

7050 铝合金高强高韧低 SCC 敏感性 时效工艺与机理研究

李杰^{1,2}, 宋仁国^{1,2}, 马晓春², 郑晓华², 李红霞², 翁晓红²

(1. 常州大学 材料科学与工程学院 浙江 常州 213164; 2. 浙江工业大学 特种装备制造与先进加工技术教育部重点实验室, 杭州 310014)

摘要: 在单级时效制度下,对7050铝合金进行了长时间人工时效处理。研究了不同时效状态下合金的微观组织与常规力学性能,并测试了合金的SCR性能。结果表明:不同温度下长时间人工时效处理后,合金的强度随时效程度的增加均发生明显变化,经过传统峰时效后合金的强度先减小后增大,出现第二峰值,且第二峰强度高于第一峰;合金断裂韧度随时效程度的增加而提高,第二峰韧度高于第一峰;应力腐蚀敏感性随时效程度增加而降低,第二峰抗应力腐蚀性能优于第一峰。135℃下,合金的双峰位较为突出,双峰值较高。第一峰位 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_b 分别为580MPa,625MPa;第二峰位 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_b 分别为590MPa,640MPa。第二峰位断裂韧度较好, K_{IC} 为39.5MPa·m^{1/2},SCR性能得到很大改善,临界应力强度因子 K_{ISCC} 为12.72MPa·m^{1/2}。微观组织分析表明:合金双峰状态下晶内及晶界组织都存在极大差异,第一峰基体组织为高密度GP区,晶界为连续带状 η' 相,第二峰基体组织以 η' 相为主,晶界为断续离散的粗大 η 相。

关键词: 7050 铝合金; 长时间时效; 强度; 断裂韧度; 应力腐蚀开裂

DOI: 10.3969/j.issn.1005-5053.2010.6.006

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2010)06-0027-08

7×××系铝合金是应航空航天发展需要而开发出来的一类新型高强度铝合金,具有密度低、比强度高、易加工成型等诸多优点^[1-4]。但这类合金对SCC十分敏感,在长期的使用过程中容易造成腐蚀裂纹的扩展,由于在应力腐蚀过程中,材料构件断裂前没有明显的预兆,因此存在严重的安全隐患^[5,6]。随着生产技术的发展,工业化要求越来越高,如何拥有获得高强度、高韧度及高耐腐蚀性成为7×××系铝合金作为结构材料急需解决的问题。为了解决高强度与低抗应力腐蚀能力之间的矛盾,发展合金化和热处理工艺优化7×××系铝合金强度与耐应力腐蚀开裂性能受到普遍关注^[7,8]。近几十年来,国内外学者对高强铝合金的热处理工艺进行了大量的研究,相继开发出T6→T73→T76→T736等热处理制度,合金的机械性能与抗腐蚀性能得到很大提

高,然而合金的强度、韧度及耐腐蚀性能却始终未能很好统一^[9-12]。单级峰时效状态,合金强度虽高但是断裂韧度和抗应力腐蚀性能差,双级时效状态则以较大幅度牺牲强度为代价(10%~15%)来获得较好的耐腐蚀性能,三级时效兼顾了力学性能和耐腐蚀性能,但是强度仍然下降了5%~7%^[13,14]。

本工作系统地研究了长时间时效条件下7050铝合金的常规力学性能变化规律以及应力腐蚀开裂行为,在此基础上进一步分析了晶界偏析与SCC敏感性的关系,初步探讨了合金应力腐蚀机理。由于国内外对高强铝合金双峰现象的研究鲜有报道,本研究针对7050铝合金进行单级双峰时效新工艺的研究,借助微观测试手段,深入剖析了双峰时效硬化机理并且很好解释了合金的抗应力腐蚀行为,这对7×××系铝合金应用的进一步发展将起到一定作用。

1 实验方法

1.1 实验材料及热处理方法

实验材料的化学成分(质量分数/%): Zn 6.24, Mg 2.07, Cu 2.46, Zr 0.12, Ti 0.01, Fe 0.07, Si 0.04, 余量为Al。

收稿日期: 2009-07-31; 修订日期: 2010-02-09

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50771093)

作者简介: 李杰(1986—),男,硕士研究生,(E-mail)lijie9792006@126.com

通讯作者: 宋仁国 教授,博士生导师,主要研究方向为材料腐蚀与防护,(E-mail) songrg@hotmail.com。

试样在 470℃ 保温 120min 后水淬,分别在 120℃、135℃、155℃、170℃ 下进行人工长时间时效,时效时间控制在 0~140h 之间。

1.2 常规力学性能测试

硬度测试选用 15mm × 10mm × 5mm 块状试样,所用设备为国产 HR-150A 洛氏硬度计。

拉伸试样按照 GB/T 228—2002 要求制备,长轴方向与轧制方向垂直,拉伸性能在 AG-10TA 型万能材料试验机上进行。

按金属材料平面应变断裂韧度 K_{IC} 试验方法(GB/T 4161—2007),采用紧凑拉伸试样测定材料的断裂韧度 K_{IC} ,沿 $L-T$ 方向取样。

1.3 应力腐蚀测试

应力腐蚀测试严格按照国家标准高强度合金双悬臂(DCB)试样应力腐蚀试验方法(GB 12445.1—1990)进行,裂纹预扩展方向沿材料轧制方向。

首先将 DCB 试样用螺钉加载预裂,然后用透明涤纶胶带封样,试样的头部及螺钉均用蜡封,放入 3.5% 的 NaCl 溶液腐蚀介质中,测量时用读数显微镜测量表面裂纹长度。由每个测量时间测量得到平均裂纹长度 a ,做 $a-t$ 曲线求出裂纹扩展速率 da/dt ,用下列公式求出每个测量时间裂纹尖端的应力强度因子:

$$K_I = \frac{E\delta H [3H(a + 0.6H)^2 + H^3]^{1/2}}{4 [(a + 0.6H)^3 + H^2 a]}$$

式中 δ 为加载线上位移, H 为试样的半高长, E 为弹

性模量,最后做出 $da/dt-K_I$ 曲线。

1.4 微观组织观察

试样经研磨抛光后用标准 Keller 试剂(2.5% HNO_3 + 1.5% HCl + 1.0% HF + 95% H_2O ,体积分数)进行金相腐蚀。采用扫描电镜(SEM)及透射电镜(TEM)进行微观组织观察及断口形貌分析,晶界成分分析采用 TEM 上所带的能谱仪(EDS)进行。

2 实验结果与分析

2.1 双峰时效工艺对常规力学性能的影响

合金硬度值随时间变化曲线见图 1。从图中不难看出,四种时效温度下合金的硬度变化趋势十分相似,曲线存在两个硬度峰值,第二峰值高于第一峰值。进一步比较各曲线双峰位特征可知:135℃ 时效态的合金硬度曲线双峰值比 120℃、155℃、170℃ 都高,峰值分别为 95.6HRB 与 96.4HRB。峰值出现时间比 120℃ 提前,第一峰位出现提前了 10~15h,大概出现在 16h 左右,第二峰位提前了 20h 左右,出现在 70h。155℃、170℃ 的双峰位也较 120℃ 的提前,与 135℃ 的峰位基本相似。155℃ 时合金的双峰硬度值明显低于 135℃ 的双峰值,第一峰值为 89.3HRB,第二峰值为 90.5HRB。120℃ 的双峰硬度值比 155℃ 高,略低于 135℃,分别为 93.8HRB 和 95.5HRB。170℃ 时合金

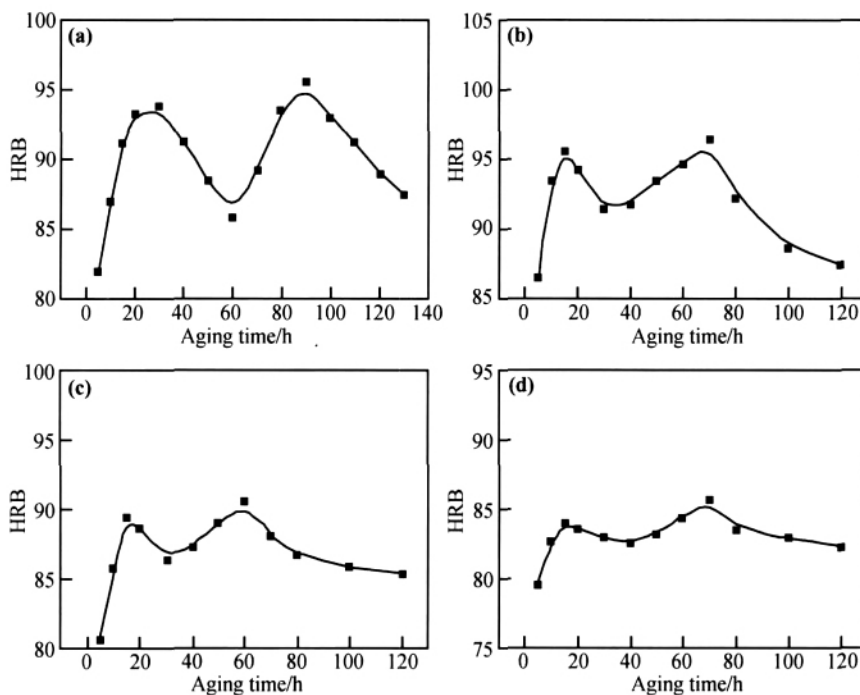


图 1 不同时效温度合金长时间时效硬度曲线

Fig. 1 Hardness curves of alloy after long time aging on different aging temperature
(a) 120℃; (b) 135℃; (c) 155℃; (d) 170℃

的双峰值下降幅度很大,峰值硬度大约为 85HRB。可以看出,时效温度为 135℃ 时,合金长时效的硬化明显高于同组的其他温度。总体比较来看,135℃ 下合金长时效硬度变化曲线,第一峰值到达时间短,硬度值增大速率快,上升变化趋势陡峭,且第一峰后的下降变化也很快,表现出第一峰值前后的急增急减特性。硬度值在经过最低点谷底后,开始随时效时间的延长出现回升现象,但上升速率缓慢,趋势平缓,经过较长的时效时间到达第二个峰值,峰值过后硬度值再次急剧降低。前后峰变化速率不同,前峰急后峰缓,后峰略高于前峰。这就突破了传统的峰时效工艺,在进行长时间时效后合金的硬度值出现第二峰值。

120℃ 时效温度低于合金中 GP 区的脱溶温度线,较低的形核势垒使 GP 优先形核,时效开始阶段,细小而弥散的 GP 区使基体得到明显强化,合金硬度值上升幅度很大,随后时效程度的增加,GP 区粗化,强化效果降低,硬度有所下降,而 η' 的缓慢析出使得合金强度补偿 GP 区强化效果损失后又得到提高。

135℃ 的时效温度同样保证了基体中 GP 区的沉淀析出,并且温度的提高使得原子扩散速率及淬火后的过饱和空位扩散速率均得到极大提高,GP 区的形核速率比 120℃ 大,且体积分数更大,所以 135℃ 的第一峰位比 120℃ 提前,硬度值也大于

120℃ 第一峰值。时效时间的延长, η' 相的补偿强化作用也大于 120℃,第二峰位的硬度值高于 120℃ 的峰值。

高时效温度 155℃ 增加了沉淀相形成所需的临界空位浓度,在时效前期 GP 区形成困难,GP 区形核速率下降,GP 区的强化作用减弱,第一峰位的硬度值明显降低。较高的温度使得原子扩散速率更大,GP 区更容易长大,这使第一峰的峰位出现较早,与 135℃ 相似。同样,温度的升高, η' 相形成所需的临界空位浓度增大, η' 相的强化作用减弱,第二峰值也比 135℃ 低。

当时效温度升高至 170℃ 时,GP 区的脱溶温度线已经十分接近,GP 区的形成变得非常困难,少量 GP 区的形成随着时效程度的增加马上粗化,因此合金的第一峰值非常低,而且这么高的温度使 η' 相驱动力变得非常小,较高的形核势垒也削弱了 η' 相的形成,高原子扩散速率会使原子很快在已经形成的 η' 粒子聚集,这造成了 η' 相的粗化并加速了其向 η 相的转变,所以第二峰值也很低,峰位出现提前。

根据 135℃ 下合金硬度值的变化曲线,取不同的时效时间位,第一峰位前、第一峰位、谷底、第二峰位、第二峰位后,记为 A、B、C、D、E,测试 135℃ 不同时效状态下合金的拉伸性能和断裂韧度,实验结果如表 1。

表 1 不同时间时效后合金的拉伸性能和断裂韧度

Table 1 The strength and fracture toughness of alloy on different aging time

Sample	Aging time/h	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	K_{IC} /MPa \cdot m ^{1/2}
A	10	550	590	14	32.2
B	16	580	625	11	30.5
C	36	565	595	12	35.8
D	70	590	640	12	39.5
E	100	545	580	13	37.7

由表 1 可以看出合金在 D 位强度是最大, B 位次之, A、C、E 位上则较小,这和硬度值的双峰曲线是一致的,说明合金经 135℃ 长时效处理,其强度确实出现了两个较高的峰值,变化趋势明显,双峰位突出。在强度增大的同时合金塑性也保持较高水平,两个峰位上的伸长率没有大幅度变化。同时合金的断裂韧度随着时效时间的增大而提高,第二峰位的断裂韧度最高,且比第一峰提高较大。

总体来看,合金的强度值随时效时间延长而改变出现了双峰值,双峰值高,峰位突出,第二峰值略高于第一峰。合金双峰位的塑性较好,而且第二峰位的断裂韧度最高。

对不同时效温度下合金第二峰位时效态的微观

组织进行扫描电镜观察(SEM),组织形貌如图 2 所示。从图 2 可以看出不同时效温度下合金第二峰位时效态的基体组织中沉淀相的析出效果存在很大的差异。

120℃ 强化相析出较多,尺寸小,在基体中分布均匀,对合金产生很大的强化效应,合金的第二峰值较高。时效温度为 135℃ 时,析出的第二相更细小,分布更弥散,在图中可以发现第二相颗粒不仅尺寸很小,且大小均一,粒子间距很小,能够很好地阻碍位错运动,使得合金硬度值得到很大提高。当时效温度达到 155℃ 时,析出的第二相由于本身形核率较低,高温的影响又会提高原子的扩散速率,质点周围容易聚集溶质原子,出现了粗化现象,加上弥散度

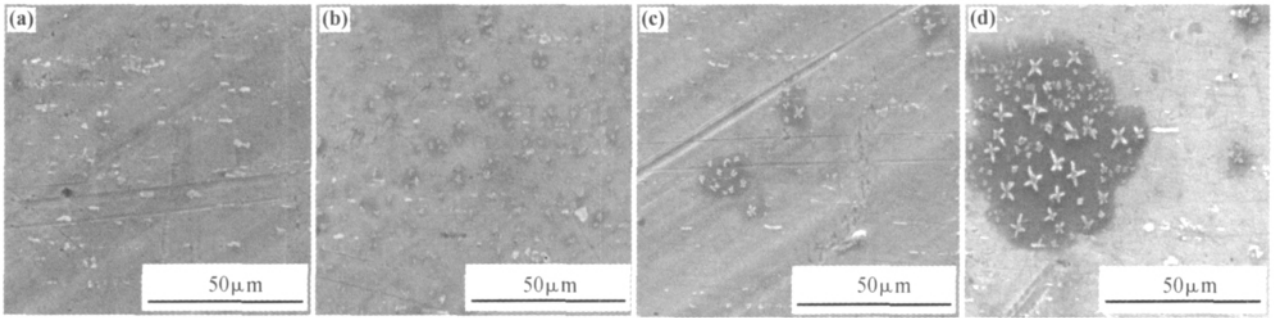


图2 不同时效温度合金第二峰位时效状态微观组织观察(SEM)

Fig. 2 Observation about microstructure of the second peak aging state on different aging temperatures(SEM)

(a) 120°C; (b) 135°C; (c) 155°C; (d) 170°C

较低, 脱溶物之间的距离较大, 强化效果明显不如 135°C 下的合金组织。170°C 的时效温度, 使得合金中的沉淀相析出更加困难, 形核率非常低, 且析出相的粗化现象非常严重, 如图 3d 所示, 细小的沉淀相聚集在一起, 形成较大的粗化相, 基体的强度变得非常低。

用透射电镜对 135°C 下合金双峰时效状态的晶内与晶界组织进行观察, 结果如图 3、图 4。

图 3 为第一峰时效状态下合金的微观组织照片及晶内与晶界析出相的高分辨图片。从透射电镜照片可以看出, 晶内析出的 GP 区, 质点大小均一, 成球形点状结构, 分布密集, 质点间距非常小, 体积分数大。GP 区周围开始有 η' 析出, 可以发现较多细条状质点分布在基体内。晶界 η' 相趋于稳定, 并有所长大, 过渡相 η' 开始向平衡的 η 相转变, 连续分布在晶界上, 晶界周围 GP 区析出量增多, 晶界无析出带宽度减小。对晶内析出相进行高分辨观察, 可以发现析出相为球形质点, 与母体组织保持高度的共格, 说明晶内的析出相主要为球状的共格 GP 区。由于对入射电子的散射能力不同, 共格的 GP 区原子对所在母体区的成像衬度影响较大, 视场区较为模糊。晶界上的析出相, 成连续带状分布, 有条状及针状质点, 与母体大部分共格, 局部存在非共格现象, 说明晶界上连续析出相以 η' 相为主, 并且出现 η' 相向非共格的 η 相转变。非共格区对入射电子的散射作用以析出相为主, 母体作用被掩盖, 所以该区视场较黑暗。

合金在第一峰位时效态下, GP 区的形核速率达到最大, GP 区分布弥散, 质点细小, 并且晶内出现针状的 η' 相, 强化作用显著, 基体强度得到提高。晶界上连续分布着 η' 相, 并且稳定的 η' 相开始转变为平衡非共格的 η 相, 时效程度的增大, 晶界附近 GP 区也开始形成, 无析出带宽度减小。细小的 GP 区容易被位错切过, 一些有利的位向会产生共面滑移

形成强滑移带, 在晶界附近造成堆积, 随之产生大的局部应力, 降低了合金的断裂韧性。

图 4 为第二峰时效状态下合金的微观组织照片及晶内与晶界析出相的高分辨图片。可以看出晶内的析出相以 η' 相为主, GP 区消失, 只剩下少数粗大圆斑, 细小的针状质点均匀分布于晶内, 质点间距小, 体积分数大。晶界上的 η' 相聚集粗化, 转变成平衡稳定的 η 相, 随着时效程度增加, η 相继续聚集长大, 离散程度更为明显, 质点尺寸更粗、间距更宽。晶界附近无沉淀析出区域变大, 晶界无析出带变宽。对晶内与晶界上的析出相进行高分辨观察, 可以发现晶内析出相为细小针状质点的 η' 相, 共格与半共格的结构对母体成像衬度影响不一, 因此, 针状质点周围视场较模糊, 中心较暗。晶界上的平衡 η 相, 质点粗大, 间距很宽, 视场较暗, 与母体保持非共格关系。

合金在经过谷位时效后, 随着时效程度的加深, 晶内的 GP 区进一步长大, GP 区质点相互聚集, 数量减少。那些较小的 GP 区拥有较高的能量, 它们逐渐被周围的粗大质点吞噬以降低系统的能量, 这可能是被几个粗大 GP 区分割合并的过程。分化过程中, 会出现多个更细小的 GP 区质点, 它们克服了 η' 相比较高的势垒, 成为 η' 相形核点。此外粗化的 GP 区周围的高能畸变场, 也为 η' 相形核提供能量, η' 相更容易析出, 因此第二峰位时效态下晶内 GP 区质点数量减少, η' 相大量析出, 且颗粒细小, 分布弥散, 对基体的强化作用增强, 合金的强度得到很大提高, 测试结果可知第二峰略高于第一峰值。晶界上的 η' 相随着时效的深入, 向低能量的 η 相转变, 在第二峰位处, η 相进一步聚集长大, 质点间距扩大, 断续现象更加显著, 由于 η 相粗化作用突出, 晶界周围的析出相逐渐被吞并, 晶界无析出带变宽。较大的无析出带宽及晶界粗大质点的非连续分布, 使合金的变形能够很好地在晶界附近过渡, 因此合

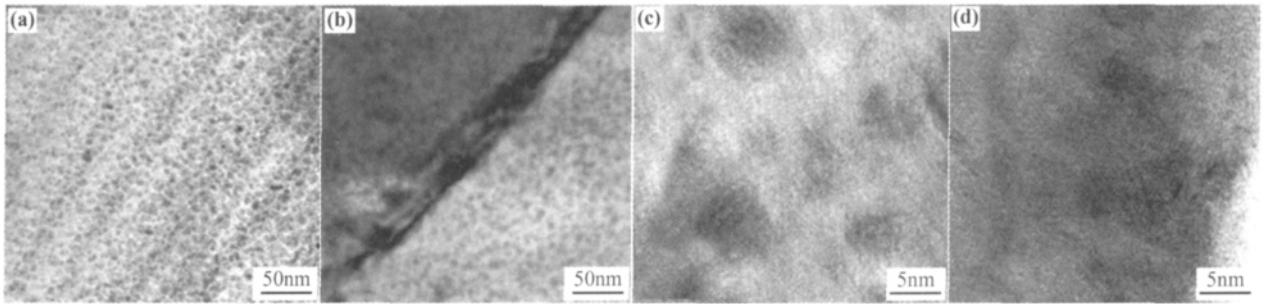


图 3 第一峰时效状态下合金晶内及晶界组织照片(TEM)及析出相高分辨图片。(a)晶内组织; (b)晶界组织;(c)晶内析出相;(d)晶界析出相

Fig. 3 Pictures about the intracrystalline structure and grain boundary structure of first peak aging state(TEM) and the high graphics of separating phase (a) intracrystalline structure;(b) grain boundary structure; (c) intracrystalline separating phase;(d) grain boundary separating phase

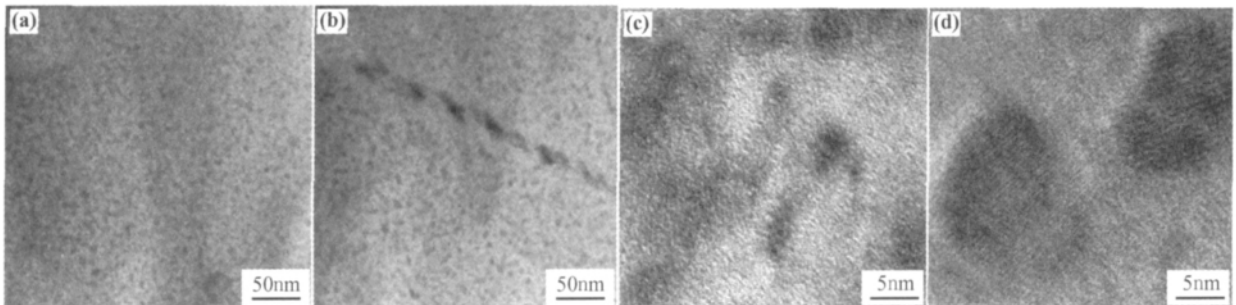


图 4 第二峰时效状态下合金晶内与晶界组织照片(TEM)及析出相高分辨图片 (a) 晶内组织; (b)晶界组织;(c)晶内析出相;(d)晶界析出相

Fig. 4 Pictures about the intracrystalline structure and grain boundary structure of second peak aging state(TEM) and the high graphics of separating phase (a) intracrystalline structure;(b) grain boundary structure; (c) intracrystalline separating phase;(d) grain boundary separating phase

金的伸长率保持稳定,且韧度较高,这与表 1 测试结果相符。

2.2 双峰时效工艺对 SCC 敏感性的影响

135℃ 下合金不同时效状态,第一峰位前(10h)、第一峰位(16h)、谷位(36h)、第二峰位(70h)、第二峰位后(100h),合金的应力腐蚀裂纹扩展动力学曲线如图 5 所示,不同时效状态合金的裂纹平台扩展速率与临界应力强度因子见表 2。

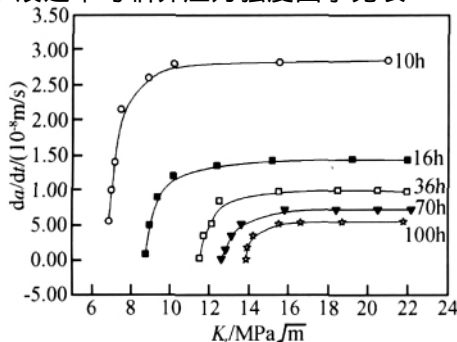


图 5 不同时效状态合金的 $da/dt-K_I$ 曲线

Fig. 5 The $da/dt-K_I$ curves of different aging states

可以看出随着时效时间的延长,裂纹平台扩展速率下降,第一峰位前最高,第一峰位次之,谷位、第二峰位及第二峰位后平台扩展速率值相差不是很大。临界应力强度因子 K_{ISCC} 随时效时间的延长明显增大,说明合金的应力腐蚀敏感性随时效时间的延长而降低,双峰时效过程中,第二峰位抗应力腐蚀性能高于第一峰。

当裂纹扩展速率降至 10^{-9} m/s 时结束测试,将 DCB 试样沿裂纹面的法线方向拉断,不同时效状态的应力腐蚀断口形貌如图 6 所示。

从图 6 中可以看到,在腐蚀介质条件下各时效状态合金的断口形貌主要为穿晶与沿晶的混合型断口,沿晶断裂比例随时效程度的加深而减少,时效程度越低,断口的脆化特征越显著。合金在第一峰位时效态,腐蚀断口表现为较多的脆性沿晶断裂特征,处于第二峰位时效态时,断口穿晶断裂增加,沿晶断裂比第一峰时效减少较大,说明第二峰的应力腐蚀敏感性低于第一峰,这与应力腐蚀测试结果一致。

表2 不同时效状态合金的应力腐蚀敏感性能
Table 2 The SCC susceptibility of different aging states

Aging state	Aging time/h	Plateau velocity/ $m \cdot s^{-1}$	Critical stress intensity factor $K_{ISCC}/MPa \cdot m^{1/2}$
Underaged	10	2.82×10^{-8}	6.55
The first peakaged	16	1.43×10^{-8}	8.74
Valley aged	36	9.90×10^{-9}	11.56
The second peakaged	70	7.25×10^{-9}	12.72
Overaged	100	5.50×10^{-9}	13.88

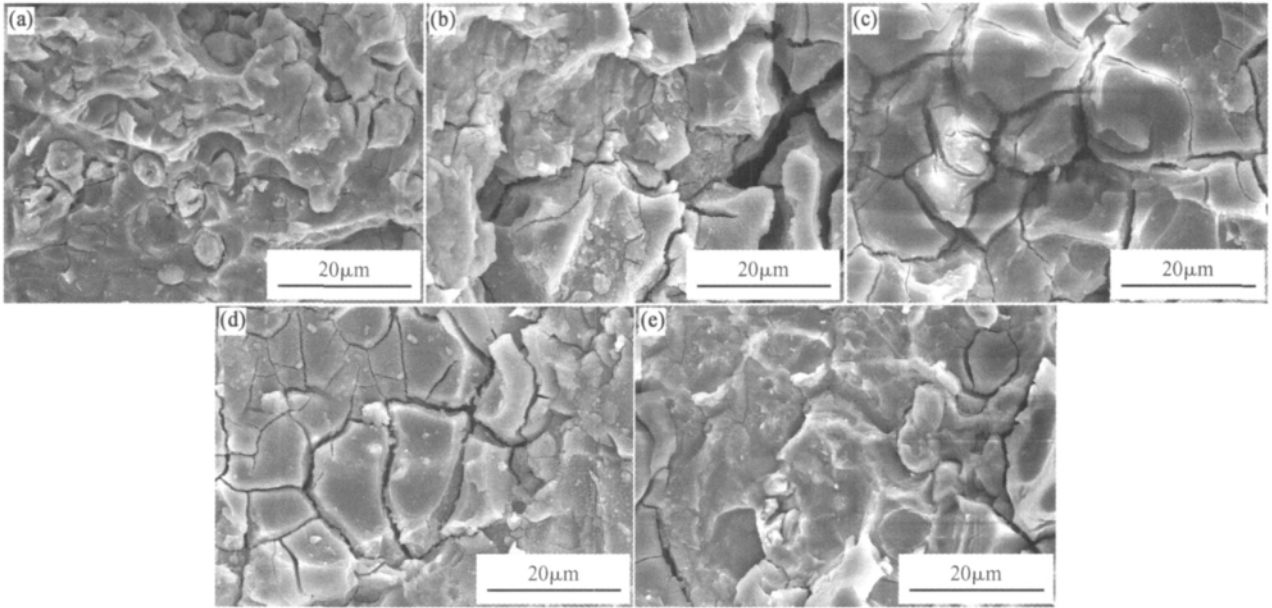


图6 不同时效状态下应力腐蚀断口形貌(SEM) (a) 第一峰前(10h); (b) 第一峰(16h); (c) 谷位(36h); (d) 第二峰(70h); (e) 第二峰后(100h)

Fig.6 Observation of SCC fracture surface after different aging states(SEM) (a) before first peak(10h); (b) first peak(16h); (c) vale (36h); (d) second peak(70h); (e) after second peak(100h)

2.3 晶界 Mg 偏析对应力腐蚀开裂的影响

表3为不同时效状态下晶界成分分析(EDS)。鉴于分析结果中包含了晶界上 $MgZn_2$ 的成分,假定晶界上的 Zn 全部用来形成 $MgZn_2$,则除去所含的 Mg 后,余下的就是晶界上固溶 Mg 的量。由表3可知,不同时效状态下 Mg, Zn, Cu 均存在不同程度的晶界偏析,随着时效时间的增加, Mg 偏析量减少, Zn 偏析量增加。可以看出在双峰时效处理后,双峰位的晶界自由 Mg 偏析量相差较大,第二峰低于第一峰。

晶界上自由 Mg 偏析浓度与临界应力强度因子之间的关系如图7所示。从图中可以看出,SCC 敏感性随晶界自由 Mg 偏析浓度的增大而增大,这说明晶界 Mg 偏析与 7050 高强铝合金 SCC 敏感性之间可能有一定的因果关系。

$7 \times \times \times$ 系铝合金的 SCC 裂纹扩展一般沿晶界展开,因此晶界上溶质原子的偏聚必然对 SCC 产生重要的影响,很多实验结果证实了这一观点^[15]。

Joshi^[16]等人发现晶界上固溶 Mg, Zn, Cu 偏析量与 SCC 平台速率有明显的关系。Viswandaham^[17]等人提出了“Mg-H”复合体理论,认为晶界上存在过量自由 Mg 与 H 形成“Mg-H”复合体,氢在晶界上固溶度的增加将导致晶界结合能的降低,从而脆化了晶界。宋仁国^[18,19]等人也用实验证实了“Mg-H”相互作用的存在,在实验中用离子探针对 H 含量进行测试,发现腐蚀裂纹尖端富集大量 H,且富集的 H 随晶界自由 Mg 浓度的增加而增加。“Mg-H”相互作用可以用电子效应来解释,由于 Mg, Al, H 电负性不同, Mg-H 电负性差值大于 Al-H 电负差,因此 Mg 与 H 的键合能力比 Al 与 H 强, Mg 与 H 之间容易形成共用价电平衡。长期以来材料界对铝合金 SCC 机理进行了大量研究,氢脆理论得到大多学者的认同。研究认为,在拉伸应力作用下,晶界与表面相交处的水分子会与铝合金反应生成活性原子 H,即 $2Al + 3H_2O \rightarrow Al_2O_3 + 6[H]$, H 原子进入晶格中,沿晶界

优先偏聚,导致晶界强度下降,引起开裂^[8]。从表 3 中可知晶界自由 Mg 偏析量随时效程度增加而减少,这可能导致 SCC 过程中的“Mg-H”交互作用减

弱,氢脆能力降低,因此 SCC 敏感性随时效程度的增加而降低,第二峰抗 SCC 能力强于第一峰。

表 3 不同时效状态晶界固溶 Mg 偏析

Table 3 Grain boundary segregation of solution Mg on different aging states

Aging state	Grain boundary Mg/at%	Grain boundary Zn/at%	Solid solution Mg/at%	Solid solution Mg/Grain boundary Mg/%
135℃/10h	7.7	3.5	6.0	77.9
135℃/16h	7.0	3.8	5.1	72.8
135℃/36h	6.6	4.2	4.5	68.1
135℃/70h	6.2	4.6	3.9	62.9
135℃/100h	5.5	4.8	3.1	56.3

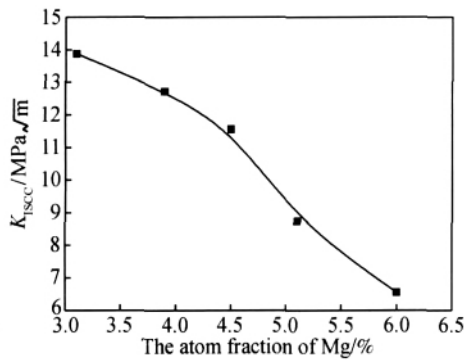


图 7 晶界固溶 Mg 偏析对 7050 铝合金 SCC 敏感性的影响
Fig. 7 The influence of solution Mg segregation on grain boundary to the SCC susceptibility in 7050 aluminium alloy

从自由电子理论单独考虑晶界偏析自由 Mg 对 SCC 的影响,可以得到带两个价电子的 Mg 原子在晶界上的偏析取代了带三个价电子的 Al 原子,使得晶界上的电子密度发生改变,Mg 的偏析导致了 Al 原子间的电子密度减小。根据量子力学理论可知,电子密度及其分布状态是影响金属晶体原子间结合力的基本因素之一,电子密度越小,原子间结合力越弱。从晶界 Mg 偏析浓度与应力腐蚀敏感性的关系可以看出,SCC 敏感性随晶界 Mg 偏析浓度的增大而增大,因为 Mg 在晶界的偏析,晶界原子间结合能减小,脆化了晶界,导致晶界断裂应力下降,所以 SCC 敏感性升高。

由准化学方法计算得到 Mg 在晶界上偏析导致晶界断裂功的降低,晶界断裂应力的减弱使得晶界脆化程度增加,因此合金抗 SCC 性能减弱。

3 结 论

(1) 不同时效温度下合金进行长期时效处理,硬度值随时效时间的变化存在双峰位现象,提高时

效温度,曲线双峰值增大,双峰现象突出,峰位都有所提前,时效温度过高则峰值降低,双峰现象不明显。

(2) 135℃ 单级长时效态,合金第一峰强度较高,屈服强度 580MPa、抗拉强度 625MPa;第二峰强度高于第一峰,屈服强度 590MPa、抗拉强度 640MPa。合金断裂韧度随时效时间增加而提高,第二峰位断裂韧度高于第一峰,且伸长率保持较高水平,与第一峰相差不大。

(3) 135℃ 单级长时效处理,合金应力腐蚀敏感性随时效程度的增加而降低,第二峰的抗应力腐蚀性性能高于第一峰。

(4) 晶界 Mg 偏析对合金 SCC 敏感性有重要影响,随着 Mg 偏析浓度增加,SCC 敏感性增大。自由 Mg 引起晶界结合能和断裂功的下降,导致晶界脆化,提高了应力腐蚀敏感性。

参考文献:

- [1] 宋仁国. 高强铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 材料导报, 2000, 14(1): 20-21.
- [2] 曾渝, 尹志民. 超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 中南工业大学学报, 2002, 33(6): 592-596.
- [3] FRIDLADYER I N. Russian aluminum alloys for aerospace and transport application[J]. Mater Sci Forum, 2000, 331~337: 127-140.
- [4] IMANURA T. Current status and trend of applicable material technology for aerospace structure [J]. Journal of Japan of Light Metals, 1999, 49(7): 302-309.
- [5] SONG R G, DIETZEL W. Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Mater, 2004, 52(16): 4727-4743.
- [6] CAECHOWSKI M. Stress corrosion cracking of aluminium alloy and their welded joints [C]//7th Polish Corrosion VII Ogólnopolska Konferencja. Poland: Krakow, 2002: 17-21.

- [7] STARINK M J, WANG S C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. *Acta Mater*, 2003, 51(17): 5131-5150.
- [8] 杜爱华, 龙晋明, 斐和中. 高强铝合金应力腐蚀研究进展 [J]. *中国腐蚀与防护学报*, 28(4): 251-256.
- [9] 宁爱林, 曾苏民. 固溶处理对高纯高强铝合金组织和性能的影响 [J]. *金属热处理*, 2004, 29(4): 13-16.
- [10] 田福泉, 崔建忠. 双级时效对 7050 铝合金组织与性能的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(6): 958-963.
- [11] 张新明, 李鹏辉, 刘胜胆, 等. 回归时间对 7050 铝合金晶间腐蚀性能的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(10): 1795-1801.
- [12] SONG R G, ZHANG Q Z. Heat treatment optimization for 7175 aluminium alloy by genetic algorithm [J]. *Materials Science and Engineering (C)*, 2001, 17: 133.
- [13] ROBINSON J S, TANNER D A. The influence of aluminium alloy quench sensitivity on the magnitude of heat treatment induced residual stress [J]. *Materials Science Forum*, 2006, 524-525: 305-310.
- [14] 阎大京. 从 7475 铝合金的时效看 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的强化 [J]. *材料工程*, 1991, 2: 15-18.
- [15] 宋仁国, 曾梅光, 张宝金. 7050 铝合金晶界偏析与应力腐蚀、腐蚀疲劳行为的研究 [J]. *中国腐蚀与防护学报*, 1996, 16(1): 1-8.
- [16] SHASTRY C R, LEVY M, JOSHI A. The effect of solution treatment temperature stress corrosion susceptibility of 7075 aluminum alloy [J]. *Corrosion Science*, 1981, 21(9-10): 673-688.
- [17] VISWANADHAM R K, SUN T S, GREEN J A S. Grain boundary segregation in Al-Zn-Mg-Cu implications to stress corrosion cracking [J]. *Metall Trans (A)*, 1980, 11: 151.
- [18] SONG R G, TSENG M K, ZHANG B J, *et al.* Grain boundary segregation and hydrogen-induced fracture in 7050 aluminium alloy [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(8): 3241-3248.
- [19] 宋仁国, 耿平, 张宝金, 等. 7175 铝合金晶界偏析与阴极渗氢过程中的 Mg-H 相互作用 [J]. *航空材料学报*, 1997, 17(4): 37-43.

New Aging Technique and Mechanism of High Strength High Toughness and Low SCC Susceptibility in 7050 Aluminum Alloy

LI Jie^{1,2}, SONG Ren-guo^{1,2}, MA Xiao-chun², ZHENG Xiao-hua²,
LI Hong-xia², WENG Xiao-hong²

(1. School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, Zhejiang China; 2. Key Laboratory of Special Purpose Equipment and Advanced Manufacturing Technology, Ministry of Education, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China)

Abstract: 7050 aluminum alloy was processed by single stage long term aging treatment. The microstructure and mechanical properties of different aging states were studied. The ability of stress corrosion resistance (SCR) in 7050 aluminum alloy was tested by DCB stress corrosion testing method. The results show that the strength of 7050 aluminum alloy after single stage long term aging treatment at different temperatures changes obviously. At first it gets the conventional peak value, then the strength decreases until to the lowest point, whereafter, the strength turns to increasing and gets the second peak value, the second peak value is higher than the first one. The fracture toughness increases with the aging extent increasing, the fracture toughness of the second peak is much higher than the first one. The stress corrosion cracking (SCC) susceptibility decreases when the aging extent increasing, the SCR property of the second peak is more excellent than the first one. After long time aging treatment on 135°C, the two strength peaks are obvious, the two peak value are much higher, the first strength value is $\sigma_{0.2}$: 580MPa, σ_b : 625MPa, the second strength value is $\sigma_{0.2}$: 590MPa, σ_b : 640MPa. The second peak' fracture toughness is much better, $K_{IC} = 39.5\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, the SCR is improved much, $K_{ISCC} = 12.72\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. The observation of microstructure indicates that intracrystalline structure and the grain boundary structure are both very different between the two peak stages. The intracrystalline structure of the first peak is high density GP zone, the continuous banding η' phase distributes on the grain boundary. The intracrystalline structure of the second peak is mainly η' phase, the grain boundary structure is discrete thick η phase.

Key words: 7050 aluminium alloy; long term aging treatment; strength; toughness; stress corrosion cracking