

Fe 和 Si 杂质对 Al-Zn-Mg-Cu 合金 淬火敏感性的影响

Influence of Fe and Si Impurities on the Quench
Sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu Alloy

张新明^{1,2}, 余翠娟^{1,2}, 刘胜胆^{1,2}, 刘星兴^{1,2}, 张 盼^{1,2}, 王莹莹^{1,2}

(1 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

ZHANG Xin-ming^{1,2}, YU Cui-juan^{1,2}, LIU Sheng-dan^{1,2},

LIU Xing-xing^{1,2}, ZHANG Pan^{1,2}, WANG Ying-ying^{1,2}

(1 School of Materials Science and Engineering, Central South University,

Changsha 410083, China; 2 Key Laboratory of Nonferrous Materials

Science and Engineering (Ministry of Education), Central

South University, Changsha 410083, China)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电子显微镜和透射电子显微镜等方法,研究了 Fe 和 Si 杂质对 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性的影响。结果表明:杂质含量的增加降低了合金的淬火敏感性,用硬度表征时最大降低 3.29%。随杂质 Fe 和 Si 含量的增加,Al₇Cu₂Fe 相和 Mg₂Si 相含量明显增加,消耗了基体中的 Cu 和 Mg 原子,合金的过饱和度降低,从而引起合金淬火敏感性的降低;同时粗大的 Al₇Cu₂Fe 相和 Mg₂Si 相有利于再结晶核心的形成,增加了合金的再结晶晶粒和(亚)晶界数目,促进慢速淬火过程中 η 平衡相的析出。过饱和度对合金淬火敏感性的影响大于晶粒结构对合金淬火敏感性的影响。

关键词: Fe 和 Si 杂质; Al-Zn-Mg-Cu 合金; 末端淬火; 淬火敏感性

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.10.007

中图分类号: TG146.21 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)10-0041-07

Abstract: The influence of Fe and Si impurities was investigated quenching by means of end-quenching tests, and microstructure analysis including optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). Results show that the addition of Fe and Si impurities leads to lower quench sensitivity, decreasing by 3.29% in maximum when characterize by hardness. With increasing the content of Fe and Si impurities, Al₇Cu₂Fe phase and Mg₂Si phase content increased significantly, thus reducing the solutes concentration of Cu and Mg elements in the matrix, reducing the degree of supersaturation, which leads to lower quench sensitivity. Al₇Cu₂Fe phases and Mg₂Si phases are favorable for recrystallization, but bad for the reducing quench sensitivity. This is attributed to the higher amount of the recrystallization grains and (sub)grain boundaries, which result in more heterogeneous precipitation of η equilibrium phases during slow quenching. The influence of supersaturation on quench sensitivity is bigger than that of grain structures.

Key words: Fe and Si impurity; Al-Zn-Mg-Cu alloy; end-quenching test; quench sensitivity

7×××系(Al-Zn-Mg-Cu系)合金具有低密度、高强度、高韧性、易于加工和耐腐蚀等特点,一直被广泛用作航空航天工业的结构材料^[1,2]。但该系合金存在淬火敏感性,即合金时效后的硬度、强度和塑性等性能随着固溶后淬火速率的降低而下降,从而不能满足航空航天工业对该系合金大尺寸、厚截面构件(尤其是厚

板)的性能要求。因此,很多学者对降低该合金的淬火敏感性问题进行了大量的研究。研究发现淬火敏感性的主要原因是慢速淬火过程中 η 平衡相的非均匀形核析出,因弥散粒子、晶界和亚晶界等高能位置是平衡相的有利形核位置,与合金的淬火敏感性有密切的关系^[3-6];主合金元素 Zn, Mg 和 Cu 含量的增加,固溶后

合金的过饱和浓度增加,从而使得淬火时固溶体的分解倾向增大,提高合金的淬火敏感性^[7];Cr,Mn,Zr,Sc 等微合金化元素提高了合金的再结晶温度,阻碍热变形和固溶过程中再结晶的发生,细化晶粒,进而影响合金的淬火敏感性^[8-12]。

Fe 和 Si 元素作为铝合金中最常见的杂质元素,对韧性和塑性有不利影响,严格控制 Fe 和 Si 的含量是提高铝合金综合性能的一种有效方法,但是其对淬火敏感性的影响规律还不清楚,公开报道很少。表 1 为淬火敏感性较好的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中 Fe 和 Si 含量的上限值,合金牌号按注册年份由远及近顺序排列,可以看出杂质元素含量有先降低后上升的趋势。有学者认为他们的存在会影响铝合金的淬火敏感性,并可加强微量元素的作用^[13]。本工作研究了 Fe 和 Si 杂质含量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性的影响规律和作用机制,为改善该合金的综合性能提供依据。

表 1 淬火敏感性较好的 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 Fe 和 Si 杂质含量上限值(质量分数/%)

Table 1 Fe and Si impurities upper content of the high hardenability Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction/%)

Alloy	7050	7010	7040	7085	7A85	7081	7185
Fe	0.15	0.15	0.13	0.08	0.026	0.15	0.25
Si	0.12	0.12	0.1	0.06	0.013	0.12	0.25

1 实验材料与方法

原料为 99.98% 工业纯铝、99.99% 高纯铝、纯 Zn、纯 Mg、纯 Cu 及 Al-Zr、Al-Fe、Al-Si 中间合金,Al-5Ti-B 为晶粒细化剂,C₂Cl₆ 为精炼剂,MgCl₂+KCl+BaCl₂ 为覆盖剂。实验用铝合金的熔炼在电阻炉石墨坩埚中进行,实验中用到的工具表面均涂有涂料并充分烘干,以避免外来杂质 Fe 和 Si 的渗入。名义上设计 Fe/Si 比值固定为 2,但实际熔炼过程中影响杂质含量的因素很多,并且合金本身成分不均匀,所以实际测得的成分偏离了名义成分。铸锭的实际化学成分如表 2 所示,1# 合金采用高纯铝熔炼,2#、3# 和 4# 合金采用工业纯铝加 Al-Fe、Al-Si 中间合金来获得所需要的 Fe 和 Si 含量。将铸锭以 0.6℃/min 的升温速率升至 460℃,并保温 24h 进行单级均匀化处理。420℃ 预热 2h 后挤压成直径为 10mm 的棒材,挤压比为 9。沿棒材挤压方向截取末端淬火实验的试样。试样在箱式空气炉中固溶 470℃/1h。固溶处理后在相

同条件下用室温水进行末端淬火实验。随后在恒温干燥箱中时效 120℃/24h。将时效样品沿轴向剖开,在剖面上沿淬火时温度梯度方向进行硬度测试,得到硬度(HV)与距淬火端距离(*d*)的曲线,即淬火敏感性曲线。

表 2 实验用 Al-Zn-Mg-Cu 合金的实际化学成分(质量分数/%)

Table 2 Chemical compositions of the investigated Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction/%)

Alloy	Zn	Mg	Cu	Zr	Ti	Fe	Si
1#	7.46	1.50	1.47	0.13	0.051	0.024	0.019
2#	7.48	1.52	1.51	0.14	0.056	0.140	0.074
3#	7.51	1.46	1.47	0.13	0.054	0.270	0.110
4#	7.47	1.49	1.53	0.14	0.050	0.440	0.180

在 Philips Sirion 200 型扫描电镜上观察和分析第二相的数量、形貌、大小及进行能谱分析(EDS)。在 TECNAI G²20 型透射电镜上观察晶界和晶内的析出相,加速电压为 200kV。用 XJP-6 A 型金相显微镜观察样品的再结晶组织。金相和扫描照片的定量统计采用 Image pro plus 软件。硬度测试在 Model HV-10 B 型小负荷维氏硬度计上进行,载荷为 3kg,保载时间为 15s。

2 实验结果

2.1 淬火敏感性曲线

图 1 所示为四种合金的硬度曲线(淬火敏感性曲线)和相应的硬度下降值曲线。由图 1(a)可知,1#,2# 和 3# 合金的硬度差别不大,但高于 4# 合金,随着距淬火端距离的增加,四种合金的硬度均呈下降趋势,四种合金在距淬火端 100mm 处的硬度值分别为 163.22,163.68,162.16HV 和 158.93HV,相对于各自淬火端部的硬度,分别下降了 7.64%,8.99%,7.22%和 5.7%。定义合金的硬度值下降 10%(硬度下降至 90%)的点为合金的淬透层深度^[14],则四种合金的淬透层深度都达到了 100mm。

由图 1(b)可以看出,四种合金的硬度下降值均随距淬火端距离的增加而减小,当距淬火端距离大于 80mm 时趋于稳定,小于 30mm 时,四种合金的硬度下降值相差不大。当距淬火端距离大于 30mm 时,2# 合金的硬度下降速率大于 1#,3# 和 4# 合金。这表明 2# 合金的淬火敏感性较高,比 Fe 和 Si 含量最高的 4# 合金高了 3.29%。

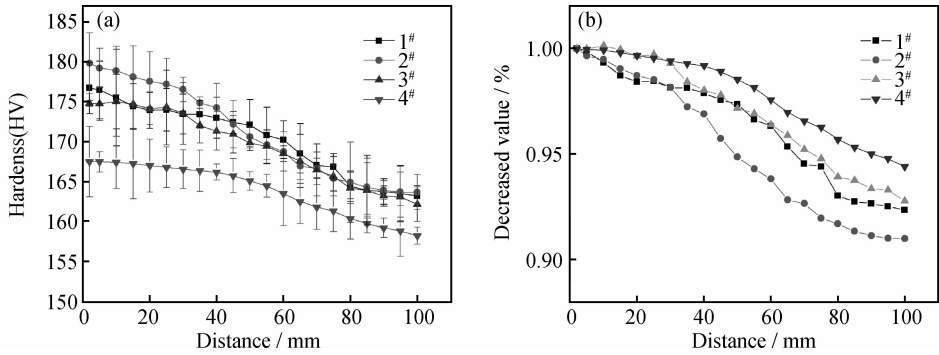


图 1 合金 T6 状态下的淬火敏感性曲线及硬度下降值曲线 (a)淬火敏感性曲线;(b)硬度下降值曲线
Fig. 1 Curves of hardness and hardness decreased values vs distance of T6 aged alloy
(a)curves of hardness;(b)hardness decreased values

2.2 时效态微观结构

四种合金固溶时效后纵截面的金相组织照片如图 2 所示,试样经 Graff sergeant 试剂腐蚀后,再结晶晶粒组织呈白色,黑色部分为未再结晶区域(包含大

量亚晶)。由图 2 可知,四种合金经热挤压、固溶时效处理后,沿挤压方向都发生了部分再结晶,并且大多数再结晶晶粒呈扁平状,沿挤压方向的尺寸明显大于横向的。

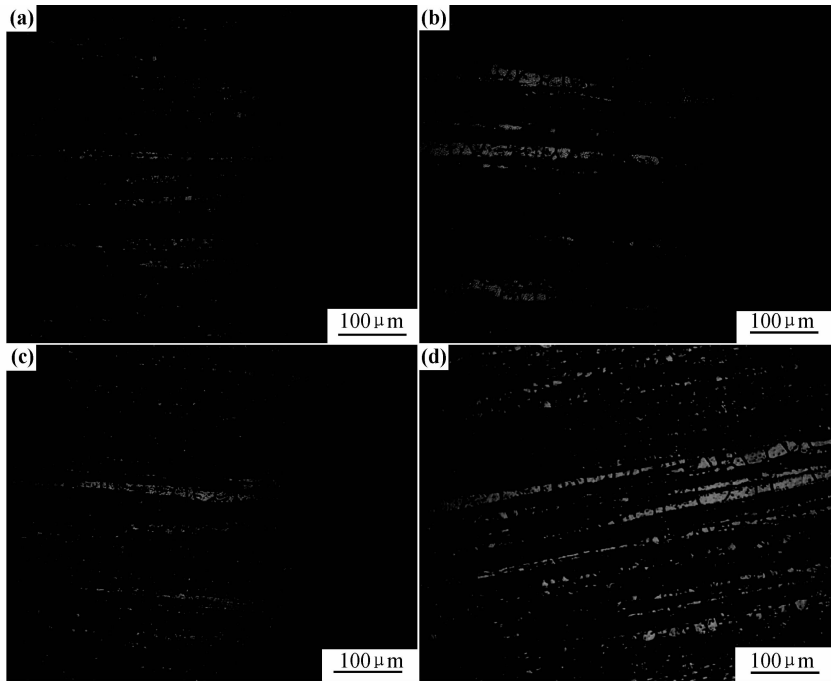


图 2 合金固溶时效后的 OM 照片 (a)1# 合金;(b)2# 合金;(c)3# 合金;(d)4# 合金
Fig. 2 Optical micrographs of as-aged alloy (a)alloy 1#;(b)alloy 2#;(c)alloy 3#;(d)alloy 4#

对大量视场进行观察照相及定量统计,1#, 2#, 3# 和 4# 合金的再结晶分数分别为 2.98%, 6.35%, 8.16% 和 14.53%。可以看出,随着杂质含量的增加,合金的再结晶分数上升,但是总体来说,合金的再结晶程度偏小,这是由合金的变形温度较高、固溶温度较低以及 Zr 元素的添加等原因引起的。研究表明变形温度较高时,单位体积内的界面能和变形储能较低,再结晶的驱动力较低^[15,16];固溶温度越高,合金的再结晶

分数越高^[17];共格或半共格的 Al_3Zr 粒子钉扎位错和晶界,阻碍位错运动和晶界迁移,抑制再结晶的发生^[18]。

图 3 是时效态合金纵截面的 SEM 照片。经 EDS 分析可知,图中白色的 A 相是 Al_7Cu_2Fe 相,黑色的 B 相是 Mg_2Si 相,白色的 C 相是 Al_2CuMg 相。 Al_7Cu_2Fe 相和 Mg_2Si 相形状不规则,大小不一,最大可达到 $30\mu m$ 左右,这可能是由挤压比偏小引起的,而

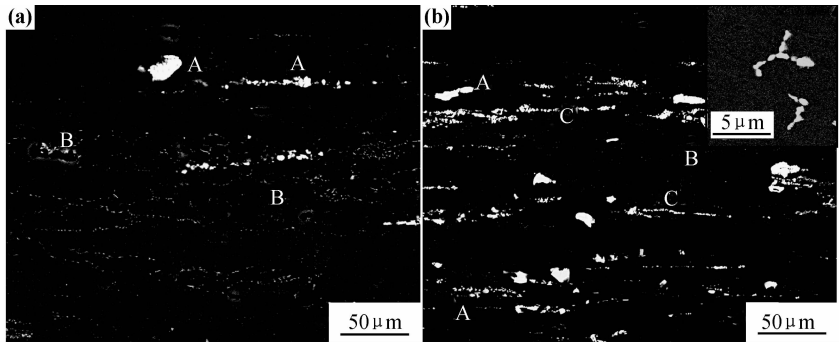


图 3 合金时效态纵截面的 SEM 照片 (a)2# 合金;(b)4# 合金
Fig. 3 SEM micrographs of as-aged alloy (a)alloy 2#;(b)alloy 4#

Al_2CuMg 相呈圆球形(其高倍形貌如图 3(b)右上角所示)。三种粗大相均沿变形方向排列,在挤压过程中 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Al_2CuMg 相都发生了一定程度的破碎。

对粗大相进行定量统计,2# 合金中的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 和 Mg_2Si 相的面分数分别为 0.12% 和 0.09%,4# 合金中的分别为 0.50% 和 0.21%,可以看出 4# 合金的面分数大于 2#。说明随着 Fe 和 Si 含量的增加, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Mg_2Si 相的总含量增加,4# 合金的粗大相总含量为 0.71%,较 2# 合金提高了 70.42%,2#

合金的为 0.21%。

距淬火端 100mm 处合金的粗大相形貌如图 4 所示。晶界附近的粗大相 A 和 B 经 EDS 能谱分析为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相,呈片状,尺寸在 $1\mu\text{m}$ 左右。片状的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相与基体不共格,尺寸大往往在变形过程中形成变形区,而且这部分的取向和基体的相差很大,由此提供较大的亚晶界迁移驱动力,足以和基体之间形成大角度晶界,从而促进再结晶核心的形成^[19],提高合金的再结晶程度,与图 2 所示结果一致。

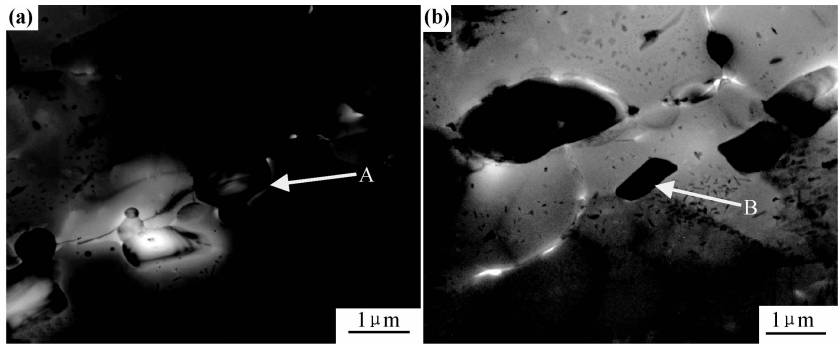


图 4 4# 合金中 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的 TEM 形貌
Fig. 4 TEM micrographs of $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase of alloy 4#

图 5 所示为 2# 和 4# 合金距离淬火端 100mm 处腐蚀后的扫描电镜照片。图 5(b)和图 5(d)分别为图 5(a)和图 5(c)中亚晶区域的高倍扫描照片。从图 5 可以看出大量棒状析出相呈带状分布在再结晶晶界和亚晶晶界上,在再结晶晶粒内部也有明显的析出。此外,4# 合金的带状析出相数量大于 2# 合金,且主要分布在再结晶晶界及其附近。并且 4# 合金的亚晶晶粒尺寸大于 2# 合金,但是亚晶晶粒数目少于 2# 合金。为了定量分析杂质 Fe 和 Si 对合金组织的影响,对再结晶晶粒数目、晶界周长和亚晶晶粒数目、晶界周长进行定量统计,结果列于表 3 中。发现 4# 合金的再结晶晶粒数目比 2# 合金的提高了 46.43%。4# 合金的再

结晶晶界和亚晶晶界总长为 $8378\mu\text{m}$,较 2# 合金提高了 23.31%,4# 合金的为 $6425\mu\text{m}$,说明随着杂质 Fe 和 Si 含量的增加,合金的再结晶晶粒和(亚)晶界数目均显著增加。

图 6 所示为 2# 和 4# 合金距淬火端 100mm 处的 TEM 照片。在合金的大角度再结晶晶界及其附近分布着大量粗大的 η 平衡相,多呈棒状或片状,这是由平衡 η 相与铝基体的取向不同引起的,并且 2# 合金中平衡相的尺寸和数量明显大于 4# 合金的(如图 6(a)和图 6(d)所示)。在 2# 合金的亚晶内存在一些呈不规则多边形的盘状相,根据资料显示^[20],这些相为 T 相($\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$),此相对于铝合金的淬火敏感性不利(如

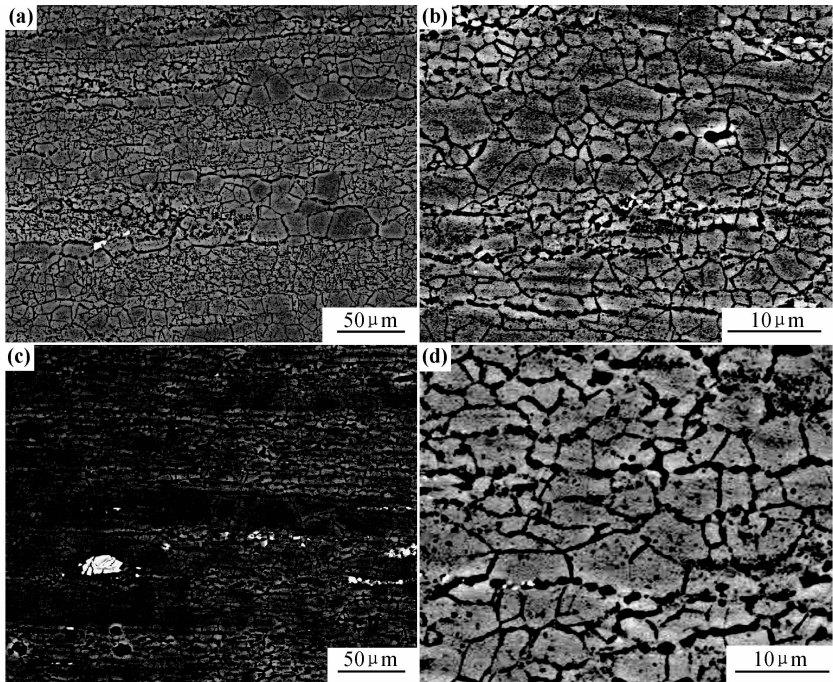


图 5 时效态合金距离淬火端 100mm 处的 SEM 照片 (a),(b)2# 合金;(c),(d)4# 合金
Fig. 5 SEM micrographs of as-aged alloy at the 100mm from end-quenching face
(a),(b) alloy 2# ;(c),(d)alloy 4#

表 3 再结晶和亚晶定量统计参数

Table 3 Quantity parameter of the recrystallization grains and subgrains

Alloy	Recrystallization grain		Subgrain	
	Perimeter/ μm	Number	Perimeter/ μm	Number
2#	2841 ± 851	30 ± 25	3584 ± 379	357 ± 29
4#	7154 ± 816	56 ± 15	1224 ± 212	112 ± 13

图 6(b)所示),而在 4# 合金的透射照片中未发现此相的存在。粗大棒状的 η 相是和 Al_3Zr 粒子联系在一起的,这是因为合金固溶过程中发生再结晶时,晶界运动导致 Al_3Zr 弥散粒子与基体不共格,很容易成为 η 平衡相的形核位置,并且非均匀形核点越多,粗大平衡相的析出数量越多^[21]。图中粗大相附近存在溶质原子

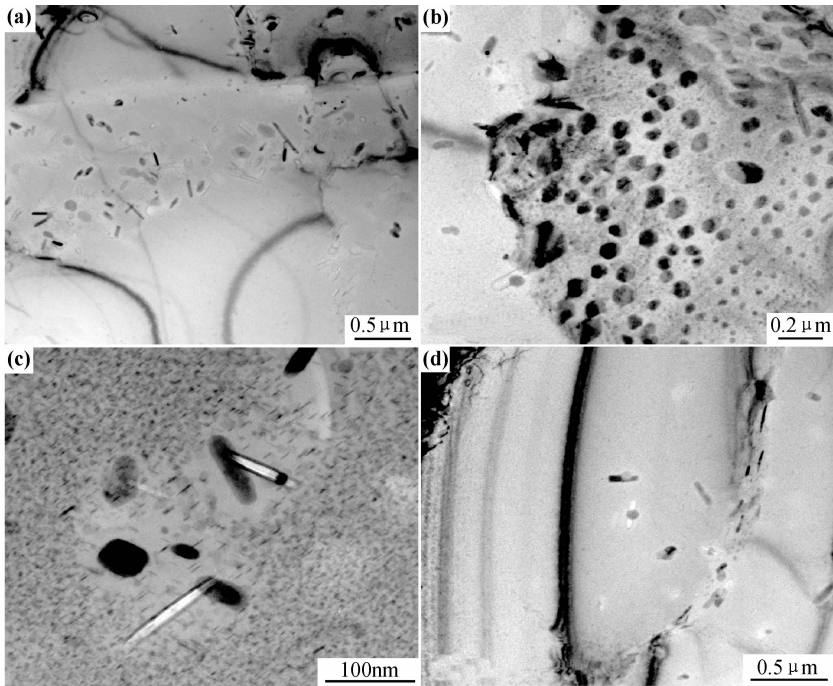


图 6 合金离淬火端 100mm 处的 TEM 照片 (a),(b)2# 合金;(c),(d)4# 合金
Fig. 6 TEM micrographs at the 100mm from end-quenching face (a),(b)alloy 2# ;(c),(d)alloy 4#

贫乏区域,这是因为在慢速淬火过程中平衡 η 相非均匀形核析出,在时效过程中吸收附近的 Zn, Mg 原子长大而使其周围的原子浓度降低。

3 分析与讨论

对时效强化型 Al-Zn-Mg-Cu 合金而言,时效强化相的形成是一个均匀形核长大的过程,它的发生需要高过饱和度的溶质和空位^[12],而该系合金淬火的目的是为了获得高过饱和度的固溶体。在慢速率淬火过程中,粗大第二相非均匀形核析出不仅降低了合金的过饱和度,也减少了溶质原子的数量,这是淬火敏感性形成的主要原因。随着淬火速率的下降,粗大平衡相的析出数量增加,合金的硬度逐渐下降(如图 1 所示)。Zn+Mg+Cu 含量增加时, η 平衡相的形核速率增加,Zn:Mg 比低时,诱使慢速淬火过程中 η 平衡相的非均匀形核析出^[8];同时弥散粒子、晶界和亚晶界等高能位置对合金的淬火敏感性也有一定的影响。

杂质 Fe 和 Si 对铝合金的过饱和度有显著的影响,主要表现为:随着 Fe 和 Si 含量的增加,高熔点 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Mg_2Si 相含量增加,4[#] 合金中粗大相的总含量比 2[#] 合金提高了 70.42%,粗大相的形成消耗了基体大量的 Mg 元素和 Cu 元素。一方面,2[#] 合金相对 4[#] 合金而言,基体中的 Zn+Mg+Cu 溶质原子浓度较高,合金的过饱和度较高,促使冷却过程中固溶体的分解趋势加快,慢速淬火过程中平衡相析出数量增多。并且 Zn+Mg+Cu 含量的增多促使 2[#] 合金在慢速淬火过程中 T 相的析出,T 相的析出对合金的淬火敏感性极其不利。1[#], 2[#] 和 3[#] 合金的 Zn+Mg+Cu 含量变化范围不大,4[#] 合金的明显降低,这也是图 1 中 1[#], 2[#] 和 3[#] 合金的硬度值相差不大,但明显高于 4[#] 合金的原因。另一方面,4[#] 合金的 Zn:Mg 比高于 2[#] 合金的,抑制慢速淬火过程中平衡相的非均匀形核析出,合金的淬火敏感性降低。

杂质 Fe 和 Si 对大角度晶界及再结晶晶粒数目等也有一定的影响,主要表现为:粗大的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Mg_2Si 相与基体不共格,促进再结晶核心的形成。同时随着再结晶晶粒数目增加,非共格的 Al_3Zr 粒子的数量也随之增加,从而导致慢速淬火过程中带状弥散相粒子上平衡相的析出增多。

因此,从实验结果可以看出,合金成分引起的过饱和度的变化对淬火敏感性的影响大于晶粒结构变化对它的影响。从图 6 可以看出,2[#] 合金的粗大平衡相的数量明显高于 4[#] 合金,并且 2[#] 合金的亚晶内析出大量的对淬火敏感性不利的 T 相,粗大相的析出消耗了

大量的 Zn 和 Mg 元素,降低了合金的过饱和度,导致时效后 η' 沉淀强化相的数量减少,使得 4[#] 合金的淬火敏感性降低,即 Fe 和 Si 杂质的添加降低了合金的淬火敏感性,用末端淬火实验测得的硬度表征时,最大降低了 3.29%。

4 结论

(1) Fe 和 Si 杂质在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中主要以 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Mg_2Si 相存在;随着杂质 Fe 和 Si 含量增加, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Mg_2Si 相含量明显增加,消耗了大量的 Cu 元素和 Mg 元素,基体的过饱和度降低,慢速率淬火时平衡相的析出数量减少,合金的淬火敏感性降低,并且 Zn+Mg+Cu 含量高时,亚晶内观察到对淬火敏感性不利的 T 相。

(2) Al-Zn-Mg-Cu 合金中添加杂质 Fe 和 Si 后,粗大 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 Mg_2Si 相促进再结晶核心的形成,增加合金的再结晶晶粒和(亚)晶界数目,一定范围内增加了 η 平衡相的形核位置。

(3) 合金成分引起的过饱和度的变化对 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性的影响大于晶粒结构的影响,使得杂质的添加降低了合金的淬火敏感性,用硬度表征时最大降低了 3.29%。

参考文献

- [1] LIU S D, LIU W J, ZHANG Y. Effect of microstructure on the quench sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 507(1): 53-61.
- [2] 余欢, 疏达, 储微, 等. Fe 和 Si 杂质元素对 7××× 系高强航空铝合金组织和性能的影响[J]. 材料工程, 2013, (6): 92-98.
SHE H, SHU D, CHU W, et al. Effects of Fe and Si impurities on the microstructure and properties of 7××× high strength aircraft aluminum alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2013, (6): 92-98.
- [3] 刘文军, 张新明, 刘胜胆, 等. 均匀化对 7050 铝合金板材淬火敏感性的影响[J]. 中国有色金属报, 2010, 20(6): 1102-1109.
LIU W J, ZHANG X M, LIU S D, et al. Effect of homogenization on quenching sensitivity of 7050 aluminum alloy plates[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1102-1109.
- [4] 刘胜胆, 张新明, 黄振宝. 固溶处理对高纯 7055 铝合金组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(3): 54-59.
LIU S D, ZHANG X M, HUANG Z B. Effect of solution treatment on microstructures of pure 7055 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2006, 27(3): 54-59.
- [5] 张新明, 刘文军, 刘胜胆, 等. 热轧变形量对 7050 铝合金淬火敏感性的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(6): 33-38.
ZHANG X M, LIU W J, LIU S D, et al. Effect of rolling reduction on quench sensitivity of 7050 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(6): 33-38.

- [6] 蹇海根,姜峰,李金龙,等. 大规格 B93 铝合金棒材的淬透性研究[J]. 航空材料学报,2011,31(2):18-23.
JIAN H G,JIANG F,LI J L,et al. Research on quench sensitivity of B93 aluminum alloy for large sized bars[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011,31(2):18-23.
- [7] DENG Y L,WAN L,ZHANG Y,et al. Influence of Mg content on quench sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(13): 4636-4642.
- [8] 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, 2004,371(1/2):82-90.
- [9] SUZUKI H,KANNO M,SAITOH H. Different effects between Zr and Cr additions on recrystallization of hot-rolled Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. Journal of Japan Institute of Light Metals,1986,36(1):22-28.
- [10] POGANITSCH R,JEQLITSCH F,RATZI R. Cold working, recovery, and recrystallization of the alloy AlZnMgCu [J]. Zeitschrift für Metallkunde,1984,75(4):249-262.
- [11] ADACHI H, OSAMURA K, TANAHASHI T. Effect of Zr addition on microstructure of hot extruded P/M Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals,2005, 55(4):164-168.
- [12] ITO K,NAKASHIMA N. Effect of fine Zr-compound on the formation of structure of solution annealed Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. Journal of Japan Institute of Light Metals,1985, 35(3): 147-153.
- [13] HOLL H A. Investigations into the possibility of reducing quench sensitivity in high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. Journal of the Institute of Metals, 1969,97:200-205.
- [14] DUMONT D,DESCHAMPS A. Characterization of precipitation microstructures in aluminum alloys 7040 and 7050 and their relationship to mechanical behavior[J]. Materials Science and Technology,2004,20(5):567-576.
- [15] 陈送义,陈康华,彭国胜,等. 热变形温度和淬火速率对 7085 铝合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报,2012,22(4): 1033-1038.
CHEN S Y,CHEN K H,PENG G S, et al. Effect of hot deformation temperature and quench rate on microstructure and

- property of 7085 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012,22(4):1033-1038.
- [16] 王东,马宗义. 轧制工艺对 7050 铝合金显微组织和力学性能的影响[J]. 金属学报,2008,44(1):49-54.
WANG D,MA Z Y. Effects of rolling process on microstructure and mechanical property of 7050 aluminum alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44(1):49-54.
- [17] 韩念梅,张新明,刘胜胆,等. 固溶处理对 7050 铝合金强度和断裂韧性的影响[J]. 中南大学学报:自然科学,2012,43(3):855-863.
HAN N M,ZHANG X M, LIU S D,et al. Influence of solution heat treatment on strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Journal of Central South University:Science and Technology, 2012,43(3):855-863.
- [18] 周年润,陈康华,方华婵. 复合添加 Zr,Cr 和 La 对再结晶温度的提高作用[J]. 2008,13(4):208-213.
ZHOU N R,CHEN K H,FANG H C. Effect of combined addition of Zr,Cr and La on improving recrystallization temperature of aluminum[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2008,13(4):208-213.
- [19] HUMPHREYS F J,HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena [M]. Oxford: Pergamon Press, 2000.
- [20] BUHA J,LUMLEY R N,CROSKY A G. Secondary aging in an aluminum alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008,492(1/2):1-10.
- [21] 谢优华,杨守杰,戴圣龙,等. 锆元素在铝合金中的应用[J]. 航空材料学报,2002,22(4):56-61.
XIE Y H, YANG S J,DAI S L, et al. Application of element Zr in aluminum alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials,2002, 22(4):56-61.

基金项目:国家 973 重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619500)

收稿日期:2013-05-01;修订日期:2013-07-20

作者简介:张新明(1946—),男,教授,博士生导师,研究方向:有色金属材料加工工程研究,联系地址:湖南省长沙市中南大学材料科学与工程学院(410083),E-mail: xmzhang_cn@yahoo. cn

(上接第 40 页)

- YU Hong-yao, DONG Jian-xin, XIE Xi-shan. Thermodynamic calculation and analysis on precipitated phases in 18Cr10NiNb heat-resistant steel [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2010, 24(5): 449-454.
- [12] LEI Y W, SUN R L, LEI J B, et al. A new theoretical model for high power laser clad TiC/NiCrBSiC composite coatings on Ti6Al4V alloys [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2010, 48(9): 899-905.
- [13] SUN R L, YANG D Z, GUO L X, et al. Microstructure and wear resistance of NiCrBSi laser clad layer on titanium alloy sub-

strate [J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 132(2-3): 251-255.

基金项目:天津市应用基础及前沿技术研究计划(11JCZDJC21400);国家自然科学基金资助项目(51371125)

收稿日期:2012-04-23;修订日期:2013-05-20

作者简介:雷贻文(1976—),男,副教授,博士,主要从事激光材料加工方面的研究,联系地址:天津市西青区宾水西道 399 号天津工业大学机械工程学院(300387),E-mail:leiyiwen@163. com