

Gd 含量对 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金微观组织与力学性能的影响

梅飞强, 王少华, 房灿峰, 孟令刚, 贾 非, 郝 海, 张兴国

(大连理工大学 材料科学与工程学院, 大连 116024)

摘 要: 采用铸锭冶金工艺制备 6 种 Gd 含量不同的 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-xGd 合金。采用金相观察、力学性能测试、扫描电镜、电子探针及透射电镜等分析手段, 研究质量分数 x , 分别为 0%、0.10%、0.15%、0.20%、0.25% 和 0.30% 的 Gd 对基体合金铸态及时效态显微组织和力学性能的影响。结果表明: Gd 含量对 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的微观组织和力学性能的影响显著, 当 Gd 含量低于 0.25% 时, 随 Gd 含量的增加细化效果、强度以及伸长率都增加; 当 Gd 含量为 0.25% 时, 铸态组织中基体晶粒最小, 达到 32 μm 左右; 此时 T6 态合金组织的强度和伸长率达到最高, 抗拉强为 624.54 MPa, 屈服强度为 595.00 MPa, 伸长率为 13.3%, 且固溶组织具有良好的抗再结晶作用; 而当 Gd 含量超过 0.25% 时, 合金的微观的组织与力学性能变差。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金; Gd; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标志码: A

Effect of Gd content on microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys

MEI Fei-qiang, WANG Shao-hua, FANG Can-feng, MENG Lin-gang, JIA Fei, HAO Hai, ZHANG Xing-guo

(School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

Abstract: Six kinds of Al-Zn-Mg-Cu-Zr-xGd alloys with different Gd contents were prepared by cast metallurgical process. The compositional dependence of the casting structure, tensile properties was investigated for Al-Zn-Mg-Cu-Zr-xGd alloys ($x=0\%$, 0.10%, 0.15%, 0.20%, 0.25%, and 0.30%, mass fraction) by optical microscopy (OM), tensile test, scanning electron microscopy (SEM), electronic probe microanalysis (EPMA) and transmission electronic microscopy (TEM). The results show that, with the increase of Gd content, the structure and the mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd alloy are improved. When the alloy contains 0.25% Gd, the alloy gets the finest microstructure, with grain size of about 32 μm . And the maximum ultimate tensile strength and yield strength are obtained in peak-aged state, and the values are 624.54 MPa and 595.00 MPa, respectively at T6 while the elongation is 13.3%. The role of anti-recrystallization is obvious in the solution structure. However, when the content of Gd exceeds 0.25%, the microstructure and properties of alloy appear certain deterioration.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy; Gd; microstructure; mechanical properties

超高强铝合金是20世纪60年代以航空航天材料为背景发展起来的一种高强度铝合金材料^[1-3]。一般将屈服强度为500 MPa以上的铝合金称为超高强铝合金^[4]。超高强铝合金具有密度低、强度高和热加工性能好等优点, 是航空航天领域的重要结构材料。现

代航空航天工业的发展, 对超高强铝合金的强度和韧性等综合性能等提出了更高的要求^[5]。微合金化是调节合金微观组织、获得优良综合性能最有效的方法之一。微量Zr可提高合金的强度、断裂韧性和抗应力腐蚀性能, 已经成为超高强铝合金必加合金元素之

—^[6-7]；稀土元素 Sc 是目前已知能提高超高强铝合金综合性能最有效的添加元素之一^[8]，它能在铝基体中形成与基体共格的 Al₃Sc 弥散相，有效抑制合金再结晶和晶粒长大。Al₃Sc 不仅热稳定性好，其抑制再结晶的效果更优于 Al₃Zr。进一步的研究表明，复合添加 Zr 和 Sc 可形成 Al₃(Sc, Zr)弥散相，其细化晶粒和提高抗再结晶性能的效果更为显著^[9]。然而，Sc 的价格昂贵制约了含 Sc 铝合金的推广。稀土元素 Er 在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中能够形成与铝基体共格或半共格的 Al₃Er 粒子，细化铸态合金的晶粒，提高再结晶温度与时效硬化能力，显著提高合金的力学性能^[10-11]。Ce 可改善铝合金的塑性和疲劳性能等^[12-13]。稀土 Y 加入 Al-Zn-Mg-Cu 合金中，能有效细化合金铸态枝晶组织，抑制粗大共晶组织的形成^[14-15]。

但是，目前尚未见有关于Gd在该系合金中作用的报道。为此，本文作者通过铸锭冶金工艺，探讨稀土元素Gd对Al-Zn-Mg-Cu-Zr超高强铝合金的作用，为提高合金的强韧化综合性能提供参考。

1 实验

实验中，Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd 合金是以高纯 Al (99.99%，质量分数，下同)、Zn(99.9%)、Mg(99.9%)、Gd(99.9%)以及 Al-50%Cu、Al-4%Zr 中间合金为原料在熔化炉中配制而成，熔炼过程中采用氯盐 (45%NaCl+55%KCl)熔剂覆盖保护，在 750 ℃时通入氩气除气精炼，熔体温度为 720 ℃时浇入金属型中。铸锭进行均匀化处理(400 ℃保温 4 h+460 ℃保温 24 h 后炉冷)后以轧制比为 10:1 的工艺热轧成型材。轧制后的合金在 470 ℃保温 2 h 后室温水淬，在 120 ℃时效处理 24 h。Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd 合金铸锭的化学成分如表 1 所列。

采用XRF-1800型X射线荧光光谱分析仪确定试

样的化学成分。对不同Gd含量的Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd 铸锭取样，经磨制、抛光和腐蚀后制备金相试样。腐蚀液采用凯氏溶液 (95% H_2O +1.5% HCl +1% HF +2.5% HNO_3 ，体积分数)。显微组织采用MEFS型多功能金相显微镜和JSM-M5600LN型扫描电镜观察。采用双喷电解法(电解液为体积比1:3的硝酸甲醇溶液)制备透射电镜试样，在透射电镜下观察合金的微观组织。

采用EPMA-1600型电子探针测定晶粒内部微区的合金元素含量，对每个试样分别选取6个晶粒，测量后取平均值，再对主要合金元素进行面扫描分析。

室温板材拉伸试样均取自 L 向(轧制方向)。拉伸实验在 WDW-100K 型电子拉伸试验机上进行。实验过程按照 GB/T 228—2002 有关规定进行，每个测量值为 3 次测量的平均值。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图1所示为不同含Gd量Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd合金的铸态显微组织。从图1可以看出，加入Gd后合金的铸态组织有着较为明显的细化效果，但随着加入量的变化其效果也存在着差异。当合金中不含Gd时，合金组织主要为典型的粗大树枝晶组织与非平衡的共晶组织，晶粒尺寸在62 μm 左右。添加0.10%Gd后，晶粒细化效果明显；加入0.15%Gd后，晶粒进一步细化，但合金中仍然残余有部分粗大的枝晶；当Gd含量进一步提高时，组织的均匀化效果提高；当含Gd量为0.25%时，组织均匀，合金大多为等轴晶与一些被碎化的枝晶，晶粒大小约为32 μm ，晶粒细化效果最好；但当Gd含量增加到0.30%时，铸态组织中又出现一些较大的枝状晶，组织粗化。

图2定量表征了不同Gd含量时铸态组织晶粒大小

表 1 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd alloy

Alloy No.	Mass fraction/%							
	Zn	Mg	Cu	Zr	Gd	Fe	Si	Al
1	6.7	1.6	1.6	0.14	0.00	≤0.05	≤0.05	Bal.
2	6.7	1.6	1.6	0.14	0.10	≤0.05	≤0.05	Bal.
3	6.7	1.6	1.6	0.14	0.15	≤0.05	≤0.05	Bal.
4	6.7	1.6	1.6	0.14	0.20	≤0.05	≤0.05	Bal.
5	6.7	1.6	1.6	0.14	0.25	≤0.05	≤0.05	Bal.
6	6.7	1.6	1.6	0.14	0.30	≤0.05	≤0.05	Bal.

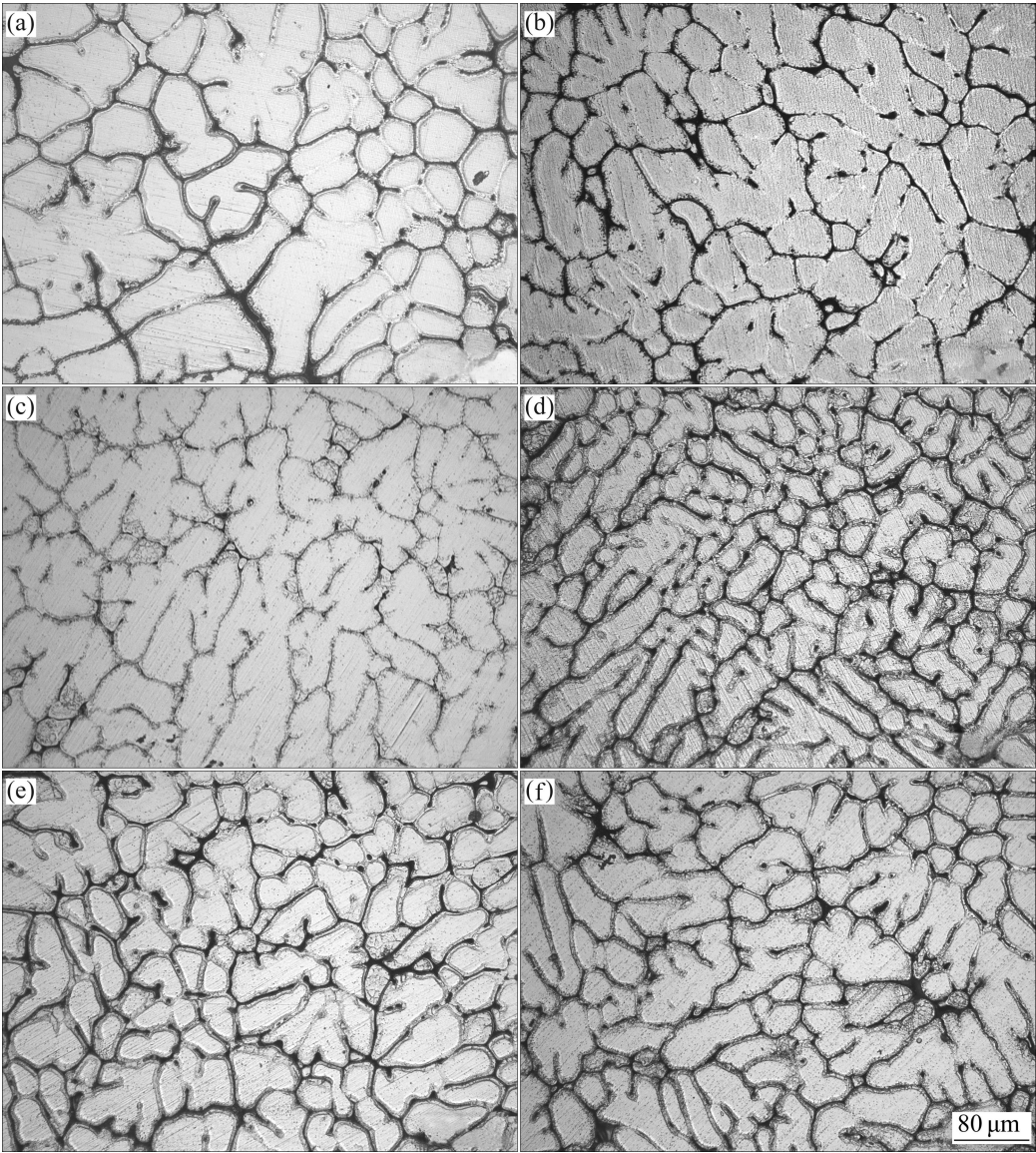


图 1 铸态合金的金相显微组织

Fig. 1 Optical micrographs of as-cast alloy: (a) 0%Gd; (b) 0.10%Gd; (c) 0.15%Gd; (d) 0.20%Gd; (e) 0.25%Gd; (f) 0.30%Gd

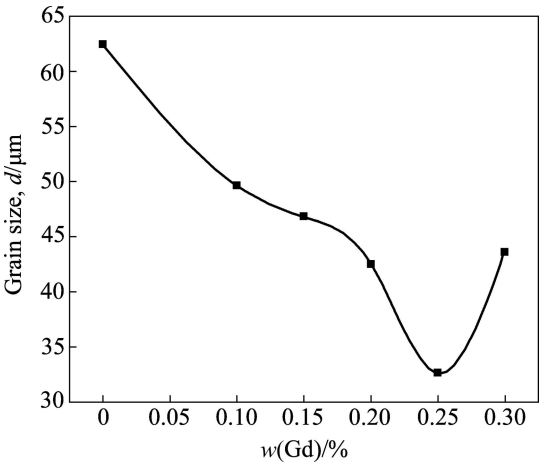


图 2 合金晶粒尺寸与 Gd 含量的关系

Fig. 2 Relationship between grain size and content of Gd

的变化过程。

Gd 的加入使合金的铸态组织中 α 相晶粒细化, 这与 Gd 在凝固过程中的特点有关。Gd 元素较活泼, 其电负性(1.2)比 Al 的(1.5)小, 溶于铝液后, 极易填补合金相表面缺陷, 降低两相界面上的表面张力, 从而加快形核速度, 同时还在晶粒与合金液之间形成表面活性膜, 阻碍晶粒的长大, 使基体晶粒细化; Gd 原子半径为 0.254 nm, Al 原子半径为 0.143 nm, Gd 固溶到铝中时形成置换式固溶体, 导致晶粒细化^[16-18]。

与 Al 原子相比, Gd 原子结晶到 α 相晶粒上所放出的热量较多^[19], 延缓了结晶进程。这样, 在相同条件下 Al 优先结晶, 稀土 Gd 则富集在相界前沿, 而晶粒

继续长大需要足够的Al扩散到相界面处,稀土Gd的富集降低了 α 相晶粒长大的速度,这样,在成核率不变的情况下细化了晶粒。同时,稀土Gd生长在枝晶前沿要放出较多的热量,如果能量不能及时扩散,必然会引起Al的溶解,导致枝晶熔断游离,对晶粒细化有利。但当合金中的Gd含量超过0.25%时,出现粗大的块状组织,组织粗化。这是因为Gd在铝基体中的固溶度较小,加入过量的Gd后,合金中将形成大量的含Gd化合物存在于晶界,使晶界变粗,减弱了成分过冷的作用,不利于晶粒的细化;同时这也与合金自身含有Zr元素有着很大的关系,它们都对晶粒有着一定程度的细化作用,加入过量的Gd会使这两种元素细化的晶粒作用被抑制,合金组织粗化,因而Gd的加入量应有一定的限制。

图3所示为经轧制、固溶和T6时效后的合金样品经凯氏溶液腐蚀后在光学显微镜下观察的结果。从图3中可以看出,经高温固溶处理后,未添加Gd的合金已完全再结晶,形成等轴状的再结晶晶粒,添加了Gd的合金仍保持了细小纤维状的未再结晶组织结构,再结晶不明显。这说明添加Gd形成的弥散相可有效阻碍基体形变回复组织向亚晶组织转变,从而抑制基体的再结晶。

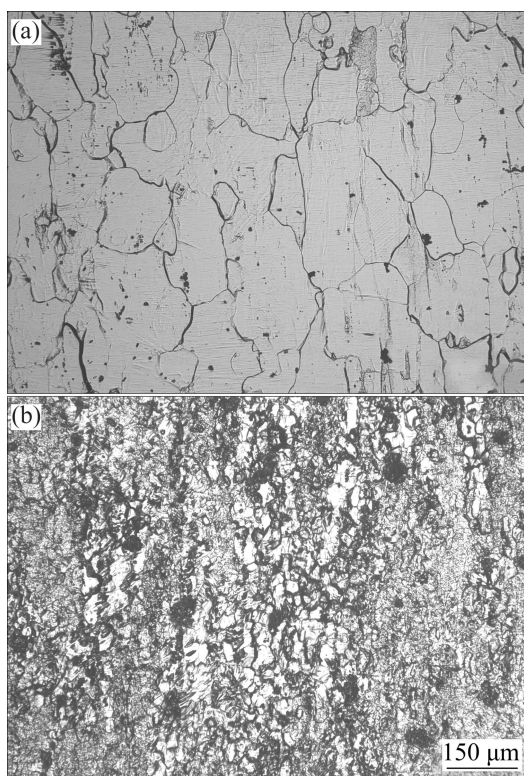


图3 两种合金固溶态的金相显微组织

Fig. 3 Optical microstructures of two studied alloys with solution treatment: (a) 0%Gd; (b) 0.25%Gd

图4所示为添加0.25%Gd的Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd合金T6时效态的TEM像。从图4(a)和(b)可以看出,在含Gd合金的基体上析出了颗粒状粒子,这些粒子均匀分布于基体内上。根据EDX分析,弥散相中含有Gd、Zr和Al。这些尺寸为50~100 nm的细小球形粒子弥散分布在铝基体上,它们很可能是在合金均匀化或热加工过程中形成的。从图4(c)和(d)可以看到大量位错对和位错缠结(图中标记处为含Gd的弥散相),阻碍亚晶的形成和长大,对形变组织中的亚结构具有较强的稳定化作用。

根据NES和WERT等^[20]提出的双粒子尺寸分布模型理论可知,在合金中加入Gd,形成了细小含Gd弥散相颗粒,对位错和亚晶界具有强烈的钉扎作用,可以阻碍位错的移动、重组和亚晶界的迁移,使冷变形组织中的胞状结构模糊并产生严重的位错缠结,阻碍多边形化和亚晶生长等形核过程,从而延缓再结晶晶核的形成。在再结晶过程中,细小弥散相质点会阻碍再结晶核心的长大,并阻碍大角度晶界的迁移,抑制再结晶核心的生长,从而抑制再结晶的进行。

2.2 合金元素晶内相对固溶度

图5所示为Gd含量分别为0%、0.25%和0.30%的合金试样中主要合金元素的EPMA面分析结果。在不含Gd的试样中,合金元素Zn、Mg和Cu在晶粒尺度内分布不均匀,主要表现为:合金元素Zn、Mg和Cu在晶界处都存在着较大的偏析(见图5(a)),说明晶界处元素浓度较高,晶粒内部分布相对较少;其中,Cu元素在晶界处的偏析最为严重,这是由于在合金凝固过程中Cu极易偏聚在晶界,形成非平衡的共晶化合物或偏聚形成难溶的第二相粒子。不含Gd的试样中Zn和Mg在晶内有少量固溶,大部分以共晶组织的形态分布在晶界处,晶粒内部和晶界间存在较大的浓度梯度;在Gd含量为0.25%的合金试样中,Cu元素的分布仍有较大的浓度梯度,合金元素Zn和Mg在晶界偏聚的现象有所减轻,增加了在铝基体晶粒中以固溶态形式存在的数量,晶粒尺度内分布更为均匀,铸锭的微观偏析得到改善。而当Gd的含量达到0.30%时,合金元素在晶界的偏聚又有所加大,在晶内的固溶度减小。

为定量表征合金元素在晶内的固溶程度,为将来进行的热处理工艺提供参考,本文作者采用合金元素晶内相对溶质固溶度(元素A的晶内相对溶质固溶度=晶内元素A含量/合金样品中元素A含量)来描述不同Gd含量对铸锭中主要合金元素晶内固溶程度的影响,计算结果如表2所列。由表2可知,Gd含量为0%的合

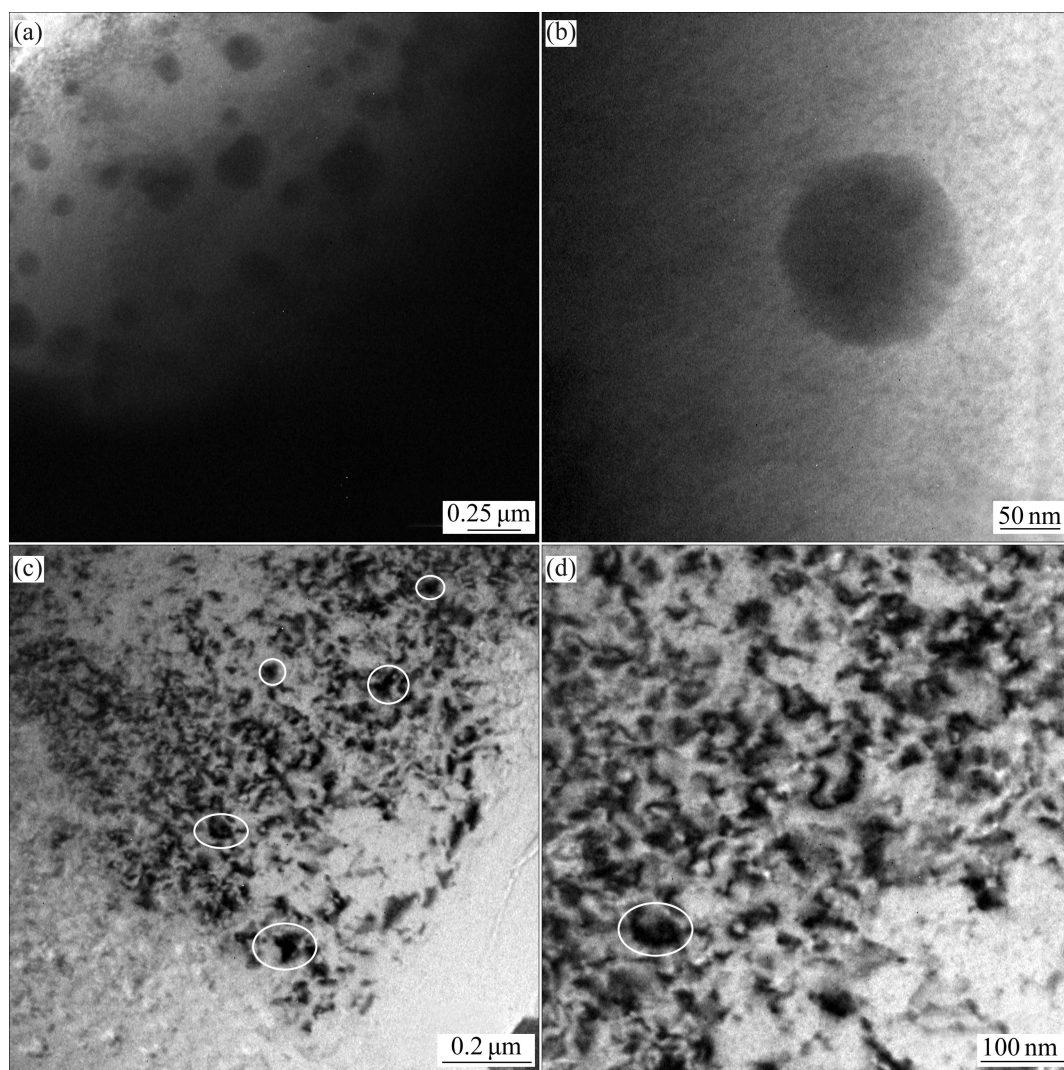


图 4 合金 5 在 T6 时效态时的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of T6-tempered alloy 5 under different magnifications: (a), (b) Transgranular deposit; (c), (d) Dislocation cells and snarl

金中元素 Zn、Mg 和 Cu 的晶内相对溶质固溶度较小, 分别为 54.82%、49.63% 和 26.38%; Gd 含量为 0.25% 的合金中元素 Zn、Mg 和 Cu 的晶内相对溶质固溶度显著提高, 分别为 69.78%、78.75% 和 42.19%; 而 Gd 含量为 0.30% 时合金中元素 Zn、Mg 和 Cu 的晶内相对溶质固溶度又有所降低, 分别为 61.81%、67.16% 和 30.56%。

从现代统计物理观点出发, 平衡分配系数可以用扩散活化能表示^[21]:

$$K_0 = \exp[(Q_s - Q_L)/(kT)] \quad (1)$$

式中: Q_s 是溶质原子越过界面势垒层进入熔体所需要的扩散活化能; Q_L 是溶质原子越过界面势垒层进入固溶体所需要的扩散活化能; k 是波尔兹曼常数; T 是相变温度。溶质分配系数实质上反映的是微观界面处溶

质原子穿越固液边界层向两侧迁移的差别。

稀土 Gd 的平衡分配系数远小于 1, 在 Al 中的固溶度小, 所以, 大部分 Gd 会富集在界面前沿的液相边界层, 降低了溶质原子 Zn、Mg 和 Cu 等进入固溶体的几率, 使溶质原子 Zn、Mg 和 Cu 在晶内的固溶度增加, 降低了合金的微观偏析。而当 Gd 含量达到 0.30% 时, 在合金晶界微小 Gd 的富集相聚集成粗大的化合物, 从而使 Zn、Mg 和 Cu 等进入晶界形成固溶体的几率增大。

2.3 时效态(T6)合金的力学性能

经 T6 时效处理后合金的拉伸性能如图 6 和 7 所示。由图 6 和 7 可知, 当 Gd 含量低于 0.25% 时, 合金的抗拉强度和屈服强度以及伸长率随着 Gd 含量的增加而增大, 当 Gd 含量为 0.25% 时各项性能达到最大值,

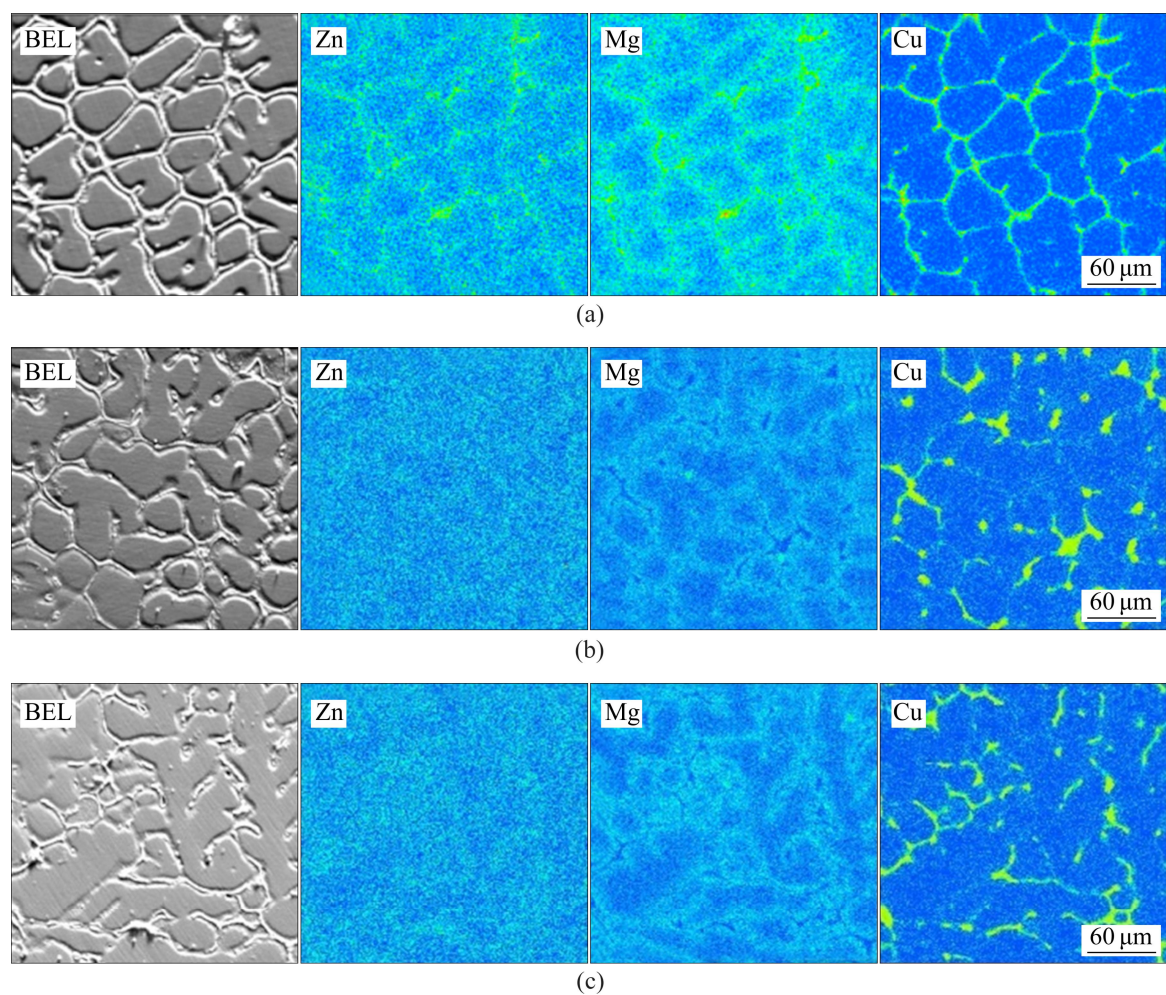


图 5 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd 合金铸锭的主元素面扫描分析结果

Fig. 5 Mapping analysis results of main alloy elements in Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Gd alloy billets: (a) 0%Gd; (b) 0.25%Gd; (c) 0.30%Gd

表2 主要合金元素的晶内相对溶质固溶度

Table 2 Relative intracrystalline solubility in grain of main alloy elements

$w(\text{Gd})/\%$	Relative intracrystalline solubility/%		
	Zn	Mg	Cu
0	54.82	49.63	26.38
0.25	69.78	78.75	42.19
0.30	61.81	67.16	30.56

分别为624.54 MPa、595.00 MPa和13.3%，与不含Gd的合金相比，其抗拉强度提高了8.91%，屈服强度提高了9.31%，伸长率提高了29.13%。但当Gd含量进一步提高时各项性能降低。

拉伸实验结果表明，添加稀土元素Gd后，合金的抗拉强度和伸长率都得到了提高，其中伸长率提高更加明显。在拉伸实验中，韧窝断裂从拉伸到最后的断裂整个过程可以概括为微孔成核、微孔长大和微孔聚

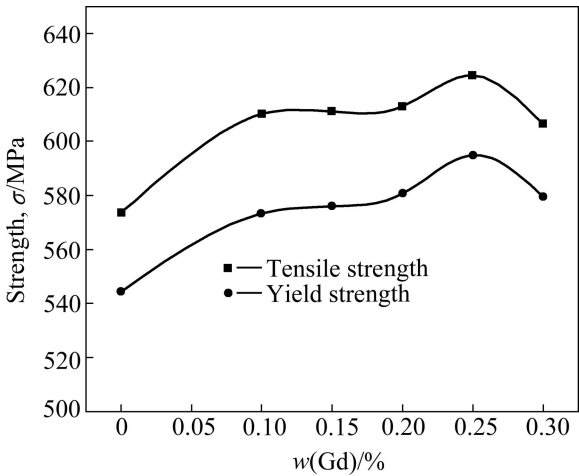


图 6 合金强度与 Gd 含量的关系

Fig. 6 Relationship between strength and content of Gd

合3个阶段，首先在第二相与基体的交界处形成微孔，微孔由于位错运动和变形的不协调逐渐长大、聚合、

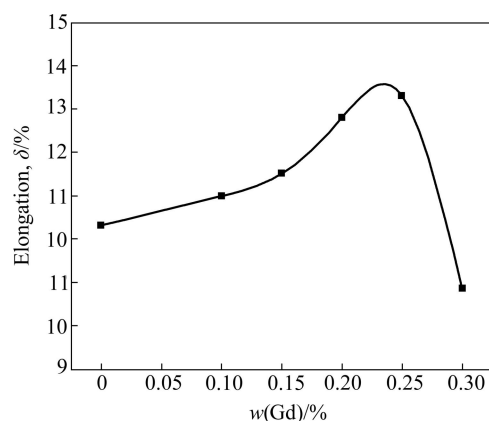


图 7 合金伸长率与 Gd 含量的关系

Fig. 7 Relationship between elongation and Gd content of alloy

直到最后断裂^[22]。图8所示为合金在扫描电镜下的拉伸断口形貌。由图8可知, 不加Gd的合金的断口韧窝尺寸相对较大, 韧窝分布不均匀; 相比之下, 添加了微量Gd元素的合金断口韧窝分布较均匀, 且尺寸比较细小, 数量较多, 呈明显韧性断裂特征。但当Gd含量达到0.30%时, 韧窝尺寸变大, 呈沿晶断裂的特征。

材料强度的提高一方面是由于含Gd强化相在合金均匀化处理和热加工时弥散析出, 具有弥散强化效果; 另一方面, 合金热加工并经热处理后仍为非再结晶组织, 变形过程中产生的大量位错和纤维组织保存下来, 具有明显的形变强化效果。在这两个方面综合作用下, 合金的强度明显提高。

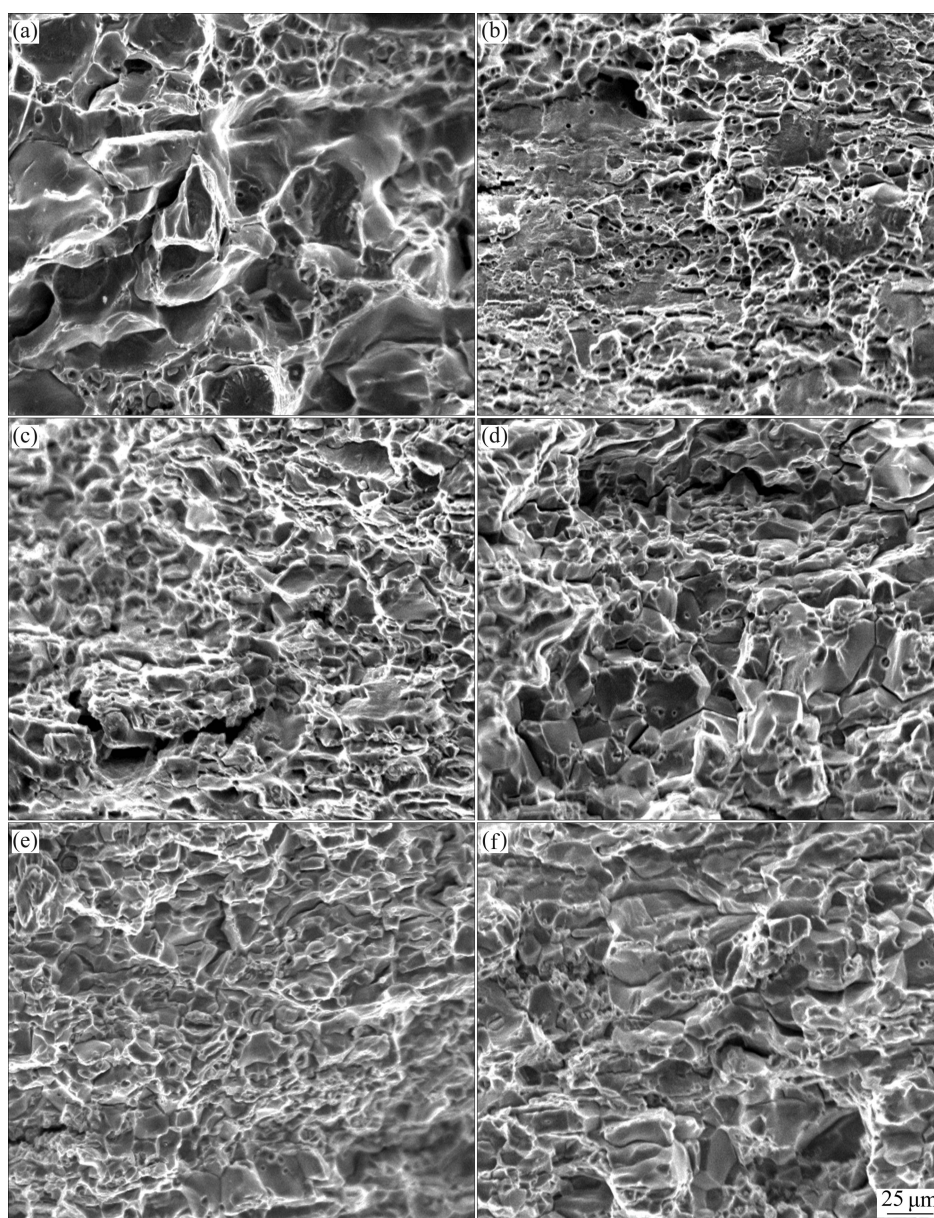


图 8 合金拉伸断口的 SEM 像

Fig. 8 SEM images of tensile fracture surface of alloys: (a) 0%Gd; (b) 0.10%Gd; (c) 0.15%Gd; (d) 0.20%Gd; (e) 0.25%Gd; (f) 0.30%Gd

3 结论

1) 在Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金中添加少量Gd后铸态组织得到明显细化, 加入0.25%Gd时, 对铸态组织细化效果最为明显, 当加入过量Gd后反而形成粗大的块状化合物。

2) Gd的加入明显减小了Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金铸锭内的微观偏析程度, 并提高了元素Zn、Mg和Cu晶内相对溶质固溶度, 与不加Gd的合金比较, 分别由54.82%、49.63%和26.38%提高到69.78%、78.75%和42.19%。而当Gd含量超过0.25%时, 合金的晶内相对溶质固溶度又有所降低。

3) 在Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金中添加微量Gd能形成含Gd的细小弥散相, 这些弥散相能强烈钉扎位错和亚晶界, 抑制再结晶。

4) 少量Gd能显著提高Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金T6时效态的强度和伸长率。当Gd含量为0.25%时, 性能最优: 抗拉强度624.54 MPa, 屈服强度595.00 MPa, 伸长率13.3%。

REFERENCES

- [1] 李成功, 巫世杰, 戴圣龙, 杨守杰. 先进铝合金在航空航天工业中的应用与发展[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(Al Special): 14-21.
LI Cheng-gong, WU Shi-jie, DAI Sheng-long, YANG Shou-jie. Application and development of advanced aluminum alloys in aero space industry [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(Al special): 14-21.
- [2] FRIDLYANDER J N, SENATOROVA O G. Development and application of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. Mater Sci Forum, 1996, 217/222: 1813-1818.
- [3] CASSADA W, LIU J, STALEY J. Aluminum alloys for aircraft structures [J]. Adv Mater Proc, 2002, 160(12): 27-29.
- [4] 曾渝, 尹志民. 超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 中南大学学报: 自然科学学报, 2002, 33(6): 592-596.
ZENG Yu, YIN Zhi-ming. Present research and developing trends of ultra-high strength aluminum alloys [J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2002, 33(6): 592-596.
- [5] ANTIPOV V V, SENATOROVA O G, TKACHENKO E A. High-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys and light Al-Li alloys [J]. Chemistry and Materials Science, 2012, 53: 428-433.
- [6] LIU S D, ZHANG X M, CHEN M A. Effect of Zr content on quench sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. Transactions of the Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(4): 787-792.
- [7] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙, 卢政. 含钆超高强铝合金的研究及发展概况[J]. 材料导报, 2002, 16(5): 8-10.
XIE You-hua, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long, LU Zheng. Research and development of ultra-high strength aluminum alloys containing zirconium [J]. Materials Review, 2002, 16(5): 8-10.
- [8] 李海, 杨迎新, 郑子樵, 王芝秀. 少量Sc对7055铝合金组织与性能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2006, 14(1): 46-49.
LI Hai, YANG Ying-xin, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu. Effect of minor addition of scandium on microstructures and mechanical properties of 7055 aluminum alloy [J]. Materials Science and Technology, 2006, 14(1): 46-49.
- [9] MILMAN Y V, SIRKO A J. Microstructure and mechanical properties of cast and wrought Al-Zn-Mg-Cu alloys modified with Zr and Sc [J]. Mat Sci Forum, 2002, 396/402: 1217-1222.
- [10] 杨军军, 聂祚仁, 金头男, 阮海琼, 左铁镭. 稀土钪在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.
YANG Jun-jun, NIE Zuo-ren, JIN Tou-nan, RUAN Hai-qiong, ZUO Tie-yong. Form and refinement mechanism of element Er in Al-Zn-Mg alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(4): 620-626.
- [11] 王旭东, 聂祚仁, 林双平, 苏学宽, 邢泽炳. Er对Al-Zn-Mg-Cu合金抗腐蚀性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(1): 76-79.
WANG Xun-dong, NIE Zuo-ren, LIN Shuang-ping, SU Xue-kuan, XIN Ze-bing. Effect of Er addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2009, 29(1): 76-79.
- [12] LI Yun-tao, LIU Zhi-yi, ZHOU Jie. Microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloyed with Ce [J]. Transactions of the Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(S1): s266-s270.
- [13] CHAUBEY A K, MOHAPATRA S, BHOI B. Effect of cerium addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloy [J]. Defect and Diffusion Forum, 2008, 279: 97-103.
- [14] 王庆良, 王大庆. 稀土钪Al-Zn-Mg-Cu合金组织及性能的影响[J]. 中国矿业大学学报, 1999, 28(4): 382-385.
WANG Qing-liang, WANG Da-qing. Effects of yttrium on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Journal of China University of Mining and Technology, 1999, 28(4): 382-385.
- [15] 韩剑, 戴起勋, 李桂荣, 陈登斌, 赵玉涛, 刘瑜, 陈

- 刚, 程晓农. 稀土钇对 7055 铝合金铸态组织的影响[J]. 材料工程, 2009, 4: 67-70.
- HAN Jian, DAI Qi-xun, LI Gui-rong, CHEN Deng-bin, ZHAO Yu-tao, LIU Yu, CHEN Gang, CHENG Xiao-nong. Effect of addition of yttrium on microstructure of as-cast 7055 aluminum alloy [J]. Materials Engineering, 2009, 4: 67-70.
- [16] 陈志国, 周 娴, 舒 军, 黄裕金. 稀土在铝合金中微合金化研究进展[J]. 矿冶工程, 2010, 30(2): 102-106.
- CHEN Zhi-guo, ZHOU Xian, SHU Jun, HUANG Yu-jin. Progress in research on microalloying of rare earth in aluminum alloy [J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2010, 30(2): 102-106.
- [17] 宁远涛, 周新铭, 戴 红. 稀土元素在 Al 中固溶度亚稳扩展研究[J]. 金属学报, 1992, 28(3): 95-100.
- NING Yuan-tao, ZHOU Xin-mig, DAI Hong. Metastable extension of solid solubility of rare earth elements in Al [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1992, 28(3): 95-100.
- [18] 王经涛, 王海波, 许育中. 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): 35-38.
- WANG Jin-tao, WANG Hai-bo, XU Yu-zhong. Distribution of element and dendrite segregation in as-cast rare-earth aluminium alloy [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 1995, 23(5): 35-38.
- [19] 曹大力, 石忠宁, 杨少华, 王吉坤, 王兆文, 邱竹贤. 稀土在铝及铝合金中的作用[J]. 稀土, 2006, 27(5): 88-92.
- CAO Da-li, SHI Zhong-ning, YANG Shao-hua, WANG Ji-kun, WANG Zhao-wen, QIU Zhu-xian. Effects of rare earth on aluminium and its alloys [J]. Chinese Rare Earths, 2006, 27(5): 88-92.
- [20] NES E, WERT J A. Modeling of recrystallization in alloys with a bimodal particle size distribution [J]. Scripta Metallurgica, 1984, 18(12): 1433-1438.
- [21] 胡赓祥, 蔡 珣. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2007: 290.
- HU Geng-xiang, CAI Xun. Materials science foundation [M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2007: 290.
- [22] 崔约贤, 王长利. 金属断口分析[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998: 39-40.
- CUI Yue-xian, WANG Chang-li. The analysis of metal fracture [M]. Harbin: Harbin Industry University Press, 1998: 39-40.

(编辑 陈卫萍)