下,开始合并长大。当静止时长大的 Al₃Zr 开始沉淀,此时,能作为异质形核的质点降低,从而导致 Al-30Zn 平均晶粒尺寸表现出先减小后增大的现象。

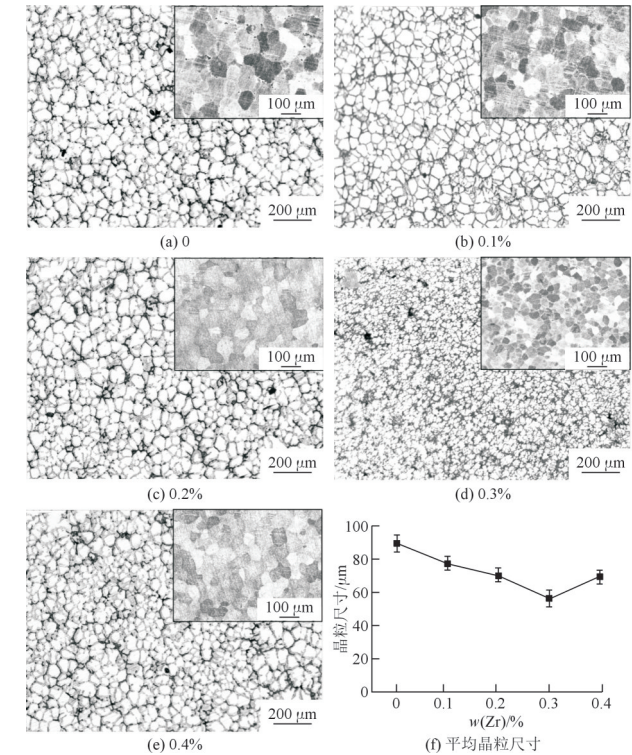


图 1 不同 Zr 含量对 Al-30Zn 合金组织的影响

Fig.1 Effects of Zr contents on microstructure of Al-30Zn alloy

Zr 进入金属液后发生下列反应: $3\text{K}_2\text{ZrF}_6 + 4\text{Al} = 3\text{Zr} + 4\text{AlF}_3 + 6\text{KF}$; $\text{Zr} + 3\text{Al} = \text{Al}_3\text{Zr}$; $\text{Zr} + 3(\text{Al}, \text{Zn}) = (\text{Al}, \text{Zn})_3\text{Zr}$ 。由于 Al₃Zr、(Al, Zn)₃Zr 为高熔点化合物,其弥散分布于熔体中,成为初生相异质形核的核心,图 2 为 Zr 细化后的 Al-30Zn 合金 EDS 面扫描图。

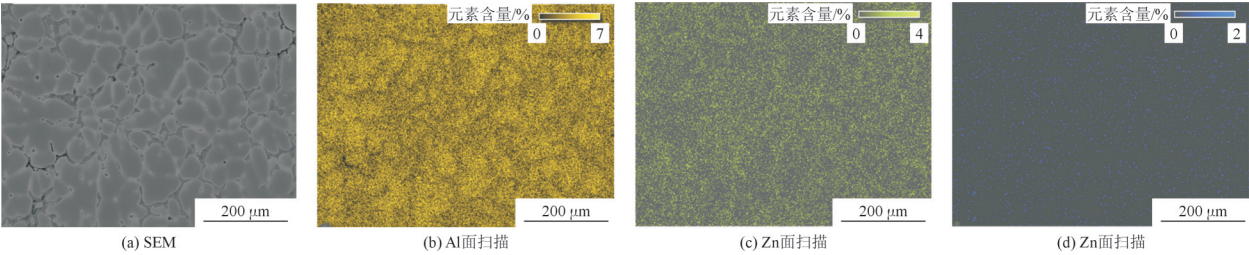


图 2 Zr 细化后的 Al-30Zn 合金 EDS 面扫描图

Fig.2 EDS mapping of Al-30Zn alloy after Zr refinement

由于晶核数增加,初生 α 相细化,凝固后得到细小等轴晶的铸态组织。当Zr加入温度越高反应越剧烈,就会形成更多的有效形核质点,使合金组织更加细小。图3是Zr含量为0.3%,浇注温度为943 K,不同Zr添加温度时Al-30Zn合金的显微组织。对不同固溶组织用Image-Pro Plus6.0进行晶粒尺寸计算可知,在943 K加入细化剂时,平均晶粒尺寸为 $(79\pm 3)\mu\text{m}$,随加入温度的升高,晶粒逐渐细化,在1 023 K时达到 $(56\pm 2)\mu\text{m}$ 。

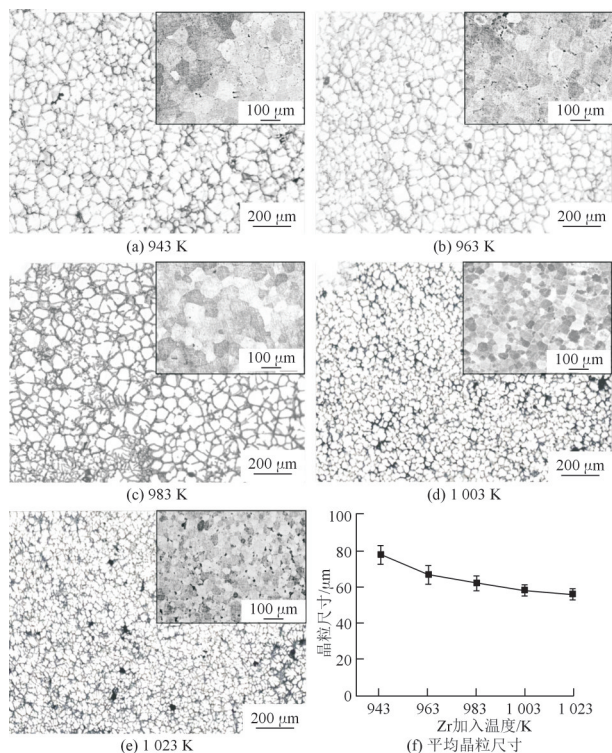


图3 变质剂加入温度对Al-30Zn合金组织的影响

Fig.3 Effects of modifier addition temperatures on microstructure of Al-30Zn alloy

图4是Zr含量为0.3%,Zr添加温度为1 023 K,不同浇注温度下Al-30Zn合金的铸态组织。可以看到,943 K浇注时,晶粒为细小的等轴晶,随浇注温度的提高,晶粒尺寸逐渐变大,当1 023 K浇注时,出现了大的树枝晶(见图4e)。主要原因为随浇注温度升高,过热度逐渐变大,浇入模具时在大的温度梯度下容易形成大的树枝晶。这是因为越接近液相线温度(943 K以下)时浇注目标合金,就越容易产生晶核。随晶核形成速率增加,各个晶核在空间上互相制约着生长,最终使铸态组织呈现出微小的等轴晶形态。另外,根据晶粒游离理论,当熔体接触到金属型壁时,由激冷形成的微小等轴晶被后续的熔体带到整个液相中,从而产生大量的形核质点。各晶核的热量和溶质在形核和成长过程中向四周排出是基本均等的,因而均匀地向四周生长,发展成等轴晶。由于浇注温度低,熔体冷却速度快,凝固时间短,凝固潜热释放集中,产生较均匀的温

度场,对初生 α -Al形成球状或粒状更有利。浇注温度所提供的物理热量在较高温度(高于1 023 K)浇注时越高,越不容易形成晶核,且可以保留的晶核数量也在型壁接触时减少。加之此时浇注过程已基本结束,熔体的振动减小,容易形成稳定的凝固壳,有利于柱状晶生长。从图4f可以看到随浇注温度升高,平均晶粒尺寸有变大的趋势。

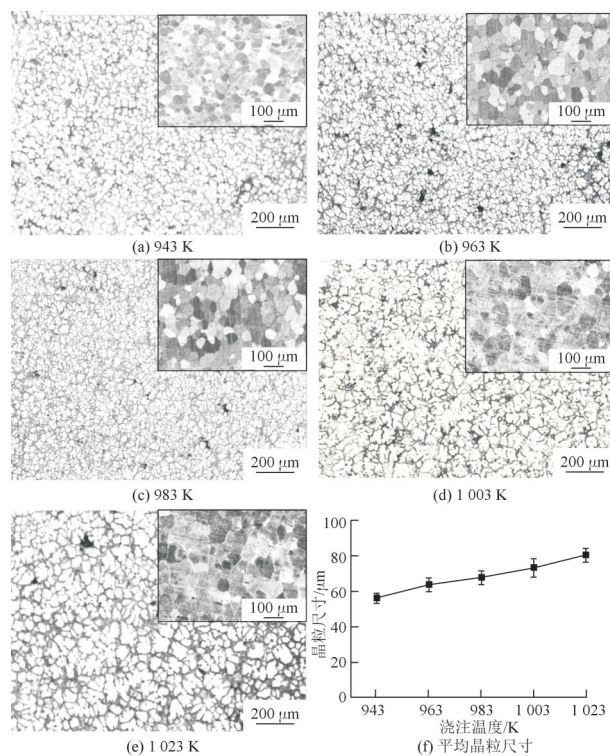


图4 浇注温度对Al-30Zn合金组织的影响

Fig.4 Effects of pouring temperature on microstructure of Al-30Zn alloy

2.2 部分重熔时间对触变成形组织和性能的影响

触变成形组织随时间的变化一般分为4个阶段:快速粗化、组织分离、球状化和Ostwald熟化^[14]。每个阶段的本质原因是相变,其速率是由原子扩散速率决定的^[15]。当加热时间继续延长, α -Al颗粒将更加粗化。图5为在873 K部分重熔不同时间所得到的触变成形组织。可以看出,其显微组织都是由初生相颗粒和二次凝固组织组成的。在 α -Al颗粒内部,黑色点状组织的尺寸和数量首先随加热时间的延长而增加,随后其尺寸增加、数量减少。在最小化界面能的驱动下,液池相互合并、粗化。当时间继续延长,晶内液池会和晶粒间的液相相互连通,造成晶内液池数量的进一步减少,所以部分重熔时间为30 min时,初生相颗粒内部的黑色组织更少,晶界之间二次凝固组织的含量增加,且晶粒粗化(见图5c)。进一步延长部分重熔时间至40 min,初生 α -Al晶粒持续粗化,被越来越多的二次凝固组织完全分离开,二次凝固组织增多出现偏聚(见

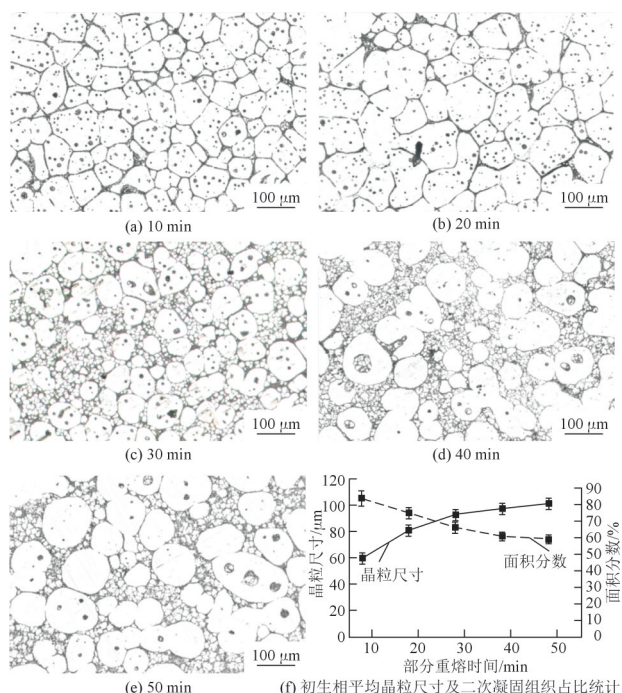


图5 部分重熔时间对触变成形组织的影响

Fig.5 Influence of partial remelting time on thixoforged microstructure

图5d),并且当部分重熔时间超过40 min后,晶粒尺寸、液相率没有明显变化(见图5e)。

图6为不同重熔时间时触变成形材料的拉伸断口形貌。可以看出,当重熔时间为10 min时,由于液相的缺乏,半固态坯料的流动性、充型性和补缩性较差。半固态坯料变形过程中,容易在初生相颗粒间产生微裂纹,但得不到液相的补充,所以初生相颗粒的结合力最弱。从断口形貌发现断口处存在尺寸较大的缩松、气孔,在拉伸过程中,裂纹在此处萌芽和扩展(图6a),同时存在解理面和少量韧窝。当重熔温度为20 min,断口形貌显示韧窝数量增多,缩松、气孔变少(图6b)。当加热时间延长到30 min,半固态坯料中的液相增加,所以坯料的流动性、充型性,尤其是补缩能力得到相应提高,二次凝固组织的致密性随之提升。加热40 min后,初生 α -Al晶粒粗化明显,二次凝固组织偏聚长大,由于 α -Al颗粒之间的结合强度降低,所以其脱粘的可能性增大。并且,在加热过程中,晶内液池的尺寸不断增大,产生缩孔的可能性增加,裂纹也容易在此处萌生。二次凝固组织面积分数增加的同时伴随缩松数量的增加,事实上坯料的液相率越高,触变成形越趋近于全液态凝固,在这种情况下,二次凝固组织中易出现缩松、缩孔等缺陷。液相过多将导致半固态浆料在冷却过程中冷却速度不均匀。在凝固过程中,液相部分的冷却速度相对较慢,而固相颗粒周围的冷却速度相对较快,这种冷却速度的差异会导致凝固过程不一致,液相部分凝固时间延长。在凝固过程中,液态金属更容易出

现局部收缩,且由于冷却速率不均匀,液态金属的流动受到限制,难以进行有效的补缩,进而增加了缩松形成的可能性,这将导致基体致密度变差,伸长率降低,强化作用减弱。综上,随部分重熔时间延长,基体致密度先改善后再次变差,初生 α -Al晶粒粗化对基体的强化作用降低,但塑性提高。30 min之前,初生 α -Al晶粒粗化不明显,缺陷的减少避免了拉伸过程中的应力集中,从而减少了裂纹的萌生和扩展,二次凝固组织面积分数增加,基体致密度改善,所以抗拉强度和伸长率同时提高。触变成形材料在加热30 min时获得最优的综合力学性能,抗拉强度为 (325 ± 5) MPa,屈服强度为 (205 ± 3) MPa,伸长率为 $7.9\% \pm 0.5\%$ 。

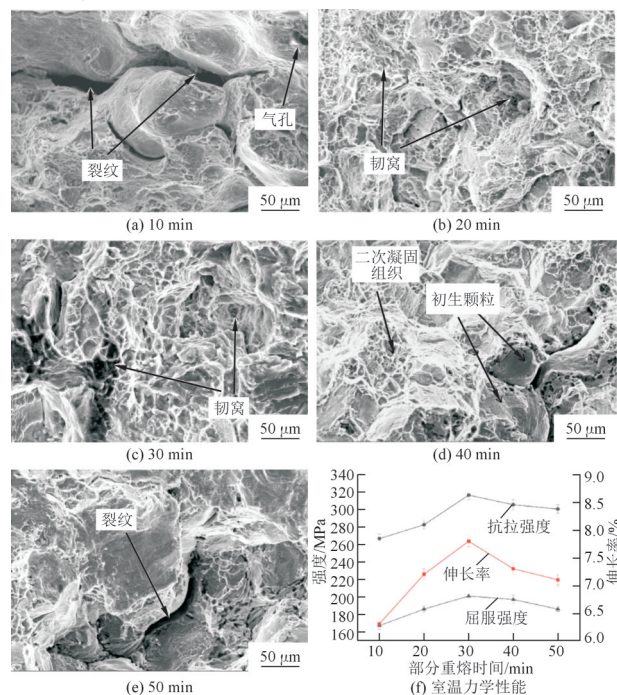


图6 不同部分重熔时间触变成形Al-30Zn合金的断口形貌及室温力学性能

Fig.6 Fracture morphologies and tensile properties of thixoforging Al-30Zn alloys subjected to varying partial remelting durations

2.3 固溶处理时间对触变组织和力学性能的影响

不同的铸造工艺,特别是半固态工艺,会导致铸态微观结构的变化,进而影响后续热处理过程中的溶解和析出动力学^[16]。伴随合金元素重新分布的显微组织演变包括4个过程:①非平衡凝固 η 相溶解到 α -Al固溶体中。② η 相在二次凝固区域溶解形成了定义明确的新 α -Al晶粒。③初生 α -Al球的形态改变为传统的晶粒形状。④晶粒长大。前3个过程同时发生在固溶的早期阶段,二次凝固区最终演变成新的细小的二次 α -Al晶粒^[17]。图7为固溶不同时间时合金的显微组织。可以看出, η 相部分溶解,存在新形成的晶粒和清晰的晶界。对比图7a,固溶20 min后二次凝固区 η 相面

积分数明显减少,二次 η 相枝晶壁开始变模糊,初生 α -Al相区与二次凝固区衬度差异减小(见图7b)。固溶30 min后 η 相已大为减少,只在部分微区残余少量 η 相(见图7c);经过40 min固溶处理后, η 相基本已完全溶解,初生相与原二次凝固区仅在衬度上有所区别(见图7d)。此时,测得二次凝固区域的二次 α -Al平均晶粒尺寸约为8.6 μm 。可见随固溶时间增加, α -Al晶粒逐渐变粗。图8为二次凝固组织的变化。可见 η 相的溶解留下了清晰的晶界和二次凝固的组织。图9为触变成形

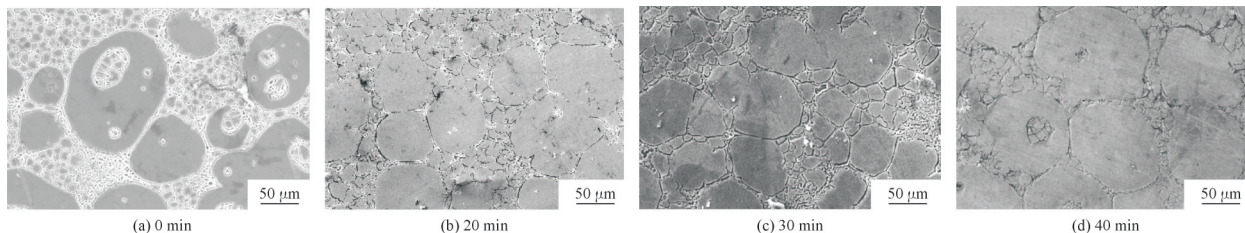


图7 触变成形Al-Zn合金在673 K固溶不同时间后SEM组织

Fig.7 SEM images of thixoformed Al-Zn alloy after solution treatment at 673 K for varying durations

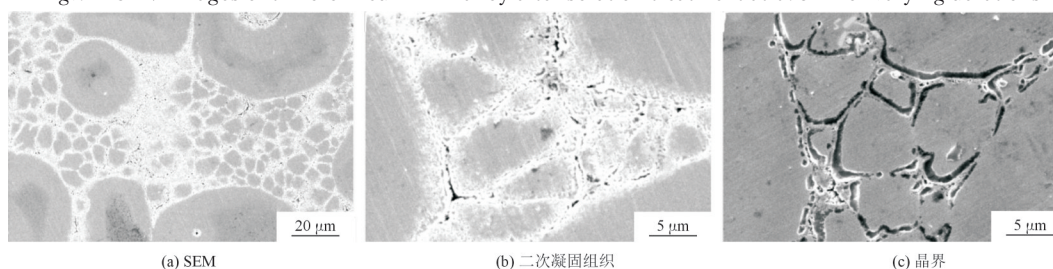


图8 二次凝固区显微组织

Fig.8 Microstructure evolution of the secondary solidification zones

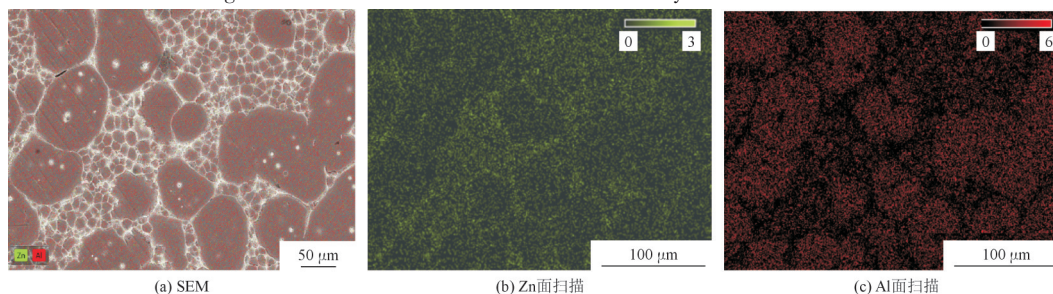


图9 触变成形Al-30Zn合金SEM组织及EDS面扫描分析

Fig.9 SEM microstructure and EDS mapping of thixoforming Al-30Zn alloys

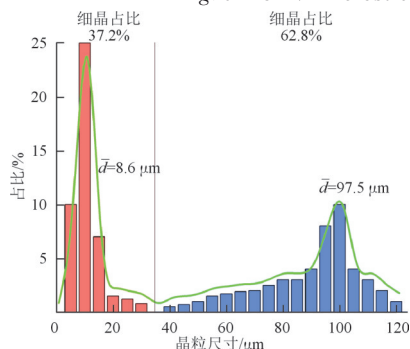


图10 触变成形Al-30Zn合金在673 K固溶40 min后晶粒尺寸分布图

Fig.10 Grain size distribution of thixoformed Al-Zn alloy after solution treatment at 673 K for 40 min

Al-30Zn合金SEM组织及EDS面扫描分析。可见固溶处理初期,初生 α -Al晶粒中的主要现象是Zn从二次凝固区扩散,与初生 α -Al晶粒相比,二次 α -Al晶粒的Zn元素更丰富。Zn从 η 相和过饱和的次生 α -Al固溶体扩散到初生的 α -Al晶粒中。图10为触变成形Al-30Zn合金在673 K固溶40 min后晶粒尺寸分布图。结果显示,673 K固溶40 min后合金中 α -Al晶粒尺寸的分布曲线上有明显的两个峰,说明了一次凝固和二次凝固晶粒尺寸的差异,构成了典型的晶粒双峰结构。

图11为触变成形Al-Zn合金在673 K固溶不同时间后的拉伸断口形貌。可以看到大量较浅细小等轴型韧窝的存在(见图11a)。随固溶时间增加,韧窝尺寸逐渐变大,同时出现撕裂棱,在触变成形Al-Zn合金中,影响其性能最主要的因素是非平衡凝固产生的二次凝固组织。固溶处理使原组织中的二次凝固组织完全溶入基体金属中,形成过饱和固溶体。由于合金元素的融入使基体产生点阵畸变,由此产生的应力场阻碍位错运动,使合金的性能提高。因此随固溶时间延长,在自由能降低的驱动力下二次凝固组织向基体中溶入得越完全,合金结合得越紧密稳定。在最初的固溶过程中, η 相快速向 α 相中扩散,另外,在触变成形Al-Zn合金

二次凝固组织中产生细小弥散的二次颗粒,使得抗拉强度和伸长率快速增长,在 40 min 时力学性能达到最大值,抗拉强度达到了 (360 ± 5) MPa,屈服强度为 (255 ± 4) MPa,伸长率为 $7.7\% \pm 0.4\%$ 。当固溶 60 min 后,细小的韧窝数量大大减少,说明出现了二次凝固组织的合并长大,并且出现了大的解理面,随固溶时间延长,合金组织开始粗化,影响了合金的力学性能。

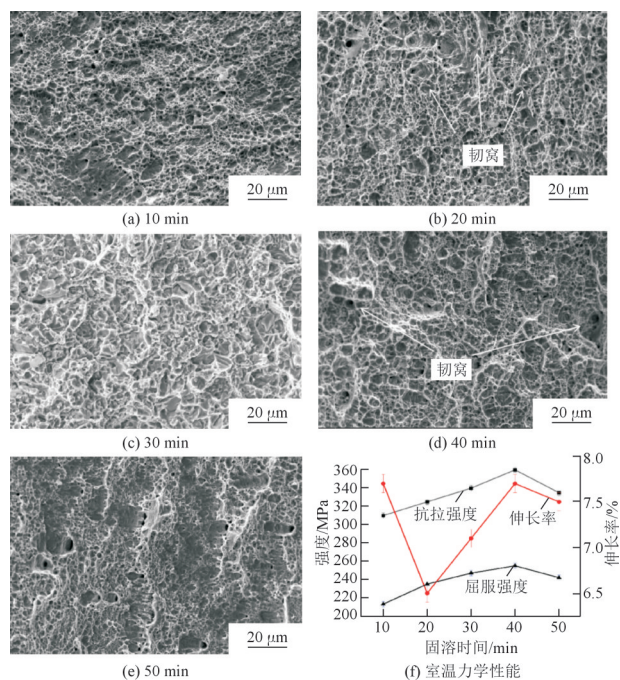


图 11 触变成形 Al-30Zn 合金在 673 K 固溶不同时间后的拉伸断口及室温力学性能

Fig.11 Tensile fracture and mechanical properties of thixformed Al-Zn alloy after solution treatment at 673 K for different durations

3 结 论

(1)通过添加晶粒细化剂并优化晶粒细化工艺,Al-30Zn 合金的铸态组织得到显著改善。在温度为 1 023 K 时,加入 0.3% 的 Zr,随后冷却至 943 K 进行浇注,可获得最佳的非枝晶坯料。此时,合金的平均晶粒尺寸细化至 56 μm 。

(2)触变铸造 Al-30Zn 合金在 873 K 部分重熔 30 min 时得到的半固态组织和力学性能理想,此时初生 α -Al 的平均晶粒尺寸为 89.5 μm ,二次凝固区的面积分数为 48.6%,抗拉强度为 (325 ± 5) MPa,屈服强度为 (205 ± 3) MPa,伸长率为 $7.9\% \pm 0.5\%$ 。当重熔时间超过 30 min 后,初生 α -Al 晶粒合并长大明显,晶粒粗化,强化效果减弱且基体重新出现缩松,合金的力学性能降低。

(3)触变锭料在 673 K 经过短时间的固溶处理后,初生 α -Al 晶粒及二次凝固组织没有快速长大,同时 η

相溶解,在二次凝固区形成了定义明确的细晶组织,与初生 α -Al 晶粒形成了典型的晶粒双峰结构。双峰结构中细晶组织显著的晶界强化作用以及粗、细晶区之间的协同作用使得合金的综合力学性能得到很大的提升。抗拉强度达到 (360 ± 5) MPa,屈服强度为 (255 ± 4) MPa,伸长率为 $7.7\% \pm 0.4\%$ 。

参 考 文 献

- [1] FLEMINGS M C. Behavior of metal alloys in the semisolid state [J]. Metallurgical Transactions, 1991, B22(3): 269-293.
- [2] FLEMINGS M C. Behavior of metal alloys in the semisolid state [J]. Metallurgical Transactions, 1991, A22(5): 957-981.
- [3] FAN Z Z. Semisolid metal processing [J]. International Materials Reviews, 2002, 47(2): 49-85.
- [4] TZIMAS E, ZAVALIANGOS A. A comparative characterization of near-equiaxed microstructures as produced by spray casting, magnetohydrodynamic casting and the stress induced, melt activated process [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A289 (1-2): 217-227.
- [5] EDWARD J, VINARCI K. Light metal advances in the automotive industry [J]. Light Metal Age, 2001, 59(4): 74-77.
- [6] BROWN R E. Magnesium alloys and their applications [J]. Light Metal Age, 2001, 59(5-6): 54-61.
- [7] LIU D, ATKINSON H V, KAPRANOS P, et al. Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixofomed high performance aluminium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2003, A361(1-2): 213-224.
- [8] 王顺成,蔡畅,戚文军,等.触变模锻半固态 A356 铝合金的组织与力学性能 [J].热加工工艺, 2012, 41(11): 15-18.
- [9] 刘政,于锋波.固液相区等温保温时 A356 铝合金半固态初生相形貌演变特征 [J].热加工工艺, 2008(1): 6-9.
- [10] WANG Y M, CHEN M W, ZHOU F H, et al. High tensile ductility in a nanostructured metal [J]. Nature, 2002, 419: 912-915.
- [11] ZHA M, LI Y, MATHIESEN R H, et al. Microstructure evolution and mechanical behavior of a binary Al-7Mg alloy processed by equal-channel angular pressing [J]. Acta Materialia, 2015, 84: 42-54.
- [12] WANG H Y, YU Z P, ZHANG L, et al. Achieving high strength and high ductility in magnesium alloy using hard-plate rolling (HPR) process [J]. Scientific Reports, 2015, 5(1): 17 100.
- [13] KARMAKAR A, KARANI A, PATRA S, et al. Development of bimodal ferrite-grain structures in low-carbon steel using rapid intercritical annealing [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2013, A44: 2 041-2 052.
- [14] CHEN T J, YING M A, WANG R Q, et al. Microstructural evolution during partial remelting of AM60B magnesium alloy refined by MgCO_3 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(9): 1 615-1 621.
- [15] CHEN T J, LÜ W B, MA Y, et al. Semisolid microstructure of AM60B magnesium alloy refined by SiC particles [J]. International Journal of Materials Research, 2011, 102(12): 1 459-1 467.
- [16] WANG Y, LIU G J, FAN Z Y. Microstructural evolution of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy during heat treatment [J]. Acta Materialia, 2006, 54(3): 689-699.
- [17] WANG Y, LIU G J, FAN Z Y. A new heat treatment procedure for rheo-diecast AZ91D magnesium alloy [J]. Scripta Materialia, 2006, 54(5): 903-908.

(编辑:栗万仲)