

# 微量 Ge 对 7056 铝合金组织和 淬火敏感性的影响

Effect of trace germanium on microstructure and  
quenching sensitivity of 7056 aluminum alloy

李 卫<sup>1</sup>, 陈康华<sup>1,2,3</sup>, 焦慧彬<sup>1</sup>, 周 亮<sup>1</sup>, 杨 振<sup>1</sup>, 陈送义<sup>1,2</sup>

(1 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083; 2 中南大学  
有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 长沙 410083;

3 中南大学 轻质高强结构材料重点实验室, 长沙 410083)

LI Wei<sup>1</sup>, CHEN Kang-hua<sup>1,2,3</sup>, JIAO Hui-bin<sup>1</sup>, ZHOU Liang<sup>1</sup>,  
YANG Zhen<sup>1</sup>, CHEN Song-yi<sup>1,2</sup>

(1 Light Alloy Research Institute, Central South University,  
Changsha 410083, China; 2 Nonferrous Metal Oriented Advanced  
Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation  
Center, Central South University, Changsha 410083, China;  
3 Science and Technology on High Strength Structural  
Materials Laboratory, Central South University,  
Changsha 410083, China)

**摘要:** 通过力学拉伸、末端喷淋淬火实验, 结合金相观察、硬度测试、电导率测试、扫描电镜 (SEM) 和透射电镜 (TEM) 等测试分析方法, 研究微量 Ge 元素对 7056 铝合金组织和淬火敏感性的影响。结果表明: 添加微量 Ge 细化了合金晶粒, 晶粒尺寸由  $137\mu\text{m}$  减小到  $114\mu\text{m}$ ; 添加微量 Ge 在晶界上形成了粗大的  $\text{Mg}_2\text{Ge}$  相, 并抑制了 T 相的形成; 与无 Ge 合金相比, 添加 Ge 后无沉淀析出带 (PFZ) 宽度变窄, 从  $190\text{nm}$  减小到  $90\text{nm}$ , 同时晶界析出相尺寸减小; 添加微量 Ge 显著降低了合金的淬火敏感性, 合金淬透深度提高了约 25%, 这与慢速淬火时析出的  $\eta$  平衡相的数量和尺寸有关; Ge 降低了合金中的空位浓度,  $\eta$  平衡相在缺陷处的非均匀形核及长大被抑制, 时效后  $\eta'$  沉淀强化相数量增多, 慢速冷却时合金强度下降程度减小, 合金淬透性提高。

**关键词:** 7056 铝合金; Ge; 淬火敏感性; 空位浓度

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000624

**中图分类号:** TG146.2    **文献标识码:** A    **文章编号:** 1001-4381(2019)03-0123-08

**Abstract:** The effect of trace Ge on the microstructure and quenching sensitivity of 7056 aluminum alloy was studied by mechanical tensile and end quenching experiments, combined with some analysis methods such as metallographic observation, hardness test, conductivity test, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the trace element can refine the alloy grain sizes, the grain size is reduced from  $137\mu\text{m}$  to  $114\mu\text{m}$ ; the addition of trace Ge forms coarse  $\text{Mg}_2\text{Ge}$  phase on the grain boundary and inhibits the formation of the T phase. In addition, compared with the Ge-free alloy, the width of the precipitation free zone of the Ge-bearing alloy becomes narrow, and is decreased from  $190\text{nm}$  to  $90\text{nm}$ , and the size of the precipitated phase at the grain boundary is reduced. The trace addition of Ge could reduce the quench sensitivity of alloy, increased the quenching depth of the alloy about 25%, which may be caused by the addition of Ge which changes the number and size of  $\eta$  equilibrium phase during slow cooling; the addition of Ge reduces the free vacancy concentration in the alloy, non-uniform nucleation and growth of the  $\eta$  equilibrium phase at the defect are suppressed, which increases the number of strengthening  $\eta'$

precipitates after aging. Thus the drop in the strength is decreased during slow quenching, which increases the hardenability of the alloy.

**Key words:** 7056 aluminum alloy; Ge; quenching sensitivity; vacancy concentration

Al-Zn-Mg-Cu 铝合金是最重要的工程材料之一, 因具有高强度、低密度以及良好的加工性能被广泛应用于航空航天领域<sup>[1-3]</sup>。2004 年, 法国 Pechiney 公司成功注册了一种新型 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金——以高 Zn 低 Cu 为典型特征的 7056 合金, 并成功应用于 A380-800F 飞机上<sup>[4]</sup>, 该合金具有较高的强度、断裂韧性以及良好的抗腐蚀性能。国外对新型 7056 铝合金的研究仍处于保密状态; 国内郭富安等<sup>[5]</sup>研究了变形条件对 7056 铝合金热变形的影响; 王国军等<sup>[6]</sup>对 7056 铝合金组织与性能进行了实验研究; 蒋建辉等<sup>[7]</sup>对单级时效后 7056 铝合金的显微组织与力学性能进行了探讨。这些研究工作主要集中在 7056 铝合金的组织、力学性能以及腐蚀性能方面, 对 7056 铝合金淬火敏感性还缺乏研究。

近年来有大量文献报道了 Ge 对铝合金组织与性能的影响。Zheng 等<sup>[8]</sup>认为在 Al-3.5Cu-0.4Mg 铝合金中添加 0.2%Ge(质量分数, 下同)能提高合金的时效硬化响应速率, 在 200℃时效时, 形成了高密度的针状富 MgGe 相和  $\theta'$  相, 提高了峰时效硬度。温瑞<sup>[9]</sup>研究发现, 在 Al-6.2Zn-2.4Mg-2.2Cu 铝合金中添加微量 Ge 能推迟峰时效时间, 提高峰时效合金的强度, 在时效早期促进 GP II 区形成; 时效后期可以抑制  $\eta'$  相的粗化。在 Al-Zn-Mg-Zr 铝合金中添加 0.1%Ge 降低了淬火时合金中过饱和空位的浓度, 显著地提高了过饱和固溶体的稳定性, 减少了慢速淬火时粗大相的析出, 降低了合金的淬火敏感性<sup>[10]</sup>。而有关微合金元素 Ge 对 7056 铝合金淬火敏感性的研究鲜见报道。7056 铝合金合金元素含量高, 在慢速淬火过程中, 容易产生脱溶析出, 导致合金性能降低, 特别是对于厚板材料而言, 慢速淬火会使表层冷却速率快, 而板材中心冷却速率慢, 造成厚截面上析出均匀, 使得板材表层与中心性能产生差异, 从而降低了合金材料整体的性能<sup>[11-12]</sup>, 限制了厚截面超强铝合金材料的发展。本工作以 7056 铝合金为研究对象, 研究了微量 Ge 元素对 7056 铝合金组织与淬火敏感性的影响, 并对其影响机理进行了探讨, 旨在为超强铝合金厚板材料的发展提供进一步的理论基础。

1 实验材料与方法

采用高纯铝(99.99%)、纯锌(99.9%)、纯铜(99.9%)、纯锆(99.9%)及 Al-5.0Zr 中间合金作为原

料, 采用高纯热解石墨坩埚熔炼, 熔炼温度为 780℃, 在 730℃下采用 C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub> 精炼, 710℃浇铸于  $\phi 110\text{mm} \times 200\text{mm}$  圆柱水冷模(铸铁模)内。实验用 7056 铝合金的成分如表 1 所示。铸锭进行 410℃/8h+465℃/6h+470℃/36h 均匀化热处理后在空气中冷却。均匀化后铸锭采用热挤压方法对合金进行变形, 挤压前将模具和铸锭加热至 430℃后保温 2h, 热挤压成 60mm(宽)×13mm(厚)的板材, 挤压比为 9:1, 挤压过程中控制挤压速率使材料变形均匀。沿着板材的挤压方向切取尺寸为 160mm×15mm×13mm 的长方体作为末端淬火实验试样。试样经双级固溶 465℃/1h+470℃/1h 后, 在末端淬火装置上进行淬火处理, 淬火转移时间不超过 5s。待试样冷却至室温后再转移到恒温干燥箱中进行人工时效处理, 时效热处理工艺为 120℃/24h。随后利用线切割将淬火试样从中间剖分成两块, 将试样芯部打磨抛光后, 从近水端向远水端每隔 10mm 进行硬度和电导率测试, 得到合金硬度(HV)及电导率(%IACS)离淬末端面处距离的曲线。

表 1 实验合金元素化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of experimental aluminum alloy(mass fraction/%)

Sample	Zn	Mg	Cu	Zr	Ge	Al
Alloy A	9.27	1.99	1.54	0.12	—	Bal
Alloy B	9.3	2.05	1.55	0.13	0.11	Bal

合金试样经粗磨、细磨、抛光吹干后采用 Kellers 试剂对表面进行腐蚀, Kellers 试剂成分为 5mL HF+15mL HCl+25mL HNO<sub>3</sub>+955mL H<sub>2</sub>O。采用 PME3-313uN 型倒置式金相显微镜对合金均匀化及铸态试样进行观察; 采用 Nova Nano SEM230 场发射型扫描电镜观察均匀化态第二相形貌和成分, 确定第二相的种类; 在 JEOL-2100 型透射电镜下观察末端淬火试样距离淬末端面 5.90mm 处析出相的形貌和分布, 加速电压为 200kV, 透射样品磨至 0.08mm 后, 冲片成直径为 3mm 的圆片后采用双喷电解法减薄, 电解液为 30% HNO<sub>3</sub>+70% CH<sub>3</sub>OH, 温度控制在 -25℃左右。

2 结果与分析

2.1 金相及扫描组织观察

图 1 为两种合金铸态及均匀化态金相显微组织,

从图 1(a),(b)可以发现,两种合金铸态组织特点均为等轴枝晶组织。使用 ImageJ 软件对铸态合金的晶粒尺寸进行分析,与合金 A 相比,合金 B 晶粒尺寸减小。A,B 两种合金的平均晶粒尺寸分别为 137,114 $\mu\text{m}$ 。Ge 在铝合金基体中的溶解度较小,在试样凝固形核过程中,容易在固/液界面前沿产生偏析,影响了成分过冷区,有利于铸态组织枝晶生长,促进了大量第二相在

成分过冷区内形核,形成大量第二相质点,阻止合金凝固过程中晶界的迁移<sup>[13]</sup>,使合金铸态组织晶粒细化。当然,微量 Ge 的添加也有可能形成其他相,这些相会成为晶粒的异质形核质点,提高晶粒的形核率,细化铸态组织。两种合金经三级均匀化处理后显微组织照片见图 1(c),(d),从图中可以发现两种合金中的枝晶组织消除,晶界变得细小平直,其中合金 B 中未溶第二

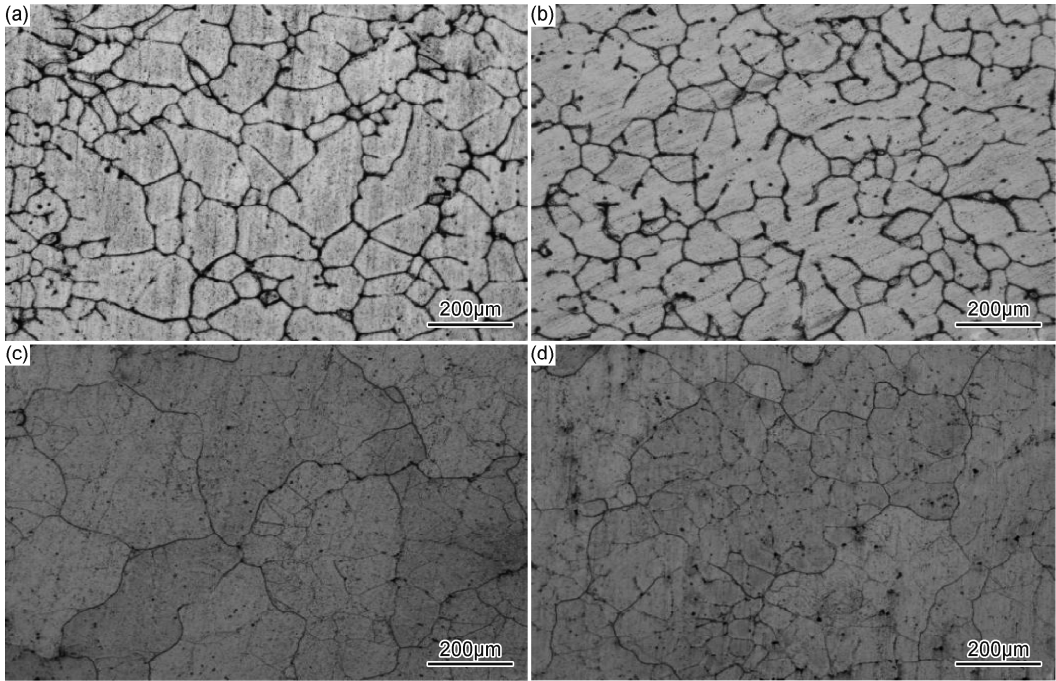


图 1 实验合金铸态及均匀化态金相显微组织  
(a)合金 A 铸态显微组织;(b)合金 B 铸态显微组织;(c)合金 A 均匀化态显微组织;  
(d)合金 B 均匀化态显微组织

Fig. 1 Optical microstructures of as-cast and homogenized state of experimental alloy  
(a)as-cast microstructure of alloy A;(b)as-cast microstructure of alloy B;(c)homogenized microstructure of alloy A;  
(d)homogenized microstructure of alloy B

相多于合金 A。

图 2 为合金 A,B 经均匀化处理后的背散射 SEM 形貌,从图中可以看出经均匀化处理后两种合金中均有一定数量的未溶相残余,其中合金 A 未溶相明显多于合金 B。表 2 为 A,B 两种合金均匀化后相应的 EDS 分析结果,可以看出,A,B 两种合金中均有难溶的含 Fe 相存在,如图 2(A3,B3)标记所示<sup>[14]</sup>,该相尺寸较小,呈现暗灰色,为杂质相( $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ),主要是由于原料不纯净以及铸造工具引入了含 Fe 的杂质造成的。合金 A 中有尺寸约为 3~10 $\mu\text{m}$  粗大的未溶结晶 T 相存在,如图 2(A1,A2)标记所示,该相形状不规则,颜色相对较亮。微量 Ge 元素的添加,在合金晶界上产生了难溶的  $\text{Mg}_2\text{Ge}$  相<sup>[15]</sup>,如图 2(B1,B2)标记所示。合金 B 中并未观察到 T 相存在,这可能与  $\text{Mg}_2\text{Ge}$  相的产生

消耗了部分 Mg 元素,抑制了 T 相的形成有关。

### 2.2 淬火敏感性

图 3(a)为表 1 中两种合金经过 120 $^{\circ}\text{C}$ /24h 时效热处理后末端淬火试样的硬度曲线。由图可知,在离淬火端面距离 100mm 以内时,随着离淬火端面距离的增大,合金硬度下降较快;当离淬火端面距离大于 100mm 时,合金硬度变化缓慢;在淬火端面处两种合金的硬度相差不大,合金 A,B 的硬度分别为 207,205HV,当离淬火端面距离大于约 15mm 时,合金 B 的硬度大于合金 A,这表明合金元素 Ge 的添加能影响合金的淬透性。图 3(b)为末端淬火试样的硬度保留值曲线,若将时效后合金硬度损失值为 10% 处的距离定义为淬透深度<sup>[16]</sup>,则添加 Ge 元素的合金 B 淬透深度最大,单边淬透深度约为 100mm,此距离处合金

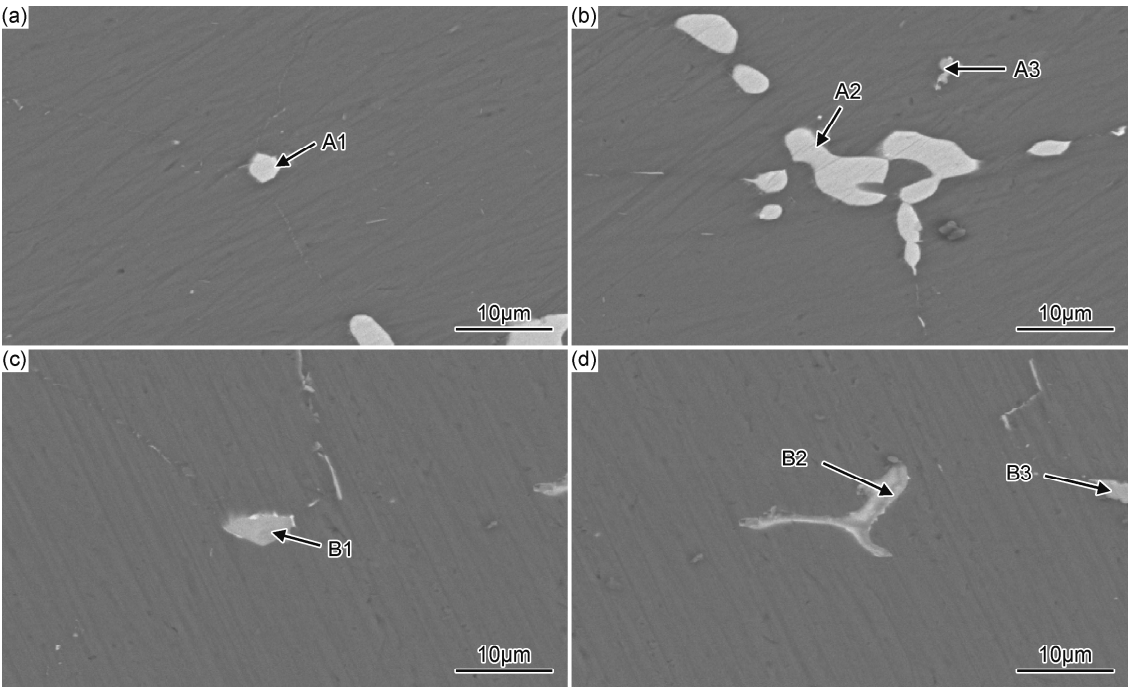


图 2 合金 A,B 经均匀化处理后的 SEM 形貌 (a),(b)合金 A 均匀化态;(c),(d)合金 B 均匀化态

Fig. 2 SEM images of alloys A and B after homogenization

(a),(b)homogenized microstructures of alloy A;(c),(d)homogenized microstructures of alloy B

表 2 图 2 中所标记的析出相的 EDS 成分分析结果  
(质量分数/%)

Table 2 EDS analysis of the compositions of  
precipitates marked in fig. 2 (mass fraction/%)

Position	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Ge
A1	14. 01	43. 33	19. 54	22. 04	1. 08	—
A2	14. 13	43. 14	18. 33	23. 43	0. 96	—
A3	53. 11	0. 55	1. 25	33. 00	12. 09	—
B1	0. 34	3. 38	37. 30	2. 18	0. 67	56. 15
B2	4. 97	3. 36	36. 68	1. 59	1. 42	51. 97
B3	55. 36	3. 21	2. 56	25. 57	10. 86	2. 43

的硬度为 187HV,而合金 A 的单边淬透深度约为 80mm,相对应的合金硬度为 179. 5HV,合金 B 的淬透

深度比合金 A 的淬透深度增大约 25%。

合金经 465℃×1h+470℃×1h 双级固溶后,采用室温水(20℃)和空气两种介质进行淬火冷却,然后进行人工时效处理。图 4 为淬火介质对合金时效后力学性能及淬火敏感性的影响。A,B 两种合金在室温水快速淬火条件下,强度相差不大,合金 A,B 的抗拉强度分别为 693. 3,685. 5MPa。但在空气中缓慢冷却条件下,无 Ge 合金 A 的强度明显要低于含 Ge 合金 B,合金 A,B 的抗拉强度分别为 562,586. 5MPa。为了更明确地表示合金强度的淬火敏感性,定义了式(1)<sup>[10,17]</sup>:

$$Q = \frac{\sigma_{WC} - \sigma_{AC}}{\sigma_{AC}} \times 100 \% \tag{1}$$

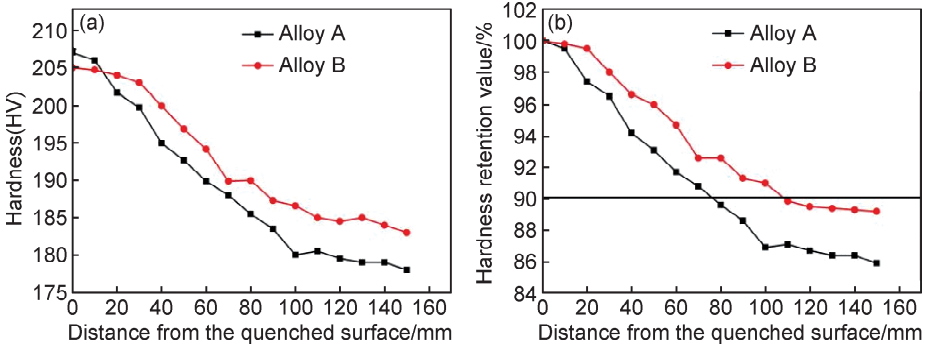


图 3 末端淬火试样的淬透性曲线和硬度保留值曲线

(a)硬度实测值;(b)硬度保留值

Fig. 3 Curves of hardness and hardness retention value of end-quenched specimens

(a)measured value of hardness;(b)retention value of hardness



式中： $\sigma_{wc}$ 为室温水淬合金时效后的强度； $\sigma_{AC}$ 空气冷却时效后合金的强度。从定义可以看出，较高的  $Q$  值表示相对较高的淬火敏感性。如图 4 所示，合金 A、B 的  $Q$  值分别为 23.36%，16.88%。合金 B 的  $Q$  值明显低于合金 A 的  $Q$  值，表明合金 B 在慢速冷却过程中强度损失较小，添加 Ge 元素后合金具有较低的淬火敏感性。

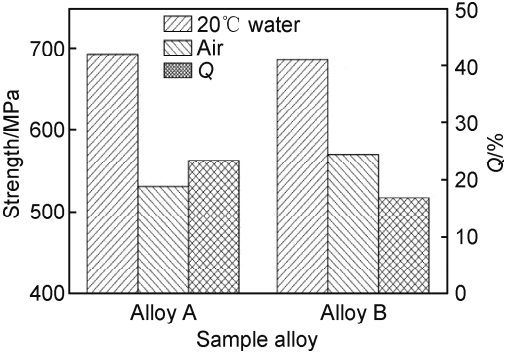


图 4 淬火介质对合金时效后力学性能及淬火敏感性的影响  
Fig. 4 Influence of quenchants on the mechanical properties and quenching sensitivity of the aged alloys

2.3 电导率

合金的电导率不仅能反映其导电能力，也能在一定程度上反映合金的淬火敏感性。图 5 为两种合金末端淬火试样的电导率曲线，随着离淬火端面距离的增大，两种合金的电导率均逐步增大，其中合金 B 的电导率变化趋势相对平缓。合金 A 在距离淬火端面 100mm 处的电导率较 5mm 处的电导率增加了 7.03%，合金 B 在距离淬火端面 100mm 处的电导率较 5mm 处的电导率增加了 5.53%，较合金 A 的电导率增加量相对减小。显然，合金 A 的淬火敏感性大于合金 B。离淬火端距离大于 100mm 时，合金的电导率基本趋于稳定，这与合金末端淬火试样的硬度变化趋势相一致。

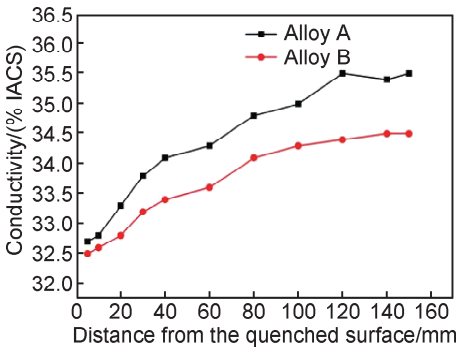


图 5 合金 A、B 末端淬火试样的电导率曲线  
Fig. 5 Electrical conductivity curves of the end-quench test samples of alloys A and B

两种合金末端淬火试样电导率的差异与合金中自由空位浓度以及基体过饱和度有关。淬火后基体中保留较高的自由空位浓度，产生弹性应变能，致使晶格畸变程度增加，对电子的散射程度增大，使电子运动自由程增加，降低了合金的电导率。Ge 原子具有较高的空位结合能<sup>[10,18]</sup>，能捕获大量空位，减少淬火合金中自由空位的浓度，使得合金 B 的自由空位浓度降低，减少了晶格畸变程度。但淬火后合金 B 的电导率小于合金 A，这是由于合金 A 添加了微量 Ge 元素，在缓慢冷却过程中，减少了淬火过程中合金第二相的析出，增加了基体的过饱和度，导致基体畸变程度增加。过饱和度引起的晶格畸变对电导率的影响大于空位浓度引起的晶格畸变对其的影响，因此合金 B 的电导率小于合金 A。

2.4 透射电镜组织

图 6 为 A、B 两种合金距离淬火端面 5mm 以及 90mm 处的透射电镜照片。两种合金的晶界析出相均呈断续分布，析出相尺寸细长，随着离淬火端面距离的增大，晶界析出相尺寸不断粗化，无沉淀带的宽度也增宽。在距离淬火端面 5mm 处，无沉淀析出带的宽度较窄，如图 6(a)，(b)所示，合金 A 的无沉淀析出带的宽度约为 60nm，合金 B 的无沉淀析出带的宽度约为 40nm。距离淬火端面 90mm 处晶界析出相尺寸明显增大，无沉淀带的宽度增宽，图 6(c)，(d)中箭头 1、2 所示为双喷电解过程中脱落的粗大第二相粒子，因此呈亮白色。合金 A 的无沉淀析出带宽度约为 190nm，合金 B 的无沉淀析出带宽度约为 90nm。合金 B 在距离淬火端面 90mm 处晶界处无沉淀析出带宽度明显减小，这与晶界附近处的溶质原子以及空位浓度有关。远离淬火端面处冷却缓慢，淬火过程中大量空位在晶界处消失，同时在晶界处产生了大量第二相，在时效过程中晶界处的第二相继续吸收周围的溶质原子而进一步长大粗化，使得晶界附近出现贫溶质区，抑制了新相在晶界处的形核和长大，从而导致远离淬火端面处晶界析出相尺寸较大，无沉淀析出带宽度增加。在距离淬火端面 90mm 处，合金晶粒内部除了有细小的弥散相形成外，还析出了粗大的  $\eta$  平衡相，如图 6(e)，(f)所示，这些粗大平衡相大部分是以非共格的  $Al_3Zr$  粒子为形核核心析出长大，呈板条状或盘片状。其中合金 A 中晶内析出的  $\eta$  平衡相明显比合金 B 数量多，尺寸也偏大，表明在冷却速率较慢时合金更容易脱溶析出形成  $\eta$  平衡相。

2.5 分析与讨论

淬火敏感性反映合金在淬火过程中过饱和固溶体脱溶的快慢程度，合金的淬火敏感性越高，即在淬火过

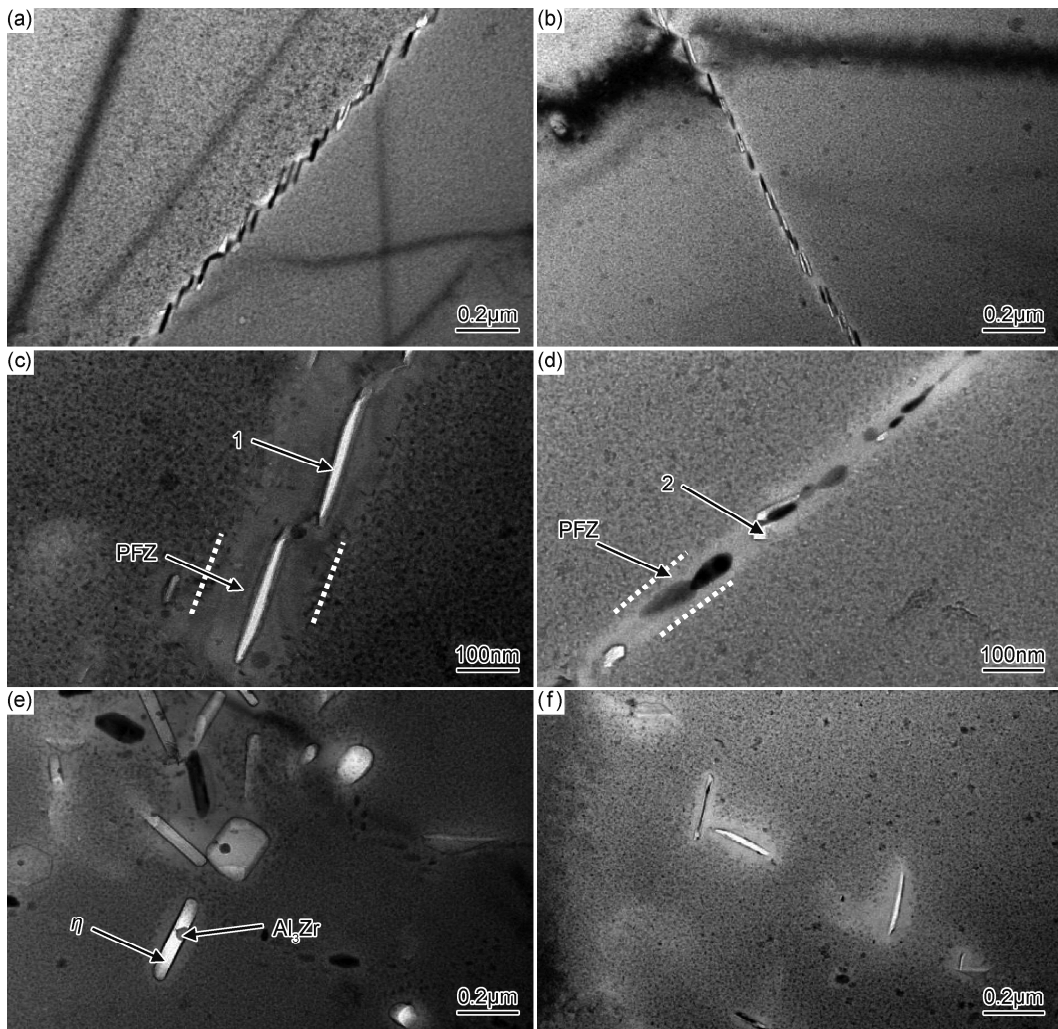


图 6 末端淬火试样离水冷端不同距离处透射电镜照片 (a)合金 A,5mm;(b)合金 B,5mm;  
(c)合金 A,晶界处,90mm;(d)合金 B,晶界处,90mm;(e)合金 A,晶界内,90mm;(f)合金 B,晶界内,90mm

Fig. 6 TEM images at different location from water-cooled end in end-quenched specimens  
(a)alloy A,5mm;(b)alloy B,5mm;(c)alloy A,at the grain boundary,90mm;(d)alloy B,at the grain boundary,90mm;  
(e)alloy A,inside the grain,90mm;(f)alloy B,inside the grain,90mm

程中过饱和固溶体越容易脱溶析出,在慢速冷却时,合金的力学性能会明显的下降,使得厚截面合金材料淬火后表层与心部性能不均匀。7056 合金是新型超强铝合金,具有较高的强度和硬度,但其存在一定的淬火敏感性问题,对于厚板材料可能会出现淬不透的问题。7056 合金通过高温固溶处理形成过饱和固溶体,在随后时效过程中会在基体中形成大量弥散细小的  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 沉淀强化相,其形成主要与合金中的 Zn,Mg 元素含量有关。7056 合金中 Zn,Mg 元素含量较高,固溶过程中获得的过饱和固溶体在慢速冷却过程中容易脱溶析出,在晶界析出大量粗大的  $\eta$  平衡相<sup>[19]</sup>,这些平衡相对合金几乎没有强化作用,但却消耗了大量的 Zn,Mg 元素,降低了合金的过饱和度,使时效时  $\eta'$  相的析出驱动力减小,降低了  $\eta'$  强化相的数量。晶界处  $\eta$  相的形成在后续时效过程中也会吸收周围溶质原

子,降低晶界处溶质原子浓度,形成无沉淀析出带,这些无沉淀析出带相对于基体而言较软。因此, $\eta$  平衡相以及无沉淀析出带的形成降低了合金时效后的强度,使合金产生了淬火敏感性。

在 7056 铝合金的基础上通过添加微量 Ge 元素,在不明显降低合金强度的条件下,提高了合金的淬透性。Ge 的添加使 7056 合金中形成了难溶的  $\text{Mg}_2\text{Ge}$  相,如图 2(B1,B2)标记所示,该相的形成消耗了部分 Mg 元素,降低了合金的强度,但由于 Ge 元素的添加能细化合金晶粒,在一定程度上能提高合金的强度,因此,相较于合金 A,合金 B 在快速冷却时的强度变化并不明显。

$\eta$  相的析出是形核与长大的过程,通过控制其形核和长大的因素,可改变合金的淬火敏感性。在合金冷却过程中,粗大平衡相粒子主要是在非共格的

$\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子以及晶界处非均匀形核,在含 Ge 合金 B 中,并未发现富 Ge 相作为  $\eta$  平衡相异质形核质点,如图 6(e),(f)所示。因此,Ge 元素的添加不改变  $\eta$  平衡相的非均匀形核析出。合金的空位浓度由自由空位浓度和束缚空位浓度组成,一般来说,合金的空位浓度要大于纯金属的空位浓度,合金中溶质原子越多,则束缚空位浓度越高。Ge 元素具有较高的空位结合能,能捕获大量空位,减少淬火合金中自由空位的浓度,降低其他合金元素在合金基体中的扩散速率。合金在固溶过程中  $\eta$  平衡相主要是 Zn,Mg 溶质原子通过空位扩散而形成的,Ge 的添加降低了合金中自由空位的浓度<sup>[10]</sup>,因此合金在缓慢冷却过程中  $\eta$  平衡相形成所需的空位浓度减少, $\eta$  平衡相在缺陷处的非均匀形核及长大被抑制,如图 6 所示,在离淬火端面不同距离处,合金 B 晶界及晶内析出相尺寸均小于合金 A,且晶界无沉淀析出带宽度较窄。表明 Ge 的添加能提高过饱和固溶体的稳定性,减少合金的脱溶析出。同时,Ge 元素的添加使得合金中束缚空位浓度增加,在 120℃ 人工时效过程中,合金中束缚空位能形成大量的富空位原子团簇,这些富空位原子团簇随后促进了 GP II 区的形核和长大,而 GP II 区作为  $\eta'$  强化相的前驱体,在时效过程中将有利于  $\eta'$  强化相的析出。因此,在缓慢冷却后使得合金强度提高,合金的淬火敏感性降低。

### 3 结论

(1)添加微量 Ge 能有效地细化合金晶粒,这主要与 Ge 的添加改变了合金的成分过冷以及富 Ge 相的异质形核有关。

(2)添加微量 Ge 显著降低了合金的淬火敏感性,合金淬透深度提高了约 25%,含 Ge 与无 Ge 合金采用室温水冷及空冷两种方式冷却时,合金强度分别从 693.3,685.5MPa 降低至 562,586.5MPa,降低幅度分别为 23.36%,16.88%。

(3)添加微量 Ge 使合金的晶界无沉淀析出带宽度明显减小,晶界析出相尺寸细化。

#### 参考文献

- [1] CHOUDHRY M A, ASHRAF M. Effect of heat treatment and stress relaxation in 7075 aluminum alloy[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2007, 437(1/2):113-116.
- [2] JOSHI S, FAHRENHOLTZ W G, O' KEEFE M J. Effect of alkaline cleaning and activation on aluminum alloy 7075-T6[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257(6):1859-1863.
- [3] FAN X, JIANG D, MENG Q, et al. The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. *Materials Letters*, 2006, 60(12):1475-1479.
- [4] 王祝堂. A380 飞机铝材研发路线图[J]. *有色金属加工*, 2014, 43(5):5-9.  
WANG Z T. Development roadmap of aluminum alloys for A380 airplane[J]. *Nonferrous Metals Processing*, 2014, 43(5): 5-9.
- [5] 郭富安, 赵业青, 李俊鹏, 等. 变形条件对 7056 铝合金热变形显微组织演化的影响[J]. *材料导报*, 2014, 28(增刊 2):463-465.  
GUO F A, ZHAO Y Q, LI J P, et al. Effect of deformation conditions on microstructure evolution of 7056 aluminium alloy during hot deformation[J]. *Materials Review*, 2014, 28(Suppl 2):463-465.
- [6] 王国军, 孙黎明, 李锡武, 等. 7056 铝合金组织与性能的试验研究[J]. *轻合金加工技术*, 2016, 44(4):45-50.  
WANG G J, SUN L M, LI X W, et al. Experimental study on microstructure and properties of 7056 aluminum alloy[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2016, 44(4):45-50.
- [7] 蒋建辉, 郑子樵, 唐娟, 等. 单级时效 7056 铝合金的显微组织与性能[J]. *机械工程材料*, 2013, 37(4):69-74.  
JIANG J H, ZHENG Z Q, TANG J, et al. Microstructure and properties of single-ageing 7056 aluminum alloy [J]. *Materials for Mechanical Engineering*. 2013, 37(4) : 69-74.
- [8] ZHENG Z Q, LIU W Q, LIAO Z Q, et al. Solute clustering and solute nanostructures in an Al-3.5Cu-0.4Mg-0.2Ge alloy[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(10):3724-3734.
- [9] 温瑞. 微量 Ge 对 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织及性能的影响[J]. *轻金属*, 2013(9):62-66.  
WEN R. Effect of trace Ge on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Light Metals*, 2013(9):62-66.
- [10] LIN L, LIU Z, BAI S, et al. Effects of germanium on quench sensitivity in Al-Zn-Mg-Zr alloy[J]. *Materials & Design*, 2015, 86(1):679-685.
- [11] ROBINSON J S, CUDD R L, TANNER D A, et al. Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 119(1):261-267.
- [12] LIM S T, YUN S J, NAM S W. Improved quench sensitivity in modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 371(1):82-90.
- [13] 刘红梅, 陈云贵, 唐永柏, 等. 铸态 Mg-Sn 二元合金的显微组织与力学性能[J]. *四川大学学报(工程科学版)*, 2006, 38(2):90-94.  
LIU H M, CHEN Y G, TANG Y B, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Sn binary alloys[J]. *Journal of Sichuan University (Engineering Science Edition)*, 2006, 38(2):90-94.
- [14] 蒋建辉. 7056 铝合金热处理工艺与组织性能研究[D]. 长沙:中南大学, 2012: 27-36.  
JIANG J H. The research on that treatment process, microstructure and mechanical properties of 7056 aluminium alloy[D]. Changsha: Central South University, 2012: 27-36.
- [15] LIN L, LIU Z, BAI S, et al. Effects of Ge and Ag additions on quench sensitivity and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 68(2):

640-647.

[16] ROBSON J D. Microstructural evolution in aluminium alloy 7050 during processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 382(1/2):112-121.

[17] 刘胜胆, 张新明, 游江海, 等. 微量锆对 7055 型铝合金淬火敏感性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(4):607-611.

LIU S D, ZHANG X M, YOU J H, et al. Influence of trace Zr on quench sensitivity of 7055 type aluminum alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(4):607-611.

[18] WOLVERTON C. Solute-vacancy binding in aluminum [J]. Acta Materialia, 2007, 55(17):5867-5872.

[19] 韩素琦, 刘胜胆, 李承波, 等. 淬火速率对 Al-Zn-Mg-Cu-Cr 合金挤压棒材组织及硬度的影响[J]. 材料工程, 2017, 45(4):9-14.

HAN S Q, LIU S D, LI C B, et al. Effect of quenching rate on microstructure and hardness of Al-Zn-Mg-Cu-Cr alloy extruded bar [J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(4):9-14.

**基金项目:**国家重点研发计划(2016YFB0300801);国家自然科学基金重大科研仪器设备研制专项(51327902)

**收稿日期:**2018-05-27;**修订日期:**2018-12-14

**通讯作者:**陈送义(1983—),男,讲师,博士,主要从事铝及铝基复合材料研究,联系地址:湖南省长沙市中南大学轻合金研究院(410083),E-mail:syichen@csu.edu.cn

(本文责编:齐书涵)