

轧制及热处理对 7055 铝合金组织与性能的影响

徐春杰^{1,2,3} 杨 怡^{1,2} 马 东^{1,2} 郭 灿^{1,2,3} 武向权^{1,2,3} 张忠明^{1,2,3} 丹·谢赫特曼^{1,2,3}
(1.西安理工大学材料科学与工程学院;2.西安市先进镁合金增材制造与精确成形重点实验室;
3.西安谢赫特曼诺奖新材料研究院)

摘 要 采用光学显微镜、X 射线衍射仪、显微硬度计、材料试验机和电化学工作站等研究了轧制变形量和均匀化工艺对 7055 铝合金组织与力学性能和腐蚀性能的影响。结果表明,随着均匀化温度的升高,组织趋于均匀,第二相减少;最佳均匀化处理工艺为400 ℃×10 h+460 ℃×24 h,经均匀化处理后,合金组织主要由 α-Al 基体、MgZn₂ 和 Al₂CuMg 相组成,轧制处理并未改变合金相组成。同时,随着轧制变形量的增加,合金硬度先增大后减小,强度和耐腐蚀性能提高。变形量为 40 % 时,合金硬度(HV₅)达到峰值 211.4;变形量为 50 % 时,合金抗拉强度和屈服强度分别达到峰值 618.6 MPa 和 610.3 MPa。

关键词 均匀化处理;轧制变形量;硬度;强度;耐蚀性

中图分类号 TG335;TG156;TG146.21 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.02.009 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effect of Rolling and Heat Treatment on Microstructure and Properties
of 7055 Aluminum Alloy

Xu Chunjie^{1,2,3}, Yang Yi^{1,2}, Ma Dong^{1,2}, Guo Can^{1,2,3}, Wu Xiangquan^{1,2,3}, Zhang Zhongming^{1,2,3}, Dan Shechtman^{1,2,3}
(1.School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology;
2.Xi'an Advanced Magnesium Alloy Additive Manufacturing and Precision Forming Laboratory;
3.Xi'an Shechtman Nobel Prize New Materials Institute)

Abstract: The effects of rolling rate and homogenization process on microstructure, mechanical and corrosion properties of 7055 aluminum alloy were investigated by optical microscope, X-ray diffractometer, microhardness tester, material testing machine and electrochemical workstation. The results indicate that the microstructure tends to be uniform and the amount of second phase is decreased with the increase of temperature. The optimal homogenization process is 400 ℃×10 h+460 ℃×24 h. After homogenization treatment, the microstructure is mainly composed of α-Al matrix, MgZn₂ and Al₂CuMg phases, and the rolling treatment has no effect on the alloy phase composition. Meanwhile, with the increase of rolling rate, the hardness is increased firstly and then decreased, and the strength and corrosion resistance are enhanced. When the deformation is 40 %, the peak hardness reaches 211.4 HV₅, and when the deformation is 50 %, the tensile strength and yield strength reach peak values of 618.6 MPa and 610.3 MPa, respectively.

Key Words: Homogenization Treatment, Rolling Deformation Rate, Hardness, Strength, Corrosion Resistance

航空航天、军工等工业的快速发展,对绿色减重和材料的综合性能提出了更高的要求。7055 铝合金是近年来开发的新型超高强韧铝合金,其具有优良的综合性能,可以满足高端领域不断提高的使用要求,应用前景十分广阔。通常,超高强度铝合金多采用铸造、粉末冶金、电磁搅拌和喷射成形等技术制坯,结合轧制、挤压、锻造等常规塑性变形技术,再通过多级固溶和时效处理

来提高强韧化指标^[1]。然而,近年来,装备性能的提升对材料力学性能的提出了更高要求,部分强度指标要求已超过 800 MPa。

在铝中单独加入 Zn^[2],对其力学性能的提高十分有限,并可能增加应力腐蚀开裂倾向性;同时加入适量的 Mg^[3-4]形成 MgZn₂ 强化相,可显著提高铝合金的强度。在此基础上,再加入 Cu,形成 Al₂CuMg 相,可以获

收稿日期:2022-04-25;修改稿收到日期:2022-06-16
基金项目:陕西省高等学校学科创新引智基地资助项目(S2021-ZC-GXYZ-0011);西安市高校重大科技创新平台及科技成果就地转化项目(20GXSF0003);国家高端外国专家引进计划资助项目(G2021041003L);陕西省国际科技合作计划资助项目(2023-GHZD-50)
第一作者简介:徐春杰,男,1971 年出生,教授,西安(710048),E-mail: xuchunjie@gmail.com
引用格式:徐春杰,杨怡,马东,等. 轧制及热处理对 7055 铝合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(2): 191-196.
XU C J, YANG Y, MA D, et al. Effect of rolling and heat treatment on microstructure and properties of 7055 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(2): 191-196.

得最佳的强化效果^[5-6]。对于 7055 合金,其组织遗传性造成的成分偏析和第二相的析出与分布直接影响其力学性能。一些研究者试图通过热处理和变形加工处理来进一步提高材料的组织均匀性、降低力学性能的各向异性^[7-9]。因此,基于超高强度 7055 铝合金的成分设计和制备工艺优化已经成为工程研究的热点问题。然而,这些手段已经发挥至极致,抗拉强度达到 800 MPa 仍非常困难。

本研究采用多级均匀化,结合不同变形量轧制复合处理,对比研究处理工艺对 7055 合金组织与性能的影响,以期对 7055 合金相关研究提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验原材料为 $\phi 100\text{ mm}\times 300\text{ mm}$ 的 7055 铝合金挤压棒材,其化学成分见表 1。热处理试样沿挤压方向截取 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$,轧制试样沿挤压方向截取,尺寸为 $70\text{ mm}\times 15\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 。

表 1 7055 铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 7055 aluminum alloy											%
w_B											
Mg	Zn	Mn	Fe	Cu	Si	Zr	Ti	Cr	Sc	Al	
2.23	8.81	0.008	0.09	2.43	0.003	0.05	0.26	0.002	0.05	余量	

1.2 试验方法与设备

首先,将试样进行均匀化热处理,具体工艺参数见表 2;然后,结合各参数条件下合金组织和硬度对比,确定最佳二级均匀化热处理方案。按照确定的最佳参数对厚度为 2 mm 的 7055 合金板进行均匀化处理并采用双辊轧机进行轧制,热轧辊面温度为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$,轧制时合金的入辊温度为 $400\sim 430\text{ }^{\circ}\text{C}$,每次轧制量不超过 10%,轧制总变形量分别为 30%、40%和 50%;最后,对不同轧制变形量的合金在电阻炉中进行二级固溶和三级时效处理,以进一步提高合金的综合性能,二级固溶处理工艺为 $450\text{ }^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}+470\text{ }^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$,三级时效处理工艺为 $120\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}+175\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{ h}+120\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$ 。

表 2 均匀化工艺
Tab.2 Homogenization process

一级均匀化	二级均匀化	冷却条件
	$400\text{ }^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}+460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	空冷
$450\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	$400\text{ }^{\circ}\text{C}\times 10\text{ h}+460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	
$460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	$415\text{ }^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}+460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	
$470\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	$415\text{ }^{\circ}\text{C}\times 10\text{ h}+460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	
$480\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	$430\text{ }^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}+460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	
$490\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	$430\text{ }^{\circ}\text{C}\times 10\text{ h}+460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$	

利用 TH701 显微硬度计进行硬度测试,载荷为 5 N,保持时间为 15 s,测量 5 个点取其均值;利用

HT2402 型计算机伺服控制材料试验机对不同状态试样进行拉伸性能测试,图 1 为拉伸试样示意图。拉伸速度为 1.0 mm/min ;利用 CS310 电化学工作站进行电化学腐蚀性能测试,电解液为 NaCl 溶液,盐桥为 KCl+琼脂,分别测试开路、阻抗和极化曲线;利用 4XC 型光学显微镜对轧制试样的 3 个方向(RD、TD 和 ND)分别进行 OM 组织观察,见图 2。利用 XRD-7000 型 X 射线衍射仪对不同状态的试样进行物相分析,测试电流为 40 mA,电压为 40 kV,扫描速度为 $8\text{ }^{\circ}/\text{min}$,扫描范围为 $10\text{ }^{\circ}\sim 90\text{ }^{\circ}$ 。

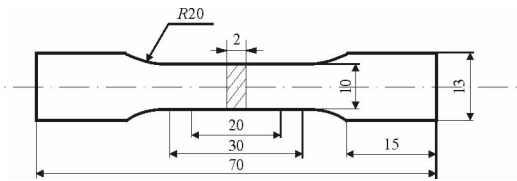


图 1 拉伸试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen

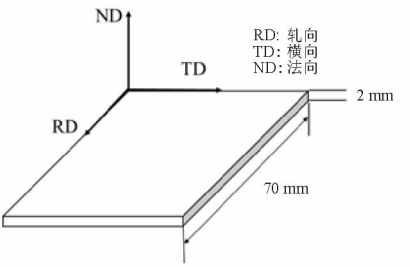


图 2 显微组织 3 个方向观察示意图

Fig.2 Schematic diagram of microstructure observation along three directions

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

本研究中均匀化目的是期望第二相固溶于基体,以提高组织均匀性,从而便于后续的轧制变形。基于固态扩散原理,温度越高越有利于固溶,但同时也加速了晶粒的合并与长大的可能性。因此,均匀化温度选择在 Al_2CuMg 和 MgZn_2 的相变温度附近,这样更有利于第二相的分解和原子扩散。经 $460\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$ 一级均匀化处理后合金晶界清晰,晶粒呈等轴晶,个别晶粒尺寸较大,平均尺寸为 $97.51\text{ }\mu\text{m}$,这主要是原材料为挤压变形后的 7055 合金,均匀化温度超过了再结晶温度 $0.5 T_m$ ($420\text{ }^{\circ}\text{C}$),因此该过程原变形组织必然发生再结晶而得到等轴晶晶粒,而温度过高则出现偏析现象。另外,兼顾温度和时间以及晶粒长大问题,往往晶界仍存在少量未固溶的第二相,晶内还可能少量二次析出的第二相,见图 3。二级均匀化处理后,组织明显较一级均匀

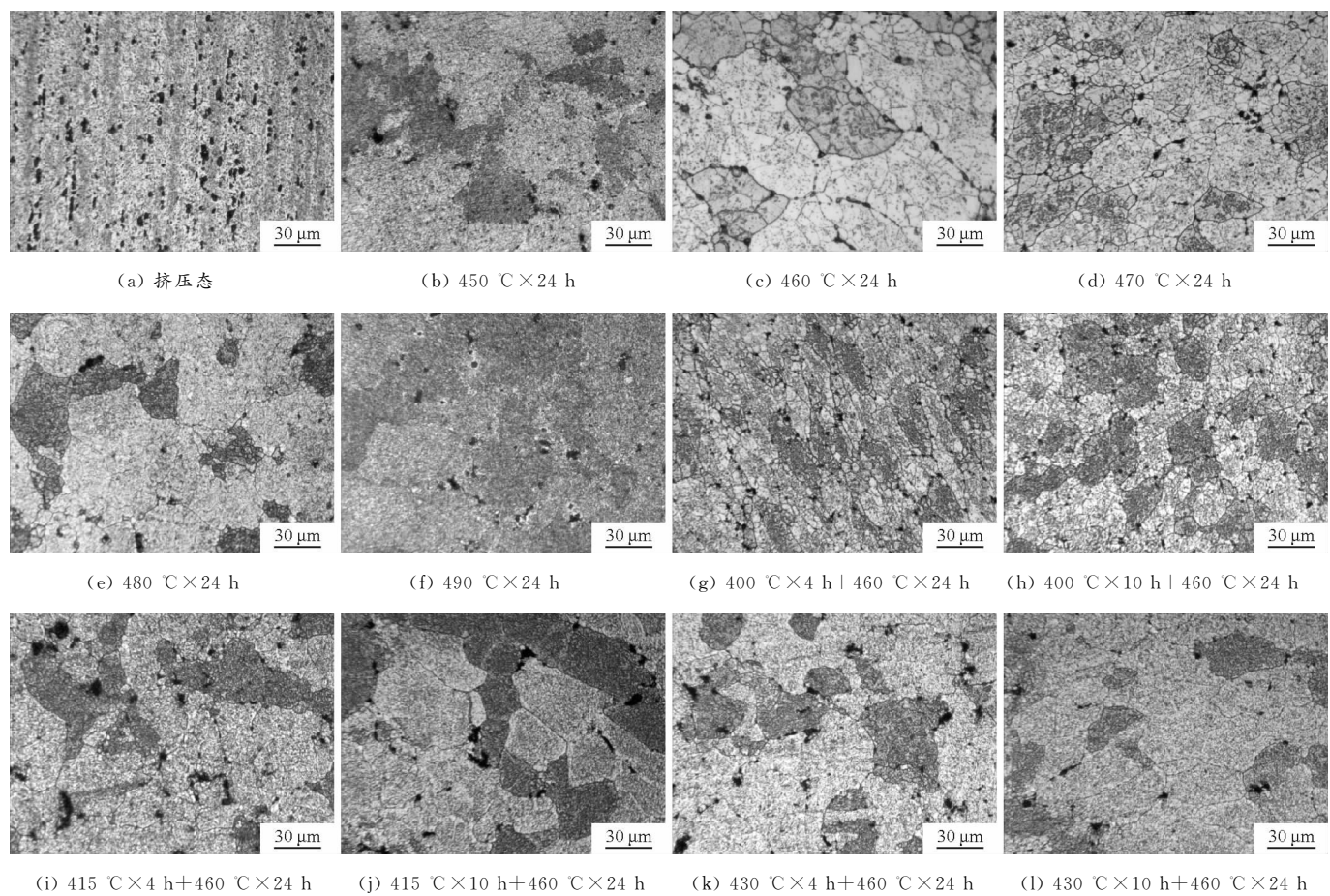


图 3 7055 铝合金经不同均匀化热处理工艺后显微组织

Fig.3 Microstructure of 7055 aluminum alloy after different homogenizing heat treatments

化处理后更细小,晶粒进一步细化,400 ℃×10 h+460 ℃×24 h 处理后平均晶粒尺寸为 27.78 μm,晶界处的第二相也随之增加。其主要原因是挤压变形过程中,原始铸锭中的粗大树枝晶得到破碎、大量晶粒沿挤压方向被拉长、部分晶粒发生了动态再结晶,还有一些晶粒发生了扭折或翻转,因此挤压组织呈流线分布。在均匀化处理过程中,基体组织主要发生再结晶形核和长大,而一些高熔点的相会抑制再结晶的进行,起到稳定组织的作用,因此在一级均匀化处理时组织呈现上述特征。通常,再结晶的发生和温度与时间呈线性关系,可见温度不能过高,时间不宜过长,这些都可能造成再结晶晶粒的过分长大,组织过于粗化。二级均匀化处理时,由于二级处理温度降低,一级处理过程中再结晶晶粒的长大趋势被抑制,而随着时间延长,晶粒内部的二次相析出数量增加。与此同时,由于固溶速度的降低和第二相的析出热力学能力增强,这将有利的二次再结晶,因此二次均匀化处理后表现为合金组织中的晶粒得到进一步细化,粗大第二相数量最少,过饱和程度最大,因此合金强度提高。

在 400 ℃×10 h+460 ℃×24 h 热处理后经不同

变形量轧制后试样组织见图 4。可以看出,晶粒被拉长,变形流线明显,且轧制变形量越大,晶粒越细小,破碎越明显,沿轧向存在长条带状组织;同时,第二相也呈条带状分布,晶粒呈细化趋势。可见,随着轧制变形量增加,组织不仅被拉长,还存在再结晶现象;横向显微组织中无明显轧制流线,表现出等轴晶形貌,轧制变形量增大,晶粒呈细化趋势;法向也存在明显的变形流线,晶粒被破碎或发生了再结晶,呈现细化和均匀化趋势。可见热轧温度越高、变形量越大,更有利于晶粒的流动、翻转和破碎,变形量越大越有利于再结晶晶粒细化。由此可见,轧制过程存在的挤压和拉长作用使 3 个方向的变形效果存在一定的差异,沿轧向受力更大,应力分布更大,更有利于该方向晶粒的进一步细化和再结晶,这也是轧制组织存在各向异性的根本原因。

图 5 为 7055 铝合金挤压态均匀化和不同变形量 XRD。可以看出,轧制量对相组成没有影响,但是峰强度均有提高,组织仍由 α-Al 基体、MgZn₂ 和 Al₂CuMg 相构成。与挤压态相比,不同变形量下峰的位置都向右偏移,并且随着变形量增加,峰强度也越来越高,宽度也随之变化,这是变形量增加,晶粒更加细小的原因。

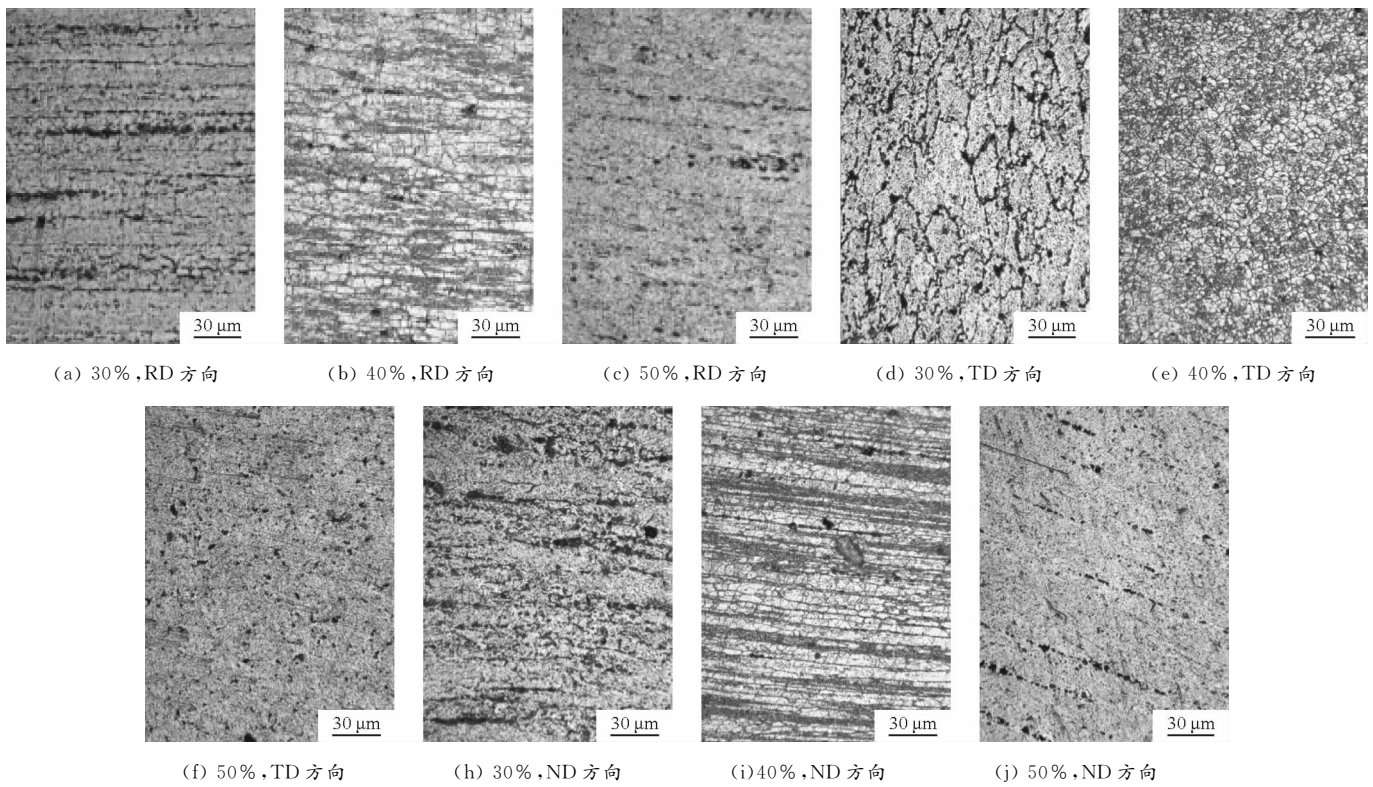


图 4 不同变形量轧制后 7055 铝合金显微组织

Fig.4 Microstructure of 7055 aluminum alloy after rolling

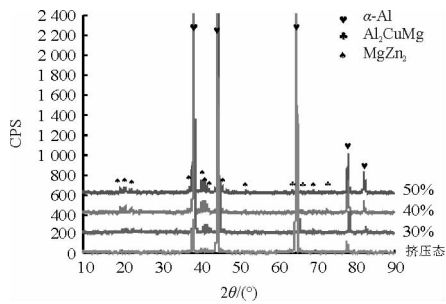
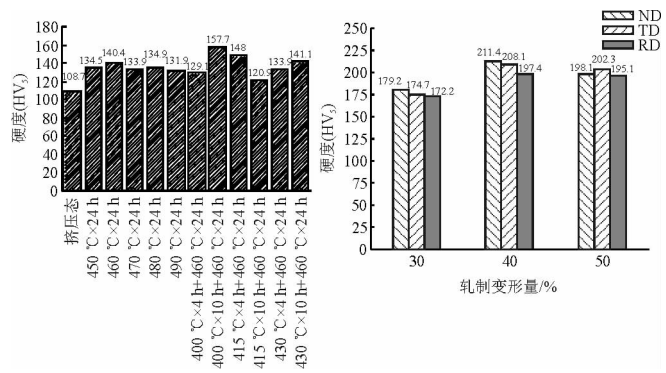


图 5 7055 铝合金轧制处理后的 XRD 分析

Fig.5 XRD analysis of 7055 aluminum alloy after rolling treatment



(a) 不同热处理后的硬度 (b) 不同轧制变形后的硬度

图 6 不同工艺后处理 7055 铝合金的硬度

Fig.6 Hardness of 7055 aluminum alloy after different treatment processes

2.2 性能测试

2.2.1 力学性能

7055 铝合金一级、二级均匀化以及轧制后显微硬度见图 6。可以看出,热处理对于提高材料硬度效果显著。在 400 °C × 10 h + 460 °C × 24 h 工艺下合金硬度比挤压态提高了 45.1%,而轧制对显微硬度(HV₅)的影响更显著,当轧制变形量为 40%时,最高可达到211.4,相比挤压态提高了 94.5%。由于 3 个方向轧制时变形效果不同,应力分布不同,因此各方向硬度差异明显。随着轧制变形量的增加,硬度整体呈先升高后降低的趋势,变形量到 40%时 ND 方向达到最高,这可能是随变形量的增加,再结晶晶粒数量增加,反而使硬度有所降低。

轧制后 7055 合金的拉伸性能曲线见图 7。可以看出,与挤压态相比,随着变形量的增加,合金的抗拉强度

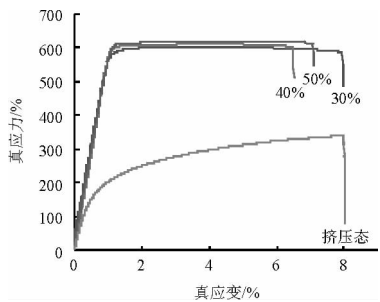


图 7 7055 铝合金不同轧制量拉伸曲线

Fig.7 Tensile curves of 7055 aluminum alloy with different rolling quantities

和屈服强度有所提高,但伸长率均有所下降。当变形量达到 50%时抗拉强度和屈服强度分别达到 618.6 MPa 和 610.3 MPa,而伸长率则相反,轧制量为 30%时最大,可达到 7.9%。不同轧制量的拉伸断口形貌见图 8,变

形量为 30%时,韧窝数量较多,可清晰观察到第二相粒子,此时伸长率较高;当变形量增加时,材料出现解理断裂特征,呈明显河流状分布,韧窝数量先减后增,第二相数量随之变化,因此,轧制量为40%时伸长率最

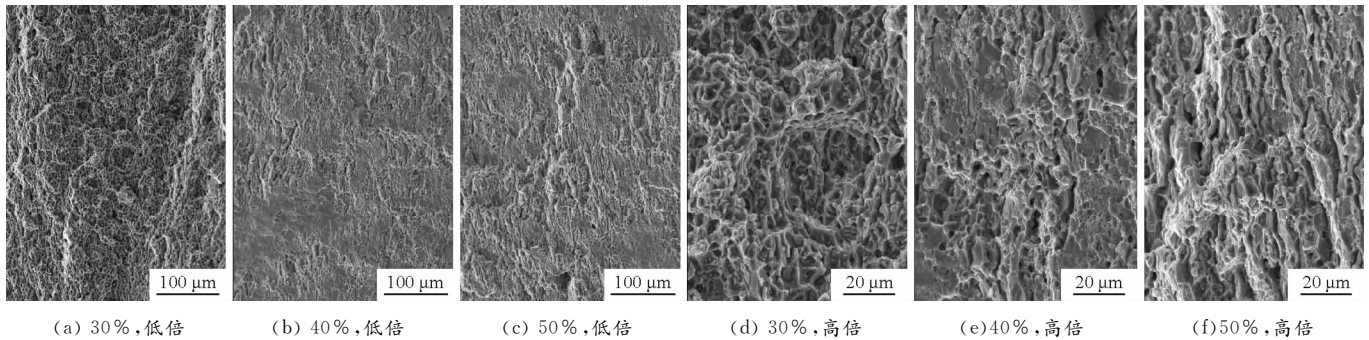


图 8 7055 铝合金不同轧制量拉伸断口形貌
Fig.8 Tensile fracture morphologies of 7055 aluminum alloy with different rolling quantities

低。
2.2.2 电化学性能
不同变形量下 7055 铝合金腐蚀极化曲线见图 9。表 3 为 Tafel 曲线拟合数据。可以看出,轧制后的试样开路电位均有所降低。轧制变形量较小时耐腐蚀性能较差,这可能是由于晶粒细化导致晶界增多,从而导致晶间腐蚀增多,因此原始挤压态电位最正。而随着变形量增加,耐蚀性能提高,这主要是第二相得到细化和均匀分布,原电池腐蚀削弱,合金的耐腐蚀性能得以提高,因此变形量越大,合金表现出更低的腐蚀速率。

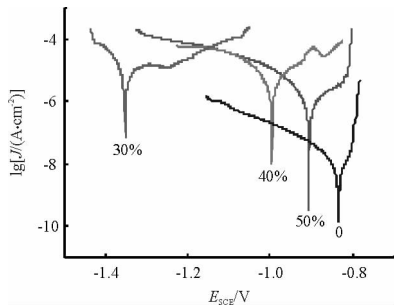
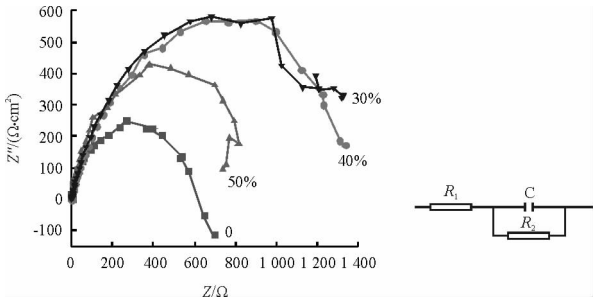


图 9 不同轧制变形量的极化曲线图
Fig.9 Polarization curves of alloy with different rolling deformation quantities

表 3 Tafel 曲线极化拟合数据表
Tab.3 Polarization fitting data

变形量/%	$J_0/(A \cdot cm^{-2})$	E_0/V	腐蚀速率/(mm · a ⁻¹)
0	8.849×10^{-7}	-0.836	9.0×10^{-3}
30	1.741×10^{-5}	-1.352	1.78×10^{-1}
40	1.330×10^{-5}	-0.995	1.36×10^{-1}
50	2.875×10^{-10}	-0.922	2.9×10^{-6}

图 10 为阻抗谱及等效电路图,表 4 为拟合后的相关数据。可以看出,轧制后的等效电路中的电阻 R_2 普遍大于轧制前的电阻值,这也表明轧制可在一定程度上提高 7055 铝合金的耐腐蚀性能。



(a) 阻抗谱 (b) 等效电路图
图 10 阻抗图谱及等效电路图

Fig.10 Impedance diagram and equivalent circuit diagram

表 4 拟合后的相关数据
Tab.4 Relevant data after fitting

变形量/%	$R_1/(\Omega \cdot cm^{-2})$	$C/(F \cdot cm^{-2})$	$R_2/(\Omega \cdot cm^{-2})$
0	1.71	2.39×10^{-4}	41.58
30	0.80	1.11×10^{-4}	85.26
40	0.60	9.30×10^{-5}	73.02
50	0.70	1.11×10^{-4}	74.72

3 结 论

- (1)均匀化工艺为 400 ℃×10 h+460 ℃×24 h 时合金组织以等轴晶为主,第二相明显减少,合金的硬度(HV₅)达到峰值,为 157.7。
- (2)随着轧制变形量提高,7055 合金硬度先增加后降低,其中变形量为 40%时硬度(HV₅)最高,ND 方向为 211.4;强度随着变形量的提高而增加,变形量为 50%时抗拉强度和屈服强度达到峰值,分别为 618.6 MPa 和 610.3 MPa。
- (3)随着轧制变形量增大,7055 铝合金的耐腐蚀性能得到改善,这主要是组织均匀性得以提高,第二相分布更加均匀弥散,原电池腐蚀效应得以削弱。

参 考 文 献

[1] WEI Q, XIONG B Q, ZHANG Y A, et al. Production of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys by spray forming process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2001, 11(2): 258-261.

国产 7B50 铝合金大规格厚板喷丸成形曲率变化规律研究

欧阳轶¹ 邢少敏¹ 张万瑜²

(1.中航西飞民用飞机有限责任公司; 2.西安飞机工业集团股份有限公司)

摘 要 采用喷丸成形工艺对国产 7B50 铝合金进行成形工艺研究,通过对平板件和单筋试验件进行不同参数的喷丸成形基础测试,获得曲率半径与喷丸成形工艺参数的对应关系,并在三筋试验件上验证,获得三筋试验件展向最小曲率半径及其对应的弦向曲率半径。结果表明,随着平板厚度和移动速度的增加,平板试验件弦向曲率半径递增;随着气压增大,平板试验件弦向曲率半径递减。不论是自由状态还是预应力状态,随着移动速度增加,单筋试验件展向曲率半径递增。采用预应力方式获得展向最大曲率变化的马鞍形面,三筋试验件展向最小曲率半径达到 37 692 mm,相应的弦向曲率半径为 5 385 mm。

关键词 7B50 铝合金;喷丸成形;正交试验;曲率半径

中图分类号 TG156;TG146.21

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.02.010

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Curvature Variation Law of Large-size Thick Plate Shot Peening for Domestic 7B50 Aluminum Alloy

Ouyang Yi¹,Xing Shaomin¹,Zhang Wanyu²

[1. AVIC XAC Commercial Aircraft Co., Ltd.; 2. AVIC Xi'an Aircraft Industry(Group) Co., Ltd.]

Abstract: The domestic 7B50 aluminum alloy was investigated by shot peening process, and the corresponding relationship between the curvature radius and the shot peening process parameters was obtained through the basic test of shot peening with different parameters on the flat plate and the single-rib test piece, which was verified on the tri-rib test piece to acquire the minimum span-direction curvature radius and corresponding chord-direction curvature radius. The results indicate that: ① for flat test pieces, as the thickness of the wall and the moving speed increase, the curvature radius in the chord direction is increased. With the increase of pressure, the radius of curvature in the chord direction is decreased. ② for single-reinforced test pieces, as the moving speed increases, the curvature radius in the span-wise direction is increased whether in free state or pre-stressed state. ③ for the tri-rib test piece, the pre-stressing method was adopted to obtain a saddle-shaped surface with the maximum span-wise curvature variation, where the span-wise minimum curvature radius is 37 692 mm, and the corresponding chord-wise curvature radius is 5 385 mm.

Key Words: 7B50 Aluminum Alloy, Shot Peening, Orthogonal Test, Curvature Radius

收稿日期:2022-05-18;修改稿收到日期:2022-06-15

第一作者简介:欧阳轶,女,1969 年出生,正高级工程师,西安(710089),E-mail: 975981651@qq.com

通信作者:邢少敏,女,1990 年出生,工程师,西安(710089),E-mail: xaxingsm@163.com

引用格式:欧阳轶,邢少敏,张万瑜. 国产 7B50 铝合金大规格厚板喷丸成形曲率变化规律研究[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(2):196-199.

OUYANG Y,XING S M,ZHANG W Y. Curvaturevariation law of large-size thick plate shot peening for domestic 7B50 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(2):196-199.

[2] JUÁREZ-ISLAS J A, PEREZ R, LENGSELD P, et al. Micro-structural and mechanical evaluations of spray-deposited 7XXX Al-alloys after conventional consolidation[J]. Materials Science and Engineering, 1994, A179: 614-618.

[3] ODUSOTE J K, ADELEKE A A, MURAINA S A, et al. Magnesium inclusion effect on Al-Zn-Cu alloys: A study on microstructure and mechanical properties[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 46: 5 914-5 921.

[4] BABU A P, HUANG A, BIRBILIS N. On the heat treatment and mechanical properties of a high solute Al-Zn-Mg alloy processed through laser powder bed fusion process[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A807: 140 857.

[5] HASHIMOTO T, ZHANG X, ZHOU X, et al. Investigation of dealloying of S phase (Al₂CuMg) in AA 2024-T3 aluminium alloy using high resolution 2D and 3D electron imaging[J]. Corrosion Science, 2016, 103: 157-164.

[6] MONDAL C, MUKHOPADHYAY A K. On the nature of T (Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2005, A391(1-2): 367-376.

[7] 徐春杰, 马东, 李岩, 等. 多级时效对 7055 铝合金组织及力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(5): 66-71.

[8] 黄超群, 赵天生, 高飞. 热处理对 7XXX 系铝合金组织及性能影响的研究进展[J]. 材料导报, 2015, 29(23): 98-102, 107.

[9] 郭伟, 王渠东. 大塑性变形制备超细晶复合材料的研究进展[J]. 锻压技术, 2010, 35(1): 4-9.

[10] WANG Z, CHEN M, JIANG H, et al. Effect of artificial ageing on strength and ductility of an Al-Cu-Mg-Mn alloy subjected to solutionizing and room-temperature rolling[J]. Materials Characterization, 2020, 165: 110 383.

[11] SUN R, SUN Q, XIE Y, et al. Enhancing corrosion resistance of 7150 Al alloy using novel three-step aging process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(5): 1 201-1 210.

[12] WANG K, YIN D, ZHAO Y C, et al. Microstructural evolution upon heat treatments and its effect on corrosion in Al-Zn-Mg alloys containing Sc and Zr[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 5 077-5 089.

(编辑:栗万仲)