



Cu含量对Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu合金 断裂韧性的影响

韦卫昌^{1,2}, 马志民³, 张梦晗^{1,2}, 刘胜胆^{1,2,4}, 叶凌英^{1,2}, 程全士⁵

- (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;
3. 包头职业技术学院, 包头 014030;
4. 中南大学 轻质高强结构材料国家重点实验室, 长沙 410083;
5. 河南省紧固连接技术重点实验室, 信阳 464000)

摘 要: 采用Kahn撕裂实验, 结合金相、扫描电镜、扫描透射电镜、数字图像相关法和电子背散射衍射等手段, 研究了Cu含量对Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu合金断裂韧性的影响规律。结果表明: 随着Cu含量从0%增大到2.6%(质量分数), 合金断裂韧性先逐渐增大, 在Cu含量为1.0%~1.3%时达到最高值, 而后大幅减小。随着Cu含量从0%增大到1.0%~1.3%, 合金的再结晶晶粒面积分数逐渐增大, 导致裂纹形核过程的变形量和穿过再结晶晶粒扩展的比例增大; 裂纹单位面积形核功(UIE)和单位面积扩展功(UPE)逐渐增大。Cu含量为2.6%时, 合金残余第二相的面积分数、晶界上部分 η 相的尺寸增大, 导致裂纹形核过程的变形量减小; η' 强化相的间距减小, 导致晶内-晶界强度差和裂纹沿再结晶晶界扩展的比例明显增大; UIE和UPE均大幅减小。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu合金; Cu含量; 断裂韧性; 裂纹形核功; 裂纹扩展功

文章编号: 1004-0609(2022)-11-3245-12

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 韦卫昌, 马志民, 张梦晗, 等. Cu含量对Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu合金断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(11): 3245-3256. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-42868

WEI Wei-chang, MA Zhi-min, ZHANG Meng-han, et al. Effect of Cu content on fracture toughness of Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(11): 3245-3256. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-42868

Al-Zn-Mg-Cu合金具有高比强度和良好的塑性加工性能, 广泛应用于航空航天领域^[1]。Al-Zn-Mg-Cu合金为时效强化合金, 其高强度主要通过时效过程中形成的大量强化相获得, 普遍认为其析出序列是^[2-3]: S.S.S.S→GP I/GP II区→ η' 相→ η 相, 其中 η' 相为主要的强化相。然而, 随着航空工业对材料性能的要求不断提高, Al-Zn-Mg-Cu合金除了

需要具备高强度, 还需要具备优异的断裂韧性、耐腐蚀性能和抗疲劳性能^[4]。因此, 提高断裂韧性成为Al-Zn-Mg-Cu合金的重要研究方向。

Al-Zn-Mg-Cu合金的断裂韧性主要受到晶粒、残余相、晶内强化相、晶界析出相和晶界无沉淀析出带(PFZ)等微观组织的影响^[5-8]。Cu作为Al-Zn-Mg-Cu合金中的主要合金元素, 其含量会影响上述

基金项目: 河南省紧固连接技术重点实验室开放课题(JGLJ2103); 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300901)

收稿日期: 2022-01-06; **修订日期:** 2022-03-25

通信作者: 刘胜胆, 教授, 博士; 电话: 0731-88830265; E-mail: lsd_csu@csu.edu.cn

微观组织, 从而影响合金的断裂韧性^[9-13]。DONG 等^[9]研究表明, 在 Al-9.3Zn-2.4Mg-xCu 合金中, Cu 含量从 0.8% 增大到 2.2%, 断裂韧性先增大后减小; 晶内强化相和粗大残余相增加都会降低断裂韧性。段玉波等^[10]和陆正萍等^[11]分别研究了 Cu 含量对 7B04 和 7055 铝合金断裂韧性的影响, 发现 Cu 含量增大导致 Al₇Cu₂Fe 等残余相粒子的数量增加, 合金断裂韧性减小。SHU 等^[12]研究了 Cu 含量对不同 Mg 含量的 Al-8.5Zn-xMg-xCu 合金断裂韧性的影响, 发现 Cu 含量从 1.5% 增大至 2.5% 时, 断裂韧性减小。Mg 含量为 1.5%~2.0% 时, Cu 含量增加使得晶内强化相体积分数增大, 导致晶内-晶界强度差增大, 合金的断裂韧性减小; Mg 含量为 2.5% 时, Cu 含量增加除了改变晶内-晶界强度差, 还导致残余相数量明显增加, 断裂韧性进一步减小。然而, 韦士龙等^[13]研究了 Cu 含量分别为 1.6% 和 2.5% 的 7056 和 7095 铝合金的断裂韧性, 发现 7095 铝合金由于晶内强化相粗化更严重, 晶内-晶界强度差更小, 其断裂韧性大于 7056 铝合金。由此可见, 对于不同 Cu 含量的 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 其断裂韧性的主要影响因素存在差异, 以往研究中缺少与无 Cu 和低 Cu 合金的对比, 对裂纹形核和扩展的认识也不足。

本文采用 Kahn 撕裂实验, 研究 0%~2.6% 的 Cu 含量对 Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu 合金断裂韧性的影响, 并结合微观组织观察从裂纹形核和扩展的角度对其机理进行分析。这有助于深化 Cu 含量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金断裂韧性影响的认识, 为调控合金的性能提供参考。

1 实验

实验材料为 5 种不同 Cu 含量的 Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu 合金热轧板材, 其厚度约为 3.5 mm, 实测化学成分如表 1 所示。在 SX2-6-12TB 型箱式电阻炉中进行(450 °C, 1 h)+(473 °C, 0.5 h)双级固溶, 室温水淬火后在箱式电阻炉中进行(120 °C, 24 h)的人工时效。

根据 ASTM B871—01 标准, 采用 MTS Landmark370.10 型轴向拉伸机进行 Kahn 撕裂测试, 并根据拉伸过程的位移-载荷曲线计算单位面积裂纹形核功(U_{IE}, E_{UIE})和扩展功(U_{PE}, E_{UPE}), 计算

公式如下:

$$E_{UIE} = \frac{w_1}{at} \quad (1)$$

$$E_{UPE} = \frac{w_2}{at} \quad (2)$$

式中: w_1 和 w_2 分别为位移-载荷曲线上裂纹扩展前和裂纹扩展后的面积; a 为试样缺口处最小宽度; t 为试样厚度。Kahn 撕裂试验的拉伸速度为 2 mm/min, 拉伸方向为板材轧制方向(RD), 试样如图 1 所示。每种板材选取 5 个平行样, 其中 3 个平行样完全撕裂, 2 个平行样在未完全断裂时停止加载, 取下样品观察裂纹形貌。采用数字图像相关法(DIC)分析试样的变形分布, 图像处理软件为 Vic-3D。

在 LEICA DM2700M 型金相显微镜(OM)上观察晶粒组织和裂纹形貌, 样品经砂纸逐级打磨, 抛光后采用 Graff 试剂(1 mL HF+16 mL HNO₃+3 g CrO₃+83 mL 蒸馏水)腐蚀。采用 ZEISS EVOMA10 型扫描电镜(SEM)观察第二相粒子、裂纹和断口形貌, 并使用 Oxford X-Max^N 能谱仪(EDS)分析第二相粒子的成分。在配有电子背散射衍射(EBSD)探头的 JSM-7900F 型扫描电镜上观察裂纹形貌, 样品表面先机械抛光后电解抛光, 电解液为 10% HClO₄+90% C₂H₅OH(体积分数)。

采用 Titan G² 60-300 型扫描透射电镜(STEM)观察试样晶内析出相形貌, 在高角环形暗场像(HAADF)模式下观察晶界析出相形貌, 加速电压为 300 kV。透射样品先磨成厚度为 80 μm 的薄片, 冲成直径为 3 mm 的圆片后双喷减薄, 双喷液为 30% HNO₃+70% CH₃OH(体积分数), 使用液氮将温度控制在 -20 °C 以下。

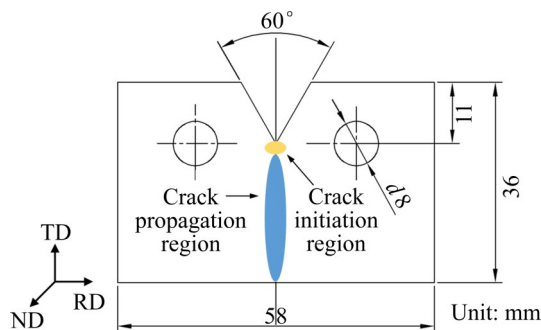


图1 Kahn撕裂试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of Kahn-tear sample (RD: Rolling direction; TD: Transverse direction; ND: Normal direction)

表 1 合金实测化学成分

Table 1 Measured chemical compositions of alloys

Sample No.	Mass fraction/%						
	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Zr	Al
0-Cu	9.04	1.41	—	0.09	0.02	0.12	Bal.
0.5-Cu	8.83	1.40	0.53	0.09	0.02	0.13	Bal.
1.0-Cu	9.08	1.51	1.01	0.08	0.02	0.13	Bal.
1.3-Cu	8.87	1.45	1.34	0.08	0.02	0.12	Bal.
2.6-Cu	8.83	1.49	2.68	0.08	0.02	0.12	Bal.

2 实验结果

2.1 微观组织

2.1.1 金相照片和 SEM 图像

随着 Cu 含量增加, 试样的再结晶程度不断提高。选取再结晶程度最低和最高的 0-Cu 和 2.6-Cu 试样的金相组织作为代表, 如图 2(a)、(b)所示。试样均发生了部分再结晶, 图中白色区域为再结晶晶粒, 黑色区域为未再结晶组织, 其中包含大量亚晶。0-Cu 试样以亚晶组织为主, 再结晶晶粒面积分

数较小, 仅约为 18%, 如图 2(a)所示; 2.6-Cu 试样中再结晶程度明显增加, 再结晶晶粒面积分数约为 61%, 如图 2(b)所示。

随着 Cu 含量增大, 试样中残余第二相面积分数逐渐增大。图 3(a)和(b)所示分别为 0-Cu 和 2.6-Cu 试样的 SEM 像。白色第二相粒子主要位于再结晶区域, 沿 RD 方向呈链状分布。0-Cu 试样中第二相数量较少, 尺寸为 1~6 μm , 如图 3(a)所示; 2.6-Cu 试样中第二相面积增大, 数量增多, 尺寸为 1~10 μm , 如图 3(b)所示。通过 EDS 能谱分析, 0-Cu 试样中第二相成分的摩尔分数分别为(72.0 $\pm$ 7.2)% Al、(2.7 $\pm$ 0.8)% Zn、(0.4 $\pm$ 0.3)% Mg、(24.9 $\pm$ 6.4)% Fe, 主要元素 Al 和 Fe 的摩尔比约为 3:1; 2.6-Cu 试样中第二相成分的摩尔分数分别为(68.4 $\pm$ 7.4)% Al、(2.1 $\pm$ 1.6)% Zn、(0.5 $\pm$ 0.2)% Mg、(20.1 $\pm$ 3.8)% Cu、(8.9 $\pm$ 1.4)% Fe, 主要元素 Al、Cu 和 Fe 的摩尔比约为 7:2:1。可知 0-Cu 试样中第二相主要为 Al_3Fe , 2.6-Cu 试样中第二相主要为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, 两者均为

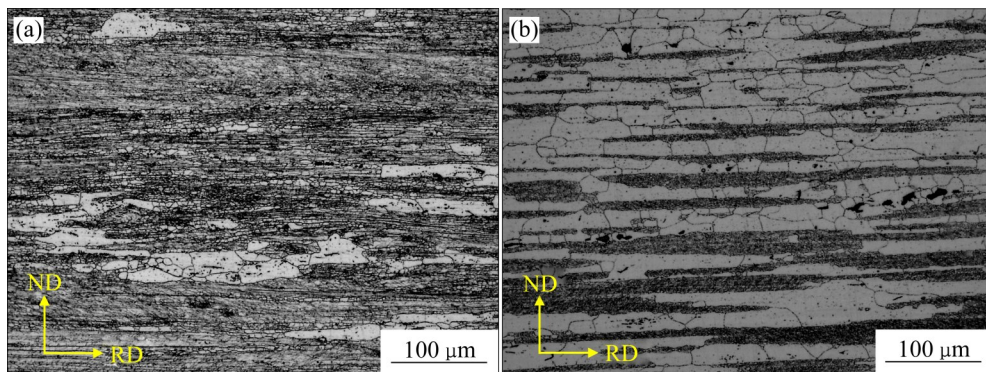


图 2 试样金相照片

Fig. 2 Optical photos of samples: (a) 0-Cu; (b) 2.6-Cu

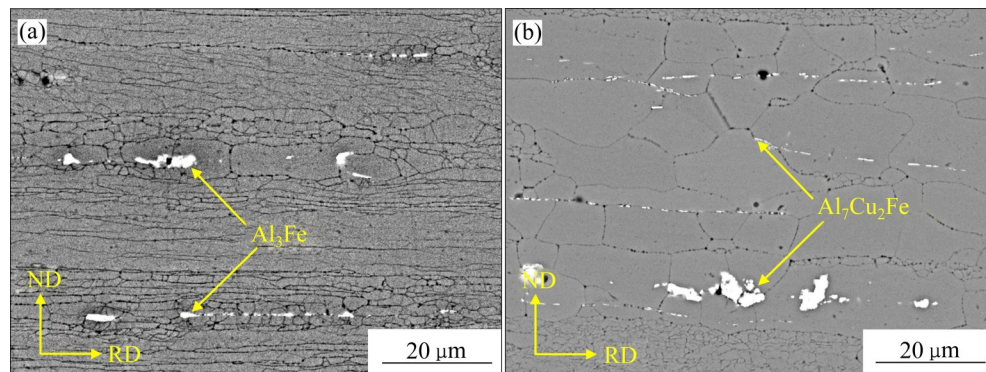


图 3 试样 SEM 像

Fig. 3 SEM images of samples: (a) 0-Cu; (b) 2.6-Cu

Al-Zn-Mg-Cu 合金中的残余相^[14]。

再结晶晶粒和残余相面积分数统计结果如图 4 所示。随着 Cu 含量从 0% 增大到 2.6%，再结晶晶粒和残余相面积分数均增大；Cu 含量为 1.0% 和 1.3% 时，两者相差不大；Cu 含量为 2.6% 时，两者均明显大于其他试样。再结晶和残余相面积分数增长规律相似，这是由于板材轧制过程中 Al_3Fe 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 等第二相粒子周围会形成储能较高的强畸变区；固溶过程中尺寸大于 $1\text{ }\mu\text{m}$ 的第二相粒子会激发再结晶形核(PSN)^[15]。因此，试样的残余相面积分数增大导致再结晶面积分数增大。

2.1.2 TEM 图像

随着 Cu 含量增加，沉淀强化相的尺寸相差不大，间距先略有减小后明显减小。选取 0-Cu、1.0-Cu 和 2.6-Cu 试样作为代表，其沉淀强化相的 TEM 照片分别如图 5(a)、(b)和(c)所示。三种试样晶内均分布有高密度的纳米级沉淀强化相。作为代表给出

2.6-Cu 试样的 $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ 选区衍射斑点(SAED)，如图 5 (d)所示。在 SAED 中观察到 $1/3$ 和 $2/3 \{220\}_{\text{Al}}$ 位置有明显的 η' 相斑点^[2]，可知其沉淀强化相是 η' 相。 η' 相一般在 $\{111\}_{\text{Al}}$ 面上呈圆盘状析出，从 $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ 方向观察呈棒状或椭圆状；通常认为 η' 相的最大长度

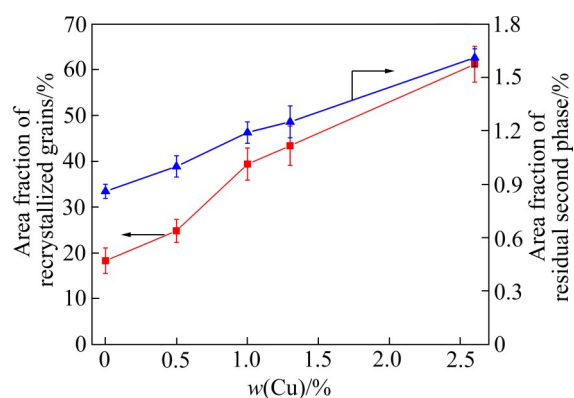


图 4 再结晶晶粒和残余第二相面积分数

Fig. 4 Area fraction of recrystallization grains and residual second phase

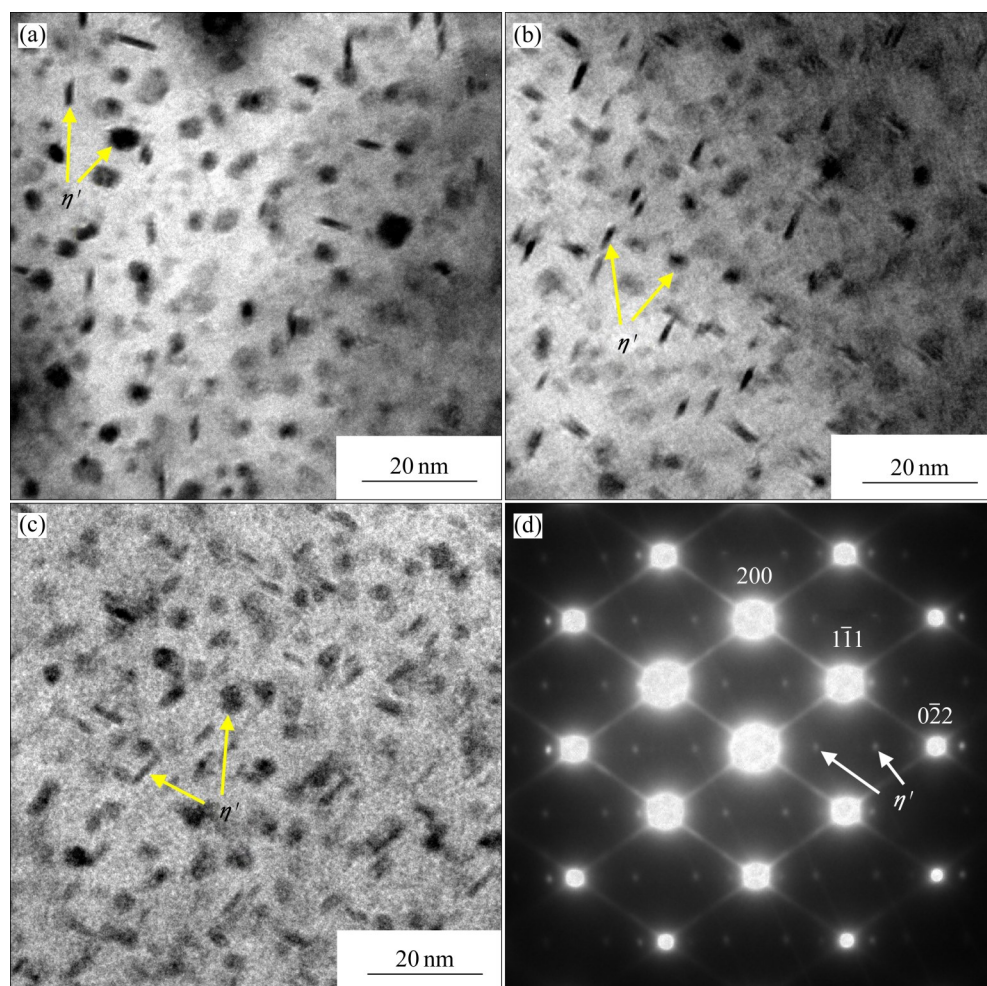
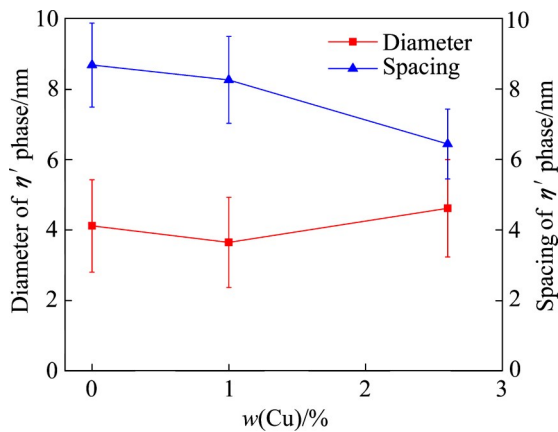


图 5 试样 TEM 像

Fig. 5 TEM images of samples: (a) 0-Cu; (b) 1.0-Cu; (c) 2.6-Cu; (d) $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ SAED

图6 η' 相的直径和间距Fig. 6 Diameter and spacing of η' phase

是其直径,两个相邻 η' 相的距离是其间距^[16]。采用文献[16]中的方法,统计 η' 相的平均直径和间距,结果如图6所示。三种试样的 η' 相平均直径均在4 nm左右,相差不大;和0-Cu试样相比,1.0-Cu试样中 η' 相的平均间距变化不大,2.6-Cu试样中 η' 相的平均间距明显减小。DESCHAMPS等^[17]研究表明,在Al-Zn-Mg合金中添加Cu元素后,Cu原子可以和Mg原子形成稳定的Cu-Mg原子对,这有利于GP区的形成,从而为 η' 相形核提供更多位点;添加Cu元素还降低了 η' 相的形核温度和形核半径,导致合金中的 η' 相更易形核,其密度增大,间距减小。

2.1.3 HAADF-STEM图像

0-Cu、1.0-Cu和2.6-Cu试样晶界的HAADF-STEM像如图7(a)、(b)和(c)所示。在晶界上都观察到呈链状断续分布的白色 η 相;晶界无沉淀析出带(PFZ)宽度差别不大,约为20 nm。0-Cu和1.0-Cu

试样中的 η 相分布均匀,平均尺寸差别不大,分别为 (21.5 ± 9.8) nm和 (18.9 ± 8.5) nm,如图7(a)和图7(b)所示。2.6-Cu试样晶界上的 η 相的平均尺寸为 (25.5 ± 17.8) nm,少部分 η 相的尺寸大于100 nm,如图7(c)所示。 η 相尺寸的变化规律与YUAN等^[18]的研究结果是相似的。

2.2 断裂韧性

2.2.1 Kahn撕裂结果

图8(a)和(b)所示为5种试样的Kahn撕裂实验结果。由图8(a)可知,随着位移增大,试样的载荷先逐渐增大,达到峰值后均减小,且2.6-Cu试样的载荷减小的速率明显大于其他试样。这说明0-Cu、0.5-Cu、1.0-Cu和1.3-Cu试样的裂纹形核后缓慢扩展,2.6-Cu试样的裂纹形核后快速扩展。根据位移-载荷曲线及式(1)和式(2)计算UIE和UPE,结果见图8(b)。随着Cu含量增大,UIE和UPE都先增大后减小。UIE峰值出现在Cu含量为1.3%时,UPE峰值出现在Cu含量为1.0%时,且Cu含量为1.0%~1.3%时,UIE和UPE相差不大。Cu含量为2.6%时,UIE和UPE都大幅减小。这说明随着Cu含量增大,试样的断裂韧性先增大后减小,Cu含量为1.0%~1.3%时断裂韧性最大,为2.6%时断裂韧性最小。因此选择0-Cu、1.0-Cu和2.6-Cu试样作为代表进一步分析其断裂行为。

图9(a)、(b)和(c)所示分别为0-Cu、1.0-Cu和2.6-Cu试样裂纹扩展前的DIC变形分布图。变形主要集中在裂纹形核区,而裂纹扩展区基本未发生变形。随着Cu含量增加,裂纹形核区的变形量先增大后减小,三种试样的分别为 0.038 ± 0.004 、 $0.063 \pm$

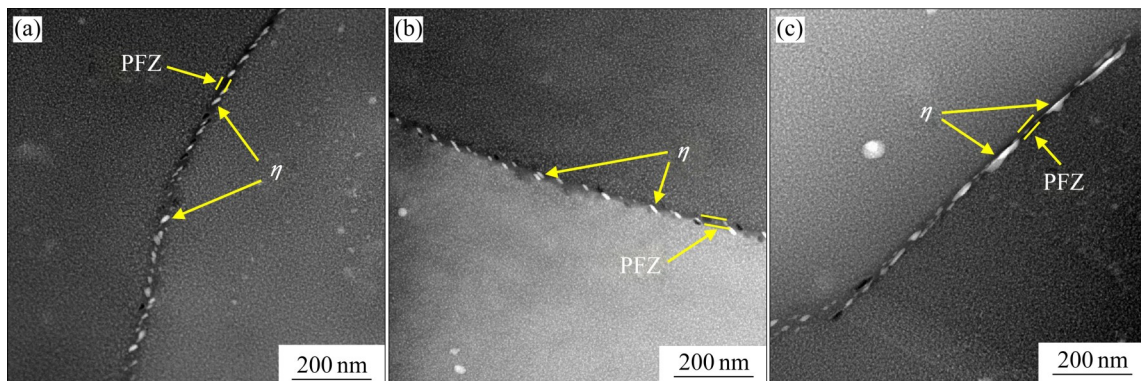


图7 试样晶界析出相HAADF-STEM像

Fig. 7 HAADF-STEM images of precipitation at grain boundaries in samples: (a) 0-Cu; (b) 1.0-Cu; (c) 2.6-Cu

0.005 和 0.021 ± 0.003 。

2.2.2 断口形貌

图 10(a)、(c)和(e)所示分别为 0-Cu、1.0-Cu 和 2.6-Cu 试样裂纹形核区的 SEM 像。在三种试样的裂纹形核区均观察到韧窝和二次裂纹。1.0-Cu 试样的韧窝数量最多, 0-Cu 和 2.6-Cu 试样中韧窝数量较少, 部分韧窝中存在破碎的残余相粒子。2.6-Cu 试样的二次裂纹数量和宽度明显大于其他试样。图 10

(b)、(d)和(f)所示分别为 0-Cu、1.0-Cu 和 2.6-Cu 试样裂纹扩展区的 SEM 像。0-Cu 试样的主要断裂方式为延性剪切断裂, 断口处观察到平整断面, 韧窝尺寸较小, 如图 10(b)所示。1.0-Cu 试样的主要断裂方式为穿晶断裂, 断口处韧窝尺寸最大, 如图 10(d)所示。2.6-Cu 试样的主要断裂方式为沿晶断裂, 断口呈冰糖状, 沿晶二次裂纹数量最多, 如图 10(f)所示。根据断口形貌推断, 0-Cu 和 1.0-Cu 试样的裂

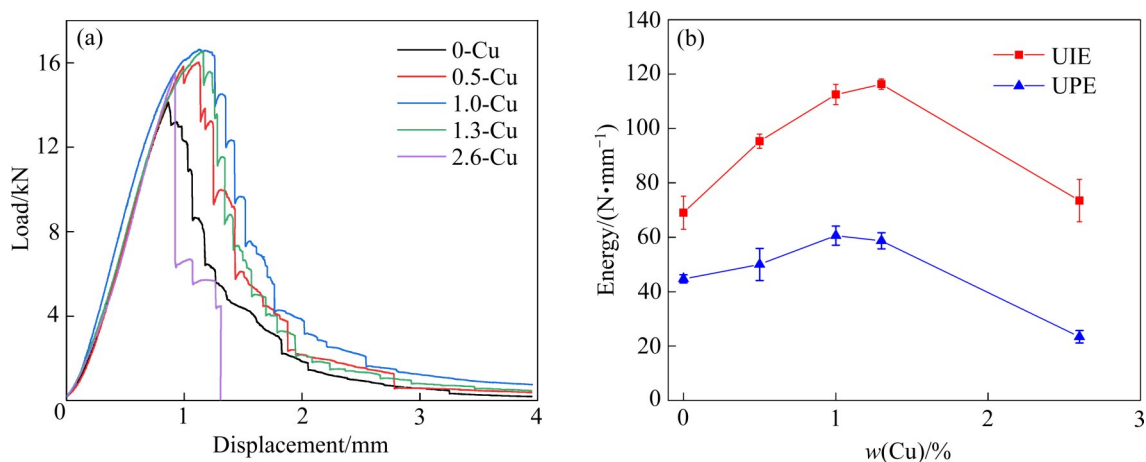


图8 Kahn撕裂试验结果

Fig. 8 Results of Kahn-tear: (a) displacement-load curve; (b) UIE and UPE

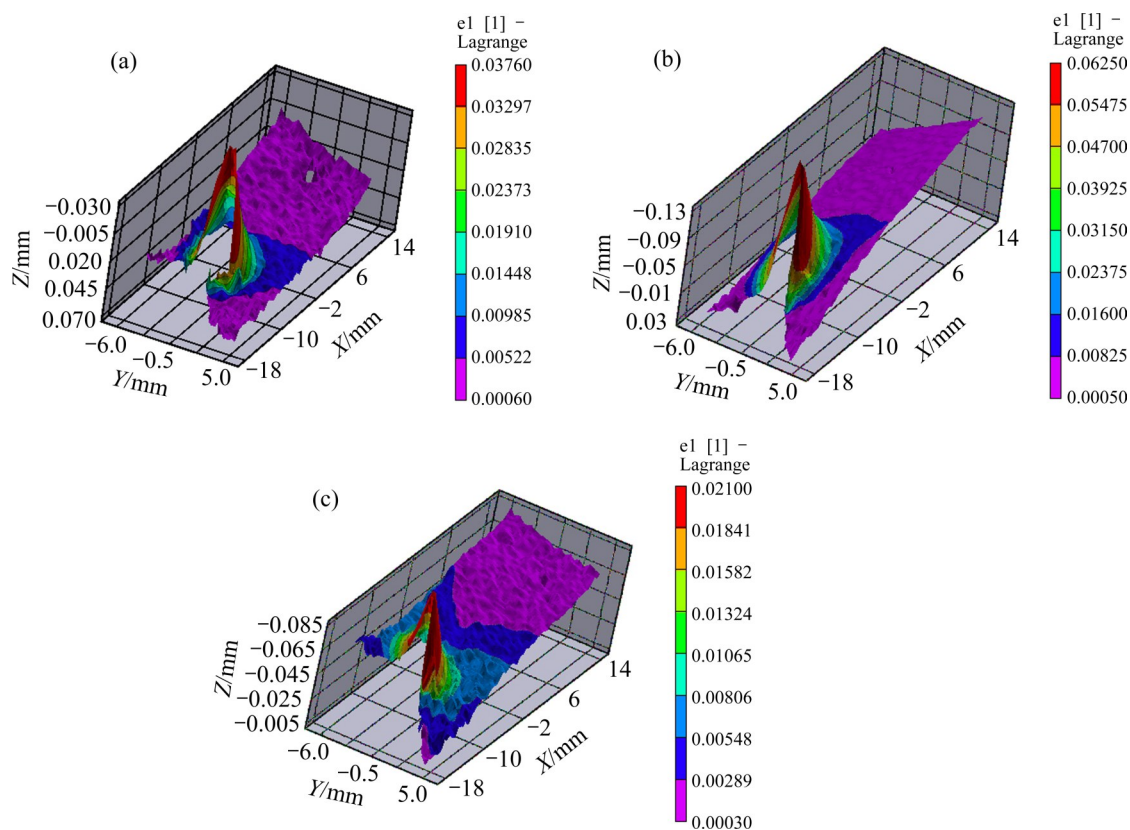


图9 不同试样的DIC变形分布图

Fig. 9 DIC maps of samples: (a) 0-Cu; (b) 1.0-Cu; (c) 2.6-Cu

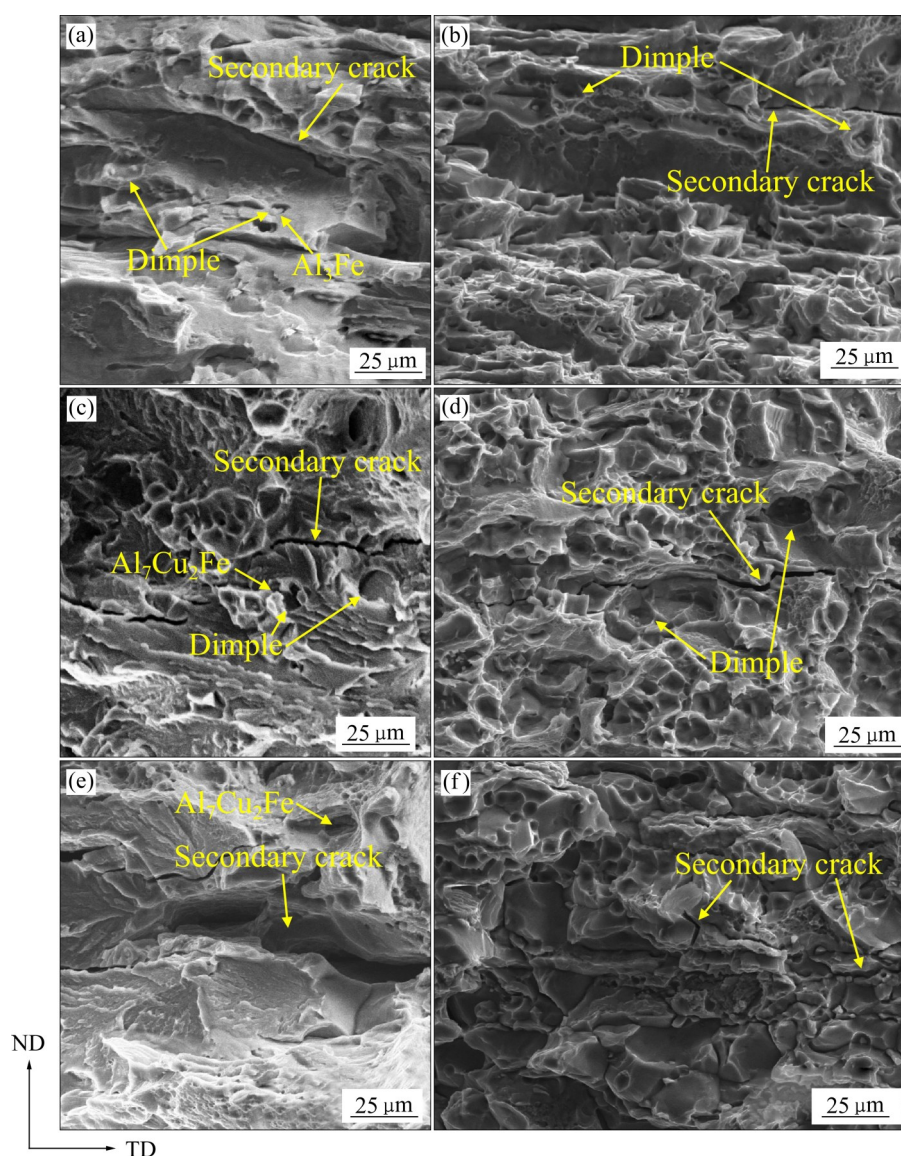


图 10 裂纹形核区和扩展区的断口形貌

Fig. 10 Fracture morphologies of crack initiation region ((a), (c), (e)) and propagation region ((b), (d), (f)): (a), (b) 0-Cu; (c), (d) 1.0-Cu; (e), (f) 2.6-Cu

纹主要在残余相上形核; 2.6-Cu 试样的裂纹在残余相和晶界上均发生形核, 主要沿晶界扩展。

2.2.3 裂纹形貌

通过对大量裂纹形貌的观察, 发现 0-Cu、1.0-Cu 试样中残余相是裂纹的主要形核位点, 2.6-Cu 试样中残余相和晶界均成为裂纹形核位点; 随 Cu 含量增大, 裂纹穿过再结晶晶粒 (Crack through recrystallized grain, CTRG) 的长度比例先逐渐增大后减小, 沿再结晶晶界扩展 (Crack along recrystallized grain boundary, CARGB) 的长度比例先略有增大后明显增大。0-Cu、1.0-Cu 和 2.6-Cu 试样中裂纹穿过再结晶晶粒扩展的长度比例分别约为

8.5%、23.3% 和 5.9%, 沿再结晶晶界扩展的长度比例分别约为 8.9%、13.8% 和 38.4%, 裂纹其他部分均穿过亚晶组织 (Crack through subgrain, CTS)。作为代表, 图 11(a)、(b)、(c)、(d)、(e) 和 (f) 给出 0-Cu、1.0-Cu 和 2.6-Cu 试样裂纹典型的 SEM 像和对应的金相照片。

0-Cu 和 1.0-Cu 试样中, 残余相和基体分离形成了微孔洞, 裂纹明显穿过这些微孔洞, 如图 11(a) 和 (b) 所示; 2.6-Cu 试样中, 裂纹明显沿晶界分布, 裂纹上也观察到了残余相与基体分离形成的微孔洞, 如图 11(c) 所示。0-Cu 试样中裂纹大部分穿过亚晶组织, 只有少部分穿过再结晶晶粒, 如图 11

(d)所示;对比1.0-Cu和2.6-Cu试样,1.0-Cu试样的裂纹穿过再结晶晶粒扩展的长度明显大于沿再结晶晶界扩展的长度,2.6-Cu试样的裂纹沿再结晶晶界扩展的长度则明显大于穿过再结晶晶粒扩展的长度,如图11(e)和(f)所示。

为观察裂纹附近的变形情况,对1.0-Cu和2.6-

Cu试样的裂纹进行EBSD分析,结果如图12(a)和(b)所示。1.0-Cu试样的裂纹穿过再结晶晶粒A,晶粒内部观察到大致平行于裂纹的变形条带,如图12(a)所示。2.6-Cu试样的裂纹部分沿再结晶晶粒B的晶界扩展,另一部分穿过亚晶组织,在晶粒B内部和裂纹附近的亚晶组织处均未观察到明显变形,如

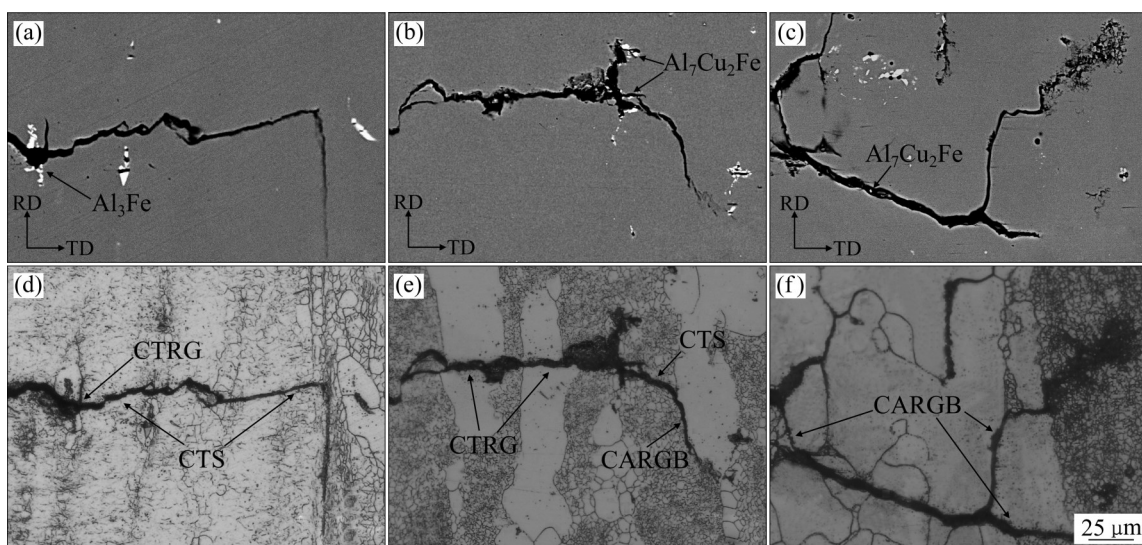


图11 裂纹尖端的SEM像和金相照片

Fig. 11 SEM images ((a), (b), (c)) and optical photos ((d), (e), (f)) of crack tips: (a), (d) 0-Cu; (b), (e) 1.0-Cu; (c), (f) 2.6-Cu

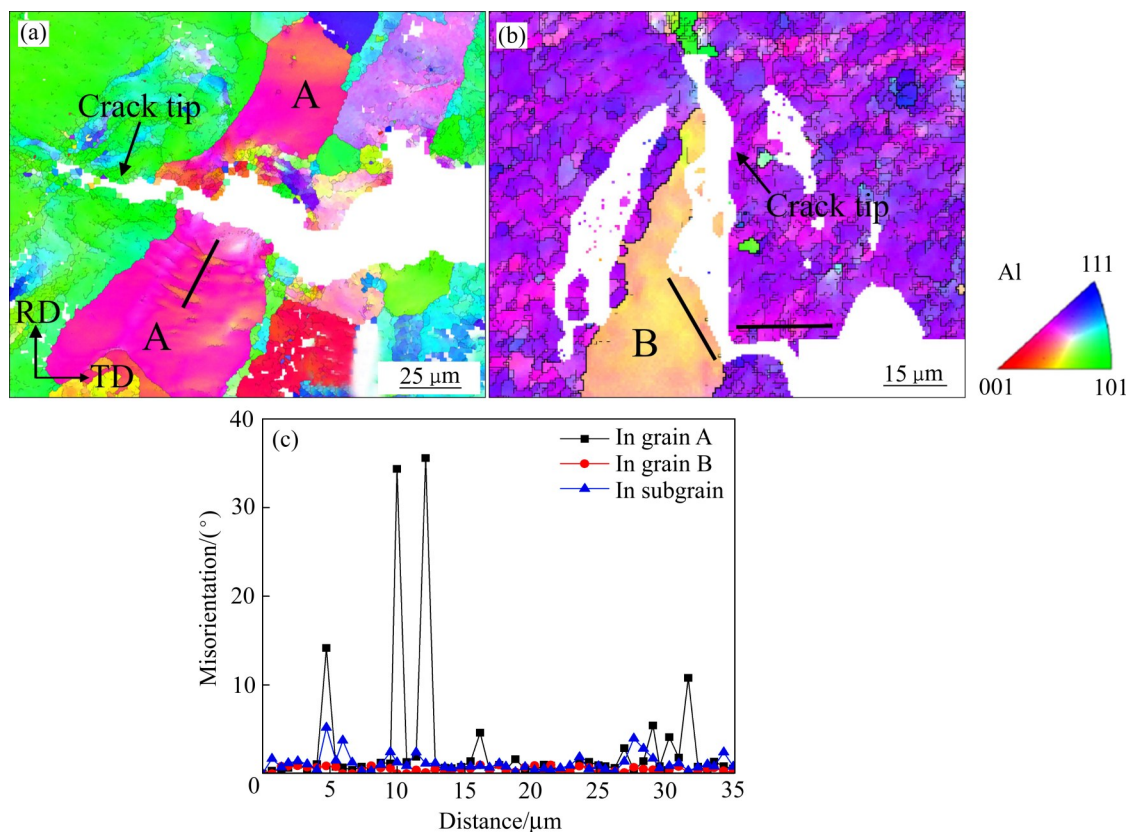


图12 裂纹尖端EBSD形貌

Fig. 12 EBSD images of crack tips: (a) 1.0-Cu; (b) 2.6-Cu; (c) Misorientation

图12(b)所示。再结晶晶粒A和B内部以及裂纹附近亚晶组织的取向差见图12(c),选取位置如图中黑线所示。晶粒A中变形条带和基体间的取向差为 $12^{\circ}\sim 36^{\circ}$,晶粒B内部的取向差小于 2° ,亚晶组织中取向差为 $2^{\circ}\sim 5^{\circ}$ 。这说明裂纹穿过再结晶晶粒会导致晶粒发生较大程度的变形,而沿再结晶晶界扩展或穿过亚晶组织导致的变形程度较小。

3 讨论

综上所述,Cu含量变化会影响合金的晶粒、粗大残余相、晶界 η 相和晶内 η' 强化相等微观组织特征,对断裂韧性产生复杂的影响。Al-Zn-Mg-Cu合金的断裂韧性主要取决于裂纹形核和扩展过程^[19],因此,必须分析这些微观组织特征变化对裂纹形核和扩展的影响。

裂纹形核过程中,随着变形程度增大,残余相和基体界面处易产生应力集中并形成微孔,裂纹因此在残余相上形核^[20];晶界对变形过程中的位错运动具有阻碍作用,位错易于在尺寸较大的 η 相上塞积,从而导致裂纹在晶界处形核^[21-22]。因此,残余相的面积分数和晶界 η 相的尺寸增大都会导致裂纹形核位点数量增加,使得裂纹更易形核。合金的再结晶程度提高导致其变形能力增强,变形过程中位错不易塞积并造成应力集中^[5,23],因此裂纹形核过程需要发生更大程度的变形,形核难度增加。随着Cu含量从0%增大到1.0%和1.3%,合金的残余相面积分数分别增大了27.1%和36.5%,但再结晶晶粒面积分数分别增加了115.3%和137.2%(见图4);认为再结晶面积分数增大对裂纹形核的不利影响超过了残余相面积分数增大的有利影响,导致合金裂纹形核过程的变形量和UIE明显增大(见图9和图8),即断裂韧性增大。Cu含量为2.6%时,虽然合金的再结晶面积分数仍增大,但残余相面积分数和部分晶界析出相尺寸明显增大(见图4和图7),裂纹形核位点显著增加,导致形核过程的变形量和UIE明显减小(见图9和图8),即断裂韧性减小。

裂纹扩展过程中的扩展方式主要取决于晶内-晶界强度差,其值越大,位错更容易在晶界处塞积,使得晶界处更易产生应力集中,裂纹更倾向于

沿晶界扩展^[20,24]。通常认为,Al-Zn-Mg-Cu合金的晶内强度主要受到 η' 强化相直径和分布的影响, η' 相对强度的贡献如式(3)所示^[25]

$$\Delta\sigma_{\text{pct}} = M \frac{0.4Gb}{\pi\sqrt{1-\nu}} \frac{\ln(d/b)}{s} \quad (3)$$

式中: $\Delta\sigma_{\text{pct}}$ 为晶内强度; M 为常数; G 为剪切模量; b 为柏氏矢量; ν 为泊松比; d 为 η' 相平均直径; s 为 η' 相平均间距。晶界强度主要受晶界析出相的影响,其尺寸和面积分数增大会导致晶界强度减小^[26]。Cu含量从0%增大到1.0%~1.3%时,晶内 η' 强化相直径 d 和间距 s 变化不大(见图6),由式(3)可知,晶内强度变化不大;晶界上 η 相尺寸也变化不大(见图7),即晶界强度变化不大。因此,裂纹沿晶界扩展的趋势较小。随着合金的再结晶面积分数增大,裂纹穿过再结晶晶粒扩展的比例也逐渐增大(见图11);裂纹穿过再结晶晶粒扩展会导致晶粒组织发生明显变形(见图12),其比例增大会消耗更多能量使得UPE逐渐增大(见图8),即断裂韧性增大。Cu含量为2.6%时,晶内 η' 强化相间距 s 明显减小(见图6),由式(3)可知,晶内强度明显增大;晶界上部分 η 相尺寸明显增大(见图7),即晶界强度减小。这导致合金晶内-晶界强度差明显增大,裂纹沿再结晶晶界扩展的比例明显增大(见图11);裂纹沿再结晶晶界扩展基本不会导致晶粒组织发生变形(见图12),消耗的能量较少使得UPE明显减小(见图8),即断裂韧性减小。

综上所述,将以上组织因素对断裂韧性的影响定性地描述在图13中。根据以上分析,合金再结

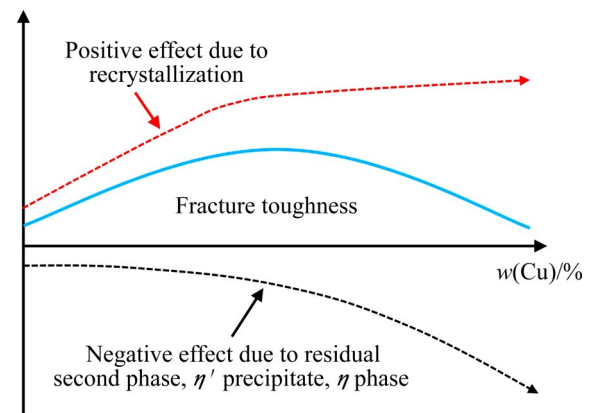


图13 断裂韧性随Cu含量及微观组织特征变化示意图

Fig. 13 Schematic of fracture toughness changing with Cu content and microstructure characteristics

晶面积分数增大对断裂韧性是有利的, 残余相面积分数和晶界 η 相尺寸增大、晶内 η' 强化相间距减小对断裂韧性是不利的, 最终导致断裂韧性随 Cu 含量增大呈现先增大后减小的趋势, 在 Cu 含量为 1.0%~1.3%时达到最大值。

4 结论

1) 随着 Cu 含量从 0% 增大到 2.6%, Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu 合金的裂纹单位面积形核功和扩展功先增大后减小; 断裂韧性先增大后减小, 在 Cu 含量为 1.0%~1.3%时最大, Cu 含量为 2.6%时最小。

2) 随着 Cu 含量增大, 合金的再结晶和残余相面积分数逐渐增大; 晶内 η' 沉淀强化相尺寸相差不大, 间距先略有减小后明显减小; 晶界上 PFZ 宽度相差不大, 部分 η 相尺寸增大。

3) 随着 Cu 含量增大, 裂纹形核位点增多, 形核过程的变形量先增大后减小; 裂纹穿过再结晶晶粒的长度比例先增大后减小, 沿再结晶晶界扩展的长度比例先略有增大后明显增大。

REFERENCES

- [1] ZHANG X S, CHEN Y J, HU J L. Recent advances in the development of aerospace materials[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2018, 97: 22–34.
- [2] PENG X Y, GUO Q, DENG Y, et al. Mechanical properties, corrosion behavior and microstructures of a non-isothermal ageing treated Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 688: 146–154.
- [3] OZER G, KARAASLAN A. Properties of AA7075 aluminum alloy in aging and retrogression and reaging process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11): 2357–2362.
- [4] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115–2141.
DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Development of aluminium and aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2115–2141.
- [5] YU M Y, ZHANG Y A, LI X W, et al. Effect of recrystallization on plasticity, fracture toughness and stress corrosion cracking of a high-alloying Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Letters, 2020, 275: 128074.
- [6] FANG H C, LUO F H, CHEN K H. Effect of intermetallic phases and recrystallization on the corrosion and fracture behavior of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb-Cr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 684: 480–490.
- [7] CHEN S Y, CHEN K H, DONG P X. Effect of heat treatment on stress corrosion cracking, fracture toughness and strength of 7085 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2320–2325.
- [8] 鲁法云, 赵凤, 赵业青, 等. 锻造变形量对 7050 合金组织和性能的影响[J]. 材料导报, 2015, 29(8): 105–109, 113.
LU Fa-yun, ZHAO Feng, ZHAO Ye-qing, et al. Effect of forging reduction on the microstructure and properties of 7050 aluminum alloy[J]. Materials Reports, 2015, 29(8): 105–109, 113.
- [9] DONG P X, CHEN S Y, CHEN K H. Effects of Cu content on microstructure and properties of super-high-strength Al-9.3Zn-2.4Mg-xCu-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 788: 329–337.
- [10] 段玉波, 唐剑, 黄平, 等. 7B04 合金的断裂韧性[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(1): 216–221.
DUAN Yu-bo, TANG Jian, HUANG Ping, et al. Fracture toughness of 7B04 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(1): 216–221.
- [11] 陆正萍, 张桢, 蒋云泽. Cu 含量对喷射成形 7055 铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 有色金属材料与工程, 2018, 39(1): 1–5, 14.
LU Zheng-ping, ZHANG Zhen, JIANG Yun-ze. Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of spray formed 7055 aluminum alloy[J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2018, 39(1): 1–5, 14.
- [12] SHU W X, HOU L G, ZHANG C, et al. Tailored Mg and Cu contents affecting the microstructures and mechanical properties of high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 657: 269–283.
- [13] 韦士龙, 冯艳, 王日初, 等. 热处理对 7056 和 7095 铝合金力学性能和 SCC 的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(8): 1739–1749.
WEI Shi-long, FENG Yan, WANG Ru-chu, et al. Effect of heat treatment on mechanical properties and SCC of 7056 and 7095 aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(8): 1739–1749.
- [14] MENG Q J, FRANKEL G S. Effect of Cu content on corrosion behavior of 7xxx series aluminum alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2004, 151: 271–283.

- [15] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2004.
- [16] WEN K, FAN Y Q, WANG G J, et al. Aging behavior and precipitate characterization of a high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy with various tempers[J]. Materials and Design, 2016, 101: 16–23.
- [17] DESCHAMPS A, BRECHET Y, LIVET F. Influence of copper addition on precipitation kinetics and hardening in Al-Zn-Mg alloy[J]. Materials Science and Technology, 1999, 15(9): 993–1000.
- [18] YUAN D L, CHEN K H, CHEN S Y, et al. Enhancing stress corrosion cracking resistance of low Cu-containing Al-Zn-Mg-Cu alloys by slow quench rate[J]. Materials and Design, 2019, 164: 0264–1275.
- [19] 林亮华, 刘志义, 韩向楠. 过时效态 Al-Zn-Mg-Cu合金断裂韧性与显微组织分析[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2020, 51(2): 301–308.
- LIN Liang-hua, LIU Zhi-yi, HAN Xiang-nan. Analysis of fracture toughness and microstructure of Al-Zn-Mg-Cu alloy in overaged condition[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2020, 51(2): 301–308.
- [20] MD S B, HIROYUKI T, KENTARO U, et al. Damage micromechanisms in high Mn and Zn content 7XXX aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 793: 139423.
- [21] 邓运来, 王亚风, 林化强, 等. 挤压温度对 Al-Zn-Mg合金力学性能的影响[J]. 材料研究学报, 2016, 30(2): 87–94.
- DENG Yun-lai, WANG Ya-feng, LIN Hua-qiang, et al. Effect of extrusion temperature on strength and fracture toughness of an Al-Zn-Mg alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2016, 30(2): 87–94.
- [22] PARDOEN T, DUMONT D, DSECHAMPS A, et al. Grain boundary versus transgranular ductile failure[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2003, 51(4): 637–665.
- [23] LIAO Y G, HAN X Q, ZENG M X, et al. Influence of Cu on microstructure and tensile properties of 7xxx series aluminum alloy[J]. Materials and Design, 2015, 66: 581–586.
- [24] 陈景超, 柴文茹, 汪庆, 等. 微量Mn对 Al-Zn-Mg-Zr合金板材组织与断裂韧性的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2019, 50(12): 2948–2957.
- CHEN Jing-chao, CHAI Wen-ru, WANG Qing, et al. Effect of minor Mn addition on microstructure and fracture toughness of Al-Zn-Mg-Zr alloy sheet[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2019, 50(12): 2948–2957.
- [25] MENG X N, ZHANG D T, ZHANG W W, et al. Microstructure and mechanical properties of a high-Zn aluminum alloy prepared by melt spinning and extrusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 819: 152990.
- [26] LI B, WANG X M, CHEN H, et al. Influence of heat treatment on the strength and fracture toughness of 7N01 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 678: 160–166.

Effect of Cu content on fracture toughness of Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu alloys

WEI Wei-chang^{1,2}, MA Zhi-min³, ZHANG Meng-han^{1,2}, LIU Sheng-dan^{1,2,4}, YE Ling-ying^{1,2}, CHENG Quan-shi⁵

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Non-ferrous Metals Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Baotou Vocational & Technical College, Baotou 014030, China;

4. National Key Laboratory of Light and High Strength Structural Materials, Central South University, Changsha 410083, China;

5. Henan Key Laboratory of Fastening Connection Technology, Xinyang 464000, China)

Abstract: The effect of Cu content on the fracture toughness of Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu alloys was investigated by means of Kahn-tear test, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), scanning transmission electron microscopy (STEM), digital image correlation (DIC), and electron backscattered diffractionometry (EBSD). With the increase of Cu content from 0% to 2.6% (mass fraction), the fracture toughness of alloys first increases, reaching the maximum value at 1.0%–1.3%, and then decreases greatly. With the increase of Cu content from 0% to 1.0%–1.3%, the area fraction of recrystallized grains increases gradually, leading to an increase in the deformation amount during crack initiation and the proportion of transgranular fracture; therefore, unit initiation energy (UIE) and unit propagation energy (UPE) increase gradually. When Cu content is 2.6%, the area fraction of residual phase increases and there are some large η phase particles at grain boundaries, leading to a decrease in deformation amount during crack initiation; the spacing of η' strengthening precipitates decreases, leading to an increase in the strength difference between the grain interior and the grain boundary and therefore higher proportion of intergranular fracture. As a result, UIE and UPE decrease greatly.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; Cu content; fracture toughness; unit initiation energy; unit propagation energy

Foundation item: Project(JGLJ2103) supported by the Henan Key Laboratory of Fastening Connection Technology, China; Project(2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2022-01-06; **Accepted date:** 2022-03-25

Corresponding author: LIU Sheng-dan; Tel: +86-731-88830265; E-mail: lsd_csu@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)