

2A97/5A06 异种铝合金搅拌摩擦对焊板不均匀组织及高温协调变形行为研究

秦中环^{1,2}, 吴爱萍¹, 殷宏亮³, 李保永², 刘奇², 武永³

(1. 清华大学 机械工程系, 北京 100084)

(2. 北京航星机器制造有限公司, 北京 100013)

(3. 南京航空航天大学 机电学院, 江苏 南京 210016)

摘要: 本工作围绕2A97/5A06异种铝合金搅拌摩擦对焊板不均匀组织及高温协调变形行为开展研究。对焊后接头各区域进行微观组织观察, 并对接头各区域及整体高温性能开展研究。发现焊后2A97与5A06的焊核区晶粒细小, 2A97侧各区域晶粒尺寸较小且基本接近, 5A06侧各区域晶粒尺寸略大且差别较明显。2A97与5A06母材在430 °C、 10^{-3} s^{-1} 条件下高温性能较好, 延伸率分别达到278.8%和120.6%。接头焊核区强度和延伸率分别为18.4 MPa和176.1%, 均介于2A97与5A06之间, 强度约为2A97母材的2倍, 延伸率约为5A06母材的1.5倍, 整体性能呈现出明显的叠加原理。各区域变形抗力不同, 垂直焊缝拉伸时在2A97热力影响区集中变形后发生断裂, 修正后流动应力略高于母材而延伸率基本接近母材。焊后各区域晶粒尺寸与流动应力符合蠕变方程规律, 晶粒尺寸越细小, 流动应力也会相应降低。

关键词: 异种铝合金; 搅拌摩擦焊; 不均匀组织; 协调变形; 流动应力

中图法分类号: TG453; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)01-0233-08

1 引言

铝合金具有比强度高、耐腐蚀性好、易加工和回收等优良性能, 广泛应用于航空航天、交通运输等领域^[1-2]。而将异种合金进行对焊, 可以更好地适应航空航天和汽车部件的轻量化以及同一部件不同部位的性能要求, 进一步达成减重目标, 具有广阔的工程应用前景^[3-4]。搅拌摩擦焊(FSW)属于固相焊接技术, 因其焊接特点, 可以完全避免铝合金熔焊时出现的各种冶金缺陷, 显著提高接头性能^[5]。异种铝合金搅拌摩擦焊过程中接头各区域经历不同热力状态影响, 形成的微观组织及相应力学性能均存在明显差异。

搅拌摩擦焊后高温拉深或超塑成形能够实现异种材料复杂零件的制备, 为更好地指导拼焊板的高温成形, 关键在于接头各区域的高温变形行为研究。Dong等^[6]研究了7003和6060异种铝合金搅拌摩擦焊后接头各区域的组织变化, 发现焊核区组织为连续动态再结晶形成的细小等轴晶, 热影响区主要发生静态回复, 晶粒尺寸略有增加, 而7003前进侧热力影响区发生动态回复和部分再结晶, 形成混合晶粒结构。Zou等^[7]使用2.5 mm厚的细晶

2A97铝合金板在430 °C和 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的初始应变速率条件下拉伸时, 获得最大延伸率超过650%。Xu等^[8]对2024-7075拼焊板接头进行单向拉伸测试, 发现拉伸过程中焊核区的应力和应变经历了几次突变, 在2024和7075微结构的混合焊核区中, 屈服强度高的AA7075会对屈服强度低的AA2024产生抑制和保护作用, 抑制了AA2024的变形, 异种搅拌摩擦焊AA2024-7075接头的不均匀微观结构导致严重的不均匀变形, 从而降低了延伸率。Sorgente等^[9]对搅拌摩擦焊后的铝合金板进行自由胀形实验, 发现接头与母材变形存在明显的不均匀行为, 通过控制工艺参数进而控制不同的微观组织能够减少这种不均匀性。

2A97铝锂合金作为我国自主研发的第三代Al-Cu-Li系合金, 以其轻质高强特性在航空航天领域展现出广阔应用前景^[10]。5A06为Al-Mg系防锈铝, 是航空航天、汽车船舶最理想的结构材料之一^[11]。为了进一步减轻航空航天飞行器结构质量, 逐渐采用2A97等铝锂合金代替5A06铝合金。采用传统减材方式制造铝锂合金壁板等构件, 材料利用率仅为5%左右, 成本高昂。壁板等结构主要承载部位为加强筋位置, 在壁板加强筋位置采用高

收稿日期: 2025-01-30

基金项目: 国家重点研发计划(2023YFB3407000)

作者简介: 秦中环, 男, 1989年生, 硕士, 正高级工程师, 北京航星机器制造有限公司, 北京 100013, 电话: 010-88103660, E-mail: qinzh20@mails.tsinghua.edu.cn

强高刚度的铝锂合金。而壁板蒙皮部位仍采用铝合金。通过搅拌摩擦焊实现壁板加强筋与蒙皮的连接,通过高温成形实现壁板加强筋的成形,极大地提升材料利用率,大幅降低制造成本,显著缩短制造周期,在高性能低成本航空航天飞行器制造上有广泛应用前景。因此 2A97 与 5A06 板的搅拌摩擦焊接接头高温变形行为亟待研究。

本工作围绕 2A97/5A06 异种铝合金搅拌摩擦对焊板不均匀组织及高温协调变形行为开展研究。观察接头各区域微观组织并分析不同区域变形情况与晶粒组织关系。研究母材在 400~520 °C、应变速率为 10^{-3} ~ 10^{-1} s $^{-1}$ 范围条件下的高温变形行为,择优选取变形条件,沿接头方向各区域高温拉伸,研究不同区域高温变形行为。沿垂直焊缝方向切取试样高温拉伸,研究接头及母材整体变形行为。

2 实验

材料选用退火态细晶 2A97 板材和工业退火态 5A06 轧制板材,尺寸为 1000 mm×800 mm×1.8 mm。搅拌摩擦焊实验采用航天工程装备(苏州)有限公司(AEE)HT-JM16×8/1 龙门式焊机。将 2A97 和 5A06 板材切割为 200 mm (TD)×75 mm (RD) 矩形试片。用砂纸打磨试片待焊区,用无水乙醇清洗擦拭,并快速固定至焊接工作台。焊接倾角为 2.5°,焊接时主轴逆时针旋转,2A97 板材位于焊接前进侧,5A06 板材置于焊接后退侧。采用锥形螺纹搅拌针,搅拌针长 1.75 mm,轴肩直径 10 mm,根部与顶部直径分别为 3.35 与 2.2 mm。搅拌摩擦工艺选取转速为 1000 r/min,焊接速度选取 300 mm/min。

如图 1 所示为 2A97/5A06 搅拌摩擦焊后板材拉伸试样与金相取样位置。为研究 2A97 与 5A06 母材(BM)高温成形性能,在温度为 400~520 °C,应变速率为 10^{-3} ~ 10^{-1} s $^{-1}$ 的范围内进行拉伸实验,分析不同温度及应变速率下的变形行为。异种铝合金由于两侧材料不相同,搅拌摩擦焊后接头可划分为焊核区(NZ)、2A97 热力影响区(TMAZ)、2A97 热影响区(HAZ)、5A06 热力影响区和

5A06 热影响区。为了解焊接接头不同区域的力学性能,在不同焊接区域平行于焊接方向取拉伸试样(图 1a)进行试验,分析不同区域搅拌摩擦焊后性能变化。为了研究焊后接头及母材整体变形行为,在垂直焊缝方向取试样(图 1b),探究接头及母材整体变形行为。拉伸试样尺寸如图 1c 所示,试样标距长度为 15 mm,宽度为 4 mm。试样表面喷涂氮化硼防止氧化,放入高温拉伸设备保温 5 min 后开始实验,目的是保证试样各处温度均达到设定值。拉伸结束后将试样迅速放入水中冷却保留高温组织。

对搅拌摩擦焊后不同区域及母材进行金相试样制备,电解抛光后进行 EBSD 表征,采用 Aztec Crystal 软件进行数据处理,研究搅拌摩擦焊后不同区域微观组织形貌。

3 结果与讨论

3.1 搅拌摩擦焊后各区域微观组织

图 2 为 2A97/5A06 搅拌摩擦焊后焊缝横截面组织形貌及各区域试样位置。两侧飞边之间即为焊缝区域,焊缝上层有一层较薄的 2A97,中下层界面整体曲折交错,整体与水平呈一定角度。其中 NZ 试样位于焊缝正中心,试样标距段混合了 2A97 与 5A06,截面中 5A06 面积占比略高于 2A97。NZ 试样左右两侧至飞边处分别为 5A06 与 2A97 的热力影响区试样,飞边外侧分别为各自热影响区试样位置。

如图 3 所示为 2A97/5A06 搅拌摩擦焊后各区域及母材微观组织。图 3a 为 2A97 母材,可以观察到母材晶粒细小,平均晶粒尺寸为 1.8 μ m,大部分晶粒沿轧制方向拉长,内部具有较多的小角度晶界,同时也有较多的细小等轴晶分布在大尺寸晶粒周围。图 3b 所示的 5A06 母材中平均晶粒尺寸为 19.0 μ m,晶粒同样沿轧制方向拉长。图 3c、3d 分别为 2A97 与 5A06 的 NZ 微观组织形貌,可以观察到 NZ 均由细小的等轴晶组成,平均晶粒尺寸分别为 2.2 和 2.7 μ m,细晶有利于材料超塑成形^[12-13]。这是由于

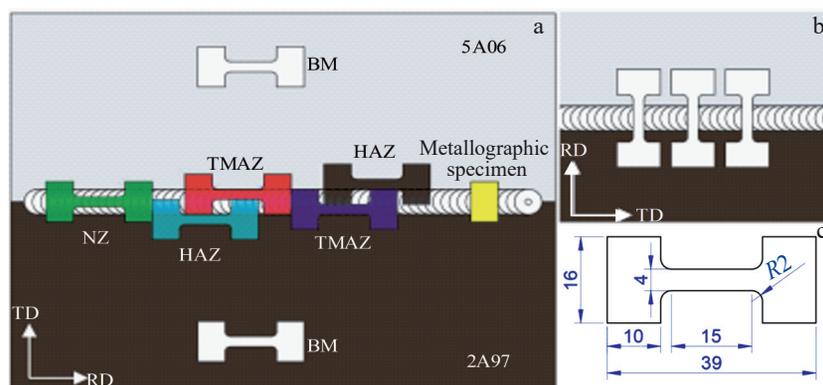


图 1 搅拌摩擦焊后拉伸试样切割示意图及拉伸试样尺寸图

Fig.1 Parallel (a) and vertical (b) specimens after friction stir welding and dimension diagram of tensile specimens (c)

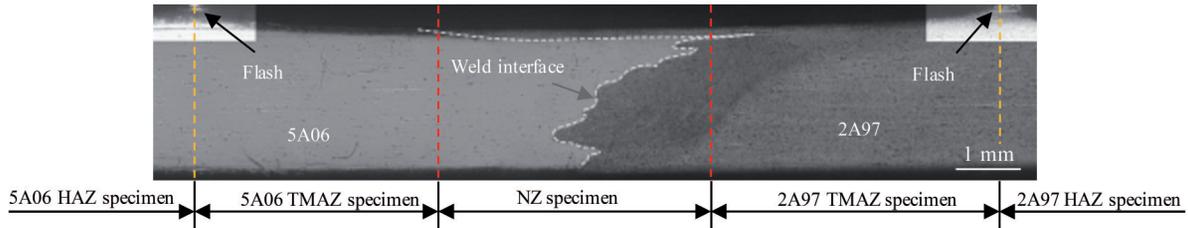


图2 搅拌摩擦焊后界面组织及拉伸试样切割位置

Fig.2 Interface microstructure and cutting position of tensile specimens after friction stir welding

在搅拌摩擦过程中,搅拌针在焊核区剧烈摩擦生热致使材料软化,同时搅拌针高速旋转,带动焊核区材料发生剧烈塑性变形,原始异种铝合金板材的轧制态组织被破碎后发生连续动态再结晶,形成极其细小的等轴晶^[14]。在部分5A06晶界处仍能观察到大量细小晶核。图3e为2A97的TMAZ,此区域晶粒在FSW过程中被旋转和拉

伸,同时还观察到新形核的细小等轴再结晶。图3g所示为2A97的HAZ,部分晶粒受热影响发生长大,同时晶界处存在细小的等轴晶,大小晶粒尺寸相差较大。

图3f所示为5A06的TMAZ,观察到大量细小的等轴晶,同时存在沿轧制方向拉长的大尺寸晶粒。TMAZ在搅拌摩擦焊接过程中受搅拌区热传导同样达到一定温

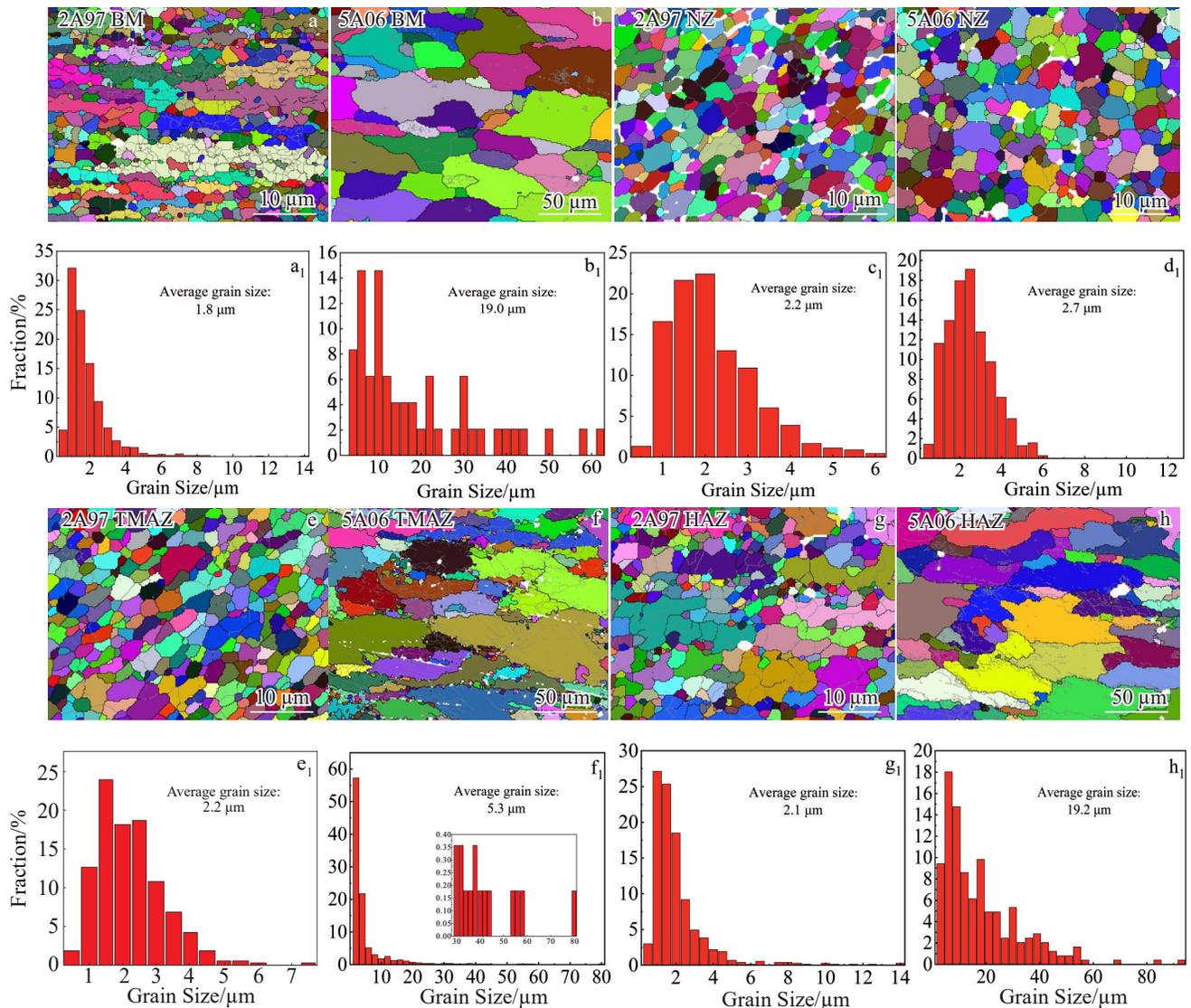


图3 2A97/5A06搅拌摩擦焊后接头微观组织及晶粒尺寸分布图

Fig.3 Microstructures (a-h) and grain size distribution diagrams (a₁-h₁) of 2A97-5A06 friction stir welded joint: (a-b, a₁-b₁) BM, (c-d, c₁-d₁) NZ, (e-f, e₁-f₁) TMAZ, and (g-h, g₁-h₁) HAZ

度,在轴肩顶锻力作用下,位错运动在晶界及晶内积累了大量畸变能,部分晶粒完全被等轴再结晶取代。另一部分晶粒受热影响发生一定程度长大,形成细小等轴晶包围大尺寸柱状晶的微观组织。搅拌摩擦工艺过程中,前进侧 TMAZ 较后退侧相对变形剧烈,热量较高,发生再结晶的条件更加充分^[15-16]。图 3h 所示 5A06 的 HAZ 微观组织与母材形貌相似,整体沿轧制方向拉长,晶粒尺寸略有长大。

2A97/5A06 搅拌摩擦焊后接头各区域微观组织较母材有明显差异,焊核区受搅拌针搅动发生剧烈塑性变形,微观组织均由细小等轴晶组成。热影响区受热作用影响,晶粒尺寸均有所增加。热力影响区受热力耦合作用,由于材料差异及焊接前进后退侧工艺选择,导致 2A97 侧形成细小的等轴晶,而 5A06 侧形成细小等轴晶环绕大尺寸晶粒组织。2A97 侧各区域晶粒尺寸明显小于 5A06 侧,可见 2A97/5A06 异种铝合金搅拌摩擦焊后接头微观组织存在明显的不均匀性,焊接板材在高温变形过程中必然存在性能差异,因而对焊后不同区域性能展开研究。

3.2 母材高温拉伸变形行为

如图 4 所示为 2A97 母材在 400~520 °C 高温拉伸真应力-真应变曲线,发现随实验温度的升高,材料的强度明显下降。在同一温度下,应变速率越高,对应曲线的峰值应力越大,表明应变速率对材料强化作用显著。根据真应变与工程应变关系式 $\varepsilon_{\text{真}} = \ln(1 + \varepsilon_{\text{工}})$ 计算延伸率。当应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时,温度从 400 °C 升高至 430 °C,延

伸率由 231.3% 增加至 278.8%。但随温度进一步增加,延伸率逐渐下降,温度为 520 °C 时,延伸率仅为 54.3%,此时较慢的应变速率不利于材料的高温成形,主要是由于温度过高,晶粒长大速度较快,位错运动积累的变形能被迅速消耗,不利于动态再结晶的发生^[17]。因此,2A97 母材在温度为 430 °C、应变速率为 10^{-3} s^{-1} 的条件下更有利于高温成形。

5A06 母材高温拉伸结果如图 5 所示。曲线具有明显的高温拉伸特点,在弹性变形后材料发生屈服,随即迅速应变硬化达到峰值应力,之后流动应力下降,直至材料发生断裂。流动应力随温度的升高而降低,随应变速率的增加而增大。而延伸率并未一直随应变速率的降低而增加,在温度为 400 °C 条件下,3 种应变速率下拉伸得到的延伸率接近,最高为 10^{-3} s^{-1} 时的 145.8%。当拉伸温度升高时,较慢的应变速率获得的延伸率最低,这是由于应变速率较慢,保温时间较长,5A06 晶粒尺寸长大严重,限制了塑性变形能力。5A06 母材在 430 °C 和 10^{-2} s^{-1} 条件下获得的延伸率最高,为 259.5%。在 430 °C、 10^{-3} s^{-1} 条件下高温性能较好。

如图 6 所示,在 400~520 °C、应变速率 $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 范围条件下拉伸时,2A97 母材的峰值应力始终小于 5A06,随拉伸温度的增加,两者峰值应力差值逐渐减小,应变速率为 10^{-1} s^{-1} 时,峰值应力差距较大,整体上 2A97 较 5A06 流动应力低而延伸率高。当温度为 430 °C,2A97 与 5A06 延伸率均保持较高水平,在应变速率为 10^{-3} s^{-1} 条件

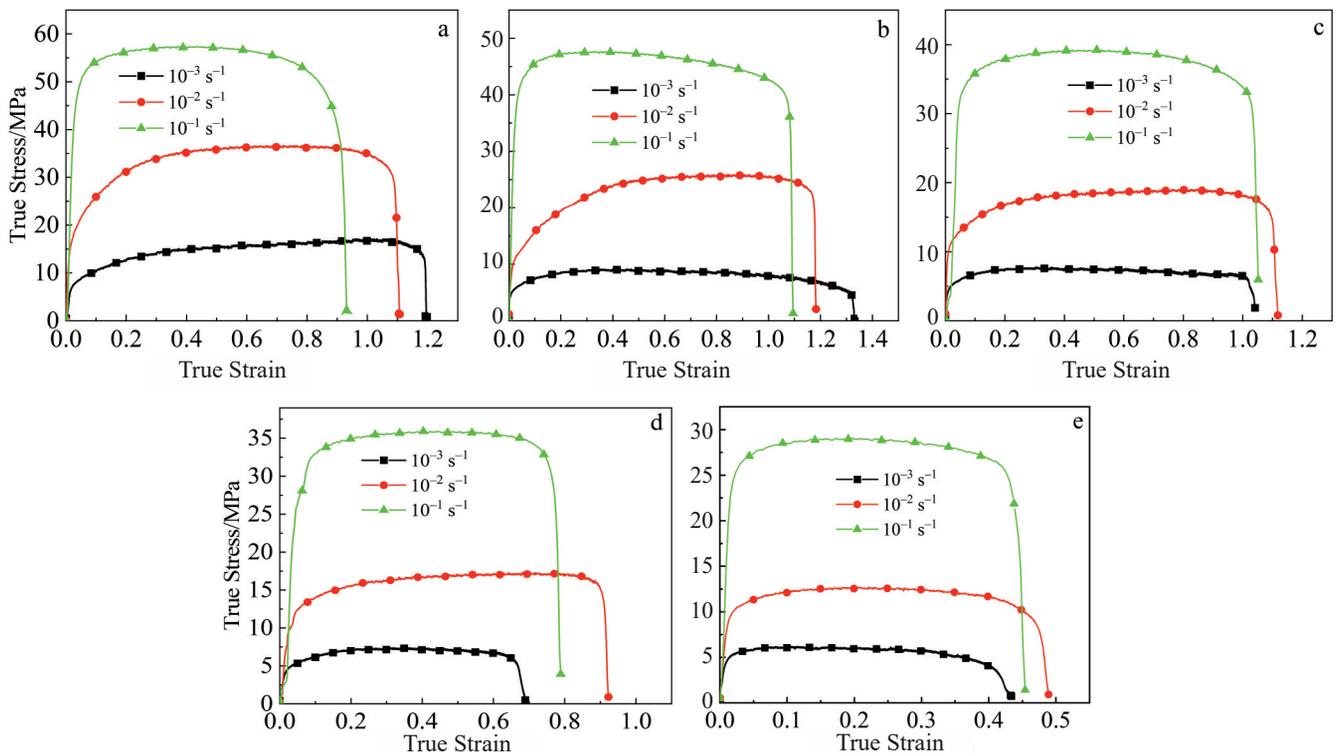


图 4 2A97 母材高温拉伸真应力-真应变曲线

Fig.4 High temperature true stress-true strain curves of 2A97 base material: (a) 400 °C, (b) 430 °C, (c) 460 °C, (d) 490 °C, and (e) 520 °C

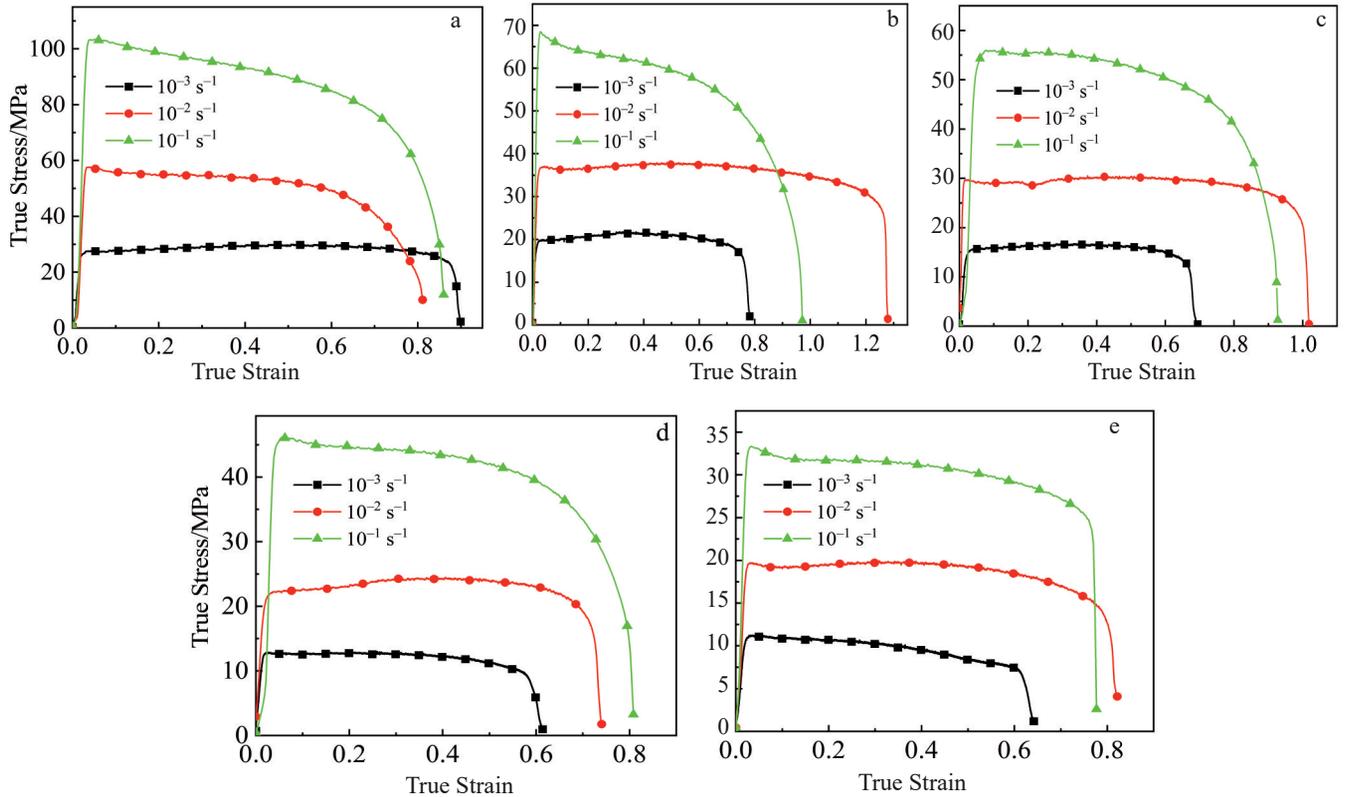


图5 5A06母材高温拉伸真应力-真应变曲线

Fig.5 High temperature true stress-true strain curves of 5A06 base material: (a) 400 °C, (b) 430 °C, (c) 460 °C, (d) 490 °C, and (e) 520 °C

下,2A97母材拉伸应力明显低于5A06,5A06峰值应力为22.1 MPa,而2A97仅为9.2 MPa。但2A97的延伸率达到278.8%,远高于5A06的120.6%。

3.3 平行接头拉伸试样高温变形行为

选取430 °C、 10^{-3} s^{-1} 条件对平行于焊缝试样进行高温拉伸实验,结果如图7所示。对比不同区域试样高温拉伸性能发现,2A97侧TMAZ与HAZ峰值应力基本与母材接近,且TMAZ延伸率较母材明显增加,TMAZ区延伸率达到407.8%,约为母材的1.5倍,表明FSW工艺对2A97的超塑性能有明显提升作用。5A06侧TMAZ试样峰值应力基本与母材相同,观察拉伸曲线发现试样屈服后进入应变硬化阶段逐渐达到峰值应力,此时应变约为0.4。而后发生应变软化,当应力约为15 MPa时发生断裂。5A06侧HAZ试样峰值应力明显高于母材及TMAZ试样,达到23.6 MPa。HAZ试样拉伸过程中弹性变形结束后迅速达到峰值,随后进入应变软化阶段,随应变增加应力下降速率较快直至断裂,延伸率仅为107.5%。对比两侧发现,2A97侧各区域流动应力均低于5A06侧,但延伸率明显高于5A06侧。

NZ拉伸试样峰值应力和延伸率分别为18.4 MPa和176.1%,介于2A97与5A06所有区域的性能之间,符合材料性能的叠加原则。强度约为2A97母材的2倍,延伸率约为5A06母材的1.5倍。NZ试样由两种材料机械混合

搅拌而成,微观上局部位置仍保留原有材料特征,其性能兼具两者特点。拉伸峰值应力高于2A97母材但小于5A06母材,而延伸率则相较于5A06有明显提升但仍小于2A97。按照性能叠加原则 $\sigma = \sum_{i=1}^n A_i \sigma_i$ 计算,其中 A_i 为第*i*种组分的横截面积占比, σ_i 为第*i*种组分应力。计算结果与实验结果误差仅为8%。NZ拉伸试样表面观察到大量平行裂纹,这是材料拉伸过程中多段均匀变形的典型特征,对比其他区域试样并未出现明显相关特征,且试样标距段更加均匀,表明NZ区具有较好的协调变形能力^[18]。

2A97焊后各区域均保持较小的晶粒尺寸,因而在高温拉伸变形过程中强度较低而延伸率较高,且各区域性能较为接近。而5A06 HAZ与母材微观组织形貌接近,但晶粒尺寸略有增加,因此拉伸峰值应力较母材略高,5A06 TMAZ区晶粒尺寸相差较大,大尺寸晶粒高温拉伸变形抗力较高,而细小等轴晶粒高温下变形应力较低,两者变形应力相互平衡抵消,因而拉伸峰值应力基本与母材接近。NZ由5A06与2A97的细小等轴晶混合而成,拉伸过程中具有较高的协同性,因而在提升2A97强度的同时延伸率较5A06也有明显增加。

3.4 垂直接头拉伸试样高温变形行为

如图8a所示为搅拌摩擦焊后垂直试样430 °C时的

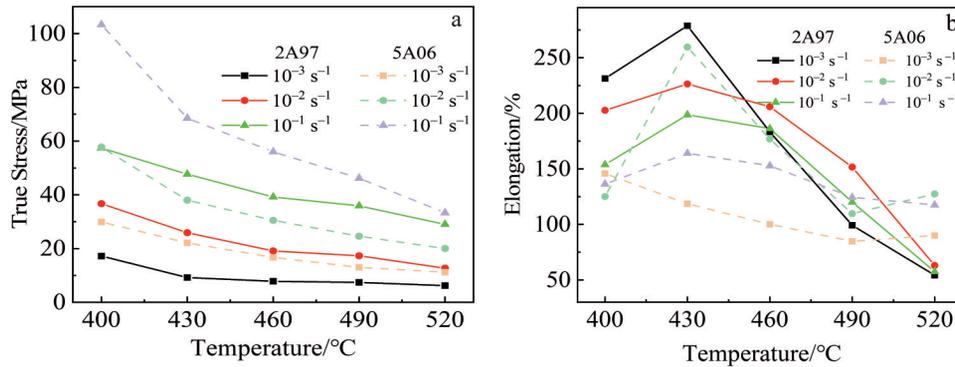


图6 2A97与5A06母材高温拉伸性能对比

Fig.6 Comparison of high temperature tensile properties of 2A97 and 5A06 base materials: (a) true stress and (b) elongation

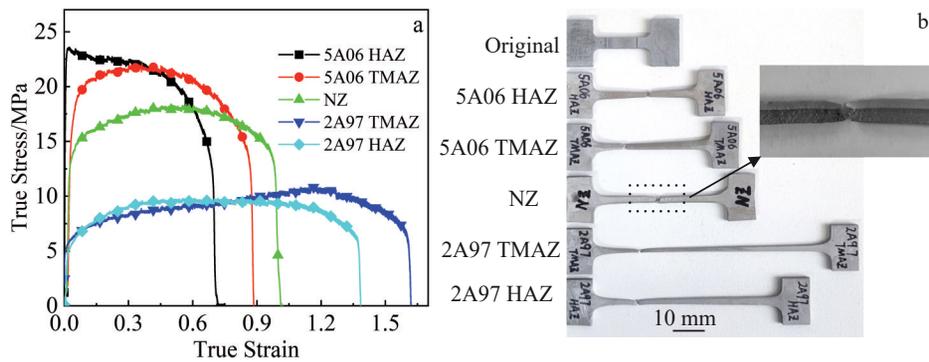


图7 搅拌摩擦焊后平行试样高温拉伸真应力-真应变曲线及断裂试样照片

Fig.7 High temperature true stress-true strain curves (a) and images of fractured parallel specimens (b) after friction stir welding

拉伸真应力-真应变曲线。发现随应变速率的增加，拉伸试样峰值应力增大，而延伸率逐渐下降，其中应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时的延伸率最高，达到 69.6%。观察图 8b 中断后试样发现，最终试样断裂位置均在焊缝相邻的 2A97 热力影响区，表明此处抗拉强度较低但高于焊接界面的高温结合强度。当应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时，试样断裂附近发生明显颈缩，可知 2A97 热力影响区整体软化效果明显，流动应力较低，形成集中变形，试样标距段各区域性能差异较大。随应变速率的增加，试样颈缩现象减弱，说明高应

变速率能一定程度缓解颈缩，促进材料的均匀变形。本质上为高应变速率对材料的强化作用更加明显，局部应变速率较高时材料迅速强化，进而促使材料均匀变形。

观察图 8b 垂直焊缝试样可以发现，高温拉伸过程中 5A06 侧基本不发生变形，仅有 2A97 侧为有效变形段，因而将高温拉伸曲线进行修正得到有效真应力-真应变曲线，表 1 为对有效峰值应力及有效延伸率。当应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时，有效峰值应力和有效延伸率分别为 12.0 MPa 与 139.2%。有效峰值应力高于平行试样，这是

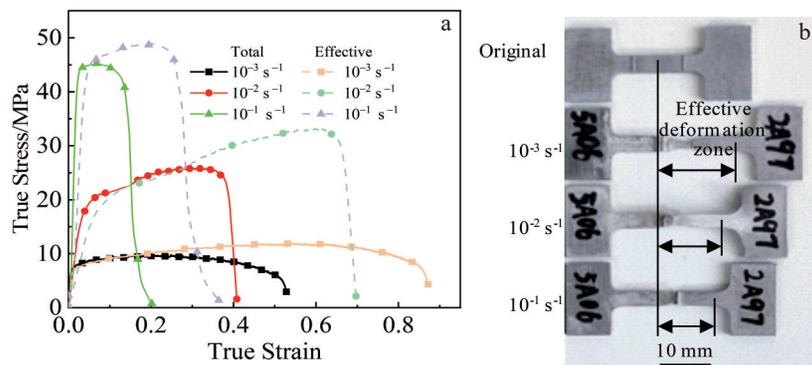


图8 搅拌摩擦焊后垂直试样高温拉伸真应力-真应变曲线及断裂试样照片

Fig.8 High temperature true stress-true strain curves (a) and images of fractured vertical specimens (b) after friction stir welding

表1 垂直试样有效力学性能

Table 1 Effective mechanical properties of vertical specimens

Temperature, $T/^\circ\text{C}$	Strain rate, $\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	Effective peak stress, σ_p/MPa	Effective elongation, $\delta/\%$
430	10^{-3}	12.0	139.2
430	10^{-2}	33.2	100.8
430	10^{-1}	48.9	44.8

由于有效变形长度较短,实际应变速率高,因而应力较高。而延伸率明显低于平行试样,主要因为2A97侧各区域组织仍存在一定差异,致使垂直试样各区域性能不均匀,观察拉伸试样发现,垂直试样颈缩明显,主要在2A97 TMAZ区集中变形,而平行焊缝的拉伸试样较为均匀,容易获得较高的延伸率。

NZ均由细小的等轴再结晶组成,在高温拉伸变形过程中,通常认为晶界滑动是主要变形机制^[19]。利用公式(1)可以计算材料在高温拉伸过程中晶粒尺寸与流动应力的定量关系^[20]。

$$\sigma = n \sqrt{\frac{\dot{\epsilon}kT}{ADGb}} \cdot \left(\frac{d}{b}\right)^{\frac{p}{n}} G \quad (1)$$

其中 n 为应力指数($n=1/m$), m 为应变速率敏感系数, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, k 为玻尔兹曼常数, T 为热力学温度, A 为无量纲的材料常数, D 为扩散系数, G 为剪切模量, d 为平均晶粒尺寸, b 为柏式矢量, p 为晶粒影响关系因子。

搅拌摩擦焊后2A97侧材料晶粒尺寸基本接近,因而呈现出的流动应力基本相同。而5A06侧NZ晶粒尺寸细小,流动应力较低,尽管NZ区为2A97与5A06混合形成,但5A06整体强度较高于2A97,强度主要取决于5A06。HAZ晶粒尺寸较母材明显长大,因而峰值应力有所增加。TMAZ区晶粒组织形貌为细小等轴晶包围长大晶粒,平均晶粒尺寸与母材接近,拉伸过程中峰值应力基本接近。

4 结论

1)2A97/5A06搅拌摩擦焊后NZ晶粒组织细小,晶粒尺寸分别为2.2与2.7 μm ,2A97侧各区域平均晶粒尺寸较小且基本接近,明显小于5A06侧各区域晶粒尺寸,5A06侧母材晶粒尺寸为19.0 μm ,各区域微观组织差异明显。

2)2A97与5A06母材在430 $^\circ\text{C}$ 下呈现出良好的变形能力,应变速率为 10^{-3}s^{-1} 时分别达到278.8%和120.6%。在400~520 $^\circ\text{C}$ 温域范围内,整体上2A97较5A06流动应力低而延伸率高。

3)2A97侧各区域流动应力均低于5A06侧,但延伸率明显高于5A06侧,而NZ区强度和延伸率分别为18.4 MPa和176.1%,均介于2A97与5A06之间,强度约为2A97母材的2倍,延伸率约为5A06母材的1.5倍,整体性能呈现出明显的叠加原理。

4)搅拌摩擦焊后垂直焊缝高温拉伸变形时,各区域由于变形抗力差异发生不均匀变形,在2A97 TMAZ处集中变形后发生断裂,修正后有效应力略高于平行试样。

参考文献 References

- [1] Khalid M Y, Umer R, Khan K A. *Results in Engineering*[J], 2023, 20: 101372
- [2] Wu Guohua(吴国华), Sun Jiangwei(孙江伟), Zhang Liang(张亮) et al. *Nonferrous Metals Science and Engineering*(有色金属科学与工程)[J], 2019, 10(2): 31
- [3] Zheng Hao(郑皓), Yang Jian(杨健), Kou Feixing(寇飞行). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2025, 44(2): 193
- [4] Patel V, Li W Y, Wang G Q et al. *Metals*[J], 2019, 9(3): 270
- [5] Li Piao(李飘), Yao Weixing(姚卫星). *Advances in Aeronautical Science and Engineering*(航空工程进展)[J], 2019, 10(1): 12
- [6] Dong Jialiang, Zhang Datong, Luo Xicai et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 4309
- [7] Zou Guotong, Xu Yaqi, Li Jun et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 891: 145972
- [8] Xu Wenbin, Zhang Jiaheng, Pang Qiu et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 128(5-6): 2689
- [9] Sorgente D, Campanelli S L, Stecchi A et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2016, 23: 287
- [10] Shao Yingkai(邵盈恺), Chen Li(陈俐), Li Zhiyong(李志勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(9): 2678
- [11] Song Kuijing(宋奎晶), Ji Yukai(季雨凯), Wei Yong(韦勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3461
- [12] Liu Xiaodong, Ye Lingying, Tang Jianguo et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 848: 143403
- [13] Cheng Donghai(程东海), Zhang Futing(张夫庭), Liu Shiwei(刘士伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4361
- [14] Zhang Zhongke(张忠科), Li Xuanbai(李轩柏), Jiang Changming(蒋常铭) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3443
- [15] Moradi M M, Aval H J, Jamaati R et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 32: 1
- [16] Li Shuai, Hou Xiaotong, Yan Dejun et al. *Materials Today Communications*[J], 2024, 39: 109194
- [17] Li Qun, Ning Jian, Chen Lei et al. *Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2020, 848: 156515
- [18] Texier D, Zedan Y, Amoros T *et al. Materials & Design*[J], 2016, 108: 217
- [19] Masuda H, Sato E. *Acta Materialia*[J], 2020, 197: 235
- [20] Vysotskiy I, Kim K, Malopheyev S *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2022, 32(4): 1083

Non-uniform Microstructure and High Temperature Coordinated Deformation Behavior of Friction Stir Butt-Welded 2A97/5A06 Dissimilar Aluminum Alloy Plate

Qin Zhonghuan^{1,2}, Wu Aiping¹, Yin Hongliang³, Li Baoyong², Liu Qi², Wu Yong³

(1. Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. Beijing Hangxing Machinery Manufacturing Co., Ltd, Beijing 100013, China)

(3. College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: The non-uniform microstructure and high temperature coordinated deformation behavior of friction stir butt-welded 2A97/5A06 dissimilar aluminum alloy plate were studied. The microstructure of each zone in the welded joint was observed, and the high temperature mechanical properties of both individual zones and the whole joint were studied. Results show that grains in the weld nugget zone of 2A97 and 5A06 are fine. The grain sizes of various zones on the 2A97 side are small and uniform, whereas those on the 5A06 side are slightly larger and exhibits a more significant variation. Under the condition of 430 °C and 10^{-3} s^{-1} , the 2A97 and 5A06 base metals exhibit good high temperature properties, with elongations reaching 278.8% and 120.6%, respectively. The strength and elongation of the nugget zone in the joint are 18.4 MPa and 176.1%, respectively, which are between those of 2A97 and 5A06 base metals. The strength is about 2 times higher than that of the 2A97 base metal, and the elongation is about 1.5 times higher than that of the 5A06 base metal. The overall performance follows superposition principle. Due to the varying deformation resistance of each region, fracture occurs in the thermo-mechanically affected zone on the 2A97 side after concentrated deformation during transverse tensile testing. After correction, the flow stress is slightly higher than that of the base metal and the elongation is close to that of the base metal. The grain size and flow stress of each region after welding follow the creep equation. The smaller the grain size, the lower the flow stress.

Key words: dissimilar aluminum alloy; friction stir welding; non-uniform microstructure; coordinated deformation; flow stress

Corresponding author: Qin Zhonghuan, Master, Senior Engineer, Beijing Hangxing Machinery Manufacturing Co., Ltd, Beijing 100013, P. R. China, Tel: 0086-10-88103660, E-mail: qinzh20@mails.tsinghua.edu.cn