

# AZ31B 镁合金仿生 TIG 焊接接头的组织和性能

时海芳, 张正强, 姜永恒, 孟超

(辽宁工程技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 阜新 123000)

**摘要:** 镁合金焊接接头的微观组织对其力学性能有显著影响,限制其更广泛应用。受大自然生物结构所表现的优异力学性能启发,利用激光重熔技术在镁合金钨极惰性气体保护焊(TIG焊)焊接接头表面制备了与生物体表类似的“软硬”交替结构来改善其力学性能。采用激光共聚焦显微镜、扫描电镜、能谱仪、硬度计、万能拉伸试验机、有限元分析等研究了不同试样的微观组织和力学性能。结果表明:激光仿生处理后,处理区形成了细小的等轴晶粒并且显微硬度明显增加,仿生试样的强度和延展性同时提高。结合有限元分析结果可知,仿生结构对力学性能的有益影响可归因于微观组织的变化和“软硬”交替结构带来的应力传递和重分布。

**关键词:** AZ31B 镁合金; TIG 焊接; 激光仿生; 微观组织; 力学性能

**中图分类号:** TG444 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2023)02-0179-10

## Microstructure and properties of bionic TIG welded joint of AZ31B magnesium alloy

SHI Hai-fang, ZHANG Zheng-qiang, JIANG Yong-heng, MENG Chao

(College of Materials Science and Engineering, Liaoning Technical University, Fuxin 123000, China)

**Abstract:** The microstructure of magnesium alloy welded joints has a significant effect on its mechanical properties, which affects its application range. Inspired by the excellent mechanical properties of natural biological structures, a “soft-hard” alternating structure similar to the biological surface was prepared on the surface of magnesium alloy tungsten inert gas (TIG) welding joint by laser remelting technology to improve its mechanical properties. The microstructure and mechanical properties of different samples were studied by means of laser confocal microscope, scanning electron microscopy, energy dispersive spectrometer, hardness tester, universal tensile testing machine and finite element analysis. The results show that after laser bionic treatment, fine equiaxed grains are formed in the treatment area, the microhardness is significantly increased, and the strength and ductility of the bionic sample are simultaneously improved. Combined with the results of finite element analysis, it can be seen that the beneficial effect of the bionic structure on mechanical properties can be attributed to the change of microstructure and the stress transfer and redistribution brought by the “soft-hard” alternating structure.

**Keywords:** AZ31B magnesium alloy; TIG welding; laser bionic; microstructure; mechanical property

近年来,全球能源短缺问题日益严重,通过轻量化实现节能减排已经成为汽车、轨道交通、航空航天等领域的重要发展方向。镁合金作为目前最轻的金属结构材料,具有优越的减震性、高的比强度和比刚度,完美契合轻量化要求,已成为实现这一目标的潜在结构材料<sup>[1-2]</sup>。焊接加工是现代工业制造中的重要手段,追求镁合金更广泛的应用势必离不开焊接技术

的支持<sup>[3]</sup>。其中钨极惰性气体保护焊(TIG焊)是一种有效的焊接技术,凭借其高灵活性、经济实用,被广泛应用到镁合金焊接中<sup>[4]</sup>。然而焊接过程中的热循环会导致焊接热影响区晶粒粗化,对力学性能产生不利的影响,导致强度降低、脆性增加,限制了镁合金的广泛应用<sup>[5]</sup>。因此,提高镁合金焊接接头的力学性能迫在眉睫。

**收稿日期:** 2022-07-26 **修订日期:** 2022-09-13

**基金项目:** 国家自然科学基金(51805235)

**作者简介:** 时海芳(1968—),男,教授,硕士研究生导师,博士,主要从事金属强韧化及材料表面改性技术研究,E-mail:shi680303@163.com。

**引用格式:** 时海芳,张正强,姜永恒,等. AZ31B 镁合金仿生 TIG 焊接接头的组织和性能[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(2):179-188.

SHI Hai-fang, ZHANG Zheng-qiang, JIANG Yong-heng, et al. Microstructure and properties of bionic TIG welded joint of AZ31B magnesium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2023, 44(2):179-188.

许多学者针对镁合金焊接接头的微观组织、变形行为和性能展开了广泛的研究,提出了许多强化方法用来改善镁合金焊接接头的力学性能。例如, Xie 等<sup>[6]</sup>采用 Ce 粉和纳米 SiC 作为增强剂,同时加入等量的 TiO<sub>2</sub> 作为活化剂对 AZ31 镁合金进行 TIG 焊接。研究发现 Ce 的加入导致  $\alpha$ -Mg 晶粒尺寸变小,当 Ce 含量为 20 mass% 时,焊接接头抗拉强度提高 19.2%。Xu 等<sup>[7]</sup>对 AZ31 镁合金 TIG 焊接接头进行了双道次搅拌摩擦,结果表明搅拌区晶粒显著细化,提高了焊接接头的强度。Chai 等<sup>[8]</sup>对镁合金 TIG 焊接接头进行热轧处理,热轧促使晶粒细化,改善了接头的力学性能。以上结果表明,可以通过减小晶粒尺寸以增加晶界分数来提高强度或延展性。但一般来说,材料强度提高,其变形抗力提高,变形能力下降,塑性降低。这就提出了一个问题,能否通过简单的加工工艺改善镁合金焊接接头的微观组织,从而获得较好的力学性能,实现强度-延展性的同步提高。

自然界为设计焊接接头的微观组织提供了思路。研究发现叶片和蜻蜓翅膀具有“软(翅膜或叶肉)和硬(翅脉或叶脉)”的交替结构。叶肉或翅膜较为柔软,很容易产生形变而缓解或消除外界应力;叶脉或翅脉则相对较硬,能够阻碍裂纹生长同时具有较好的强度。这种天然的“软-硬”交替结构,表现出优异的力学性能。激光加工已经被证明是一种构建仿生结构的有效手段。Wang 等<sup>[9]</sup>利用激光重熔技术在 1.7 mm 厚低碳钢表面构建处理面积相同的点状、条带状和网格状的仿生试样。研究结果发现,仿生试样的屈服强度、拉伸强度、均匀伸长率和断裂伸长率同步增加,表现出强度和塑性的优异组合。Meng 等<sup>[10]</sup>通过激光合金化在 2 mm 厚 H13 钢表面制备了具有不同分数 TiC 颗粒条纹仿生结构。随着 TiC 颗粒分数的增大,处理区晶粒尺寸逐渐减小,试样强度逐渐增加。由此可知,与具有单一微观组织的材料相比,仿生试样有更好的力学性能。Yu 等<sup>[11]</sup>还指出适宜的激光加工参数应随着材料的厚度而变化,但过去的研究主要集中在各种微观组织均匀且厚度较薄的材料,而对于厚度相对较大的焊接接头等非均质材料研究较少。

因此,本文对 10 mm 厚 AZ31B 镁合金 TIG 焊接接头进行激光仿生处理,在焊接接头表面构建“软硬”交替结构,以获得优异的强度-延展性协同作用。分析激光处理前后焊接接头微观组织的变化,研究“软硬”交替结构对焊接接头力学性能的影响,揭示

激光仿生处理提高焊接接头力学性能的机理,以期为改善焊接接头的力学性能提供一种新的微观组织设计思路。

## 1 实验材料和方法

本研究使用尺寸为 300 mm×100 mm×10 mm 的 AZ31B 镁合金板和同质镁合金焊丝用于 TIG 焊接。其成分如表 1 所示。焊接前,将焊板和焊丝用砂纸机械打磨和酒精清洗,以去除表面氧化层和油污。如图 1(a) 所示,采用手工 TIG 焊接进行双面焊接,焊接电流为 190 A,焊接速度为 2.5 mm/s,高纯度(99.99%)氩气为保护气体,焊接时用夹具固定以防止变形,焊接方向(WD)和轧制方向(RD)一致,坡口型式如图 1(b) 所示。激光加工前对焊接接头进行研磨去除余高,再用酒精清洗。依据生物原型利用激光技术制备具有条纹结构的仿生试样(图 1c 和 1d)。激光加工参数为:扫描速度为 20 mm/s,激光功率为 1900 W,光斑直径为 2.5 mm。为了突出激光处理对焊接区微观组织的影响,将激光作用于母材(BM)上的区域表示为熔化区(MZ),作用于焊缝(Weld)和热影响区(HAZ)上的区域表示为重熔区(RZ)。

表 1 AZ31B 镁合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the AZ31B magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Mg
2.5-3.5	0.7-1.3	0.2	0.3	0.05	0.005	Bal.

金相试样用 1 g 草酸+49 mL 蒸馏水+1 mL 硝酸溶液进行蚀刻。采用 LEXT OLS4000 型激光共聚焦显微镜观察试样的微观组织。使用 HV-1000Z 型旋转显微硬度计进行显微硬度测量,载荷为 0.1 kg,保持时间为 10 s,两个相邻硬度点之间的距离为 0.5 mm,显微硬度值取自 3 个测量值的平均值。使用 WDW-100E 型万能拉伸试验机对试样进行拉伸性能测试,加载速度为 2 mm/min。未处理的焊接试样记为 Weld 试样,激光仿生处理后的试样记为 Bionic 试样,未进行任何处理的镁合金试样记为 BM 试样。Weld 试样和 Bionic 试样从垂直于焊缝轴线方向截取,试样加工完成后,焊缝轴线应位于试样平行长度部分的中间;BM 试样长度方向垂直于 RD。不同试样尺寸一致,其中 Bionic 试样模型及具体尺寸如图 1(e) 所示。使用 Oxford X-Max 50 型能谱仪(EDS)检测元素组成。通过 JEOL JSM 7500F 型扫描电镜(SEM)观察拉伸断口特征。此外,通过 Abaqus

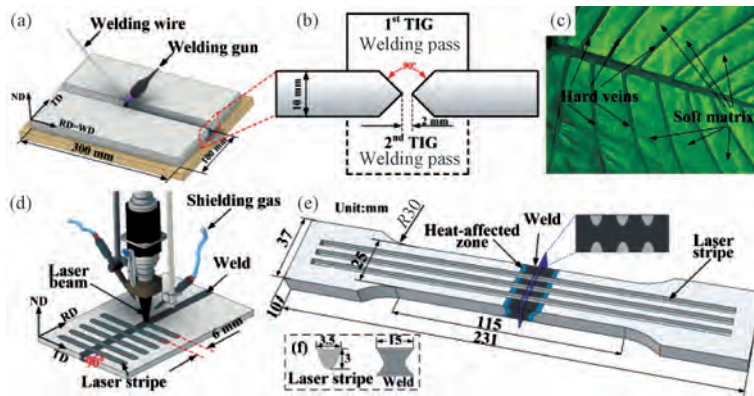


图 1 试样加工示意图 (a) TIG 焊接工艺;(b) 焊接坡口尺寸;(c) 仿生原型;(d) 激光加工;  
(e) Bionic 试样模型;(f) 激光处理区与焊缝模型截面形状

Fig. 1 Schematic diagram of sample processing (a) TIG welding process; (b) welding groove size; (c) bionic prototype; (d) laser processing; (e) Bionic sample model; (f) cross-sectional shape of the model of laser processing zone and weld

软件分析了激光处理前后拉伸试样表面的应力分布。根据拉伸试样的实际尺寸建立有限元模型,其中激光处理区域长度为 210.6 mm,焊缝宽度为 15 mm,长度为 25 mm,同时为了保证不同模型之间的契合程度、计算效率和仿真精度,不单独考虑 HAZ 的尺寸,激光处理区与焊缝截面形状如图 1(f) 所示。BM 采用四面体网格进行划分,激光处理区域和焊缝采用六面体网格划分。采用静态通用分析类型分析应力条件,不同区域通过接触绑定的相互作用实现结合。在试样一端的受力平面进行 Fixed Support 完全固定的约束,另一端施加沿 X 轴方向变量为“4 mm”的 Displacement 位移拉伸载荷。此外,在有限元模拟中,忽略了焊接过程和激光加工过程引起的残余应力对拉伸性能的影响。

## 2 结果与分析

### 2.1 微观组织

图 2(a) 为激光作用于 BM 的 ND-RD 截面宏观形貌,以熔合线(白色虚线)为界分为两个部分,即 MZ 和 BM。由于激光加热冷却速度快,在熔合线附近没有形成明显的 HAZ,表现出良好的冶金结合。此外,激光处理后,MZ 不存在气孔、裂纹等缺陷,呈现“U”形形貌。进一步对 MZ 进行微观组织观察,如图 2(b) 所示,发现 MZ 顶部表现出明显的树枝晶特征,在 MZ 中部表现出相对粗大的柱状晶特征(图 2c)。在 MZ 底部,由于激光能量密度呈高斯分布,在温度梯度的驱动下,晶粒在 MZ 边界处开始重新凝固,并在快速冷却过程中几乎垂直于熔合线的边界外延生长至中心(图 2d)。图 2(e) 为激光作用于焊缝

的 ND-RD 截面宏观形貌,以熔合线为界分为 RZ 和焊缝(Weld)两个部分,并且 RZ 与 MZ 具有相似的尺寸和形貌。但是,如图 2(f)、2(g) 和 2(h) 所示,在 RZ 顶部、中部和底部晶粒形态以相对细小的等轴晶粒为主。Raghavan 等<sup>[12]</sup>指出晶粒差异与温度梯度( $G$ )和凝固速率( $R$ )的组合有关。 $G/R$  值决定了晶粒形态,而  $G \times R$  值则决定了晶粒尺寸。 $G/R$  值的降低导致晶粒形态按平面晶、胞晶、柱状枝晶、等轴晶的顺序演变,而  $G \times R$  值的增加,促使晶粒尺寸逐渐变小(细化)。由于 MZ 和 RZ 具有相似的宏观特征,即表示具有相似的  $G$  值,因此  $R$  值是决定晶粒结构的主要因素。Zhang 等<sup>[13]</sup>报道了由于凝固过程中 Zr 溶质形成较大的成分过冷与激光重熔高冷却速率相结合导致在 Mg-3Nd-1Gd-0.5Zr 镁合金中获得细小的等轴晶粒。除了 Zr,Al 也会促进成分过冷<sup>[14]</sup>。AZ31B 镁合金中 Al 含量仅次于 Mg,但 Al 具有更高的沸点,在 TIG 焊接过程 Mg 和 Al 的不同步蒸发,导致焊缝中 Al 的含量比母材高<sup>[15]</sup>。Lin 等<sup>[16]</sup>对比研究了 AZ31 和 AZ61 镁合金经  $\text{CO}_2$  激光焊后的组织差异,发现更高的 Al 含量有利于焊缝晶粒细化。激光作用于焊缝时,会加剧焊缝区域 Mg 的蒸发,导致 Al 含量增加。因此,Al 溶质形成的成分过冷,促使  $R$  值增大并结合激光的快速加热冷却作用,使 RZ 各区域形成了细小等轴晶粒。

图 3(a) 为仿生焊接接头横截面的微观组织特征,激光仿生处理后镁合金 TIG 焊接接头微观组织发生明显变化。BM 主要由尺寸大小不一的等轴晶粒组成(图 3b)。如图 3(c) 所示,受焊接热循环的影响,HAZ 中晶粒尺寸显著增大。焊缝晶粒尺寸与 BM

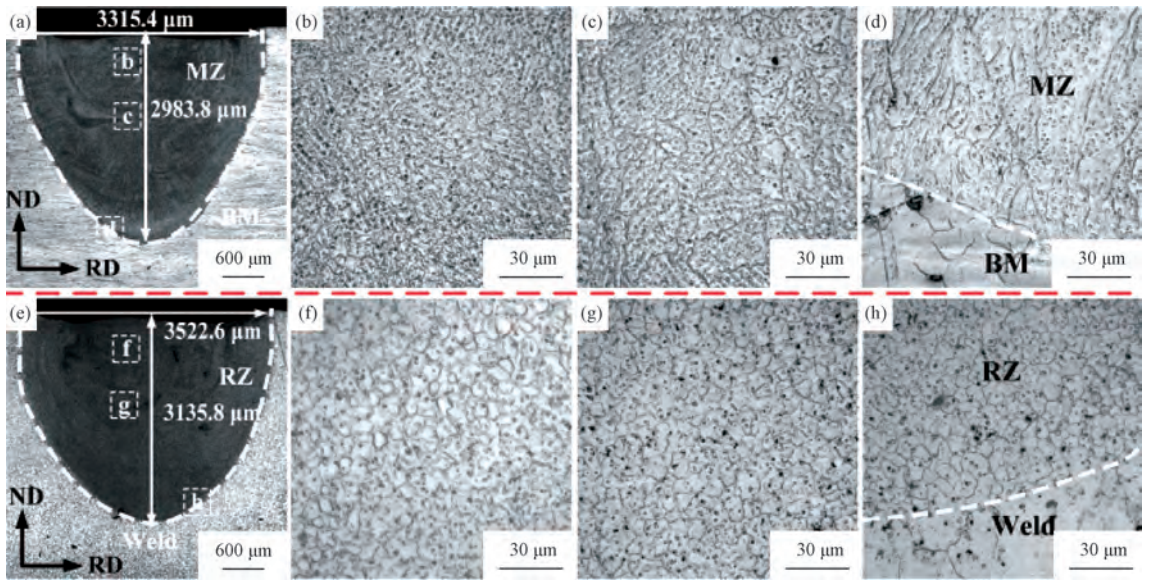


图2 激光仿生处理后试样的微观组织特征 (a) MZ的宏观形貌;(b) MZ顶部;(c) MZ中部;(d) MZ底部;  
(e) RZ的宏观形貌;(f) RZ顶部;(g) RZ中部;(h) RZ底部

Fig. 2 Microstructure characteristics of the samples after laser bionic treatment (a) macroscopic morphology of MZ;  
(b) top of MZ; (c) middle of MZ; (d) bottom of MZ; (e) macroscopic morphology of RZ; (f) top of RZ;  
(g) middle of RZ; (h) bottom of RZ

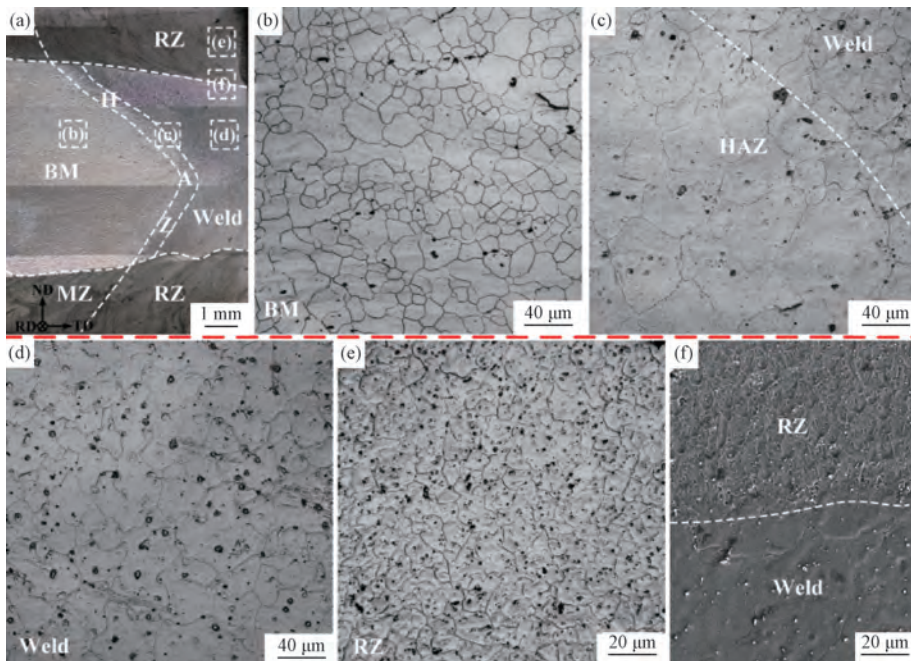


图3 激光仿生焊接接头横截面不同区域的微观组织

(a) 横截面宏观形貌;(b) BM;(c) HAZ;(d) 焊缝;(e) RZ;(f) RZ和焊缝界面SEM形貌

Fig. 3 Microstructure in different zones of cross-section of laser bionic welded joint (a) cross-section macroscopic morphology; (b) BM; (c) HAZ; (d) weld; (e) RZ; (f) SEM morphology of interface of RZ and weld

相似(图3d);而相比于焊缝,RZ是明显细化的等轴晶粒(图3e),其晶粒尺寸约为焊缝的1/4,这意味着镁合

金焊接接头可以通过激光处理获得显著细化的等轴晶粒。此外,可以从图3(d)和3(e)发现明显的第二相颗

粒特征,焊缝中的第二相颗粒分布不均匀,而 RZ 中的第二相颗粒尺寸较小且均匀分布。图 3(f)进一步显示了焊缝和 RZ 的第二相颗粒分布特征,并且在界面处没有出现明显的第二相颗粒团聚现象。在激光加工过程中,由于高冷却速率导致的液固界面 Al 原子的偏析促使 RZ 中形成更多的第二相颗粒,而较高的冷却速度也

导致了第二相颗粒的尺寸较小<sup>[17]</sup>。图 4(a)为焊缝中明显的白色第二相颗粒形貌,为了识别这些第二相颗粒,利用 EDS 分析了焊接接头中的第二相颗粒成分。图 4(b)和图 4(c)为 EDS 测试结果,这与 Liu 等<sup>[18]</sup>报道的相似,通过观察 EDS 结果,表明这些白色突出的第二相颗粒是  $Mg_{17}Al_{12}$ <sup>[8,18]</sup>。

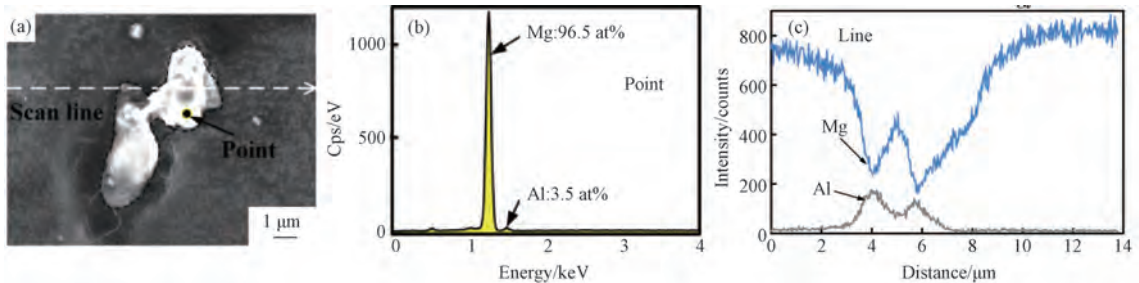


图 4 焊接接头焊缝中第二相颗粒分析 (a) 颗粒的 SEM 图像;(b) EDS 点分析结果;(c) EDS 线分析结果

Fig. 4 Analysis of second phase particles in the weld of the welded joint (a) SEM image of particles; (b) EDS point analysis results; (c) EDS line analysis results

## 2.2 显微硬度

图 5(a)和图 5(b)分别为激光仿生 AZ31B 镁合金焊接接头横截面的显微硬度测试区域和显微硬度分布特征。最低的显微硬度在热影响区 (43.2 HV0.1),其平均显微硬度为 54.05 HV0.1,略低于 BM (57.31 HV0.1)。BM 中的显微硬度分布相对分散。焊缝的显微硬度与 BM 相近,约为 57.57 HV0.1。RZ 的显微硬度最高 (86.3 HV0.1),平均显微硬度为 66.76 HV0.1。MZ 的平均显微硬度为 64.92 HV0.1,与焊缝和 HAZ 相比,

RZ 的平均显微硬度分别增加了 15.96% 和 23.52%。MZ 和 RZ 的显微硬度较高,主要受晶粒细化的影响。细晶粒可以有效增强晶界强化效果,减少位错堆积和局部塑性变形引起的应力集中,从而获得更高的显微硬度。而 MZ 中粗大柱状枝晶,导致显微硬度分布不均匀。此外,正如 Wu 等<sup>[19]</sup>报道 AZ31B 镁合金在激光重熔加工后 Al 得到了很好的保留,并且 RZ 中均匀分布的细小第二相颗粒导致弥散强化。因此,固溶强化和弥散强化也有助于显微硬度的增加。

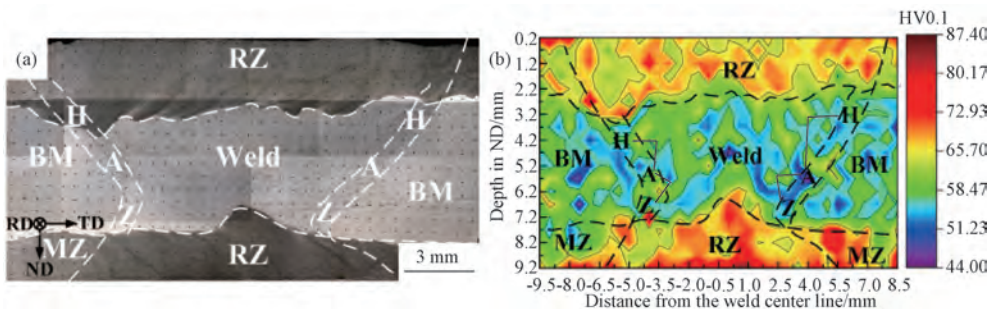


图 5 激光仿生焊接接头的显微硬度测试区域示意图 (a) 和显微硬度分布图 (b)

Fig. 5 Schematic diagram of microhardness test area (a) and microhardness distribution diagram (b) of laser bionic welded joint

## 2.3 拉伸力学性能

图 6(a)为不同试样的工程应力-应变曲线以及断裂位置。拉伸试样的相应平均屈服强度 ( $R_{p0.2}$ )、抗拉强度 ( $R_m$ ) 和伸长率 ( $A$ ) 如图 6(b) 所示。从图 6(b) 可以清楚地看到, BM 试样表现出最好的拉伸力学性能, 平均  $R_{p0.2}$ 、 $R_m$  和  $A$  分别为 175.5 MPa、

249.1 MPa 和 26.2%。然而, 焊接之后力学性能明显下降, 平均  $R_{p0.2}$ 、 $R_m$  和  $A$  分别为 173.2 MPa、228.2 MPa 和 12.2%, 尤其是  $A$ , 下降了 53.4%。Weld 试样断裂发生在焊缝位置, 这可能是焊接之后形成较为粗大的晶粒结构和第二相颗粒导致焊缝成为试样的薄弱区域<sup>[21]</sup>。激光仿生处理之后,

Bionic 试样的平均  $R_{p0.2}$ 、 $R_m$  和  $A$  相比 Weld 试样分别提高了 2.4%、4.7% 和 12.3%，尤其是  $R_{p0.2}$  已经略高于 BM。因此，Bionic 试样表现出优于 Weld 试样的强度-延展性协同作用。拉伸断裂特征如图 7 所示。图 7(a) 显示出 BM 试样有大量韧窝和撕裂棱，这是韧性断裂的特征。而如图 7(b) 所示，Weld 试样断裂表面除典型的韧窝外，还表现出类似解理面和河流花样特征，撕裂棱数量减少，长度变短，说明焊接接头的塑性降低，脆性增加，这与 Liu 等<sup>[18]</sup>

报道的一致。焊接之后，晶粒粗化导致塑性降低以及析出的粗大第二相颗粒可能导致应力集中，进而降低延展性并诱发断口微观特征变化<sup>[20]</sup>。Bionic 试样的断裂特征如图 7(c) 所示，其中图 7(d) 显示了 RZ 的断裂特征，表现出明显的韧性断裂，具有大量等轴韧窝和撕裂棱，这可能与晶粒细化有关，导致韧性、塑性增加；而焊缝的断裂特征与 Weld 试样相似，如图 7(e) 所示，并且韧窝相对 RZ 较浅，说明塑性更低。

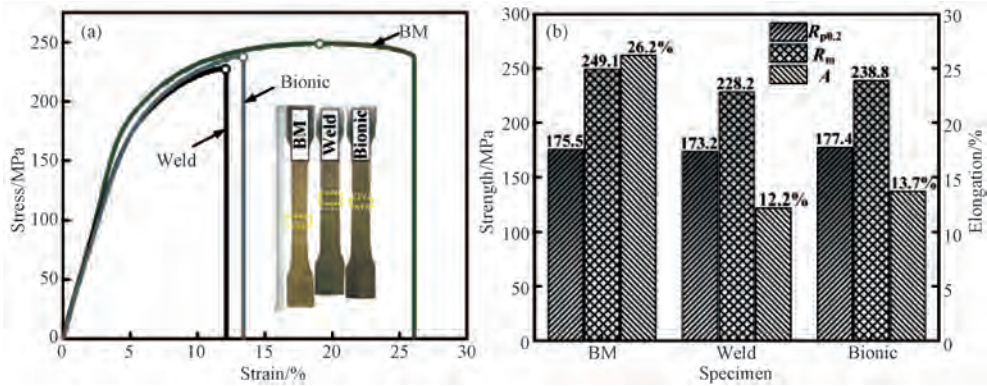


图 6 不同试样的力学性能 (a) 工程应力-应变曲线和断裂位置; (b) 平均  $R_{p0.2}$ 、 $R_m$  和  $A$

Fig. 6 Mechanical properties of different samples (a) engineering stress-strain curves and fracture locations; (b) average  $R_{p0.2}$ ,  $R_m$  and  $A$

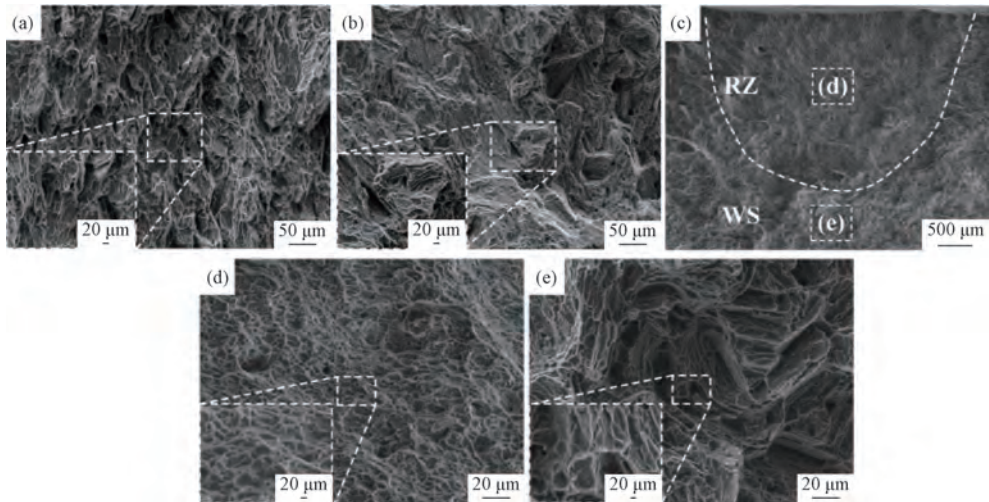


图 7 不同试样的拉伸断裂特征及其局部放大图

(a) BM 试样; (b) Weld 试样; (c) Bionic 试样; (d) Bionic 试样的 RZ; (e) Bionic 试样的焊缝

Fig. 7 Tensile fracture characteristics of different samples and their partial magnification images

(a) BM sample; (b) Weld sample; (c) Bionic sample; (d) RZ of the Bionic sample; (e) weld of the Bionic sample

## 2.4 讨论

### 2.4.1 微观组织改变

在激光快速加热和冷却条件下，焊接接头表层的 RZ 获得了细化的等轴晶粒和细小的第二相颗粒。此

外，在激光加工过程中，当上一条激光条纹充分冷却至室温后才进行下一条激光加工，避免相邻条纹受彼此热传递的影响，因此每个条纹具有相似的微观组织。众所周知，晶粒细化能够有效提高金属材料的强

度和塑性。因此,深嵌于焊接接头表层且具有细小晶粒的 RZ 对于改善焊接接头的性能具有积极作用。此外,在塑性变形过程中,细晶粒具有更高的裂纹萌生抗力,能够抑制开裂,高密度晶界增加了裂纹的传播路径,会吸收更多的能量<sup>[21]</sup>,这能够延缓试样的断裂,从而表现较好的延展性。Shen 等<sup>[17]</sup>报道第二相颗粒的粗化和密度的降低会降低抗拉强度。根据 Orowan 强化,RZ 中均匀分布的细小第二相颗粒会阻碍位错的传播和移动,这需要更高的剪切应力。因此,均匀分布的细小第二相颗粒对改善焊接接头力学性能具有一定贡献。

#### 2.4.2 “软硬”交替结构

在仿生焊接接头中占有一定体积分数并具有适宜的微观组织的 RZ 交替均匀分布在表层中,在拉伸塑性变形过程中产生良好的增强增韧作用,有利于提高仿生试样的强度和延展性。激光加工在焊接接头上引入“硬相”,一方面在拉伸过程中能够阻碍局部塑性变形<sup>[22]</sup>，“硬相”较高的屈服极限反向提高“软相”的强度,同时“软相”能够起到缓冲作用,从而减轻“硬相”的变形,防止应力集中,使焊接接头获得强度-塑性的协同强化<sup>[23]</sup>。另一方面组织和性能的差异导致应力传递和重分布<sup>[9,22]</sup>。在塑性变形过程中,随着应力传递的发生,Bionic 试样激光处理区(即 RZ)将承受更高的拉伸应力,当外部载荷相同时,分布在未处理区(即焊缝)中的应力远低于未处理的 Weld 试样。因此,当 Bionic 试样的焊缝达到其屈服点时,将需要更高的外部拉伸载荷,这有助于提高仿生试样的屈服强度和抗拉强度,使 Bionic 试样对弹-塑性变形的抵抗能力更强。

为了直观解释应力传递现象,利用有限元技术模拟试样的应力分布状态。母材、焊缝、激光处理区 3 种不同区域的力学性能各不相同。母材的相关参数主要由实验获得。Weld 试样的断裂主要发生在焊缝中心附近,并且塑性变形也主要集中在焊缝,这说明焊缝首先屈服并提供了主要的塑性变形,进而发生断裂。因此,焊缝的主要参数主要由实验获得,这与文献[24]报道的类似。文献[25]报道了激光焊接后轧制 AZ31B 镁合金焊缝形成了细化的等轴晶粒,其晶粒尺寸与 RZ 相似,并通过微平面拉伸测试手段准确确定了激光焊缝细晶区的力学性能。这为 RZ 主要参数设置提供一定依据。不同区域的性能参数如表 2 所示。此外,将拉伸测试得到的名义应力和名义应变换算为真实应力和塑性应变作为塑性参数输入

软件<sup>[26]</sup>。

表 2 不同区域的性能参数

Table 2 Performance parameters of different zones

Zone	Elasticity modulus/ GPa	Density/ ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	Poisson ratio	Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa
BM	44.8	1.78	0.35	175.5	249.1
Weld	44.8	1.78	0.35	173.2	228.2
RZ	48.7	1.78	0.35	180	270

图 8(a)为当拉伸试样承受 4 mm 的拉伸载荷时等效应力分布云图,Weld 试样应力主要集中在焊接接头并且应力分布相对均匀,因为这是整个试样最薄弱的地方;Bionic 试样焊接接头中焊缝应力明显低于 RZ,这说明在拉伸过程中发生了应力传递和重分布,具有优异力学性能的 RZ 承受了更大的应力。沿着焊缝轴线处进行应力分析,如图 8(b)所示。在拉伸过程中,Bionic 试样中未处理区域首先产生应变,将应力转移到承受更高应力的 RZ(约 233 MPa)。因此,Bionic 试样中未处理区域的应力(约 182 MPa)低于 Weld 试样(约 187 MPa),这与 Meng 等<sup>[10]</sup>报道的类似,说明 Bionic 试样中未处理区域具有更好承受应力的能力,有利于提高焊接接头强度。此外,表 3 总结了图 8(a)中不同区域的屈服应力有限元模拟结果。Weld 试样中焊缝的屈服应力有限元模拟结果为 172.74 MPa,与实验结果相差 0.26%,说明有限元模拟结果较为准确。Bionic 试样中焊缝的屈服应力有限元模拟结果为 176.37 MPa,高于 Weld 试样的模拟结果,与 Bionic 试样实验结果较为接近,说明“软硬”交替结构能够延缓焊缝屈服进而提高其强度;Bionic 试样中 RZ 的屈服应力有限元模拟结果为 187.44 MPa,略高于实验结果,这是因为在拉伸过程中由于应力传递 RZ 承受了更高的应力。因此,“软硬”交替结构对改善焊接接头的强度具有积极作用。众所周知,拉伸断裂实质上是累积应力集中以及局部剧烈塑性变形的结果,剪切应力的集中会产生严重的塑性变形,即“颈缩”,进而导致断裂。对于 Weld 试样,可以判断在焊接接头出现剪切应力集中;而在 Bionic 试样中基于应力重分布和良好的抗塑性变形能力,仿生结构使剪切应力分布更均匀。剪切应力从颈部(焊缝)扩散至相邻区域(区域 1,图 8a)并且在激光条纹之间实现了应力传递,增大焊缝两侧的剪切应力,从而减缓焊缝剪切应力集中,抑制了颈缩的产生。比较拉伸测试前后试样厚度和宽度减少情况,宽度变化:Bionic 试样(7.56%) < Weld 试样(8.97%) < BM 试样

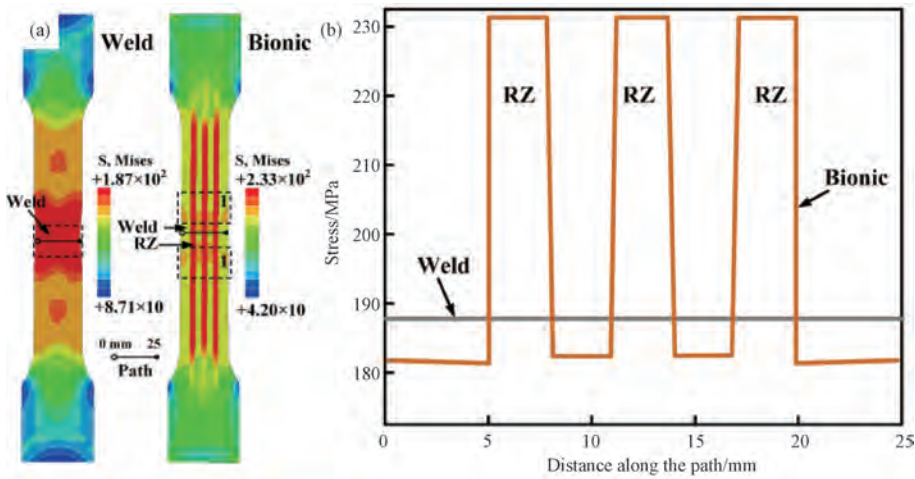


图8 拉伸实验有限元模拟结果 (a) 拉伸试样的等效应力分布;(b) 沿着路径的等效应力值

Fig. 8 Finite element simulation results of tensile experiment (a) equivalent stress distributions of tensile samples; (b) equivalent stress value along the path

表3 不同区域的屈服应力有限元模拟结果

Table 3 Finite element simulation results of yield stress in different zones

Zone	Weld of Weld sample	Weld of Bionic sample	RZ of Bionic sample
Yield stress/MPa	172.74	176.37	187.44

(19.51%);厚度变化:Bionic 试样(11.09%)>BM 试样(9.46%)>Weld 试样(7.85%)。Bionic 试样宽度减少最低,这说明 Bionic 试样颈缩现象相对不明显;而厚度减少最多,即通过厚度变薄来适应塑性变形,保证了较好的延展性;相比之下,BM 试样宽度减少最多,与其严重颈缩吻合。“软硬”交替结构提供了较好的塑性变形抗力,也能够促使剪切应力重新分布,导致应力集中降低,阻碍了颈缩的发生,有助于更程度的均匀变形,延长均匀变形时间,从而提高延展性。

### 3 结论

1) 经历 TIG 焊接热循环之后,焊接接头中 HAZ 晶粒粗化,焊缝晶粒尺寸与 BM 相似,但产生粗大的第二相颗粒;激光加工诱导焊接接头的微观组织变

化,作用于 BM 部分的 MZ 表现出树枝晶和柱状晶特征,而作用于焊缝和 HAZ 部分的 RZ 主要由细化等轴晶粒组成,并且激光加工较高的冷却速度促使第二相颗粒尺寸减小和均匀分布;此外,激光处理区显微硬度明显提高;

2) 拉伸测试结果表明 BM 试样具有最好的力学性能,焊接导致力学性能明显降低,其平均屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 173.2 MPa、228.2 MPa 和 12.2%;相比 Weld 试样,Bionic 试样的平均屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了 2.4%、4.7% 和 12.3%,说明强度和延展性同时提高;结合断裂特征和有限元分析结果可知,仿生处理对力学性能的有益影响可归因于微观组织的变化和“软硬”交替结构带来的应力传递和重分布;

3) 在本文研究中,通过在焊接接头构建“软硬”交替仿生结构,为改善焊接接头的力学性能提供了一种新的思路,在今后的研究中,可以通过调控激光参数和扫描轨迹,构建不同类型的仿生结构以获得更好的强化效果。

### 参 考 文 献

- [1] 刘明明,李全安,陈晓亚,等. 热处理对 Mg-10Y-1Zn-0.5Zr 镁合金微观组织和力学性能的影响[J]. 材料热处理学报,2022,43(6):34-41.  
LIU Ming-ming, LI Quan-an, CHE Xiao-ya, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Mg-10Y-1Zn-0.5Zr alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(6):34-41.
- [2] Xu J, Guan B, Xin Y C, et al. A weak texture dependence of Hall-Petch relation in a rare-earth containing magnesium alloy[J].

- Journal of Materials Science & Technology, 2022, 99(4):251–259.
- [ 3 ] Yang F Z, Zhou J, Ding R R. Ultrasonic vibration assisted tungsten inert gas welding of dissimilar magnesium alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(12):2240–2245.
- [ 4 ] Song G, Diao Z, Lv X Z, et al. TIG and laser-TIG hybrid filler wire welding of casting and wrought dissimilar magnesium alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 34:204–214.
- [ 5 ] Min D, Shen J, Lai S Q, et al. Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates[J]. Materials Characterization, 2009, 60(12):1583–1590.
- [ 6 ] Xie F X, Shen J, Song H Y, et al. Effects of cerium and SiC mixed particles on nanoparticle strengthening activated TIG-welded AZ31 alloy joints[J]. Journal of Materials Research, 2018, 33(24):4340–4348.
- [ 7 ] Xu N, Bao Y F. Enhanced mechanical properties of tungsten inert gas welded AZ31 magnesium alloy joint using two-pass friction stir processing with rapid cooling[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 55:292–299.
- [ 8 ] Chai S S, Zhang D F, Pan F S, et al. Influence of post-weld hot rolling on the microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 588:208–213.
- [ 9 ] Wang C W, Zhou H, Zhang Z H, et al. Mechanical property of a low carbon steel with biomimetic units in different shapes[J]. Optics and Laser Technology, 2013, 47:114–120.
- [ 10 ] Meng C, Cao R, Li J Y, et al. Mechanical properties of TiC-reinforced H13 steel by bionic laser treatment[J]. Optics and Laser Technology, 2021, 136:106815.
- [ 11 ] Yu D, Zhou T, Zhou H, et al. Non-single bionic coupling model for thermal fatigue and wear resistance of gray cast iron drum brake [J]. Optics and Laser Technology, 2018, 111:781–788.
- [ 12 ] Raghavan N, Dehoff R, Pannala S, et al. Numerical modeling of heat-transfer and the influence of process parameters on tailoring the grain morphology of IN718 in electron beam additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2016, 112:303–314.
- [ 13 ] Zhang D Y, Qiu D, Zhu S M, et al. Grain refinement in laser remelted Mg-3Nd-1Gd-0.5Zr alloy[J]. Scripta Materialia, 2020, 183:12–16.
- [ 14 ] Lee Y C, Dahle A K, StJohn D H. The role of solute in grain refinement of magnesium[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(11):2895–2906.
- [ 15 ] Lin L M, Wang J F, Song G. Hybrid laser-TIG welding, laser beam welding and gas tungsten arc welding of AZ31B magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 381(1/2):129–133.
- [ 16 ] Lin C M, Tsai H L, Lee C L, et al. Evolution of microstructures and properties of magnesium alloy weldments produced with CO<sub>2</sub> laser process[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 548:12–18.
- [ 17 ] Shen J, Wen L B, Li Y, et al. Effects of welding speed on the microstructures and mechanical properties of laser welded AZ61 magnesium alloy joints[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 578:303–309.
- [ 18 ] Liu H T, Zhou J X, Zhao D Q, et al. Characteristics of AZ31 Mg alloy joint using automatic TIG welding[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2017, 24(1):102–108.
- [ 19 ] Wu T C, Ho Y H, Joshi S S, et al. Microstructure and corrosion behavior of laser surface-treated AZ31B Mg bio-implant material [J]. Lasers in Medical Science, 2017, 32(4):797–803.
- [ 20 ] Wang Z M, Gao M, Tang H G, et al. Characterization of AZ31B wrought magnesium alloy joints welded by high power fiber laser [J]. Materials Characterization, 2011, 62:943–951.
- [ 21 ] Di S A, Guarnaschelli C. Effect of microstructure on cleavage resistance of high-strength quenched and tempered steels [J]. Materials Letters, 2009, 63(22):1968–1972.
- [ 22 ] Wang C W, Zhou H, Zhang Z H, et al. Tensile property of low carbon steel with gridding units[J]. Applied Surface Science, 2013, 273:128–134.
- [ 23 ] Wang C W, Zhou H, Zhang Z H, et al. Tensile property of a hot work tool steel prepared by biomimetic coupled laser remelting process with different laser input energies[J]. Applied Surface Science, 2012, 258(22):8732–8738.

- [24] Song W, Wang P, Wan D, et al. Fatigue crack growth behavior of Ni-Cr-Mo-V steel welded joints considering strength mismatch effect[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 151: 106389.
- [25] Coelho R S, Kostka A, Pinto H, et al. Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B laser beam welds[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 485: 20-30.
- [26] 韦雄棉, 王迪, 杨永强, 等. 激光选区熔化钛合金多孔结构拉伸性能研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(8): 1802016.  
WEI Xiong-mian, WANG Di, YANG Yong-qiang, et al. Study on tensile properties of titanium alloy porous structure using selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(8): 1802016.

---

(上接第 178 页)

- [20] Prasad Y V R K, Rao K P. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300-950 °C [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 391(1/2): 141-150.
- [21] Murty S, Rao B N. On the development of instability criteria during hot working with reference to IN 718[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 254(1/2): 76-82.
- [22] Murty S, Rao B N, Kashyap B P. On the hot working characteristics of 2014 Al-20 vol% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix composite[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 166(2): 279-285.
- [23] Rajagopalachary T, Kutumbarao V V. Intrinsic hot workability map for a titanium alloy IMI685 [J]. *Scripta Materialia*, 1996, 35(3): 311-316.
- [24] 周璇, 王克鲁, 鲁世强, 等. Ti2041 合金热变形行为及工艺参数优化[J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(11): 159-166.  
ZHOU Xuan, WANG Ke-lu, LU Shi-qiang, et al. Hot deformation behavior and process parameter optimization of Ti2041 alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2020, 41(11): 159-166.
- [25] Kutumbarao V V, Rajagopalachary T. Recent developments in modeling the hot working behavior of metallic materials[J]. *Bulletin of Materials Science*, 1996, 19(4): 677-698.
- [26] 王向东, 潘清林, 熊尚武, 等. 喷射成形 7055 铝合金的热变形行为和加工图[J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28(6): 1101-1110.  
WANG Xiang-dong, PAN Qing-lin, XIONG Shang-wu, et al. Hot deformation behavior and processing map of spray formed 7055 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2018, 28(6): 1101-1110.