

横轧变形量对7075-T6铝合金板材组织与性能的影响

田妮^{1,2}, 张志森¹, 张沛鸿¹, 张天祥¹

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819;

2. 东北大学材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁沈阳 110819)

摘要: 以短流程工艺和常规工艺制备的7075-T6铝合金板材为研究对象, 研究交叉轧制中横轧变形量对其组织和性能的影响. 结果表明: 当横轧变形量逐渐增至80%时, 铝合金板材中过剩结晶相粒子沿宽度方向的流线型分布特征逐渐增强, 椭饼状晶粒逐渐细化; 板材的强度无明显变化, 延伸率先增大后基本不变; 交叉轧制显著改善铝合金的疲劳性能. 当横轧变形量为40%时, 短流程工艺和常规工艺制备的铝合金板材的疲劳寿命最长, 分别为 7.1×10^6 次循环和 6.6×10^6 次循环, 比全纵轧制备的板材的疲劳寿命分别延长了8.1倍和9.3倍; 铸锭直接热轧的短流程工艺有利于改善7075铝合金板材的延伸率和疲劳性能.

关键词: 7075-T6铝合金板材; 过剩结晶相粒子; 交叉轧制; 横轧变形量; 疲劳性能

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2025)08-0140-09

Effect of Transverse Rolling Deformation on Microstructure and Performance of 7075-T6 Aluminum Alloy Sheets

TIAN Ni^{1,2}, ZHANG Zhi-sen¹, ZHANG Pei-hong¹, ZHANG Tian-xiang¹

(1. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: TIAN Ni, E-mail: tiann@atm.neu.edu.cn)

Abstract: The 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by short flow process and conventional process were studied, and the influence of transverse rolling deformation in alternately rolling on the microstructure and performance of the alloy sheets was analyzed. The results show that as the transverse rolling deformation increases to 80% gradually, the streamline distribution characteristics of excess crystalline particles along the width direction of the alloy sheets strengthen, and the elliptical grains get finer. There is little change in the strength of the alloy sheets, and the elongation rate first increases and then remains unchanged. Alternately, rolling significantly improves the fatigue performance of aluminum alloy. When the transverse rolling deformation is 40%, the fatigue life of alloy sheets prepared by short flow process and conventional process is the longest, with 7.1×10^6 cycles and 6.6×10^6 cycles, respectively, which are 8.1 times and 9.3 times longer than that of sheets prepared by full longitudinal rolling process. The short flow process of ingots for direct hot rolling is beneficial for improving the elongation rate and fatigue performance of 7075 aluminum alloy sheets.

Key words: 7075-T6 aluminum alloy sheet; excess crystalline particle; alternately rolling; transverse rolling deformation; fatigue performance

由于7075铝合金具有优良的比强度、热加工性能、耐蚀性能和疲劳性能等, 所以被广泛应用于制造飞机蒙皮、翼梁、起落架及液压系统部件等^[1-2]. 为满足现代飞行器服役的高安全性、高耐久性和高稳定性的要求, 须进一步提高航空飞行

器用铝合金材料的综合性能尤其是疲劳性能. Fe, Si是铝合金中不可避免的杂质元素^[3-4], 在铝液凝固过程中主要形成不可溶的微米级过剩结晶相粒子, 影响合金的力学性能尤其是疲劳性能^[5-7]. 通过提高原材料纯度、采用特殊熔铸工

艺^[8]以降低铝合金中杂质元素含量是目前改善7075铝合金疲劳性能的重要途径,但该工艺导致合金的制备成本剧增^[9-10].轧制方式对铝合金板材中过剩结晶相粒子的尺寸及分布特征、铝基体晶粒特征等具有重要调控作用.文献^[11-12]表明热轧铝合金板材中过剩结晶相粒子具有沿轧向呈碎链状分布的特征,铸锭经均匀化处理后,热轧制备的AA7085和7075铝合金板材中过剩结晶相粒子随轧制变形量增加而细化,而且经固溶时效处理后铝合金板材的晶粒也逐渐细化.夏华丹^[12]发现经均匀化处理后铸锭的热轧变形量从40%增至80%,7075铝合金板材的屈服强度、抗拉强度和延伸率逐渐增大至467 MPa,541 MPa和13.8%.任伟才等^[13]将均匀化处理后的7B50铝合金铸锭分别进行变形量为80%,90%和95%的热轧变形,发现轧制变形量增大,粗大第二相粒子沿轧制方向呈链状分布的特征更明显,粒子碎化程度更大;板材再经固溶时效处理后,基体中残留的未溶第二相粒子体积分数由4.6%减小至0.8%,再结晶体积分数由5%增加至13%,亚晶粒尺寸由10 μm 减小至3 μm ,铝合金板材的屈服强度和抗拉强度分别从520 MPa和610 MPa提高至560 MPa和650 MPa.段晓鸽等^[14]将6016铝合金退火板分别采用常规轧制、横向轧制和交叉轧制3种方式进行冷轧,当冷轧板经550 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理5 min后,晶粒的平均尺寸分别为23,25和22 μm ,但交叉轧制制备的板材的晶粒大多呈等轴状且尺寸最均匀.

综上所述,采用大变形和交叉轧制工艺可以

有效调控过剩结晶相粒子和晶粒特征进而影响合金的力学性能.然而,有关轧制工艺尤其是横轧变形量对铝合金板材疲劳性能影响的报道较少,同时,如何实现低成本制备高性能超高强铝合金板材备受铝加工行业关注.

本文针对铸锭直接热轧(短流程工艺)和铸锭经高温长时均匀化处理后热轧(常规工艺)两种工艺制备的7075-T6铝合金板材,研究了交叉轧制中横轧变形量对其过剩结晶相粒子组态、晶粒形状和尺寸、拉伸和疲劳性能的影响规律及作用机制,并进一步对比了短流程工艺和常规工艺制备的铝合金板材组织性能的差异,研究结果可为工业化低成本制备高性能7075铝合金板材提供基础数据和理论依据.

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

采用东北轻合金有限责任公司生产的半连续铸造7075铝合金铸锭,其化学成分(质量分数,%)为6.27 Zn, 2.36 Mg, 1.63 Cu, 0.17 Cr, 0.11 Fe, 0.03 Si, 0.01 Mn, 余量为Al.一半铸锭在循环风电炉中进行470 $^{\circ}\text{C}$ 均匀化处理24 h(常规工艺),另一半铸锭不经均匀化处理(短流程工艺).将所有铸锭切头铣面,再于420 $^{\circ}\text{C}$ 保温2 h,随后采用辊径为400 mm的双辊可逆轧机分别进行全纵轧及横轧变形量分别为27%,40%,56%和80%的交叉热轧.热轧板最终厚度为3 mm,总变形量为94%.具体轧制工艺如表1所示.

表1 7075铝合金铸锭的轧制工艺
Table 1 Rolling processes of 7075 aluminum alloy ingot

热轧方式	每道次板材厚度/mm
全纵轧	纵轧 55→48→40→33→27→24→20→15→11→8→5→3
变形量为27%横轧后再纵轧	横轧 55→48→40 纵轧 40→33→27→24→20→15→11→8→5→3
变形量为40%横轧后再纵轧	横轧 55→48→40→33 纵轧 33→27→24→20→15→11→8→5→3
变形量为56%横轧后再纵轧	横轧 55→48→40→33→27→24 纵轧 24→20→15→11→8→5→3
变形量为80%横轧后再纵轧	横轧 55→48→40→33→27→24→20→15→11 纵轧 11→8→5→3

按照图1所示从热轧板切取拉伸和疲劳试样,试样长轴方向与轧制方向一致.将试样在470 $^{\circ}\text{C}$ 保温8 h后水淬,再于120 $^{\circ}\text{C}$ 保温24 h,即进行T6热处理工艺.其中, r 表示圆弧半径.

1.2 实验方法

采用JEOL JSM-6510A型扫描电子显微镜(SEM)表征疲劳断口形貌.采用OLYMPUS-BX53M型偏振光显微镜(OM)和JEOL JEM-

2100F型透射电子显微镜(TEM)观察显微组织.用于晶粒观察的金相试样先经 Barker 覆膜液(HF:HBF₄:C₂H₅OH:H₂O=1:1:24:74)进行阳极覆膜,覆膜电压为25 V.室温拉伸和室温疲劳试验分别在 DNS-100型电子万能试验机和 QBG-100

型高频试验机上进行,平行试样分别为3个和5个,拉伸机横梁位移速度为4 mm/min,疲劳加载最大应力 σ_{\max} 为265 MPa,应力比($r=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)为0.1,载荷波为正弦波.

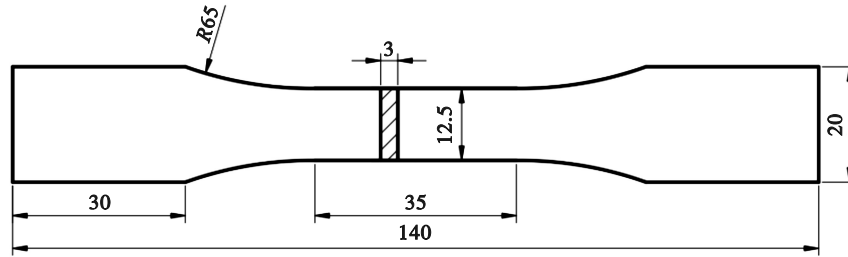


图1 拉伸和疲劳试样尺寸图(单位:mm)

Fig. 1 Dimensional drawing of specimens for tensile and fatigue tests (unit:mm)

2 实验结果与讨论

2.1 横轧变形量对两种工艺制备的7075铝合金板材显微组织的影响

图2为两种工艺制备的7075-T6铝合金板材板面未腐蚀的金相组织.可见,合金中存在许多碎链状分布的深灰色块状第二相粒子.图3为常规工艺制备的7075-T6铝合金板材(横轧变形量为40%)SEM图像及能量色散X射线光谱面扫描分析结果,可见第二相粒子中均含有Al, Fe, Cu元素,结合Shao等^[15]和Darsono等^[16]的研究结果可知,铝合金板材基体中的第二相粒子是Al₇Cu₂Fe过剩结晶相粒子.当横轧变形量相同时,短流程工艺制备的铝合金板材基体中过剩结晶

相粒子尺寸(约1~4 μm)略小于常规工艺制备的板材基体中过剩结晶相粒子的尺寸(约4~8 μm),且前者的粒子分布更弥散.因为合金铸锭在高温长时均匀化处理过程中在可溶合金相粒子溶解的同时,不可溶或过剩的结晶相粒子在界面能驱动下聚集球化和长大,后续热轧对这些球化长大的结晶相粒子破碎能力有限,且后续固溶时效处理对其尺寸和分布无明显影响.因而常规工艺制备的铝合金板材中过剩结晶相粒子尺寸比较粗大.然而,若合金铸锭直接进行热轧,铸锭中树枝状的过剩结晶相粒子容易被破碎成细小的颗粒状,由于树枝状结晶相粒子在铸锭中弥散且均匀分布,因而短流程工艺制备的铝合金板材中过剩结晶相粒子细小且分布更弥散.

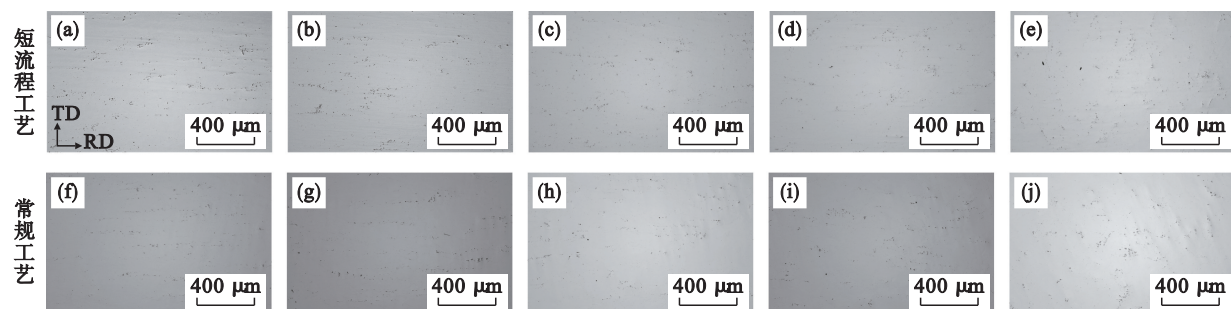


图2 两种工艺制备的7075-T6铝合金板材OM像(板面未腐蚀)

Fig. 2 OM images of 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes (sheet surface, non-etched)

(a)(f)—全纵轧;(b)(g)—27%横轧再纵轧;(c)(h)—40%横轧再纵轧;
(d)(i)—56%横轧再纵轧;(e)(j)—80%横轧再纵轧.

当横轧变形量增大时,铝合金板材中过剩结晶相粒子沿板材纵轧方向的流线型分布趋势逐渐减弱,沿板材横轧方向的流线型分布特征逐渐增强.全纵轧制备的铝合金板材中过剩结晶相粒

子均沿板材纵轧方向呈流线型分布(图2a和图2f);当横轧变形量增大至40%时,过剩结晶相粒子沿纵轧方向的流线型分布特征明显减弱,且分布最弥散均匀(图2c和图2h);当横轧变形量增大至

56%时,过剩结晶相粒子略微具有沿板材横轧方向呈流线型分布的特征(图 2d 和图 2i);当横轧变形

量继续增大至 80%时,过剩结晶相粒子具有明显的沿横轧方向呈流线型分布的特征(图 2e 和图 2j)。

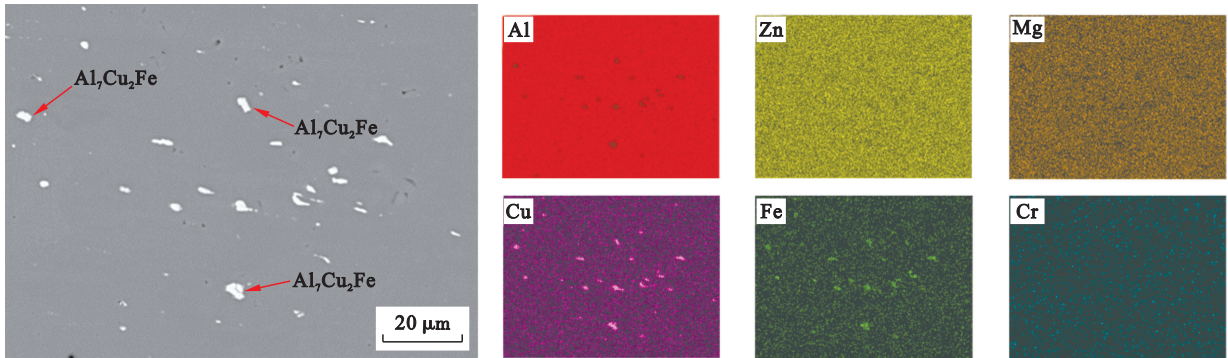


图 3 常规工艺制备的 7075-T6 铝合金板材(横轧变形量为 40%)SEM 图像及面扫描分析结果

Fig. 3 SEM and mapping analysis of 7075-T6 aluminum alloy sheets (40% transverse rolling deformation) prepared by conventional process

图 4 为两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材纵截面板厚度中心层的晶粒.可见,板材均发生完全再结晶,晶粒为椭圆形或圆形,当横轧变形量从 0(全纵轧)增加至 80%时,晶粒长轴平均尺寸均

逐渐减小,分别从 $56\ \mu\text{m}\times 21\ \mu\text{m}$ 和 $89\ \mu\text{m}\times 26\ \mu\text{m}$ 减小至 $42\ \mu\text{m}\times 29\ \mu\text{m}$ 和 $69\ \mu\text{m}\times 19\ \mu\text{m}$.当横轧变形量相同时,短流程工艺制备的铝合金板材晶粒比常规工艺制备的板材晶粒更细小.

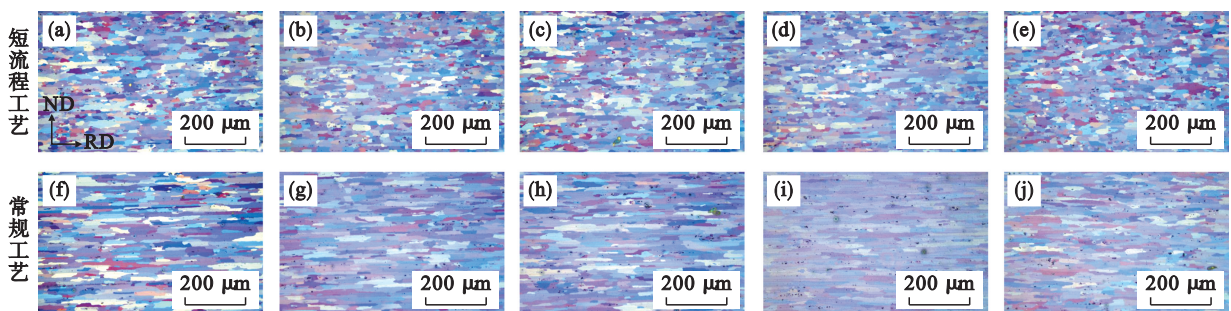


图 4 两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材中心层晶粒 OM 像(纵截面)

Fig. 4 OM images of grains in central layer of 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes (longitudinal section)

(a)(f)—全纵轧; (b)(g)—27% 横轧再纵轧; (c)(h)—40% 横轧再纵轧;
(d)(i)—56% 横轧再纵轧; (e)(j)—80% 横轧再纵轧.

由于横轧变形量增加,纵轧变形量减小,板材纵截面晶粒长轴尺寸逐渐减小.当横轧变形量相同时,短流程工艺制备的铝合金板材中过剩结晶相粒子比常规工艺制备的板材中过剩结晶相粒子尺寸更细小、数量更多(图 2),铝合金板材在固溶再结晶过程中由于粒子激发形核效应较强^[17],提高了板材再结晶形核率,因而短流程工艺制备的铝合金板材的晶粒更细小.

图 5 为两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材基体弥散相粒子的 TEM 明场像.可见,短流程工艺制备的铝合金板材基体中弥散相粒子尺寸(49 nm)比常规工艺制备的板材基体中弥散相粒子尺寸(124 nm)小且数量多.图 6 为常规工艺制备的 7075-T6 铝合金板材(全纵轧)中弥散相粒

子的 TEM 明场像及能量色散谱仪(EDS)分析结果,结合 Sharma 等^[18]和 Ding 等^[19]的研究结果可知,这些弥散相粒子均为 $\text{Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$.由于铸锭在 $470\ ^\circ\text{C}\times 24\ \text{h}$ 高温长时均匀化处理过程中会直接形成尺寸较大的 $\text{Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$ 弥散相粒子,而不经均匀化处理直接热轧的铸锭在 $420\ ^\circ\text{C}\times 2\ \text{h}$ 热轧保温阶段会使弥散相粒子预先形核,由于热轧加热温度较低,弥散相粒子脱溶析出的过冷度较大,因而弥散相粒子的形核率很高.同时热轧过程中引入大量位错和空位,这些晶体缺陷不仅可以促进铸锭中可溶合金相粒子的溶解,还能促进弥散相粒子的形核析出和长大,因此短流程工艺制备的板材基体中弥散相粒子的尺寸更小且数量更多.横轧变形量增大,无论短流程工艺还是常规

工艺制备的铝合金板材中的 $\text{Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$ 粒子组态无明显差异,说明横轧变形量对铝合金板材基体

中弥散相粒子的组态均无明显影响.

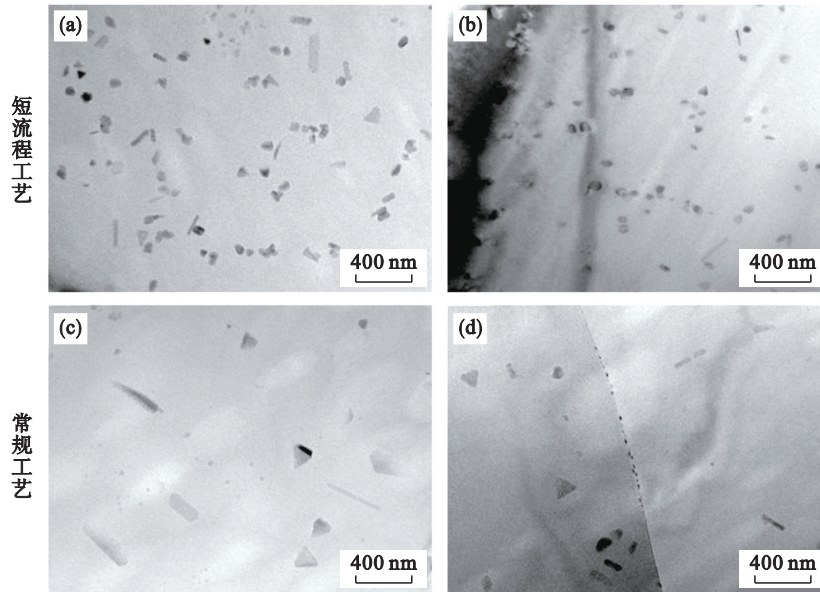


图 5 两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材中弥散相粒子的 TEM 明场像

Fig. 5 TEM bright-field images of dispersed particles in 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes

(a)(c)—全纵轧; (b)(d)—80% 横轧再纵轧.

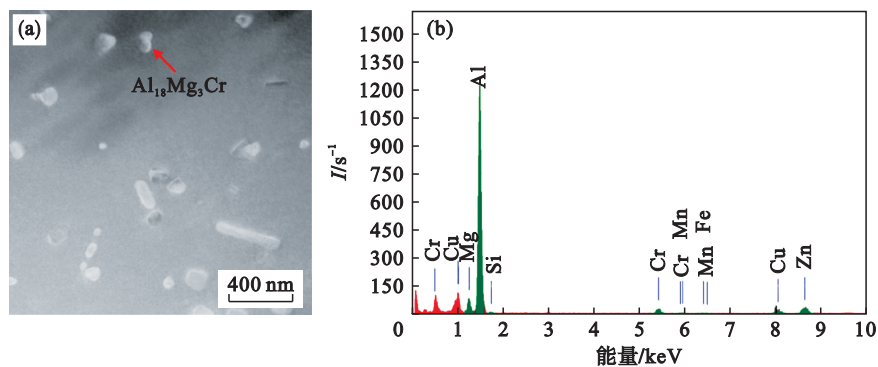


图 6 常规工艺制备的 7075-T6 铝合金板材(全纵轧)中弥散相粒子的 TEM 明场像及 EDS 分析结果

Fig. 6 TEM bright-field image and EDS analysis results of dispersed particles in 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by conventional process (full longitudinal rolling)

图 7 为两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材中基体析出相粒子和晶界位置的 TEM 明场像以及沿 α -Al 的 [110] 晶带轴的选区电子衍射花样. 可见, 板材基体中均存在大量平均尺寸约 3.8 nm 的 η' 亚稳相粒子^[20], 晶界上均存在平均尺寸约 18 nm 的离散分布的 η' 平衡相粒子^[21], 晶界附近均存在宽度约 17 nm 的晶界无析出带 (PFZ). 横轧变形量增大, 两种工艺制备的铝合金板材中基体析出相粒子组态、晶界析出相粒子组态以及 PFZ 的宽度均无明显变化. 因为析出相粒子组态主要受控于合金的成分、固溶和

时效工艺, 两种工艺制备的铝合金板材成分相同, 固溶和时效工艺均相同, 故两种工艺制备的铝合金板材的析出相粒子组态以及 PFZ 的宽度大致相同, 并且横轧变形量对析出相粒子组态也无明显影响.

2.2 横轧变形量对两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材力学性能的影响

图 8 为两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材的室温拉伸性能. 可见, 横轧变形量增大, 两种工艺制备的铝合金板材的屈服强度和抗拉强度基本保持不变, 分别约为 505 和 564 MPa, 但板材的

延伸率均呈先快速增大后基本保持不变的趋势. 当横轧变形量为 40% 时, 短流程工艺和常规工艺制备的铝合金板材的延伸率分别达到 18.7% 和

16.9%. 当横轧变形量相同时, 短流程工艺制备的铝合金板材的延伸率明显高于常规工艺制备的铝合金板材的延伸率.

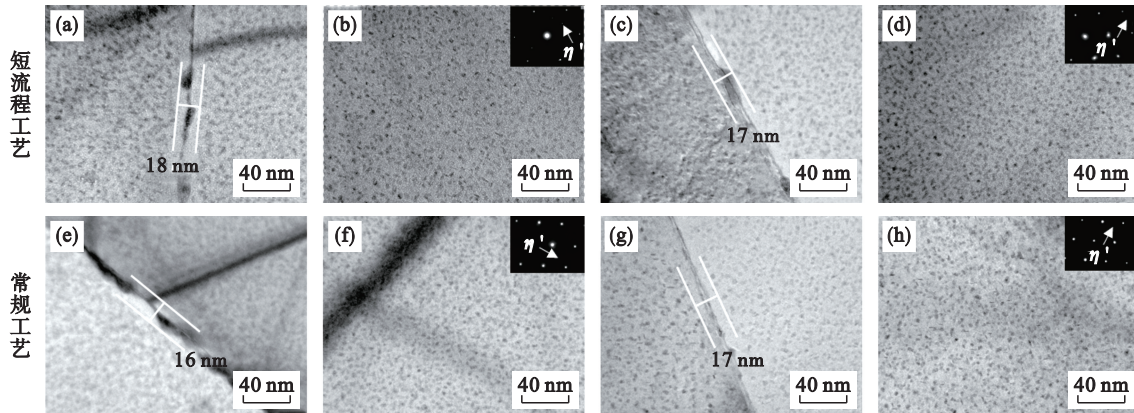


图 7 两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材中析出相粒子的 TEM 明场像及沿 α -Al 的 [110] 晶带轴的选区电子衍射花样

Fig. 7 TEM bright-field images of precipitated particles in 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes and electron diffraction patterns of selected area along α -Al [110] zone axis

(a)(b)(c)(f)—全纵轧; (c)(d)(g)(h)—80% 横轧再纵轧.

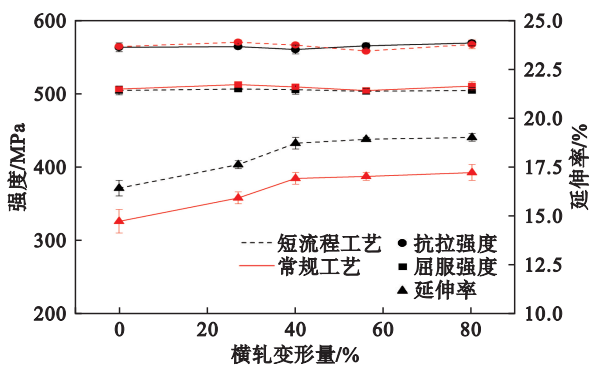


图 8 两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材的拉伸性能

Fig. 8 Tensile performance of 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes

过剩结晶相粒子的尺寸和分布对铝合金板材的延伸率具有决定作用, 因为板材在室温拉伸变形时, 大尺寸过剩结晶相粒子界面前沿会塞积大量位错, 应力集中显著增大, 导致板材在变形过程中极易在大尺寸过剩结晶相粒子处萌生裂纹. 粒子尺寸越细小, 粒子界面前沿塞积的位错越少, 应力集中越小, 板材断裂前能承受的拉伸变形程度越大. 粒子分布越均匀, 板材中局部应力集中区域分布越均匀, 越有利于板材的均匀变形, 因此铝合金板材在断裂前能承受的拉伸变形量更大, 即铝合金板材的延伸率越高. 经 40%~80% 横轧变形量制备的铝合金板材中过剩结晶相粒子的分布更弥散均匀(图 2), 故铝合金板材具有更高的延伸率.

由图 2 可知常规工艺制备的铝合金板材基体中过剩结晶相粒子的尺寸略大, 粒子界面前沿塞

积的位错更多, 应力集中更大. 同时, 由图 4 还可知短流程工艺制备的铝合金板材的晶粒更细小均匀, 因而晶粒内部和晶粒之间的应变差较小, 变形更均匀, 应力集中引起开裂的机会减小. 细小的过剩结晶相粒子及细小的晶粒两种组织因素协同作用是导致短流程工艺制备合金板材延伸率普遍高于常规工艺制备合金板材延伸率的根本原因.

2.3 横轧变形量对两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材疲劳性能的影响

图 9 为两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材在最大应力为 265 MPa、应力比为 0.1 条件下的疲劳寿命. 可见, 板材的疲劳寿命随横轧变形量增加先延长后缩短. 当横轧变形量相同时, 短流程工艺制备的铝合金板材的疲劳寿命略长于常规工艺制备的铝合金板材的疲劳寿命. 当轧制方式为全纵轧时, 两种工艺制备的板材的疲劳寿命均最短, 分别为 7.8×10^5 次循环和 6.4×10^5 次循环. 当横轧变形量为 40% 时, 两种工艺制备的板材的疲劳寿命均最长, 分别为 7.1×10^6 次循环和 6.6×10^6 次循环, 比全纵轧制备的铝合金板材的疲劳寿命分别延长了 8.1 倍和 9.3 倍. 当横轧变形量为 80% 时, 两种工艺制备的板材疲劳寿命分别缩短至 1.7×10^6 次循环和 1.1×10^6 次循环.

2.4 两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材的疲劳断口形貌

图 10 和图 11 分别为两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材疲劳断口裂纹源区和裂纹扩展区

的SEM图像.可见,铝合金板材的疲劳裂纹均萌生于试样表面或近表面粗大过剩结晶相粒子处(图10白色矩形框所示).疲劳裂纹扩展区存在众多河流花样、解理台阶、疲劳辉纹以及二次裂纹,说明疲劳裂纹在扩展时发生了多次偏转.横轧变形量增大,两种工艺制备的铝合金板材裂纹扩展区表面起伏程度及疲劳辉纹间距变化趋势相同.全纵轧制备的铝合金板材的裂纹扩展区表面起伏程度较大,晶体学台阶状明显,疲劳辉纹间距均最大(图11a~图11d).横轧变形量为40%时,疲劳断口表面最粗糙,疲劳断口表面起伏程度较大,二次裂纹数量较多,且疲劳辉纹间距均最小(图11i~图11l).横轧变形量继续增大,疲劳断口

表面起伏程度减小,疲劳辉纹间距增大.

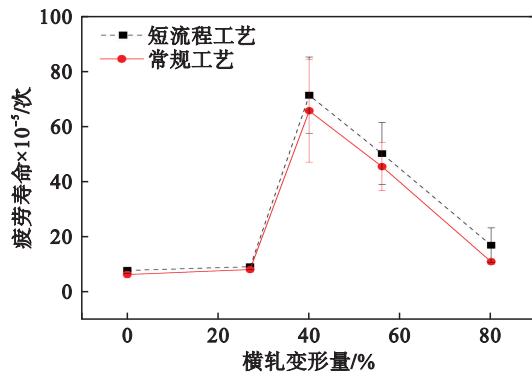


图9 两种工艺制备的7075-T6铝合金板材的疲劳寿命
Fig. 9 Fatigue life of 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes

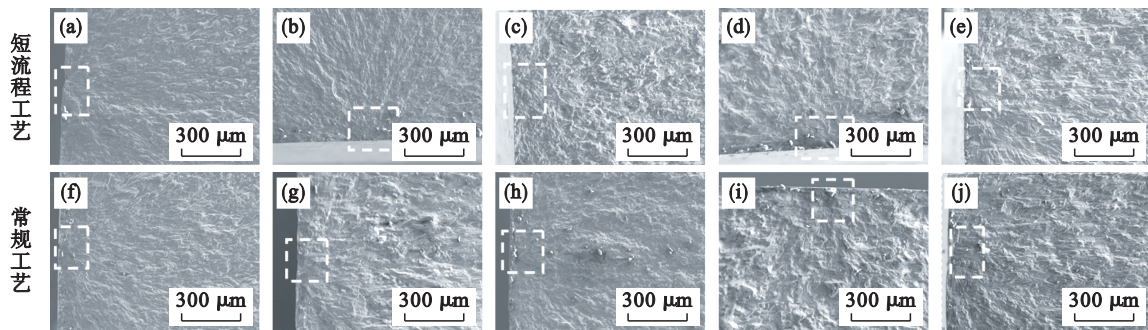
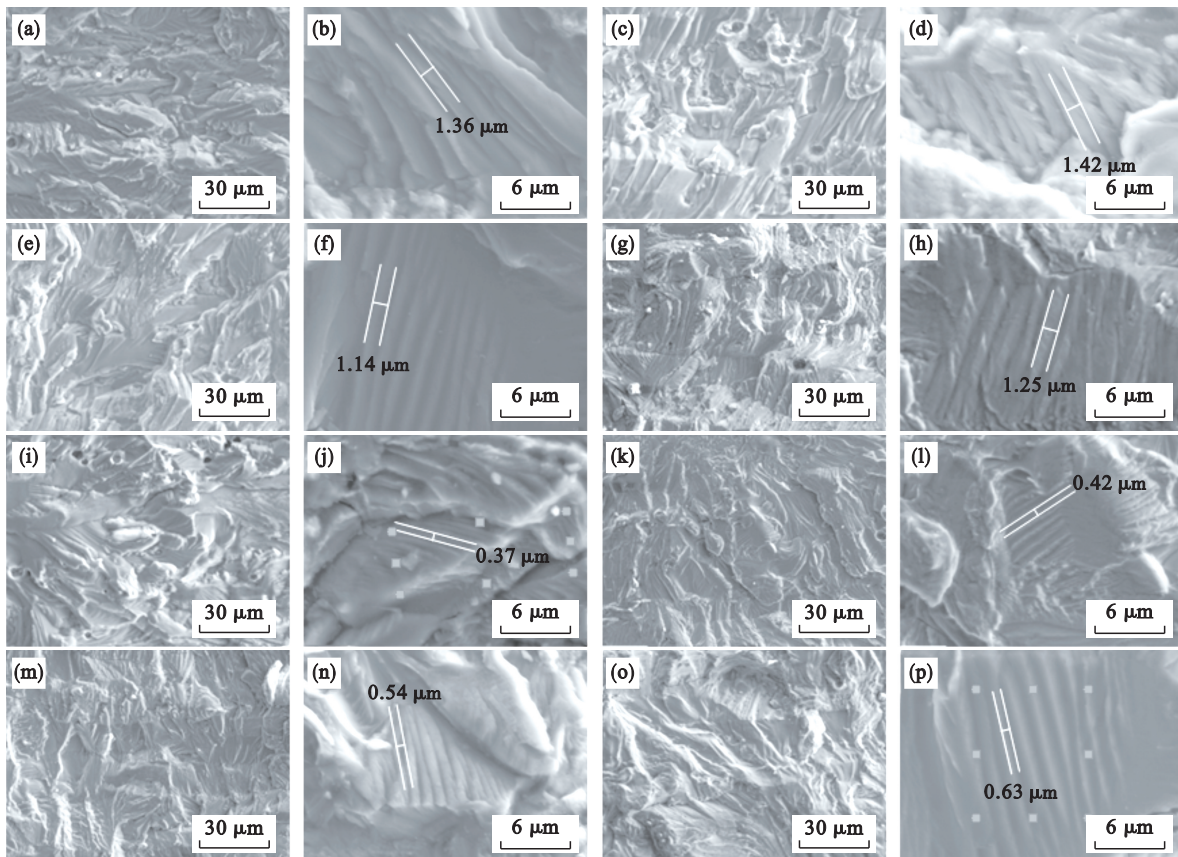


图10 两种工艺制备的7075-T6铝合金板材疲劳断口裂纹源的SEM像

Fig. 10 SEM images of fatigue crack sources of 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes (a)(f)—全纵轧; (b)(g)—27%横轧再纵轧; (c)(h)—40%横轧再纵轧; (d)(i)—56%横轧再纵轧; (e)(j)—80%横轧再纵轧.



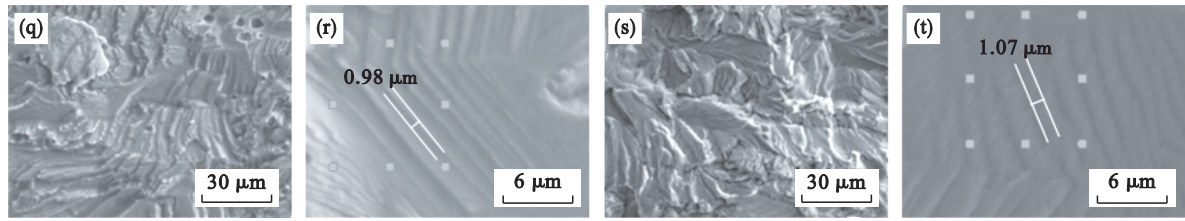


图 11 两种工艺制备的 7075-T6 铝合金板材疲劳断口裂纹扩展区的 SEM 像

Fig. 11 SEM images of fatigue crack propagation zone of 7075-T6 aluminum alloy sheets prepared by two processes

(a)~(d)—全纵轧; (e)~(h)—27% 横轧再纵轧; (i)~(l)—40% 横轧再纵轧;
(m)~(p)—56% 横轧再纵轧; (q)~(t)—80% 横轧再纵轧.

当横轧变形量相同时,与短流程制备的铝合金板材相比,常规工艺制备的铝合金板材的疲劳裂纹扩展区表面起伏程度略大,且疲劳辉纹间距略大.由于板材中粗大的过剩结晶相粒子与基体间弹性模量、强度、塑性和韧性等均存在差异,过剩结晶相粒子无法与铝基体协调变形,且粗大的过剩结晶相粒子界面前沿会塞积大量位错,使应力集中显著增大,因此铝合金板材在疲劳过程中容易在过剩结晶相粒子与铝基体界面处形成微裂纹或硬脆的过剩结晶相粒子本身碎裂,促进了疲劳裂纹的萌生和扩展.

当横轧变形量增大时,铝合金板材中过剩结晶相粒子沿板材纵轧方向流线型分布趋势逐渐减小,沿板材横轧方向流线型分布趋势逐渐增大.当横轧变形量增大至 40% 时,板材中过剩结晶相粒子分布最均匀,大幅减小了粒子前沿的应力集中,提高了铝合金板材整体承载协调性,增大了疲劳裂纹萌生的阻力,疲劳辉纹间距最小,说明铝合金板材的疲劳裂纹扩展阻力很大,因而利用 40% 横轧变形量制备的铝合金板材的疲劳寿命最长.当横轧变形量继续增大至 80% 时,虽然过剩结晶相粒子沿板材纵轧方向分布特征继续弱化,但其沿板材横轧方向呈流线型分布的特征逐渐增强,这种不均匀分布的过剩结晶相粒子减弱了铝合金板材整体承载协调性,断口中的疲劳辉纹间距也逐渐增大.板材的疲劳裂纹萌生和扩展的阻力均逐渐减小,因而铝合金板材的疲劳寿命逐渐缩短.

结合图 2 可知,短流程工艺制备的铝合金板材中微米级过剩结晶相粒子的尺寸更细小、数量更多,细小弥散分布的过剩结晶相粒子减小了粒子界面前沿的应力集中,有利于提高铝合金板材的疲劳裂纹萌生和扩展阻力.同时,短流程工艺制备的铝合金板材的晶粒尺寸更细小、单位体积中晶界数量更多,疲劳裂纹在扩展时遇到的晶界

更多,疲劳裂纹扩展阻力更大.过剩结晶相粒子尺寸和分布及晶粒尺寸细化两种因素共同作用使短流程工艺制备的铝合金板材的疲劳寿命更长.

3 结 论

1) 短流程工艺和常规工艺制备的 7075-T6 铝合金板材中过剩结晶相粒子尺寸分别为 $1\sim 4\ \mu\text{m}$ 和 $4\sim 8\ \mu\text{m}$,交叉轧制的横轧变形量由 0(全纵轧)增大至 80% 时,铝合金板材中过剩结晶相粒子沿板材纵轧方向流线型分布特征均逐渐减弱,沿板材横轧方向流线型分布特征均逐渐增强,铝合金板材的晶粒分别由 $56\ \mu\text{m}\times 21\ \mu\text{m}$ 和 $89\ \mu\text{m}\times 26\ \mu\text{m}$ 细化至 $42\ \mu\text{m}\times 29\ \mu\text{m}$ 和 $69\ \mu\text{m}\times 19\ \mu\text{m}$.

2) 横轧变形量由 0(全纵轧)增大至 80% 对 7075-T6 铝合金板材的强度无明显影响,然而,板材的延伸率先明显增大后基本保持不变.当横轧变形量为 40% 时,短流程工艺和常规工艺制备的铝合金板材的延伸率分别达到 18.7% 和 16.9%.

3) 交叉轧制能明显改善铝合金板材的疲劳性能.横轧变形量为 40% 时,短流程工艺和常规工艺制备的铝合金板材在最大应力为 265 MPa、应力比 $r=0.1$ 条件下的疲劳寿命均最长,分别为 7.1×10^6 次循环和 6.6×10^6 次循环,比全纵轧制备的铝合金板材的疲劳寿命分别延长了 8.1 倍和 9.3 倍.

4) 铸锭直接热轧的短流程工艺制备的 7075-T6 铝合金板材比常规工艺制备的铝合金板材具有更高的延伸率和更好的疲劳性能.

参考文献:

- [1] Li S S, Yue X, Li Q Y, et al. Development and applications of aluminum alloys for aerospace industry [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 944-983.
- [2] Taşgın Y, Ergin R. Investigation of the effects of deformation aging applied to AA7075 aluminum alloy on

- mechanical and metallographic properties [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(6): 4583-4603.
- [3] Sha G, Wang Y B, Liao X Z, et al. Microstructural evolution of Fe-rich particles in an Al-Zn-Mg-Cu alloy during equal-channel angular pressing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(18/19): 4742-4749.
- [4] Andreatta F, Lohrengel M M, Terryn H, et al. Electrochemical characterisation of aluminium AA7075-T6 and solution heat treated AA7075 using a micro-capillary cell [J]. *Electrochimica Acta*, 2003, 48(20/21/22): 3239-3247.
- [5] Hu K, Lin C H, Xia S C, et al. Effect of Fe content on low cycle fatigue behavior of squeeze cast Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. *Materials Characterization*, 2020, 170: 110680.
- [6] Sun Y W, Pan Q L, Sun Y Q, et al. Localized corrosion behavior associated with Al₇Cu₂Fe intermetallic in Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 783: 329-340.
- [7] Vratnica M, Pluvinage G, Jodin P, et al. Influence of notch radius and microstructure on the fracture behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloys of different purity [J]. *Materials & Design*, 2010, 31(4): 1790-1798.
- [8] Zheng C K, Zhang W W, Zhang D T, et al. Low cycle fatigue behavior of T4-treated Al-Zn-Mg-Cu alloys prepared by squeeze casting and gravity die casting [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(11): 3505-3514.
- [9] 罗旭东, 汤昌廷, 马军创, 等. 铝及铝合金中 Fe、Si 杂质元素的冶金与熔铸过程控制 [J]. *铸造*, 2015, 64(5): 440-444, 449.
(Luo Xu-dong, Tang Chang-ting, Ma Jun-chuang, et al. Metallurgical and casting process control of ferrum and silicon in aluminium and aluminium alloys [J]. *Foundry*, 2015, 64(5): 440-444, 449.)
- [10] Chen C, Wang J, Shu D, et al. Iron reduction in aluminum by electroslag refining [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(4): 964-969.
- [11] 黎勇. 轧制变形量对 AA7085 铝合金组织和性能的影响 [J]. *铝加工*, 2014(2): 15-18.
(Li Yong. Effect of rolling deformation on microstructure and property of AA7085 aluminum alloy [J]. *Aluminum Fabrication*, 2014(2): 15-18.)
- [12] 夏华丹. 轧制变形量对汽车用 7075 铝合金组织和力学性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2019, 48(11): 104-106.
(Xia Hua-dan. Effects of rolling deformation on microstructure and mechanical properties of 7075 aluminum alloy for automobile [J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(11): 104-106.)
- [13] 任伟才, 彭国胜, 陈康华, 等. 轧制变形量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织与力学性能以及腐蚀性能的影响 [J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2013, 18(6): 807-813.
(Ren Wei-cai, Peng Guo-sheng, Chen Kang-hua, et al. Effect of rolling deformation on microstructure, mechanical and corrosion properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2013, 18(6): 807-813.)
- [14] 段晓鸽, 江海涛, 米振莉, 等. 轧制方式对 6016 铝合金薄板组织和塑性各向异性的影响 [J]. *材料工程*, 2020, 48(8): 134-141.
(Duan Xiao-ge, Jiang Hai-tao, Mi Zhen-li, et al. Effect of rolling mode on microstructure and plastic anisotropy of 6016 aluminum alloy sheet [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2020, 48(8): 134-141.)
- [15] Shao B, Liu J B, Su H, et al. Microstructure and properties evolution of 7075 Al alloy in hot rolling and short process heat treatment [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 26(16): 2400641.
- [16] Darsono F B, Koin S T. The effect of T6 heat treatment on 7075 aluminum on its hardness and tensile strength [C]// IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Solo: Iop Publishing Ltd, 2020: 012042.
- [17] Adam K F, Long Z D, Field D P. Analysis of particle-stimulated nucleation (PSN)-dominated recrystallization for hot-rolled 7050 aluminum alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(4): 2062-2076.
- [18] Sharma M M. Microstructural and mechanical characterization of various modified 7xxx series spray formed alloys [J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(1): 91-99.
- [19] Ding L P, Zhao L, Weng Y Y, et al. Atomic-scale investigation of the heterogeneous precipitation in the E (Al₁₈Mg₃Cr₂) dispersoid of 7075 aluminum alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 851: 156890.
- [20] Rout P K, Ghosh M M, Ghosh K S. Microstructural, mechanical and electrochemical behaviour of a 7017 Al-Zn-Mg alloy of different tempers [J]. *Materials Characterization*, 2015, 104: 49-60.
- [21] Li B, Pan Q L, Chen C P, et al. Effect of aging time on precipitation behavior, mechanical and corrosion properties of a novel Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(9): 2263-2275.