

Sc、Er 元素在 Al-Zn-Mg 合金中的作用机理研究

邢清源^{1,2}, 杨守杰^{1,2}, 李晓玲³, 于海军^{1,2}, 王玉灵^{1,2}, 戴圣龙^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095;

2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 10095; 3. 上海交通大学, 上海 200240)

摘要: 采用直冷半连续铸造法制备了三种不同成分的Al-Zn-Mg-(Sc)-(Er)合金材料。利用金相显微镜、扫描电镜和透射电镜进行微观组织观察, 采用差热分析仪测试相变转变温度, 测试了硬度、拉伸性能并利用扫描电镜进行断口分析。结果表明: Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr合金中添加0.1%Sc+0.1%Er的晶粒细化效果最好, 室温拉伸性能最佳, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别可达585 MPa、566 MPa和8.3%; 添加0.2%Er元素(0.1%Er等量替代0.1%Sc)的合金的晶粒细化效果和室温拉伸性能均明显差于Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr-0.1Sc-0.1Er合金; 而添加0.4%Er元素(0.3%Er过量替代0.1%Sc)与添加0.1%Sc+0.1%Er元素对于Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr合金在晶粒细化和室温拉伸性能方面带来的增益效果较为接近, 但较高含量的Er元素添加容易在合金内部形成偏聚的现象。

关键词: Al-Zn-Mg合金; Sc元素; Er元素; 微合金化

近些年以来, 随着中国空军、海军的快速转型和高速的发展, 近海区域和海上制空权对于国家的战略意义越来越重要, 使得适应近海区域以及海洋性作战气候的飞机的研发任务尤为迫切, 因此无论是针对合金材料的强度、耐蚀性, 还是可焊性都提出了更加严苛的要求。Al-Zn-Mg-Cu系铝合金因其较高的强度和比强度, 被广泛地应用于航空航天结构件, 但该系列铝合金的耐蚀性和可焊性较差, 并不适应未来海洋作战飞机的发展需要。而另一种合金结构材料Al-Zn-Mg系铝合金, 虽然相比于Al-Zn-Mg-Cu系铝合金的强度稍低, 但由于其室温和低温下强度同样较高, 同时兼具良好的耐蚀性和可焊性, 受到了越来越多科研工作者的关注, 其主要的发展方向就是如何进一步提高合金的强度和其他综合性能。

众所周知, Sc、Er元素是7000系铝合金重要的微合金化元素, 由于其在Al中形成的Al₃Sc和Al₃Er相同属Pm3m空间群, 与Al的结构类似, 与Al基体保持共格或半共格关系, 因此, 弥散强化效果十分显著^[1-5]。但是, 由于稀土元素尤其是Sc元素的价格十分昂贵, 探索使用价格相对低廉的Er元素来部分甚至全部替代Sc元素, 从而实现提高合金的强度和其他综合性能的目标, 将具有十分重要的现实意义。本论文将针对Al-Zn-Mg-Sc-Er合金中Er元素对Sc元素的等量和过量替代的效果开展相关的研究, 以期可以开发出一种低成本、性能优良的新型稀土铝合金材料。

1 试验材料及方案

本试验采用1.5 t级直冷铸造设备制备305 mm × 915 mm × 1500 mm的Al-Zn-Mg-Sc-Er合金扁铸锭, 试验原材料选用精铝锭、高品质镁锭、锌锭以及Al-2%Sc(质量分数, 下同)、Al-30%Sc和Al-4%Zr中间合金, 合金的设计成分和实际成分如表1所示。

作者简介:

邢清源(1989-), 男, 硕士, 工程师, 研究方向为航空航天用铝合金。E-mail: 18513355590@163.com

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2019)

02-0144-08

收稿日期:

2018-11-02 收到初稿,

2018-12-15 收到修订稿。

合金原材料先后经过熔炼、精炼、净化、过滤、浇注过程后获得DC铸造扁锭，将扁锭进行均匀化热处理、机械加工获得热轧毛坯锭，初始厚度为280 mm，随后经过热轧后获得合金厚板，厚度为25 mm，总变形量为85%。合金板材经过固溶及预拉伸处理后，切取试样进行单级时效硬化曲线测试分析，时效制度为： $(120、135、145)^\circ\text{C} \times (0\sim 36)\text{h}$ 。最后，使用最优的时效制度对板材试样进行处理，最终对合金试样进行力学性能、显微组织、扫描电镜及透射电镜测试分析。合金金相观察采用LEICA DM 2500M型光学显微镜，DSC测试采用NETZSCH DSC 204 F1型差热分析仪，硬度测试采用INNOVATEST NEXUS 3000型布氏硬度仪，拉伸试验采用WDW-100型拉伸试验机，断口分析采用CAMSACAN-3100扫描电镜进行观察。

2 试验结果

2.1 铸态及均匀化态显微组织

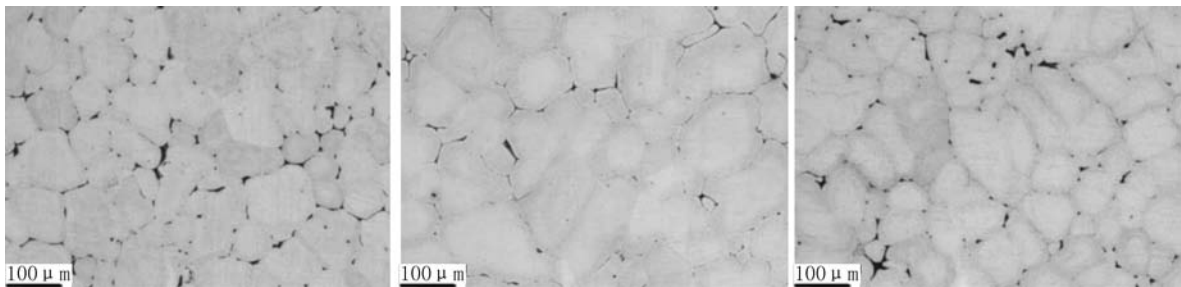
图1所示为1[#]~3[#]试样的铸态显微组织照片。从图可以看出，Sc和Er元素的添加，使得合金晶粒趋近于等轴晶生长，晶界处存在一定量的共晶组织，晶粒大小相对均匀，平均晶粒尺寸与Sc和Er元素的添加量密切

相关；添加0.1%Sc+0.1%Er（1[#]试样）的晶粒细化效果明显最好；当使用0.1%的Er元素等量替代1[#]试样中0.1%的Sc元素时（2[#]试样），其晶粒明显没有1[#]试样的晶粒细小；当将Er元素含量提高至0.4%，进行过量替代Sc元素时（3[#]试样），其晶粒细化效果明显优于2[#]试样，但稍差于1[#]试样。由此可见，在该成分条件下的Al-Zn-Mg合金中，添加0.1%Sc+0.1%Er的晶粒细化效果略优于添加0.4%Er，明显优于添加0.2%Er。

图2所示为1[#]~3[#]试样的铸态DSC测试结果。从图可以看出，3个试样的吸热峰起始拐点和峰值点均较为接

表1 合金的设计成分和实际成分
Table 1 Design and analysis results of alloy compositions

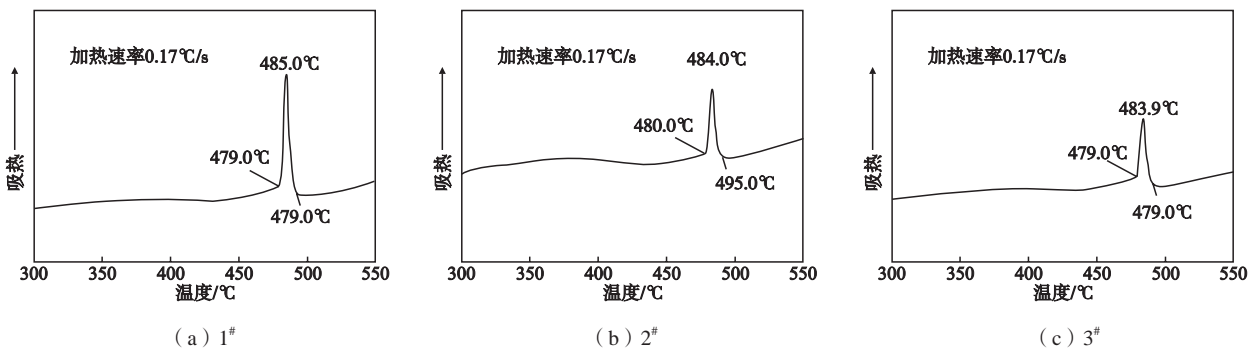
序号	成分	Zn	Mg	Zr	Sc	Er	Ti	Al
1 [#]	设计成分	8.8	1.5	0.10	0.1	0.1	0.06	余量
	实际成分	8.43	1.42	0.11	0.094	0.084	0.047	余量
2 [#]	设计成分	8.8	1.5	0.10	-	0.2	0.06	余量
	实际成分	8.86	1.48	0.07	-	0.18	0.052	余量
3 [#]	设计成分	8.8	1.5	0.10	-	0.4	0.06	余量
	实际成分	8.77	1.51	0.11	-	0.37	0.056	余量



(a) 1[#] (b) 2[#] (c) 3[#]

图1 1[#]~3[#]试样的铸态显微组织

Fig. 1 Microstructures of as-cast samples 1[#]-3[#]



(a) 1[#] (b) 2[#] (c) 3[#]

图2 1[#]~3[#]试样的铸态DSC测试结果

Fig. 2 DSC analysis of as-cast samples 1[#]-3[#]

近,拐点在479 ℃左右,峰值在484 ℃左右,这说明3个试样组织形式一致,未出现不同于其他试样的新相形成现象,且合金内的低熔点共晶相的熔点在479 ℃以下。因此,制定了合金的均匀化处理制度为:410 ℃/4 h+473 ℃/3 h+476 ℃/36 h,随炉冷至260 ℃后空冷。

图3所示为1[#]~3[#]试样的均匀化态显微组织照片。对比图1和3,合金经过均匀化热处理后,晶界不连续,晶界相明显减少,晶粒未见长大现象,达到了均匀化处理的要求效果,其中,添加0.1%Sc+0.1%Er的1[#]试样的平均晶粒尺寸最低,这与合金铸态对比结果一致。

2.2 单级时效硬化曲线

图4所示为1[#]~3[#]合金分别在120 ℃、135 ℃、145 ℃

时的单级时效硬化曲线。由图可见,3种合金的硬度值在不同温度下,均随时间的推移呈现快速响应上升至峰值平台的状态,且时效硬化响应速度规律一致,为145 ℃ > 135 ℃ > 120 ℃;在120 ℃时,3种合金的响应速率均相对较慢,随后会出现一个长时间的峰值平台;在135 ℃时,3种合金的响应速率有所加快,但出现硬度峰值平台后呈现缓慢下降的趋势;在145 ℃时,3种合金快速响应至硬度峰值后迅速衰减,几乎不出现峰值平台。对比发现,120 ℃条件下,3种合金的硬度值最高,硬度峰值及时效制度如表2所示。

图5所示为分别在120 ℃、135 ℃、145 ℃时,1[#]~3[#]合金时效硬化曲线对比图。由图可见,3种合金的时效进程速率快慢为0.1Sc+0.1Er > 0.4Er > 0.2Er,

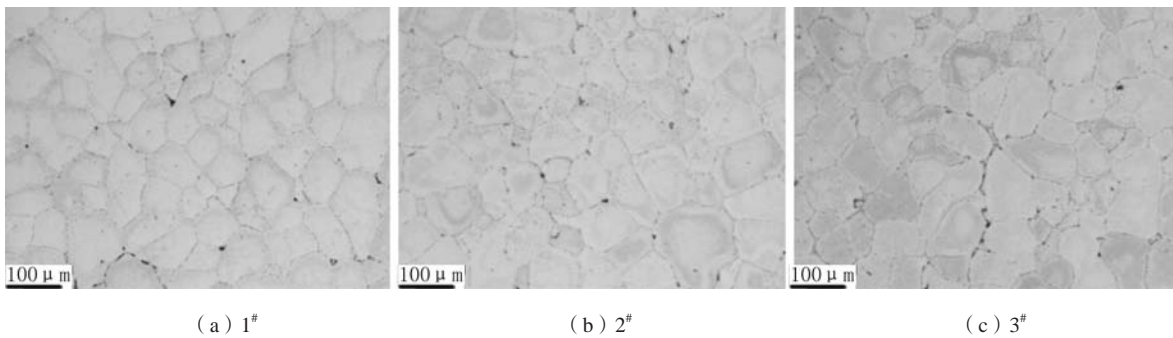


图3 1[#]~3[#]试样的均匀化显微组织

Fig. 3 Microstructures of samples 1[#]-3[#] after homogenization heat treatment

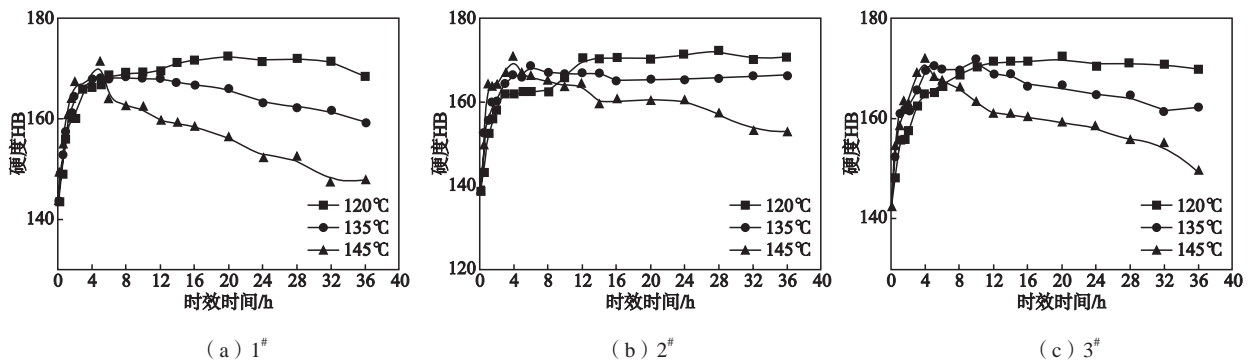


图4 1[#]~3[#]合金的120 ℃、135 ℃、145 ℃单级时效硬化曲线

Fig. 4 Hardness-ageing time curves of alloys 1[#]-3[#] at different temperatures

Sc元素的添加将加快合金的时效响应速率;与此同时,0.1Sc+0.1Er与0.4Er的强化效果较为接近,且均强于0.2Er的强化效果。由此分析,要想获得与添加0.1Sc+0.1Er相近的强化效果,需要添加更多Er元素来替代Sc元素,Er元素无法完全对等替代Sc元素的强化效果。

表2 1[#]~3[#]合金的硬度峰值及时效制度
Table 2 Peak hardness and ageing process of alloys 1[#]-3[#]

合金编号	硬度峰值 (HBS)	单级时效制度
1 [#]	172.5	120 ℃ × 20 h
2 [#]	172.3	120 ℃ × 28 h
3 [#]	172.3	120 ℃ × 20 h

2.3 力学性能及断口

1[#]~3[#]合金变形半成品经过最优的单级时效制度处理后, 进行室温拉伸试验, 试验结果如表3所示。从表可以看出, 三种合金试样的伸长率相当, 但抗拉强度差别显著; 2[#]试样的抗拉强度明显低于1[#]试样, 而3[#]试样的抗拉强度则略低于1[#]试样。由此可见, 1[#]试样的综合力学性能最佳。

图6所示为1[#]~3[#]合金室温拉伸断口扫描照片, 由图可见, 三种合金的断口均呈现典型的韧脆混合断裂的断口特征, 韧窝现象显著, 并形成部分的解理面, 其中, 1[#]合金试样的韧窝相对比较深且多, 而2[#]、3[#]合金试样的解理面相对较多且平整, 与此同时出现了更多的二次裂纹; 但总体上来看, 三种合金的室温拉伸断口均属于典型的韧脆混合断裂的断口。

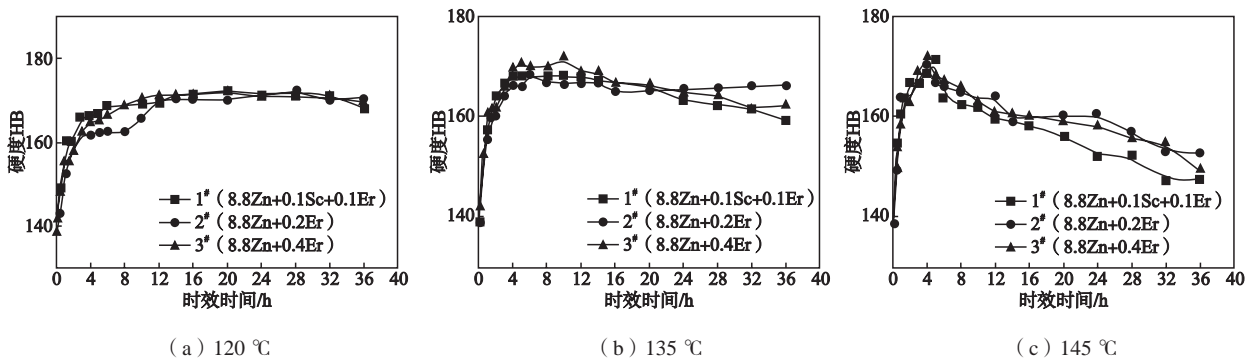


图5 同一温度下1[#]~3[#]合金的时效硬化曲线对比图
Fig. 5 Comparison of hardness-aging time curves of alloys 1[#]-3[#] at the same temperature

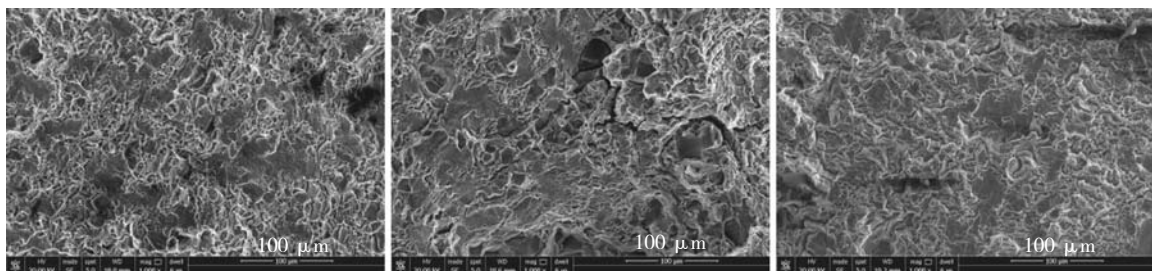
2.4 扫描与透射分析

图7所示为1[#]合金的扫描电镜图片。由图可以看出, 合金中A区的尺寸较大, 形状不规则白色块状相为溶有少量Sc元素的AlZnMgEr共晶化合物, 而B区则为基体。图8所示为2[#]和3[#]合金的扫描电镜图片, 合金中的不规则白色块状相, 经能谱分析后同样确定为AlZnMgEr共晶化合物, 均较为均匀地分布于晶界和晶内。对比图7和图8可见, 随着Er元素的增多, 合金中的白色不规则块状相增多, 更容易形成Er元素偏聚产生的共晶化合物; 相比之下, 三种合金中均未发现Sc元素偏聚形成的共晶化合物, 这说明了Sc和Er元素在Al-Zn-Mg合金中析出过程存在差异。分析认为, 上

图中分析确定的尺寸较大的不规则块状AlZnMgEr共晶化合物, 并不会对合金的组织 and 性能带来任何增益效果, 反而会恶化合金的性能, 只有晶内弥散析出的Al₃Sc、Al₃Er或Al₃(Sc, Er)相才会起到增加形核质点数量, 细化晶粒, 提高性能的作用。

表3 1[#]~3[#]合金的室温拉伸试验结果
Table 3 Tensile properties of alloys 1[#]-3[#]

合金编号	R _m /MPa	R _{p0.2} /MPa	A/%
1 [#]	585	566	8.3
2 [#]	540	524	8.4
3 [#]	573	555	8.7

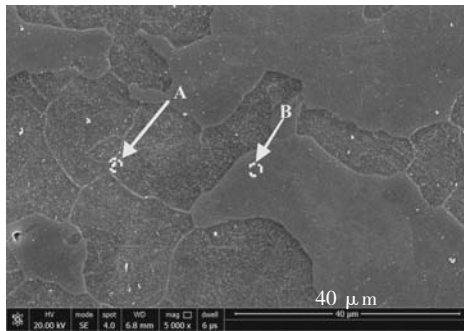


(a) 1[#] (b) 2[#] (c) 3[#]

图6 1[#]~3[#]合金的室温拉伸断口
Fig. 6 SEM fracture images of alloys 1[#]-3[#]

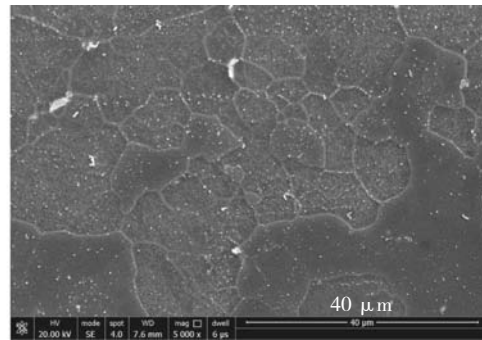
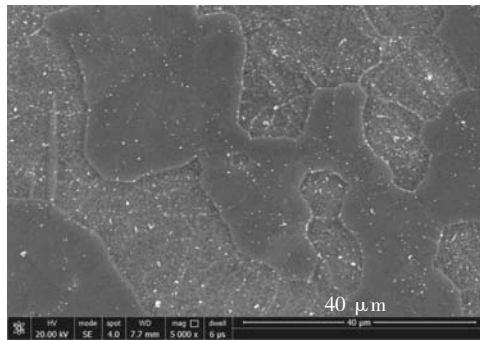
图9所示为1#合金的透射电镜照片。图9a所示为其晶界和晶内组织，由图可见，晶界呈断续状且十分平滑，晶内弥散分布马蹄状和椭球状颗粒相；图9b和c为将马蹄状颗粒相放大后的照片和衍射斑。据文献记载^[6]，Zr、Sc、Er元素与Al基体相互作用，将形成具有L1₂超点阵型结构的Al₃Sc、Al₃Er和Al₃Zr相（立方晶格），三种相具有相同结构的同时，晶格常数十分接

近，在合金中将形成复合相Al₃(Zr_x, Sc_{1-x})、Al₃(Zr_x, Er_{1-x})或Al₃(Zr_x, Sc_y, Er_{1-x-y})。分析认为，在Zr、Sc、Er元素同时添加的条件下，图9b中出现的马蹄状颗粒相为Al₃(Zr_x, Sc_y, Er_{1-x-y})析出相。图10所示为3#合金的透射电镜照片，其中图10a和b所示分别为析出相的明场相和暗场相，图10c则为析出相衍射斑。分析认为，椭球状颗粒相为Al₃(Zr_x, Er_{1-x})析出相。



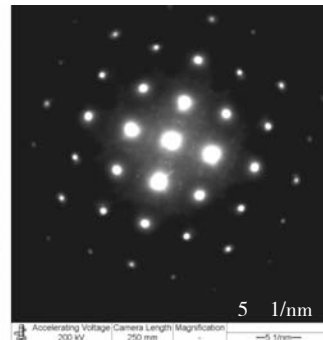
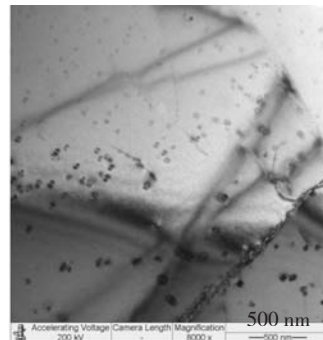
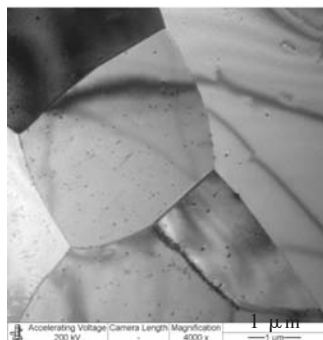
区域	元素	质量分数/%	原子分数/%
A	Mg	1.41	2.02
	Al	69.15	89.65
	Sc	0.58	0.45
	Er	23.23	4.86
	Zn	5.63	3.01
B	Mg	2.31	2.71
	Al	87.83	93.08
	Sc	0.38	0.24
	Ti	0.25	0.15
	Er	0.83	0.14
	Zn	8.40	3.67

图7 1#合金T6态的扫描电镜照片
Fig. 7 SEM image of alloy 1# after T6 heat treatment



(a) 2# (b) 3#

图8 2#、3#合金T6态的扫描电镜照片
Fig. 8 SEM images of alloys 2# and 3# after T6 heat treatment



(a) 晶界和晶内 (b) Al₃(Zr_x, Sc_y, Er_{1-x-y})析出相 (c) 析出相衍射斑

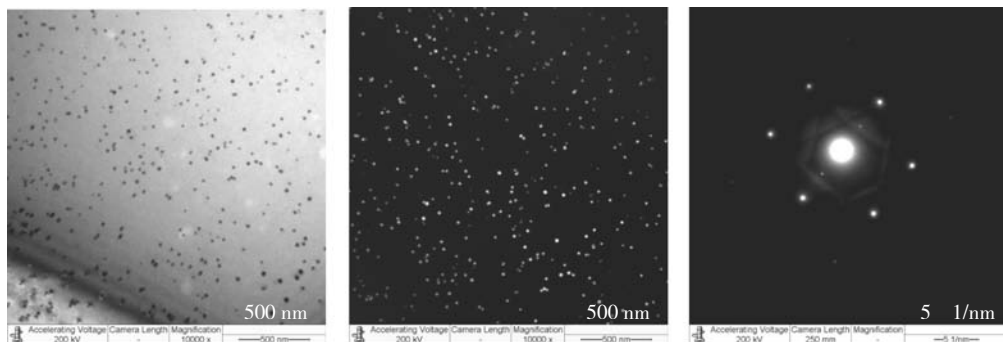
图9 1#合金透射电镜照片
Fig. 9 TEM images of alloy 1#

3 分析与讨论

图11所示为Al-Zn-Mg富铝角相图和Al-Sc、Al-Er二元合金相图，本试验所制备成分合金Al-8.5Zn-1.5Mg主要落在图11中Al-Zn-Mg富铝角相图虚线标记的区域。由图可见，合金中的主要存在相为 α (Al)、T相和 η 相。据文献记载^[7]，Al-Zn-Mg合金中的T相主要为 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相，该相是一种基于T相的不稳定相。一般情况下，Sc和Er元素不会与T相发生交互作用，这主要是因为Sc和Er元素在Al-Zn-Mg合金中，与Mg元素不会发生作用，虽然其与Zn元素虽然存在一定的交互作用，但这种交互作用通常较弱，加之铝晶场对两者之间交互作用的屏蔽作用，使得很难形成Zn-Sc/Er的二元化合物^[8-10]。因此，Sc和Er元素在Al-Zn-Mg合金中的存在形式是较为稳定和一致的，应为初生和次生的 Al_3Sc 和 Al_3Er 相，部分析出相在形成长大过程中可能吸附一定的Zn和Mg元素，而最终形成多元共晶相，如图

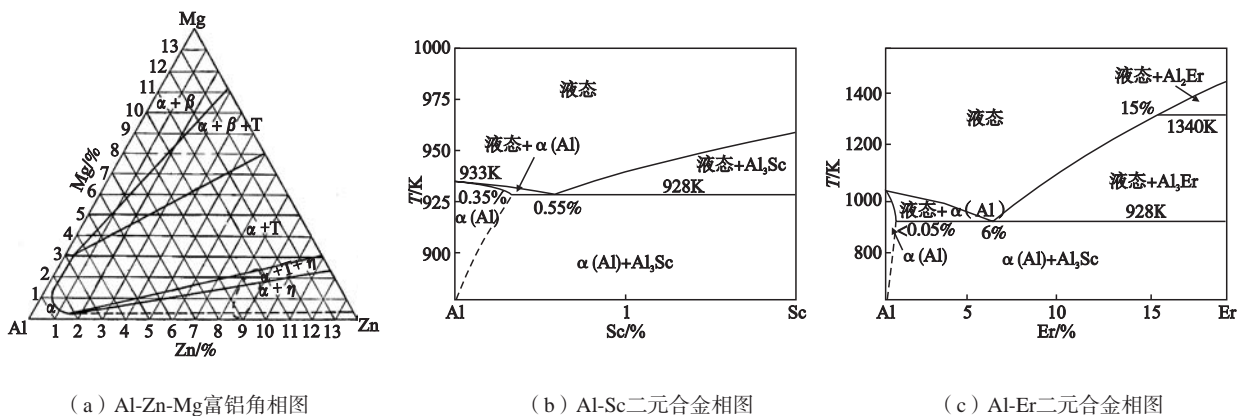
7图和8中所示。

试验结果表明：Al-8.5Zn-1.5Mg合金中，Er元素很难等量的替代Sc元素在细化晶粒和提升力学性能方面带来的效果，只有过量替代，才有可能实现作用接近。分析认为这与Sc和Er元素在铝基体中的晶格常数错配度和共晶点浓度方面的差异存在直接关系。Sc和Er与过渡族元素Zr在该系列合金中的特性之相似，三者分别与Al相互作用形成具有 $L1_2$ 超点阵型结构的 Al_3Sc 、 Al_3Er 和 Al_3Zr 相（立方晶格），晶格常数 $a=0.4106\text{ nm}$ (Al_3Sc)， $a=0.4215\text{ nm}$ (Al_3Er)， $a=0.4049\text{ nm}$ (Al_3Zr)，与Al基体（面心立方结构，晶格常数 $a=0.4049\text{ nm}$ ）错配度均很小， Al_3Er 的晶格常数错配度为4.1%，但 Al_3Sc 则为1.4%；此外，Sc元素在Al中的平衡固溶度为0.35%，共晶点为0.55%，而Er元素的平衡固溶度小于0.05%，共晶点为6%，该数值相比Sc元素大得多，这两点重要差异直接影响了两种元素在Al-Zn-Mg合金中的细化作用。



(a) $Al_3(Zr_x, Er_{1-x})$ 明场像 (b) $Al_3(Zr_x, Er_{1-x})$ 暗场像 (c) 析出相衍射斑

图10 3#合金透射电镜照片
Fig. 10 TEM images of alloy 3#



(a) Al-Zn-Mg富铝角相图 (b) Al-Sc二元合金相图 (c) Al-Er二元合金相图

图11 Al-Zn-Mg富铝角相图和Al-Sc、Al-Er二元合金相图

Fig. 11 Phase diagram of Al-Zn-Mg ternary alloys in Al-rich corner and binary phase diagrams of Al-Sc & Al-Er

众所周知, Sc元素的细化机理是在铝基体中以过饱和固溶体形式存在, 随后在凝固降温过程中弥散析出初生 Al_3Sc , 提高形核质点数量, 细化晶粒^[11-13]。但Er元素虽然在各方面与Sc元素十分接近, 但细化机理并不完全相同。从图11中Al-Er二元相图就可以看出, 在该试验成分范围内很难或很少量直接形成初生 Al_3Er 。Er元素在Al-Zn-Mg合金中主要以3种形式存在: ①固溶在Al基体中; ②形成初生 Al_3Er 相或以共晶化合物的形式分布于晶界处; ③以细小 Al_3Er 形式在晶内析出^[2-5]。当Er元素的添加量较低时, 除了一部分Er元素固溶在铝基体内, 根据凝固过程溶质再分配理论, 另一部分则将聚集到固液界面前沿, 增加成分过冷, 提高过冷度, 减小枝晶壁间距, 但这种作用对于合金的细化晶粒来说微乎其微, 此分析由1[#]和2[#]合金的对比试验结果就可以得到间接的证明。但当Er元素含量继续提高时, 除一小部分的Er元素固溶在基体中形成过饱和固溶体外, 大部分Er元素将聚集在固液界面前沿, 聚集在固液界面前沿的Er元素将发生两种作用: ①加剧界面附近的成分起伏; ②增大固液界面前沿的成分过冷度^[14-16], 而这两种作用促使在熔体中直接析出大量的初生 Al_3Er 相, 发挥了良好的非均质形核的作用, 从而细化晶粒; 而在固液界面来不及作为形核核心的Er元素将最终聚集在晶界或晶内处, 形成了含Er元素的共晶化合物(图8)。可见, 由于部分的Er元素来不及作为形核核心, 而最终聚集在晶界或晶内形成了含Er元素共晶化合物, 因此, 若想实现与Sc元素在晶粒细化和力学性能提升方面的效果相接近的目标, 需要进行过量的Er元素替代, 以形成更多的 Al_3Er 相来替代 Al_3Sc 相原本发挥的细化作用, 等量的Er元素无法实现等量替代Sc元素的作用。

此外, 值得注意的是, Er元素易形成偏聚, 但这

种聚集现象并未在Sc元素上发现。本试验结果已经证明, 部分Er元素在凝固过程中聚集在晶内或者枝晶界处, 形成大尺寸不规则的白色块状含Er元素的共晶化合物, 这种相不仅不会起到细化晶粒的作用, 同时将恶化合金性能。因此, 需要适量的添加Er元素来实现细化晶粒和提升力学性能的目标, 就本试验的目标合金而言, 0.4%的Er元素添加量是合适的。

4 结论

(1) 本试验制备的三种合金成分的Al-Zn-Mg-(Sc)-(Er)合金铸锭组织细小且均匀, 呈等轴晶形态, 晶界相相对较少, 合金组织细化效果 $0.1\% \text{Sc} + 0.1\% \text{Er} > 0.4\% \text{Er} > 0.2\% \text{Er}$; 经过 $410\text{ }^\circ\text{C}/4\text{ h} + 473\text{ }^\circ\text{C}/3\text{ h} + 476\text{ }^\circ\text{C}/36\text{ h}$, 随炉冷至 $260\text{ }^\circ\text{C}$ 后空冷的均匀化热处理后, 晶界不连续, 晶界相明显回溶。

(2) 分别确定了合金Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr-0.1Sc-0.1Er、Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr-0.2Er和Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr-0.4Er的最优的单级时效制度为 $120\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ h}$ 、 $120\text{ }^\circ\text{C}/28\text{ h}$ 和 $120\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ h}$, 峰值硬度分别可达HBS172.5、HBS172.3和HBS172.3; 经测试, Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr合金中添加 $0.1\% \text{Sc} + 0.1\% \text{Er}$ 的室温拉伸性能最佳, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别可达585 MPa、566 MPa和8.3%。

(3) 在Al-Zn-Mg合金中, Er元素无法等量替代Sc元素为合金带来的晶粒细化和力学性能提升效果, 若想实现晶粒细化和力学性能提升效果接近, 需要进行过量Er元素替代, 但Er元素含量越高, 偏聚现象越明显, 需要适量的添加Er元素来实现细化晶粒和提升力学性能的目标。

参考文献:

- [1] 潘复生, 周守则, 石功奇, 等. 我国稀土铝合金的研究和应用(1) [J]. 轻合金加工技术, 1990, 18(3): 1-12.
- [2] Nie Zuoren, Jin Tounan, Zou Jingxia, et al. Development on research of advanced rare-earth aluminium alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2003, 13(3): 509-514
- [3] Yang Junjun, Nie Zuoren, Jin Tounan, et al. Effect of trace rare earth element Er on high pure Al [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2003, 13(5): 1035-1039.
- [4] 邢清源, 孟令刚, 邓亮, 等. 电磁连铸和微合金化对5356铝合金组织性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(2): 487-492.
- [5] Huda Z, Edi P. Materials selection in design of structures and engines of supersonic aircrafts: a review [J]. Materials Design, 2013, 46: 552-560.
- [6] 聂祚仁, 文胜平, 黄晖, 等. 钕微合金化铝合金的研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2361-2370.
- [7] 杨军军, 聂祚仁, 金头男, 等. 稀土钕在Al-Zn-Mg合金中的存在形式与细化机理 [J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(4): 620-626.

- [8] 王经涛, 王海波, 许育中, 等. 铸态稀土铝合金中元素分布与枝晶偏析 [J]. 轻合金加工技术, 1995, 23 (5): 35-40.
- [9] Wen S P, Gao K Y, Huang H, et al. Precipitation evolution in Al-Er-Zr alloys during aging at elevated temperature [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 574: 92-97.
- [10] Wen S P, Gao K Y, Li Y, et al. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al-Er-Zr alloy [J]. Scripta Materialia, 2011, 65 (7): 592-595.
- [11] Senatorova G, Uksusnikov A N, Legoshina S F, et al. Influence of different minor addition on structure and properties of high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy sheet [J]. Materials Science Forum, 2000, 331-337: 1249-1254.
- [12] Milman Y V, Sirko A I, Lotsko D V, et al. Microstructure and mechanical properties of cast and wrought Al-Zn-Mg-Cu alloys modified with Zr and Sc [J]. Materials Science Forum, 2002, 396-402: 1127-1132.
- [13] 叶锐, 杨继东, 彭小燕, 等. Al-Zn-Mg-Sc-Zr合金搅拌摩擦焊接接头的显微组织、力学性能及局部腐蚀性 [J]. 中国有色金属学报, 2015, 25 (10): 2656-2665.
- [14] Sawtell R R, Morris J W. Dispersion Strengthened Aluminum Alloys [M]. New York: TMS Publishing, 1988, 9-40.
- [15] Kendig K L, Miracle D B. Strengthening Mechanisms of an Al-Mg-Sc-Zr alloy [J]. Acta Materialia, 2002 (50): 4165-4175.
- [16] Li H Y, Gao Z H, Yin H, et al. Effects of Er and Zr additions on precipitation and recrystallization of pure aluminum [J]. Scripta Materialia, 2013, 68 (1): 59-62.

Study on Mechanism of Sc and Er Elements in Al-Zn-Mg Alloy

XING Qing-yuan^{1,2}, YANG Shou-jie^{1,2}, LI Xiao-ling³, YU Hai-jun^{1,2}, WANG Yu-ling^{1,2},
DAI Sheng-long^{1,2}

(1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Beijing Advanced Engineering and Application Research Center of Aluminum Materials, Beijing 100095, China; 3. Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

Abstract:

Three different compositions of Al-Zn-Mg-(Sc)-(Er) alloy were produced by the hot-top semi-continuous DC casting technology. Microstructure of the alloy and the temperature of phases transformation were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and differential scanning calorimetry (DSC). Hardness and tensile properties of the alloy was measured, and the fracture morphology was observed by SEM. The result showed that the grain size of Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr-0.1Sc-0.1Er alloy was the smallest, and the tensile properties was the best at the same time with the tensile strength, yield strength and elongation of 585 MPa, 566 MPa and 8.3%, respectively, as compared to those of Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr alloy with 0.2%Er. The effect of adding 0.4%Er or 0.1%Sc+0.1%Er in the Al-8.5Zn-1.5Mg-0.1Zr alloy on the grain size and tensile property was almost same. However, adding too much Er element easily caused the micro clustering of Er element in the alloy.

Key words:

Al-Zn-Mg alloy; Sc; Er; micro-alloying