2021 年 5 月 May 2021

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37812

难溶结晶相对 7020 铝合金型材 疲劳行为的影响



单朝军^{1,2}, 叶凌英^{1,2}, 张新明^{1,2}, 黄青梅^{1,2}, 唐建国^{1,2}, 刘胜胆^{1,2}, 邓运来^{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)

摘 要:采用疲劳强度及裂纹扩展测试、扫描电镜和电子背散射衍射等方法研究难溶结晶相分布特征对 7020 铝合金型材疲劳行为的影响。结果表明:合金中直径小于 2 μm 的难溶结晶相占比较大,且数量较多;当直 径大于 4 μm 的难溶结晶相较少时,疲劳强度可达 113.3 MPa,比含较多大尺寸难溶结晶相的合金疲劳强度 高 16.4%。当应力强度因子 Δ*K*=10 MPa·m^{1/2}时,含较多大尺寸难溶结晶相比含密集且细小的合金裂纹扩展 速率快 21.0%。直径在 3~17 μm 的粗大难溶结晶相在疲劳循环中因自身开裂或与基体界面脱粘而易形成裂 纹源,其中直径在 3~7 μm 之间的难溶结晶相加速疲劳裂纹扩展的频率最高。尺寸细小的难溶结晶相能均匀 分散应力,增加裂纹断面粗糙度,提高合金疲劳性能。难溶结晶相也能影响合金再结晶程度和晶界特征, 再结晶分数和大角度晶界降低时可以提高疲劳裂纹扩展抗力。

关键词: 7020 铝合金; 难溶结晶相; 疲劳强度; 疲劳裂纹扩展

文章编号: 1004-0609(2021)-05-1227-12 中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

引文格式: 单朝军, 叶凌英, 张新明, 等. 难溶结晶相对 7020 铝合金型材疲劳行为的影响[J]. 中国有色金属 学报, 2021, 31(5): 1227-1238. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37812

SHAN Zhao-jun, YE Ling-ying, ZHANG Xin-ming, et al. Effect of intermetallic particles on fatigue behavior of 7020 aluminum alloy profile[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(5): 1227–1238. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37812

7020 铝合金属于 Al-Zn-Mg 系合金,因具有密 度低、强度适中、优异的成型性能和良好的焊接性 能而大量应用于汽车、高速列车和地铁制造中^[1-4]。 合金结构材料长期服役于高承载、频繁加速减速等 复杂应力环境中,不仅需要良好的力学性能,也要 求具有较高的疲劳寿命和抗疲劳裂纹扩展能力。近 期对 7020 铝合金的研究主要集中于焊接性能^[5-9], 但实际应用中材料结构因疲劳失效断裂占总断裂 事故的大部分,因此研究改善 7020 铝合金材料疲 劳性能非常重要。

影响铝合金疲劳性能的微观组织因素主要有 残留难溶结晶相(夹杂)、晶粒取向、晶界和时效析

通信作者: 张新明,教授,博士; 电话: 0731-88830265; E-mail: xmzhang@csu.edu.cn

出相等^[10-13]。材料裂纹萌生阶段一般占整体寿命的 5%~25%,有些材料中可能最高占据疲劳寿命 90% 的时间^[14]。工业铝合金中影响疲劳裂纹萌生的微观 组织因素主要包括基体的滑移特征、基体与缺陷的 相对强度、基体与残留难溶结晶相的结合强度 等^[15-17]。Al-Zn-Mg 系铝合金中难溶结晶相主要是 含杂质元素 Fe、Si 的金属间化合物如 αAl(Fe, Mn, Si)、Al₆(Fe, Mn)、Al₇Cu₂Fe 和 Al₃Fe 等^[18-19]。粗大 难溶结晶相一般较为硬、脆,应力循环过程中基体 位错在难溶结晶相处积塞引起应力集中,进一步造 成难溶结晶相开裂或界面脱粘,从而形成疲劳裂纹 源,严重影响合金疲劳性能^[20-22]。但细小弥散的

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300901) 收稿日期: 2020-07-22;修订日期: 2020-12-04

难溶结晶相在疲劳裂纹萌生时能均匀分散塑性变 形的滑移,分散应力,推迟裂纹萌生时间,提高合 金疲劳寿命^[23]。材料微观组织对疲劳裂纹扩展 I 阶 段影响显著。疲劳裂纹扩展时小尺寸弥散分布的难 溶结晶相由于分散裂纹尖端应力可使裂纹偏折,细 小相也能提高裂纹断面粗糙度及裂纹尖端后方的 加塞作用,增加裂纹尖端的闭合效应,裂纹闭合效 应导致裂纹扩展的有效应力强度因子降低,从而减 缓裂纹扩展速率,提高材料抗疲劳裂纹扩展能 力^[24-25]。前期对 Al-Zn-Mg 系合金疲劳性能的研究 主要在疲劳裂纹扩展方面,定量研究 7020 铝合金 中难溶结晶相分布特征对疲劳全过程影响还不清 晰。本文主要研究目标是探明有良好疲劳寿命和抗 疲劳裂纹扩展能力的 7020 铝合金型材中难溶结晶 相尺寸及分布特征,并阐明难溶结晶相影响合金疲 劳行为的微观机制。

1 实验

采用不同熔铸工艺进行半连续铸造得到三种 实验用 7020 铝合金铸锭,合金成分如表 1 所列。 铸锭经(470 ℃,28 h)均匀化后进行挤压并在线淬 火,挤压型材时效处理制度为(90 ℃,12 h)+(170 ℃, 11 h)。

采用 OLYMPUS BX51M 光学显微镜对 7020 铝 合金挤压型材样品进行光学显微组织观察,腐蚀剂 为 Graff Sargent 浸蚀剂。难溶结晶相分析及疲劳裂 纹萌生、扩展和疲劳断口观察在 FEI-Sirion 200 型 场发射扫描电子显微镜(SEM)上进行,加速电压为 20 kV。对结晶相化学成分检测时采用 OXFORD 能 谱分析仪(EDS)。在 ZEISS EVO MA10 扫描电子显 微镜(SEM)上,利用 OXFORD 背散射电子探头对挤 压型材组织再结晶和晶界特征及疲劳裂纹扩展路 径进行背散射衍射(EBSD)分析,电压为 20 kV。

表1 实验用 7020 铝合金化学成分

Table 1	Chemical	composition	of 7020	aluminum	alloy
---------	----------	-------------	---------	----------	-------

EBSD 分析试样在精磨、机械抛光后进行电解抛光, 电解抛光液为 10%高氯酸+90%乙醇混合溶液,实 验电压 20 V。

按国标 GB/T 228.1 在 MTS Landmark 拉伸机上 进行室温拉伸性能测试,试样平行区标距长40 mm, 拉伸速率 2 mm/min,不同合金分别取 3 个平行试 样。疲劳 S-N 曲线测试采用 SDS100 型电液伺服疲 劳试验机,按照国标 GB/T 3075 进行,沿挤压方向 取样,试样厚度 10 mm,测试时应力比 *R*(*K*min/*K*max) 为-1、应力集中系数 *K*_t为 1。疲劳裂纹扩展实验在 MTS Landmark 疲劳试验机上,依照国标 GB/T 6398 进行,采用紧凑拉伸 CT 试样,试样尺寸为 62.5 mm×60 mm×10 mm(*L*×*W*×*B*),疲劳循环应力加 载方向与挤压方向一致,应力比 *R* 为 0.1,正弦波 加载,加载频率 10Hz,实验环境为室温大气环境。

2 实验结果

2.1 难溶结晶相分布特征

合金型材沿挤压方向纵截面金相组织如图1所 示。从图1中可观察到不同合金型材纵截面上大部 分为长条状挤压纤维组织,纤维组织中间分布着一 些等轴状细小晶粒,1号合金晶粒尺寸比其他合金 稍大。型材纵截面和与挤压法线垂直的平面 SEM 观察如图2所示。从纵截面中可以看到,三种合金 沿挤压方向,呈条状分布着微米级的第二相颗粒。 1、2号合金的第二相颗粒数量比3号合金少,且1 号合金第二相倾向于集中在局部区域。不同合金 中,第二相 EDS 能谱元素质量分数分析结果如表 2 中所列,从表 2 中可知第二相是含有 Fe、Si、Mn 等元素的 aAl(Fe, Mn, Si)相, Fe 元素在第二相中含 量较高。合金熔铸时生成的 aAl(Fe, Mn, Si)相熔点 高,经挤压后破碎,大部分沿晶界分布,铸锭均匀 化挤压时效均不能将其消除,因此也称为难溶结晶

Alloy					Mass fr	action/%				
No.	Fe	Si	Zn	Mg	Mn	Cr	Cu	Ti	Zr	Al
1#	0.20	0.09	4.58	1.20	0.32	0.22	0.10	0.05	0.14	Bal.
$2^{\#}$	0.13	0.05	4.45	1.18	0.31	0.21	0.12	0.05	0.13	Bal.
3#	0.18	0.09	4.43	1.16	0.32	0.21	0.10	0.05	0.14	Bal.



图 1 7020 合金纵截面金相组织

Fig. 1 Optical micrographs of longitudinal section of 7020 aluminum alloys: (a) Alloy 1[#]; (b) Alloy 2[#]; (c) Alloy 3[#]



图 2 合金纵截面和与挤压法线垂直平面 SEM 像

Fig. 2 SEM images of longitudinal section and plane perpendicular to extrusion normal direction of 7020 aluminum alloys: (a), (d) Alloy $1^{\#}$; (b), (e) Alloy $2^{\#}$; (c), (f) Alloy $3^{\#}$

表2 不同合金中第二相能谱分析

	Table 2	EDS analyses	s of second	phases of	different alloy
--	---------	--------------	-------------	-----------	-----------------

Point			Mas	s fractio	on/%		
No.	Fe	Si	Mn	Cr	Zn	Mg	Al
Α	17.51	4.56	5.14	2.34	1.29	0.53	68.63
В	17.00	4.65	6.01	2.90	1.31	0.51	67.61
С	8.12	2.66	3.17	2.66	2.72	1.30	79.36

相。不同合金型材中难溶结晶相成分相似。

对与合金挤压法线垂直的平面中难溶结晶相 粒子直径进行统计,多幅图中统计得出粒子分布结 果如图 3 所示。1、2、3 号型材中粒子所占面积分 数分别为 0.45%、0.40%、0.80%,总粒子数比值约



图 3 不同合金难溶结晶相尺寸统计

Fig. 3 Size statistics of intermetallic particles of different alloys

为 1.09:1:3.60。直径小于 2 μm 的难溶结晶相分别占 各自总粒子数的 66.6%、58.9%和 84.4%,直径大于 4 μm 的粒子分别占 8.2%、4.9%和 0.6%。3 号合金 中细小难溶结晶相分布较密集且数量众多。

2.2 再结晶及晶界特征

3 种合金型材 EBSD 再结晶和晶界特征分析结 果如图 4 所示。图中蓝色代表型材再结晶组织,未 再结晶组织中黄色代表亚结构、红色代表变形组 织。1、2 和 3 号合金再结晶程度分别为 33.0%、 22.3%、29.5%。一般认为取向差小于 15°两晶粒间 晶界为小角度晶界,大于 15°为大角度晶界。1、2 和 3 号合金大于 15°的大角度晶界分别 41.7%、 33.2%、40.2%。3 号合金中难溶结晶相数量较多诱 发型材再结晶程度较高。虽然 1 号型材难溶结晶相 数量相对较少,但大于 4 μm 的大尺寸相绝对数量 较多,如图 3 所示,再结晶程度最高,表明大尺寸 难溶结晶相更易诱发再结晶。

2.3 室温拉伸性能

表 3 中所列为不同合金挤压型材经(90 ℃, 12 h)+(170 ℃, 11 h)时效工艺处理后室温拉伸性能。1 号合金的强度最低,2号强度最高,相比1号合金,2 号合金的屈服强度提高 4.3%。1 号合金伸长率最





Fig. 4 EBSD recrystallization and intergranular angle analyses of different alloys: (a), (b) Alloy $1^{\#}$; (c), (d) Alloy $2^{\#}$; (e), (f) Alloy $3^{\#}$

表3 不同合金室温力学性能

 Table 3
 Tensile properties for different alloys at room temperature

Alloy No.	R _{p0.2} /MPa	R _m /MPa	A/%
$1^{\#}$	289±1.7	347±2.7	15.5±0.3
2#	302±2.2	362±3.1	15.0±0.2
3#	292±1.5	351±2.7	15.2±0.2

高,2号合金伸长率比1号合金低0.5%。3号合金 强度和伸长率均处于中间位置。三种型材室温拉伸 性能差异不显著。

2.4 疲劳强度

图 5 所示为不同合金挤压型材疲劳 *S-N* 曲线, *S* 为加载应力,*N* 为疲劳循环次数。疲劳循环数据 拟合时采用式(1)^[26]进行:

$$\lg N = A + B \lg(S - E) \tag{1}$$

式中: *A、B、E* 为待定常数。将 3 种不同合金疲劳循环数据按式(1)进行拟合,可得如下公式:

1号合金,

lg N = 8.16 − 1.80 × lg(
$$S_{\text{max}}$$
 − 92.88), R^2 =0.97 (2)
2 号合金,

lg N = 9.59 − 2.44×lg(S_{max} − 99.20), R^2 =0.94 (3) 3 号合金,

$$\lg N = 9.29 - 2.30 \times \lg(S_{\max} - 103.36), R^2 = 0.95$$
 (4)

当材料疲劳极限寿命取 N=1×10⁷ 周次时,根据拟合公式(2)到(4)可以计算出,1号、2号、3号 合金对应的疲劳强度分别为 97.3、110.7、113.3



图5 不同合金 S-N曲线

Fig. 5 S-N curves of different alloys

MPa。含有数量众多且尺寸细小难溶结晶相的3号 合金比有较多大尺寸难溶结晶相的1号合金疲劳强 度高16.4%。大小尺寸难溶结晶相数量都相对稀少 的2号合金疲劳强度比1号合金高13.8%,但比3 号合金疲劳强度略小,因此单纯提高材料纯度,减 少杂质元素含量并不是提高材料疲劳强度的唯一 途径。

2.5 疲劳裂纹扩展速率

3 种合金挤压型材疲劳裂纹扩展曲线如图 6 所示。疲劳裂纹稳定扩展区 da/dN-ΔK 之间符合 Paris 公式, Paris 公式如式(5)^[27]:

$$\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N} = C(\Delta K)^m \tag{5}$$

式中: da/dN 为材料疲劳裂纹扩展速率; C、m 为材 料常数; ΔK 为疲劳裂纹尖端应力强度因子。表 4 中数据是按式(5)拟合疲劳裂纹稳定扩展曲线中数 值后在特定 ΔK 下的 da/dN 值。疲劳裂纹稳定扩展 初期, ΔK =10 MPa·m^{1/2}时,有较多大尺寸难溶结晶 相的 1 号合金裂纹扩展速率是 1.96×10⁻⁴ mm/cycle,含有数量众多且尺寸细小难溶结晶相的 3 号合金裂纹扩展速率是 1.62×10⁻⁴ mm/cycle,1 号合金扩展速率比3 号合金高 21.0%。大小尺寸难 溶结晶相粒子数量都少的2 号合金裂纹扩展速率比 3 号合金扩展速率快 11.1%。随着裂纹尖端应力强 度因子 ΔK 增加,扩展速率差距不断缩小。 ΔK = 20 MPa·m^{1/2}时,1 号合金扩展速率比3 号合金仅快 5.9%。裂纹稳定扩展后期,三种合金疲劳裂纹扩展 速率相近。



图 6 不同合金疲劳裂纹扩展曲线



3#

 1.02×10^{-3}

疲劳裂纹稳定扩展期ΔK=15 MPa·m^{1/2}时,1号、 2 号和 3 号挤压型材裂纹扩展试样断口形貌如图 7 所示。从低倍图中可以看出疲劳裂纹在不同合金中 都以穿晶扩展模式为主,裂纹扩展棱曲折且断续。 2 号合金因再结晶程度相对较低,保留的挤压纤维 组织较多,而在裂纹扩展断口中扩展棱被大纤维晶 粒分割而呈现大块疲劳断片。高倍图中可以看到 1 号合金疲劳裂纹扩展棱断续处有大尺寸难溶结晶 相遗留坑,3 号合金裂纹扩展棱断续处粒子脱落坑

表4 不同合金指定 ΔK 所对应的 da/dN 值

 3.54×10^{-7}

2.66

尺寸较小,这与合金中难溶结晶相分布特征相对 应。2 号合金中难溶结晶相数量少,大块的疲劳断 片上疲劳辉纹非常明显,结晶相对疲劳裂纹扩展干 扰少。疲劳断口中每一条疲劳辉纹即为一次应力循 环的扩展痕迹,疲劳辉纹宽度代表了一次疲劳应力 循环时所走路程^[28]。对图中疲劳辉纹进行测量,1 号、2 号和3 号合金疲劳辉纹平均宽度分别为0.52 μm、0.48 μm、0.47 μm,测量结果与表4中疲劳裂 纹扩展速率拟合数据基本吻合。

 4.76×10^{-4}

Table 4	Fatigue crack growth	data of diffe	rent alloys at specified ΔK		
Alloy	C			$da/dN = C(\Delta K)^m$	
No.	C	m -	$\Delta K = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	$\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$\Delta K=20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
1#	6.81×10^{-7}	2.46	1.96×10^{-4}	5.33×10^{-4}	1.08×10^{-3}
2#	6.86×10^{-7}	2.42	1.80×10^{-4}	4.81×10^{-4}	9.66×10^{-4}

 1.62×10^{-4}



图 7 $\Delta K=15$ MPa·m^{1/2}时不同合金疲劳裂纹扩展断口形貌 Fig. 7 SEM images of fatigue fracture surfaces for different alloys at ΔK of about 15 MPa·m^{1/2}: (a), (b) Alloy 1[#]; (c), (d) Alloy 2[#]; (e), (f) Alloy 3[#]

3 分析与讨论

3.1 疲劳裂纹萌生

高周疲劳中疲劳总寿命包括裂纹萌生、微裂纹 扩展和长裂纹生长三部分,应力循环过程中位错在 难溶结晶相处积塞引起应力集中,可造成难溶结晶 相开裂或界面脱粘,形成疲劳裂纹萌生源,严重影 响合金疲劳性能^[21]。图 8 所示为合金 1 与合金 3 经 疲劳循环后试样疲劳区 SEM 观察。图 8(a)、(c)、(d) 中材料边界上粗大难溶结晶相在疲劳循环过程中 从试样表面脱落,形成凹陷,促使应力集中,在继 续施加应力疲劳循环后,可能转变为疲劳裂纹形核 中心。另外,由于粗大难溶结晶相一般较为硬、 脆^[22],在塑性变形时常与基体变形不协调而自身开 裂或在与基体界面处产生脱离而形成裂纹源,严重 影响合金疲劳性能,如图 8(b)所示。

图 9 所示为 1 号合金和 3 号合金疲劳寿命测试 试样疲劳失效后裂纹萌生处断口特征。疲劳裂纹从 疲劳萌生处呈扇形河流状向试样内部扩展。在试样 角落或边缘等应力集中处如果同时存在粗大难溶 结晶相,疲劳裂纹萌生将加速。表5中数据为图中 疲劳裂纹萌生处难溶结晶相粒子的 EDS 能谱元素 质量分数分析结果,从表中结果可知疲劳裂纹萌生 处粗大粒子主要含 Fe、Mn 等元素, aAl(Fe, Mn, Si) 相是疲劳裂纹源主要形核源。对合金疲劳循环后粒 子脱落引起应力集中、循环后开裂脱粘、疲劳断口 萌生处难溶结晶相颗粒尺寸进行统计,1号合金中 难溶结晶相最大直径在 4~17 μm 之间,3 号合金中 难溶结晶相最大直径在 3~12 μm 之间。这与 7075 铝合金中主要的富 Fe 相疲劳裂纹源尺寸(4~8) μm×(8~12) μm 相近^[18]。粗大难溶结晶相疲劳形核 后并不是都能形成微裂纹并生长,需要满足一定的 晶体学和应力条件才能扩展,如在易滑移面上 等^[29-31]。含有细小且数量众多难溶结晶相的3号合 金比有较多大尺寸难溶结晶相的1号合金疲劳强度 高 16.4%。造成这种差异的主要原因是大尺寸难溶 结晶相更易成为疲劳裂纹源。2 号合金粗大难溶结



图 8 不同合金疲劳循环后 SEM 像

Fig. 8 SEM images of different alloys after fatigue cycling: (a), (b) Alloy $1^{\#}$, $N=1 \times 10^{7}$; (c) Alloy $3^{\#}$, $N=1 \times 10^{6}$; (d) Alloy $3^{\#}$, $N=1 \times 10^{7}$;



图9 疲劳失效裂纹萌生处断口形貌

Fig. 9 Fractographs of different alloys after fatigue fracture: (a) Alloy $1^{\#}$; (b) Alloy $3^{\#}$

表5 疲劳裂纹萌生处粒子能谱分析

Table 5 EDS analyses of particles at initiation point offatigue crack show in Fig. 9

Point			Mass fra	action/%		
No.	Fe	Si	Mn	Zn	Mg	Al
Α	7.54	3.23	2.06	3.17	1.16	82.83
В	9.50	_	1.68	3.14	1.18	84.50

晶相也较少,与3号合金一样疲劳形核时间相对较 长,疲劳强度较高。另外,小尺寸弥散分布的难溶 结晶相在疲劳裂纹萌生时能均匀分散塑性变形的 滑移,分散应力,推迟裂纹萌生时间^[23]。因此相同 应力下更小尺寸弥散分布的3号合金疲劳寿命更长。

3.2 疲劳裂纹扩展

7020 铝合金型材疲劳裂纹扩展过程中难溶结 晶相作用如图 10 所示。图 10 中 A~H 处裂纹沿难溶 结晶相边缘扩展,当粗大难溶结晶相粒子在疲劳裂 纹尖端塑性区时,疲劳循环过程中基体与难溶结晶 相变形不一致,导致应力在其界面上集中,促使结 晶相在裂纹到达前与基体脱粘,裂纹到达后快速沿 界面扩展。图中 I 和 J 处,因粗大难溶结晶相主要 为硬而易碎的金属间化合物 αAl(Fe, Mn, Si), 疲劳 区域中粗大粒子在裂纹尖端到达前的疲劳循环过 程中易开裂破碎,裂纹到达后破碎的结晶相通过桥 接作用加速裂纹扩展。在 2524 铝合金疲劳裂纹扩 展的原位观察中也发现疲劳裂纹通过夹杂物颗粒 的桥接作用,加速了疲劳裂纹扩展,颗粒最大直径 为 7~8 µm 时对疲劳裂纹扩展影响最大,而小于 2 µm 的粒子没有发现引发疲劳裂纹^[32]。本研究 7020 铝合金型材中影响疲劳裂纹扩展的难溶结晶相粒 子直径如图 10 中所示,尺寸在 3~7 μm 之间的结晶 相影响疲劳裂纹扩展频率最高,更大尺寸的相因其 含量低(如图 3 所示),在疲劳裂纹扩展过程中遇到 概率低。

粗大难溶结晶相促进疲劳裂纹快速扩展, 但细 小圆滑均匀分布的结晶相粒子由于能分散裂纹尖 端应力, 使裂纹微偏折, 提高裂纹断面粗糙度; 提 高裂纹尖端后方的粒子加塞作用,增加裂纹尖端的 闭合效应,导致裂纹扩展的有效应力强度因子降 低,从而减缓裂纹扩展速率,提高材料抗疲劳裂纹 扩展能力^[24-25]。1、2、3号合金型材中难溶结晶相 总粒子数比约为 1.09:1:3.60, 3 号合金中细小难溶 结晶相数量非常多,平均尺寸小,因此3号合金疲 劳裂纹扩展速率比其他两种合金慢。随着裂纹尖端 应力强度因子 ΔK 增加, $\Delta K=20$ MPa·m^{1/2}时, 1号 扩展速率比3号仅快5.9%。裂纹稳定扩展后期,三 种合金疲劳裂纹扩展速率相近,主要是因为裂纹尖 端应力强度因子较大时, 塑性影响区范围大, 尺寸 远大于难溶结晶相尺寸,难溶结晶相对疲劳裂纹扩 展速率影响减弱。

铝合金的再结晶和晶界特征也是影响其疲劳 裂纹扩展性能的重要因素^[33]。1、2和3号合金挤压 型材再结晶程度分别为33.0%、22.3%、29.5%,大 于15°的大角度晶界分别41.7%、33.2%、40.2%。 图11所示为2号合金挤压型材疲劳裂纹稳定扩展 区路径SEM和EBSD分析。从SEM像中可知区域 9和11边缘裂纹偏折主要原因是难溶结晶相的阻 挡,大尺寸难溶结晶相也诱发了区域14边缘的裂 纹偏折与分叉。裂纹扩展路径上区域取向差分析如 表6和表7所列,从表中数据结合EBSD中晶粒形 貌可知疲劳裂纹除在区域10-11、区域16-19之间



图 10 不同合金中疲劳裂纹扩展路径

Fig. 10 Fatigue crack propagation path at Paris regime of different alloys: (a) Alloy 1[#]; (b) Alloy 3[#]



图 11 合金 2 疲劳裂纹扩展路径分析

. ..

.

T 11 1 ۰.

Fig. 11 Fatigue crack propagation path at Paris regime of alloy 2[#]: (a) SEM image; (b) EBSD image

.1

1

表6 合金2疲劳裂纹扩展时裂纹两侧相邻区域取向差 1.

0

Table 6	Misorientation of adjacent regio	ins on both sides of fatigue crack of alloy	2

Adjacent region	Misorientation angle/(°)	Adjacent region	Misorientation angle/(°)	Adjacent region	Misorientation angle/(°)
1-2	49.82	8-9	42.80	14-15	_
2-3	4.11	9-10	25.22	14-17	_
4-5	1.97	10-11	53.05	16-19	28.78
5-6	7.47	12-13	6.41	16-20	41.38
7-8	3.56	12-15	7.55	18-21	2.54

夜 / 百壶 4 波力农织扩放时农织 网相邻区域取用	、向差	
-----------------------------------	-----	--

Table 7	Misorientation of	of adiacent	t regions on	one side of	fatigue crack	of allov 2 [#]
		J	0		0	2

Adjacent region	Misorientation angle/(°)	Adjacent region	Misorientation angle/(°)	Adjacent region	Misorientation angle/(°)
1-3	50.22	9–11	46.76	17-19	43.61
3-5	9.05	11-13	52.04	19–20	15.30
5-7	3.94	13-15	6.61	20-21	3.66
7-9	42.45	15-17	11.18		

沿再结晶晶粒(区域 11 和 19 为再结晶晶粒,与周围 区域取向差大且为等轴状)大角度晶界,在区域 9-10、14-15、14-17 沿粗大难溶结晶相边缘扩展 外,其余均为穿晶扩展。当裂纹进入相邻晶粒都为 相似取向的未再结晶挤压纤维组织中时,裂纹在此 相邻晶粒中将继续以相似方向扩展如图中区域 3-5、5-7、13-15 和 20-21, 如裂纹进入的未再结 晶晶粒取向不同,裂纹将偏折如图中区域 1~3。疲 劳裂纹扩展过程中如遇到细小再结晶晶粒的大角 度晶界,因晶界能量高、缺陷较多,裂纹易沿着晶 界快速扩展。KAMP等^[12,34]也认为一定程度上,晶 界的存在虽然对驻留滑移带的穿晶扩展起到阻碍 作用,但它是一种较为弱化的裂纹扩展阻碍机制, 裂纹更倾向于沿晶界扩展。因此,虽然2号合金中 细小难溶结晶相少,但其再结晶晶粒和大角度晶界 占比都比合金1低,所以抗疲劳裂纹扩展性能比1 号合金好,但仍低于有众多细小难溶结晶相的3号 合金。

4 结论

1) 7020 铝合金挤压型材中直径小于 2 μm 的难 溶结晶相占比较大且数量较多,小于 4 μm 的结晶 相较少时,合金在应力比 *R* 为-1、疲劳循环次数为 1×10⁷ 周次时疲劳强度可达 113.3 MPa,比含较多 大尺寸难溶结晶相的合金疲劳强度高 16.4%。

 疲劳裂纹尖端应力强度因子 ΔK=10
 MPa·m^{1/2}时,有较多直径在4 μm 以上难溶结晶相 合金的裂纹扩展速率比含较多细小难溶结晶相合 金的裂纹扩展速率快 21.0%。

3) 合金中直径在 3~17 μm 的粗大难溶结晶相 在疲劳循环时自身开裂或与基体界面脱粘而易形 成裂纹源,其中直径在 3~7 µm 之间的结晶相加速 疲劳裂纹扩展的频率最高。尺寸细小的难溶结晶相 在裂纹萌生时能均匀分散应力,推迟裂纹萌生时 间,在裂纹扩展过程中能增加裂纹断面粗糙度,提 高裂纹闭合程度,降低疲劳裂纹扩展速率。难溶结 晶相也能影响合金再结晶程度和晶界特征,再结晶 分数和大角度晶界降低时可以提高疲劳裂纹扩展 抗力。

REFERENCES

- LIN Hua-qiang, YE Ling-ying, SUN Lin, et al. Effect of three-step homogenization on microstructure and properties of 7N01 aluminum alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(5): 829–838.
- [2] XIAO Tao, DENG Yun-lai, YE Ling-ying, et al. Effect of three-stage homogenization on mechanical properties and stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-Zr alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 675: 280–288.
- [3] QINC, GOUG Q, CHEX L, et al. Effect of composition on tensile properties and fracture toughness of Al-Zn-Mg alloy (A7N01S-T5) used in high speed trains[J]. Materials & Design, 2016, 91: 278–285.
- [4] LI Bo, WANG Xiao-min, CHEN Hui, 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.
- [5] LIU Wen-yu, WU Dong-ting, DUAN Shu-wei, et al. A study on fatigue crack propagation for friction stir welded plate of 7N01 Al-Zn-Mg alloy by EBSD[J]. Materials, 2020, 13(2): 330–341.
- [6] BEHZADI M A, RANJBAR K, DEHINOLAEI R, et al. Friction-stir-welded overaged 7020-T6 alloy joint: an investigation on the effect of rotational speed on the

microstructure and mechanical properties[J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials,2019, 26(5): 622–633.

- [7] HU Y N, WU S C, SONG Z, et al. Effect of microstructural features on the failure behavior of hybrid laser welded AA7020[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2018, 41(9): 2010–2023.
- [8] PENG Xiao-yan, CAO Xiao-wu, XU Guo-fu, et al. Mechanical properties, corrosion behavior, and microstructures of a MIG-welded 7020 Al alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance,2016, 25(3): 1028–1040.
- [9] ZHAO Ying-xin, YANG Zhi-yong, DOMBLESKY J P, et al. Investigation of through thickness microstructure and mechanical properties in friction stir welded 7N01 aluminum alloy plate[J]. Materials Science and Engineering A,2019, 760: 316–327.
- [10] KUNG C Y, FINE M E. Fatigue crack initiation and microcrack growth in 2024-T4 and 2124-T4 aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1979, 10(5): 603–610.
- [11] TANAKA K, MURA T. A theory of fatigue crack initiation at inclusions[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1982, 13(1): 117–123.
- [12] KAMP N, GAO N, STARINK M, et al. Influence of grain structure and slip planarity on fatigue crack growth in low alloying artificially aged 2xxx aluminium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(5): 869–878.
- [13] 邓运来,李春明,张 劲,等. 时效工艺对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(9): 1711-1719.
 DENG Yun-lai, LI Chun-ming, ZHNG Jin, et al. Effect of aging process on microstructure and mechanical properties of 7050 aluminum alloy for rail transportation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(9): 1711-1719.
- [14] STOLARZ J. Multicracking in low cycle fatigue—A surface phenomenon?[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 234: 861–864.
- [15] CHAN K S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(9): 1428–1447.
- [16] PAYNE J, WELSH G, CHRISTJR R J, et al. Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(2): 247–255.

- [17] MERATI A. A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminum alloy 2024-T3[J]. International Journal of Fatigue, 2005, 27(1): 33–44.
- [18] XUE Y, ELKADIRI H, HORSTEMEYER M F, et al. Micromechanisms of multistage fatigue crack growth in a high-strength aluminum alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(6): 1975–1984.
- [19] 陈 军,段雨露,彭小燕,等. 7475-T7351 铝合金厚板的 疲劳性能[J].中国有色金属学报, 2015, 25(4): 890-899.
 CHEN Jun, DUAN Yu-lu, PENG Xiao-yan, et al. Fatigue performance of 7475-T7351 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 890-899.
- [20] CHANG R, MORRIS W, BUCK O. Fatigue crack nucleation at intermetallic particles in alloys—A dislocation pile-up model[J]. Scripta Metallurgica, 1979, 13(3): 191–194.
- [21] MURA T, VILMANN C. Fatigue crack propagation related to a dislocation distribution[C]// Defects and Fracture. Dordrecht: Springer,1982: 81–90.
- [22] JAMES M, MORRIS W. The fracture of constituent particles during fatigue[J]. Materials Science and Engineering, 1982, 56(1): 63–71.
- [23] POLMEAR I J. Light alloys[M]. 4th ed. London: Butterworth Heinemann of Elsevier, 2006: 84–88.
- [24] SCHIJVE J. Four lectures on fatigue crack growth[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1979, 11(1): 167–168.
- [25] SURESH S, RITCHIE R. A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1982, 13(9): 1627–1631.
- [26] ISO 12107. Metallic materials-Fatigue testing-Statistical planning and analysis of data[S], 2012.
- [27] AL-RUBAIE K S, BARROSO E K L, GODEFROID L B. Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475-T7351 aluminum alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(8): 934–942.
- [28] SURESH S. Further remarks on the micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985, 21(6): 1169–1170.
- [29] XUE Y, MCDOWELL D L, HORSTEMEYER M F, et al. Microstructure-based multistage fatigue modeling of aluminum alloy 7075-T651[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2007, 74(17): 2810–2823.
- [30] PAYNE J, WELSH G, CHRIST R J, et al. Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651[J]. International

Journal of Fatigue, 2010, 32(2): 247-255.

- [31] BOZEK J E, HOCHHALTER J D, VEILLEUX M G, et al. A geometric approach to modeling microstructurally small fatigue crack formation: I. Probabilistic simulation of constituent particle cracking in AA 7075-T651[J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2008, 16(6): 065007.
- [32] YAN Liang, FAN Jun-kai. In-situ SEM study of fatigue crack initiation and propagation behavior in 2524 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2016, 110: 592–601.
- [33] JIAN Hai-gen, JIANG Feng, WEI Li-li, et al. Crystallographic mechanism for crack propagation in the T7451 Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(21/22): 5879–5882.
- [34] STARINK M, GAO N, KAMP N, et al. Relations between microstructure, precipitation, age-formability and damage tolerance of Al-Cu-Mg-Li (Mn, Zr, Sc) alloys for age forming[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 418(1/2): 241–249.

Effect of intermetallic particles on fatigue behavior of 7020 aluminum alloy profile

SHAN Zhao-jun^{1, 2}, YE Ling-ying^{1, 2}, ZHANG Xin-ming^{1, 2}, HUANG Qing-mei^{1, 2}, TANG Jan-guo^{1, 2}, LIU Sheng-dan^{1, 2}, DENG Yun-lai^{1, 2}

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

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,

Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The influence of intermetallic particles on fatigue behavior of 7020 aluminum alloy profile was investigated by fatigue strength test, fatigue crack growth test, scanning electron microscopy and electron back scattering diffraction technique. The results show that the fatigue strength of the alloy containing amounts of intermetallic particles with a diameter of less than 2 μ m and few particles with a size of greater than 4 μ m reaches 113.3 MPa, which is 16.4% higher than that of the alloy with more large-sized intermetallic particles. The fatigue crack growth rate of the alloy containing more large-size intermetallic particles is 21.0% faster than that of the alloy with dense and fine intermetallic particles. The coarse intermetallic particles with a diameter of 3 to 17 μ m are likely to form fatigue crack initiation due to self-cracking or debonding from the substrate during fatigue crack growth. The intermetallic particles with small size can evenly distribute stress, increase the roughness of the crack section, and improve the fatigue performance of the alloy. The intermetallic particles also affect the recrystallization fraction and grain boundary characteristics of the alloy. When the recrystallization fraction and high angle grain boundary of the alloy are reduced, fatigue crack propagation resistance can be improved. **Key words:** 7020 aluminum alloy; intermetallic particle; fatigue strength; fatigue crack growth

Key words: 7020 aluminum alloy; intermetallic particle; laugue strength; laugue crack growth

Corresponding author: ZHANG Xin-ming; Tel: +86-731-88830265; E-mail: xmzhang@csu.edu.cn

(编辑 王 超)

Foundation item: Project(2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2020-07-22; Accepted date: 2020-12-04