

焊前状态对 7055 铝合金焊接接头组织与性能的影响

韩念梅¹, 冯迪², 陈家劲², 吴彤², 张保玲³, 唐建国^{4,5}

(1. 苏州工业职业技术学院精密制造学院, 江苏 苏州 215104; 2. 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003; 3. 江苏豪然喷射成形合金有限公司, 江苏 镇江 212009; 4. 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083; 5. 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜、显微硬度计及电子万能试验机等对不同焊前状态下的喷射沉积 7055 铝合金搅拌摩擦焊接接头的组织与性能进行了研究。结果表明: 热挤压板材的焊接接头硬度由母材区向焊核区逐渐升高, 焊核区平均硬度为 167 HV20, 接头最大抗拉强度为 291 MPa, 断裂伸长率为 4.3%, 断裂位置位于母材区; 峰时效态板材的焊接接头硬度由母材区向焊核区先降低再升高, 母材区平均硬度为 200 HV20, 焊核区硬度为 162 HV20, 接头最大抗拉强度达到 361 MPa, 断裂伸长率为 3.8%, 断裂位置位于热影响区和热力影响区的分界区域。两种板材的焊核区和热力影响区都表现出剧烈的动态再结晶行为。热挤压态板材和峰时效态板材焊接接头的热影响区分别出现亚微米第二相回溶行为和纳米析出相的粗化行为。两种板材的焊核区和热力影响区的强化效应都包括细晶强化、固溶强化和亚结构强化。热影响区内的晶界粗大第二相不受变形热的影响, 其强化机制表现为固溶强化和亚结构强化。

关键词: 7055 铝合金; 焊前状态; 喷射沉积; 搅拌摩擦焊; 焊接接头

中图分类号: TG146.2 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2025)03-0226-13

Effect of pre-welding state on microstructure and properties of welded joints of 7055 aluminum alloy

HAN Nian-mei¹, FENG Di², CHEN Jia-jin², WU Tong², ZHANG Bao-ling³, TANG Jian-guo^{4,5}

(1. Department of Precision Manufacturing Engineering, Suzhou Vocational Institute of Industrial Technology, Suzhou 215104, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China; 3. Jiangsu Haoran Spray Forming Alloy Co Ltd, Zhenjiang 212009, China; 4. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China; 5. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083, China)

Abstract: Microstructure and properties of friction stir welded joints of spray formed 7055 aluminum alloy under different pre-welding states were studied using optical microscope, scanning electron microscopy, microhardness tester and electronic universal testing machine. The results show that the hardness of the welded joint of the hot extruded plate gradually increases from the base metal zone (BMZ) to the nugget zone (NZ), with an average hardness of 167 HV20 in the nugget zone (NZ), the maximum tensile strength of the welded joint is 291 MPa, and the elongation is 4.3%, with the fracture location located in the base metal zone. The hardness of the welded joint of the peak aged plate first decreases and then increases from the base metal zone to the nugget zone, the average hardness of the base metal zone is 200 HV20, the hardness of the nugget zone is 162 HV20, the maximum tensile strength of the welded joint reaches 361 MPa, and the elongation is 3.8%. The fracture location is located at the boundary between the heat affected zone (HAZ) and the thermal mechanical affected zone (TMAZ). The nugget zone and thermal mechanical affected zone of both types of plates exhibit a strong dynamic

收稿日期: 2024-11-05 **修订日期:** 2025-02-12

基金项目: 国家自然科学基金(51474240, 51801082); 江苏省高校基础科学研究重大项目(23KJA460012)

作者简介: 韩念梅(1980—), 女, 讲师, 博士, 主要从事加工工艺对铝合金组织、性能及缺陷的影响研究, 发表论文 10 余篇, E-mail: 00815@siit.edu.cn。

引用格式: 韩念梅, 冯迪, 陈家劲, 等. 焊前状态对 7055 铝合金焊接接头组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(3): 226-238.

HAN Nian-mei, FENG Di, CHEN Jia-jin, et al. Effect of pre-welding state on microstructure and properties of welded joints of 7055 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2025, 46(3): 226-238.

recrystallization behavior. The heat affected zones of the welded joints of hot extruded and peak aged plates exhibit sub-micron second phase dissolution behavior and coarsening behavior of nano precipitated phases, respectively. The strengthening effects of the nugget zone and thermal mechanical affected zone of both types of plates include fine grain strengthening, solid solution strengthening, and substructure strengthening. The coarse second phase at grain boundaries in the heat affected zone is not affected by deformation heat, and its strengthening mechanism is manifested as solid solution strengthening and substructure strengthening.

Keywords: 7055 aluminum alloy; pre-welding state; spray forming; friction stir welding; welded joint

7055 铝合金具有优良的强度、韧性以及耐腐蚀性能,广泛应用于航空航天领域。但该合金的焊接性能相对较差,这是因为 7055 铝合金中含有较高的锌元素,焊接过程中易导致焊缝脆化,萌生焊接裂纹。因此,7055 铝合金结构件连接技术的开发意义重大。搅拌摩擦焊(FSW)无需添加焊丝,且具有焊缝晶粒细小,能一次完成长焊缝、大截面焊接等突出优点,在铝合金结构件的连接方面得到了广泛的应用^[1]。焊接过程中,搅拌头(包含搅拌针)在焊接件拼接面处高速旋转的同时沿着平行于拼接面的方向移动。剧烈的塑性变形以及搅拌头与被焊接件之间的摩擦热使材料发生动态软化、第二相破碎、溶解等复杂的组织演变行为。经过剧烈的热力耦合作用,被焊材料沉积在搅拌头的两侧,最终形成与轴间直径相近的焊缝。根据热力耦合效应的不同,搅拌摩擦焊焊缝通常被分为焊合区(NZ)、热力影响区(TMAZ)以及热影响区(TAZ)。显然,焊接工装、焊接工艺参数对焊缝组织状态以及焊接接头的性能有着重要的影响。张忠科等^[2]研究了 4 种搅拌针形状对 6082-T6 铝合金焊接接头组织与性能的影响,发现三角形搅拌针产热最低,对焊缝金属软化程度较低,接头整体硬度较高。刘旭等^[3]研究了轴肩直径对 5083 铝合金 FSW 接头腐蚀行为和力学性能的影响,结果表明随着轴肩直径的增加,焊核区晶粒尺寸逐渐增大,第二相尺寸也有所增加,且出现了不同程度的聚集,热机影响区晶粒尺寸的均匀性变差。张欣盟等^[4]研究了 6005A-T6 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头的疲劳性能,结果表明接头的拉伸断裂位置位于后退侧热影响区,型材接头前进侧热力影响区晶粒组织的特征会影响型材疲劳裂纹产生与开动。文献[5-8]研究了搅拌头旋转速度、焊接速度对 7050(T7451)^[5]、2A14(T4)^[6]、2195(T6)^[7]、6061/7075(T6)^[8] 双金属的焊接接头组织和性能的影响,并分别优化出最佳焊接参数。文献[9-12]则分别通过引入电阻辅助加热^[9]、超声辅助^[10-11]以及局部强制冷却^[12]等方式实现焊接接头组织优化和性能提升。

需要指出的是,除了焊接工装和焊接参数,铝合

金焊前状态,如晶粒尺寸、第二相以及亚结构特征等,同样对焊接接头的组织及性能产生重要的影响。但是这方面的研究结论少有报道。鉴于此,本文针对高性能喷射沉积 7055 铝合金,对比其热挤压态和峰时效态板材在相同搅拌摩擦焊参数作用下的接头组织和性能,分析其晶粒、第二相的演变行为。本文的研究结论一方面有助于更深入地理解搅拌摩擦焊对不同特征晶粒的动态演变行为以及第二相回溶、粗化等行为的影响;另一方面也为喷射沉积 7055 铝合金结构件的焊接修复提供一定的理论指导。

1 试验材料及方法

试验材料为 7055 铝合金喷射沉积热挤压板材,实际成分(质量分数)列于表 1。板材的热挤压工艺如下:预热温度为 420 °C,挤压速度为(挤压杆推进速度) 0.5 mm/s,挤压比为 15.6。挤压板厚度为 40 mm,利用线切割在厚板表层切取 4 mm 厚板材作为焊接用料。在实验室对 4 mm 热挤压板材进行 T6 峰时效处理,热处理工艺为:470 °C×2 h 固溶+120 °C×24 h 时效。为表述方便,本文用 A、B 板分别指代“热挤压态+搅拌摩擦焊接”以及“T6 时效态+搅拌摩擦焊接”两种板材。

表 1 喷射态 7055 铝合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of spray 7055 aluminum alloy (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Al
8.3	2.04	2.38	0.12	0.041	0.031	Bal.

焊接试验在 ZK-3000-500 型搅拌摩擦焊接机器人上进行。搅拌头材料为 9341 高速钢,搅拌针采用锥形带螺纹结构设计。搅拌头轴肩直径为 $\phi 20$ mm,搅拌针根部直径为 $\phi 4$ mm,搅拌针长度为 3.8 mm。焊接前先使用 6%~10% 的 NaOH 溶液和 15% 的 HNO₃ 对焊接件进行清理,随后进行试焊。根据焊缝形貌和是否存在表面毛刺、开裂、飞边等缺陷,选定焊接参数:搅拌头前进速度为 80 mm/min,旋转速度为 1500 r/min,压入量为 0.2 mm,倾斜角为 2°,插入停留时间为 15 s,抽出停留时间为 10 s。

利用光学显微镜(OM)和扫描电镜(SEM)观察焊接头各特征区域的晶粒以及第二相形貌。SEM观察在Merlin Compact型场发射扫描电镜上进行。显微硬度测试在HXS-1000TAC半自动显微硬度计上进行,载荷为20 kg,保载时间为10 s。每个试样在距焊接表面2 mm附近沿焊缝向两边每隔0.5 mm测量一个点,直到硬度值波动平缓或者一致时停止测试。根据金属材料室温拉伸试验标准GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第1部分:室温试验方法》,在CMT-4304微型控制电子万能试验机上对试样进行室温拉伸试验,拉伸速度为1 mm/min。

2 结果与分析

2.1 A板接头的显微组织

图1为初始状态为热挤压态的喷射沉积7055铝合金焊接接头焊核区域的显微组织。由图1(a)

可知,由于焊核区的上部直接与轴肩接触,不但受到强烈的搅拌作用,而且受到轴肩的摩擦力和压力。因此,该区域的材料由于摩擦和塑性变形产生大量的热量,表现出完全动态再结晶行为,产生了细小的等轴晶粒。对比焊核区上、中、下3个部分可知,焊核区上部的再结晶晶粒尺寸相对较高。此外,在该区域还发现黑色条纹组织(图1b),这些黑色条纹为粗大未溶第二相在搅拌针作用下随着原始晶粒的变形和旋转而形成的“相带”。在焊核区的中部(图1c)和底部(图1d),依然能观察到完全动态再结晶组织,但是随着距离轴肩距离的增加,再结晶晶粒尺寸在逐渐减小,这可能与形变温升下降有关。尤其是焊核区底部区域,与垫板接触,散热速度较快,因此再结晶晶粒的长大受到抑制,其平均晶粒尺寸只有约5 μm ,大约是焊核区上部晶粒尺寸的一半。

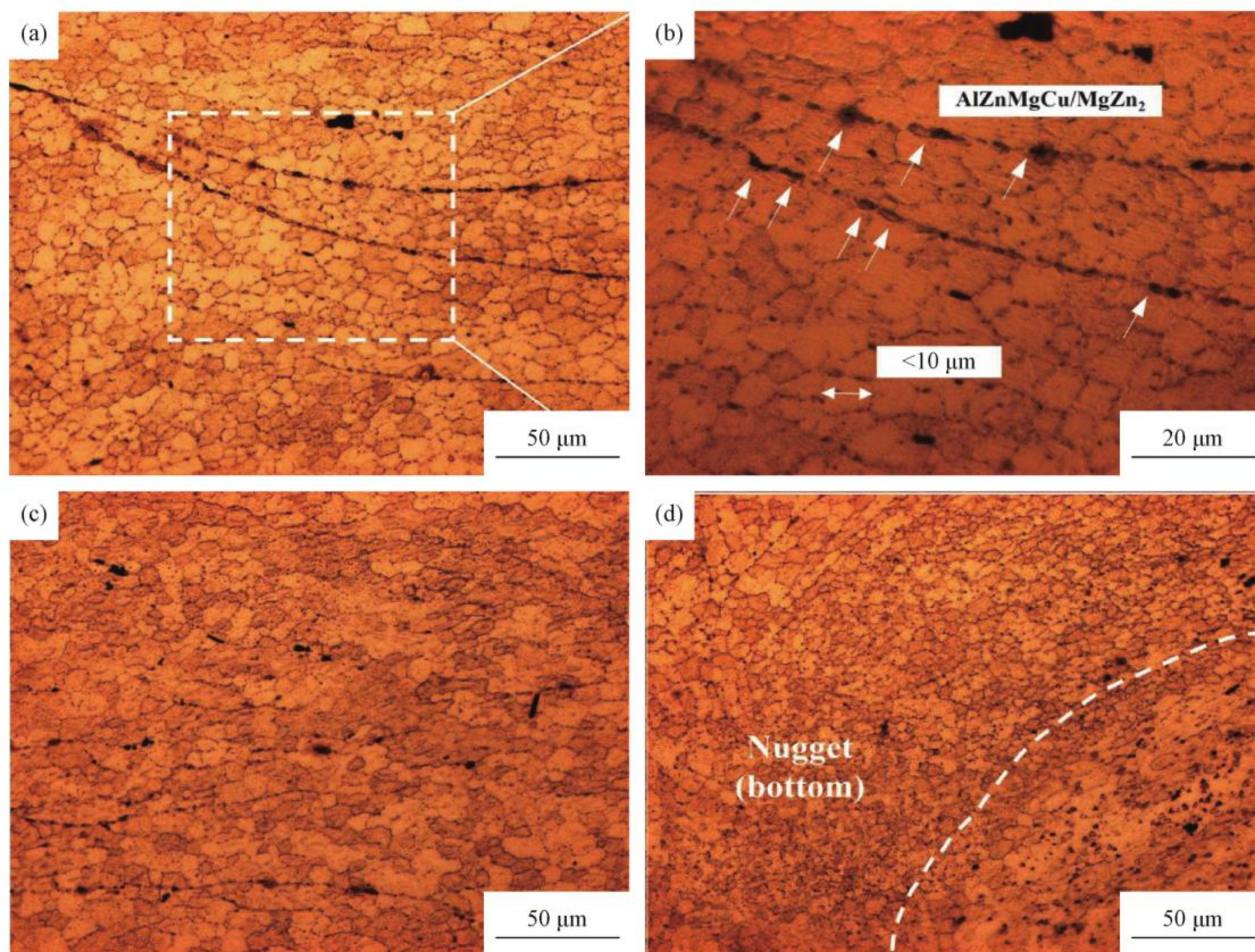


图1 A板接头焊核区的显微组织 (a,b) 焊核区上部区域; (c) 焊核区中部区域; (d) 焊核区底部区域

Fig. 1 Microstructure of nugget zone of A plate welded joint

(a,b) upper of nugget zone; (c) middle of nugget zone; (d) bottom of nugget zone

图2为热力影响区前进侧和后退侧的组织,白色虚线表示热力影响区和焊合区的分界线。热力影响区的两侧分别与热影响区和焊核区相邻,是一条形状不规则的过渡区域。由图2可知,热力影响区靠近焊核区的一侧同样发生了较为充分的动态再结晶,且再

结晶晶粒极为细小。整体来看其晶粒尺寸分布不均匀。与焊核区的再结晶晶粒尺寸随着离开轴肩距离的增加而减小相同,前进侧的再结晶晶粒尺寸也呈现出由大变小的规律,最小晶粒不到5 μm 。在热力影响区的前进侧(图2a),能更为明显地观察到一条宽

约为 100 μm 的细小等轴晶区,该区域位于靠近焊核区的一侧,且晶粒尺寸明显小于其右侧的焊核区。与热影响区接触的右侧焊合区组织(图 2b)则表现为扭

曲的晶粒形貌以及部分动态再结晶,最小晶粒尺寸与后退侧相近。在同一旋转速度条件下,前进侧与后退侧相比,其区域较窄,且晶粒尺寸相对均匀。

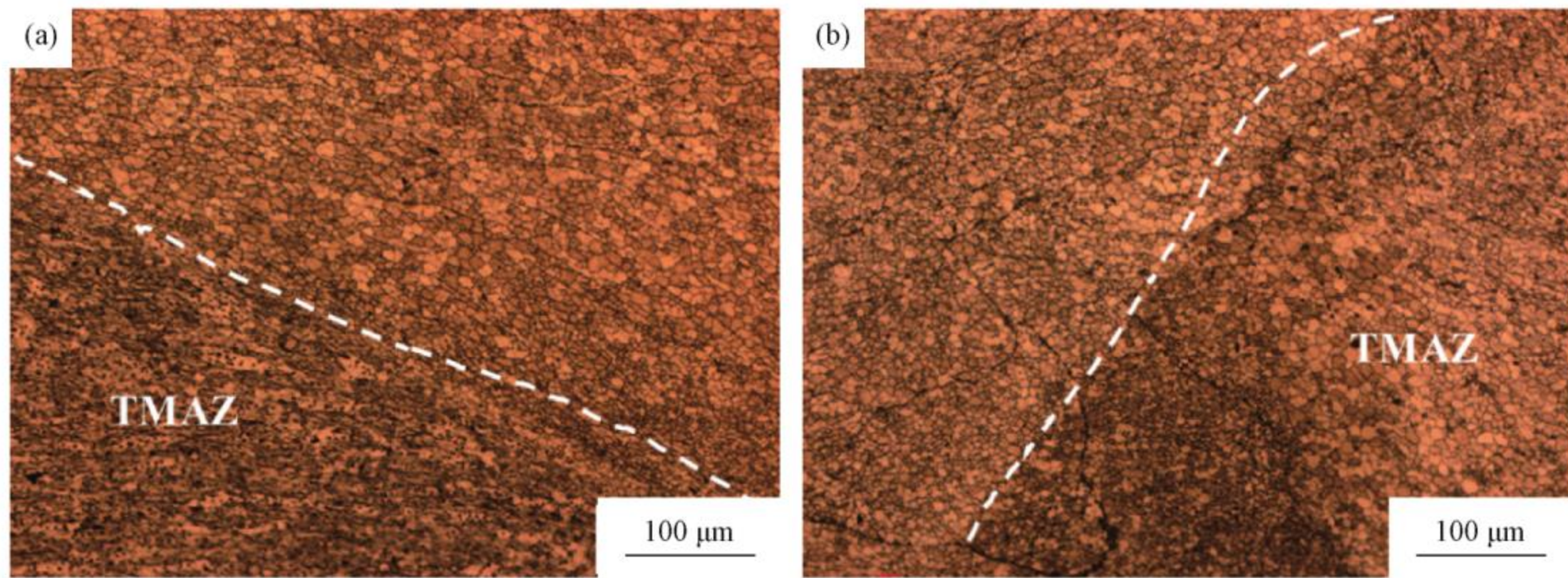


图2 A板热力影响区的显微组织 (a)前进侧;(b)后退侧

Fig. 2 Microstructure of thermal mechanical affected zone(TMAZ) of A plate welded joint

(a) forward side of TMAZ; (b) backward side of TMAZ

图3为热影响区和母材区(焊前挤压态)的组织对比图。热影响区主要受到焊接过程中温度上升的影响,可能产生的组织变化包括静态回复、静态再结晶、晶粒长大,甚至小尺寸第二相回溶等。由图3(a)和3(b)可知,热影响区内依然保留了较高体积分数的黑色粗大第二相。与图3(c)和3(d)

相比,可以明显地看出热影响区晶粒内部的微纳米级第二相基本消失,剩余的第二相基本是位于晶界上的大尺寸相。此外,从图3(b)中能隐约观察到部分位置出现晶界,但是没有证据表明其发生了再结晶行为。推测此区域的亚结构演变行为应该以静态回复为主。

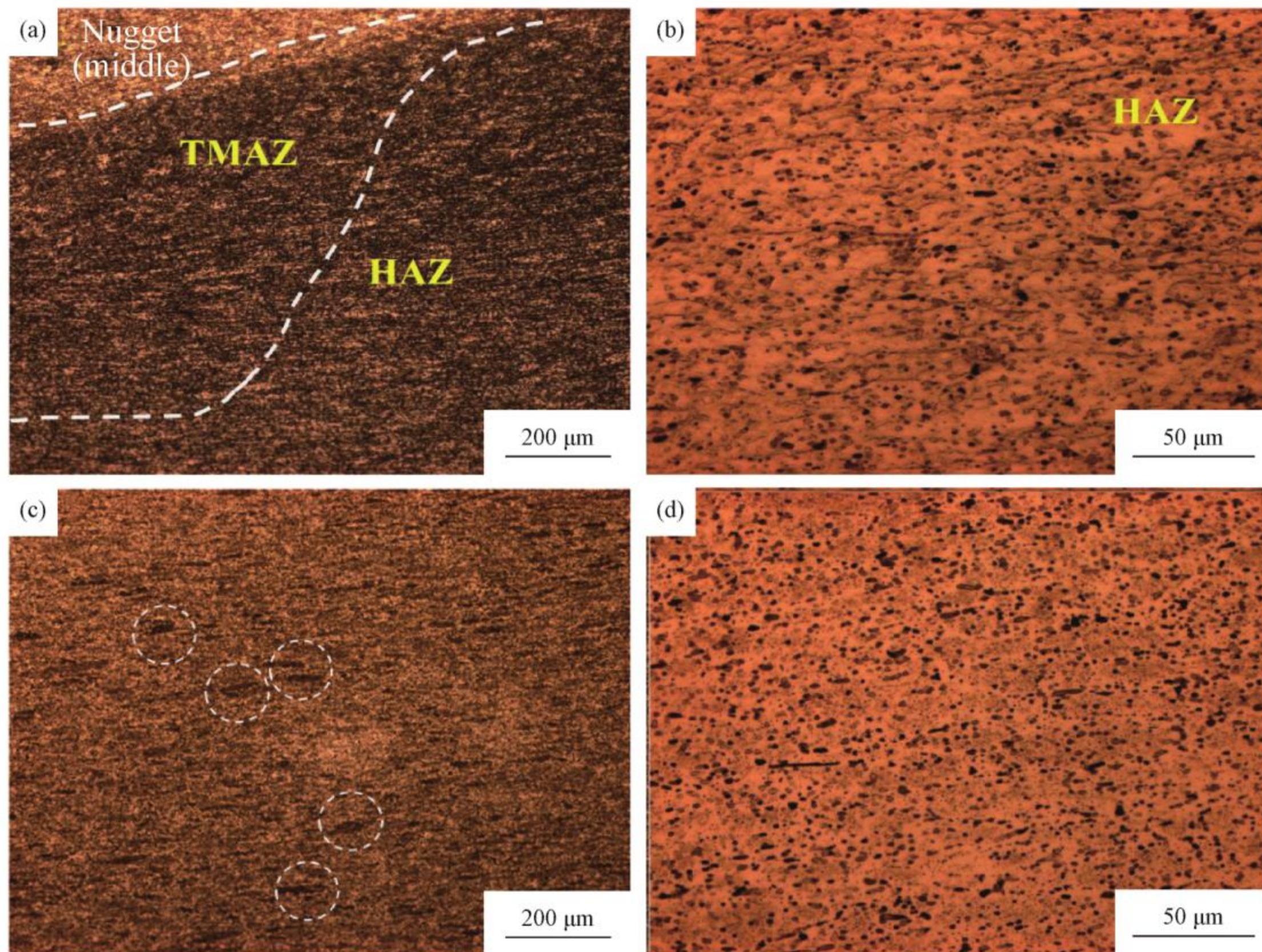


图3 A板接头热影响区(a,b)和母材区(c,d)的显微组织

Fig. 3 Microstructure of thermal affected zone (a, b) and base metal zone(c, d) of A plate welded joint

2.2 A板接头的亚结构和第二相

图4为A板接头焊核区的SEM组织。SEM组织更为清晰地显示了第二相的分布、焊核区内典型的动

态再结晶组织及其内部的形变亚结构。图4中第二相的能谱分析见表2,能谱分析表明粗大第二相包括 $\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{S})$ 相、 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相和 AlZnMgCu 相。

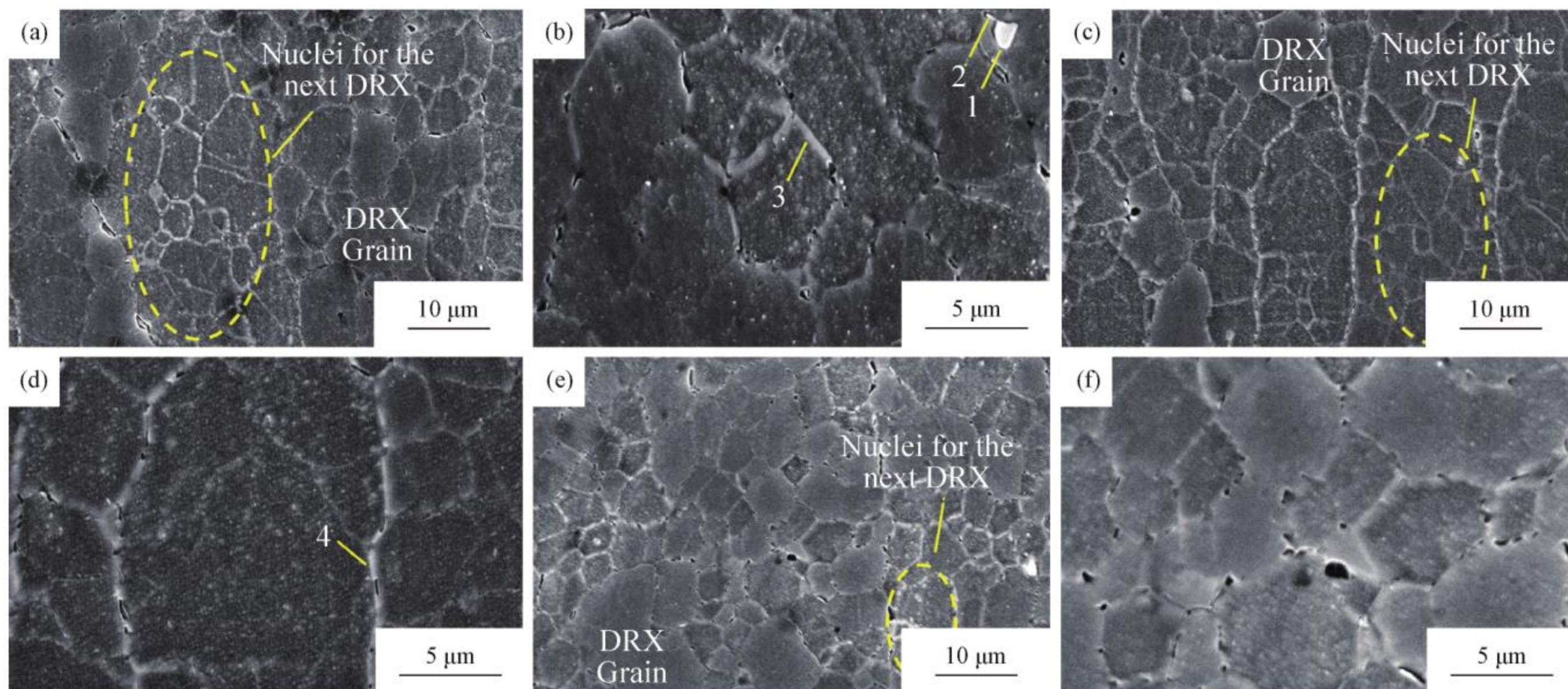


图4 A板接头焊核区的SEM组织 (a,b)焊核区上部区域;(c,d)焊核区中部区域;(e,f)焊核区底部区域

Fig. 4 SEM microstructure of nugget zone of A plate welded joint

(a,b) upper of nugget zone ; (c,d) middle of nugget zone; (e,f) bottom of nugget zone

表2 A板接头焊合区第二相的EDS分析(原子分数,%)

Table 2 EDS analysis of the second phase in nugget zone of A plate welded joint (at%)

Point	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Phase
1	46.56	-	25.37	28.07	-	Al_2CuMg
2	70.18	-	-	21.32	8.50	$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$
3	23.28	32.15	32.48	12.09	-	$\text{AlZnMgCu}(\text{MgZn}_2)$
4	34.32	29.08	20.59	16.01	-	$\text{AlZnMgCu}(\text{MgZn}_2)$

图4中的晶粒可大致分为以下几类:1)部分尺寸约为 $10\ \mu\text{m}$ 的等轴晶粒呈现六边形,晶粒内部较干净,观察不到亚结构的存在,这类晶粒就是典型的动态再结晶晶粒(Dynamic recrystallized grain, DRX Grain,见图4a、4c和4e);2)除此之外,还能观察到尺寸分布范围较宽($2\sim 8\ \mu\text{m}$)的其他类型的等轴晶粒,但是这些晶粒被严重腐蚀,在图片中以“凹坑”的形式出现,说明该类晶粒内部存在大量的形变缺陷,形变缺陷被优先腐蚀进而产生“凹坑”,由此推断,此类组织是正在向再结晶核心演变的形变亚结构(内部还含有位错缺陷等),对比焊核区上、中、下3个区域发现,焊核区的上、中部存在更多的此类形变亚结构,本文对此类组织特征定义为:“动态再结晶晶粒与发展充分的亚晶粒的混晶组织”,焊核区底部组织则包含了更多的动态再结晶晶粒;3)亮白色的微纳米级第二相分布在晶界和晶粒内部,这些第二相与热挤压态下的第二相比,晶内相尺寸大大下降,但是

晶界处的S相(Al_2CuMg)、白色的含Fe相依然存在,部分晶界处出现孔洞,这些是难溶的S相、含Fe相以及晶界上的 AlZnMgCu 相球化,在制样中被腐蚀脱落导致,焊核区底部的第二相尺寸球化相对明显。

图5所示为A板接头热力影响区和热影响区的SEM组织。与焊核区类似,热力影响区和热影响区内也包括再结晶形核以及晶粒长大。不同的是,热力影响区和热影响区内的晶粒依然部分保留了热挤压组织的方向性,如图5(a)和5(c)中的动态再结晶晶粒(DRX grain)。在这些保持热挤压特征的大晶粒之间,能观察到成熟的形变亚结构。需要指出的是,热影响区内的再结晶组织是由静态再结晶产生,此类再结晶与固溶过程中的再结晶行为类似。白色的第二相分布在晶界和晶粒内部,其分布特征与焊核区类似,同样能观察到S相的存在。

2.3 B板接头的显微组织

图6是初始状态为时效态的喷射沉积7055铝合

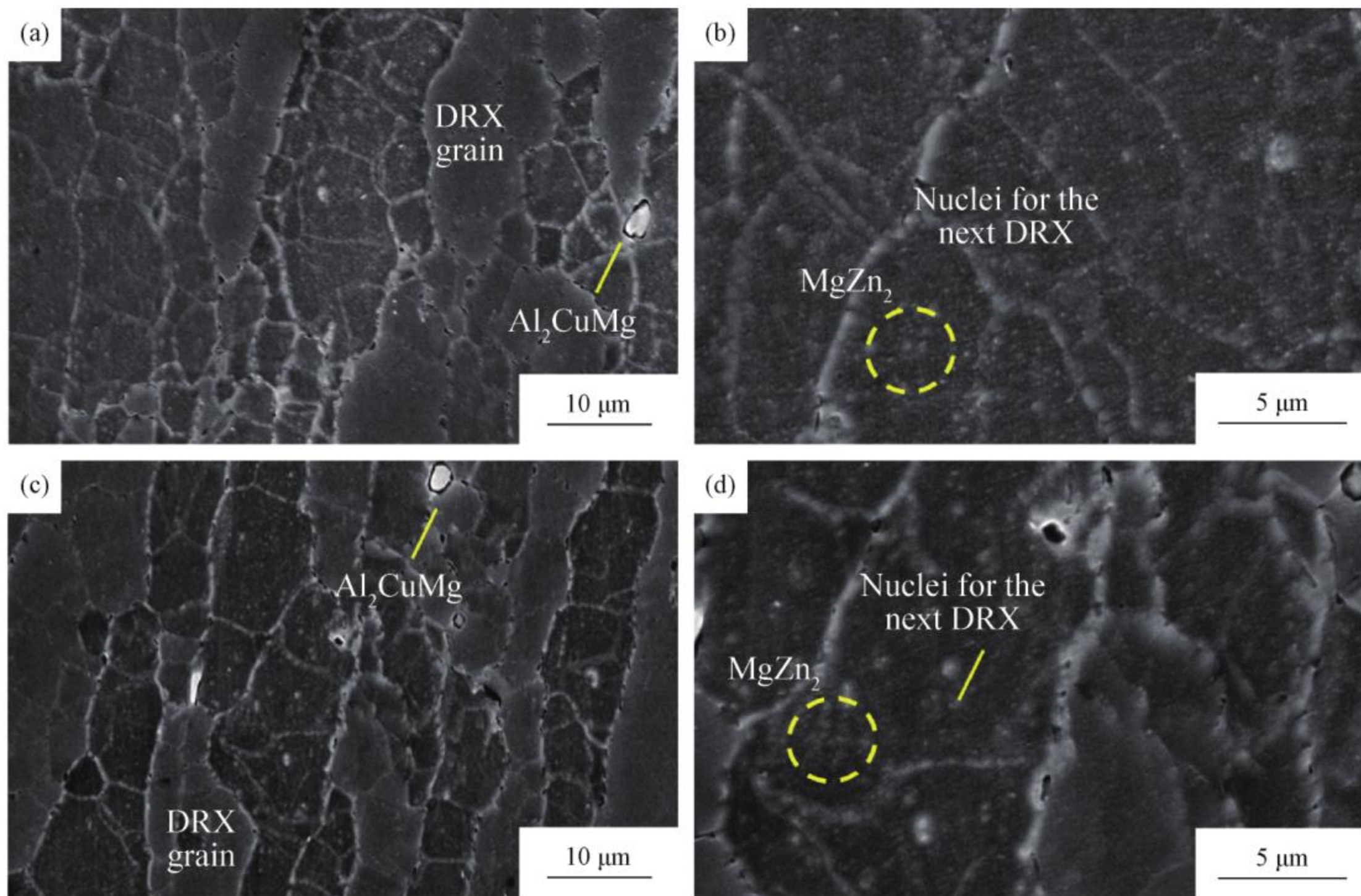


图 5 A 板接头热力影响区(a,b)和热影响区(c,d)的 SEM 组织

Fig. 5 SEM microstructure of TMAZ (a, b) and TAZ (c, d) of A plate welded joint

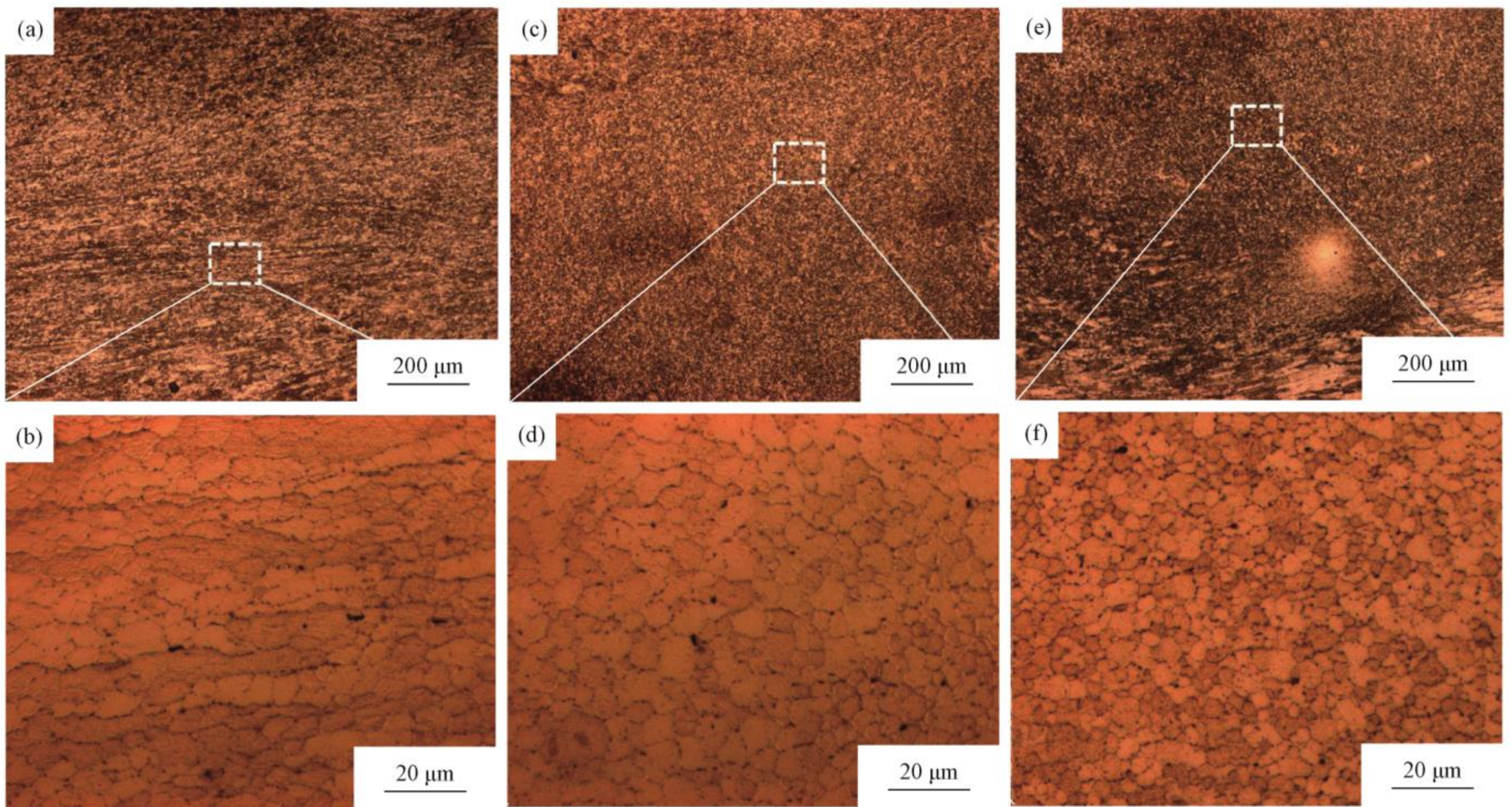


图 6 B 板接头焊核区的显微组织 (a,b) 焊核区上部区域; (c,d) 焊核区中部区域; (e,f) 焊核区底部区域

Fig. 6 Microstructure of nugget zone of B plate welded joint

(a,b) upper of nugget zone; (c,d) middle of nugget zone; (e,f) bottom of nugget zone

金焊接接头焊核区的显微组织。与焊前为挤压态板材的焊核区相似,受到搅拌头的直接作用,轴肩影响区组织表现出不完全动态再结晶行为。这是由于其同时受到轴肩施加的压力和摩擦力,且时效态强度较高,因此在横截面上还部分保留了平行于挤压板面的

晶粒形貌。对比焊核区上、中、下 3 个区域可知,焊核区上部(轴肩影响区)的再结晶晶粒尺寸相对略高。由于经过固溶处理,因此在该区域未发现黑色“相带”条纹。在焊核区的中、下部,材料发生了完全动态再结晶。同样,随着距离轴肩距离的增加,再结晶

晶粒尺寸逐渐减小。轴肩影响区的等轴晶直径约为 $10.5\ \mu\text{m}$, 焊核区底部晶粒尺寸明显减小, 约为 $3\ \mu\text{m}$ 。

图7为B板接头热力影响区前进侧和后退侧的显微组织。热力影响区依然表现为形状不规则的过渡区域。由图7(a)可知, 前进侧区域与焊核区存在更为明显的组织差异。在机械搅拌的作用下, 原本的纤维状组织被破碎并且受到热输入的影响形成了再结晶晶粒。因此, 热力影响区靠近焊核区一侧发生了

完全动态再结晶, 但是远离焊核区(临近热影响区)的一侧则为部分动态再结晶。此外, 在长宽比较大的晶粒内部还包含发育较为充分的等轴亚晶粒(图7b), 尺寸为 $3\sim 5\ \mu\text{m}$ 。热力影响区后退侧的组织形貌与前进侧相似, 包含等轴再结晶晶粒和形变亚结构, 是典型的部分动态再结晶组织(图7c和7d)。此外, 在靠近热影响区的位置, 晶粒还随着搅拌头的转动发生了旋转和弯曲。

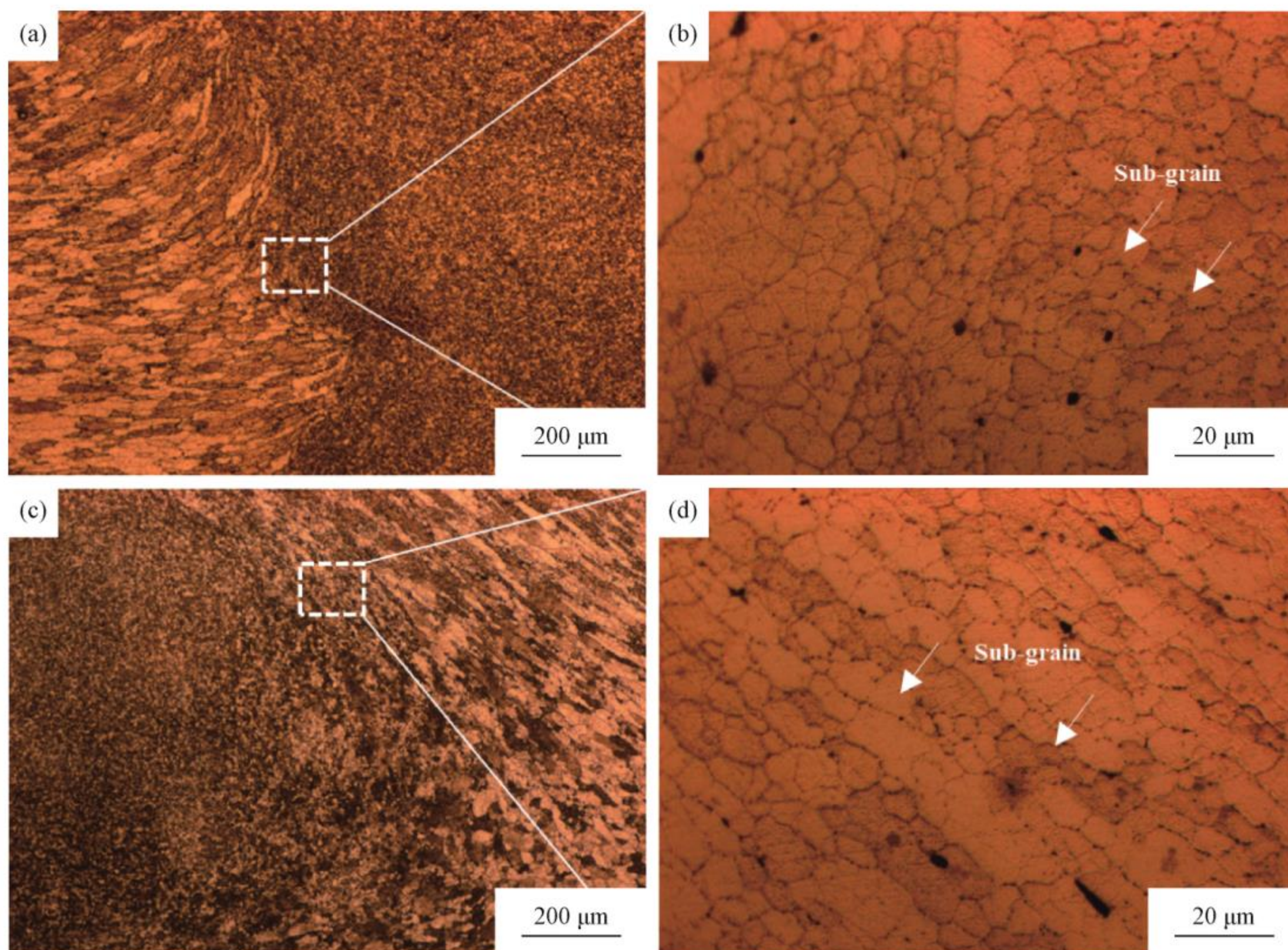


图7 B板接头热力影响区的显微组织 (a, b) 前进侧; (c, d) 后退侧

Fig. 7 Microstructure of thermal mechanical affected zone(TMAZ) of B plate welded joint
(a, b) forward side of TMAZ; (c, d) backward side of TMAZ

图8为B板接头热影响区和母材区的组织对比图。不同焊前状态下的热影响区受焊接过程中机械热的作用可能发生静态再结晶、第二相粗化及晶粒长大等行为。由于B板在焊接前经历了固溶+时效处理。固溶过程中, 热挤压板发生静态再结晶、静态回复以及部分第二相的溶解, 其组织包括部分再结晶晶粒、发展较为充分的亚结构以及固溶残余第二相。在机械热的作用下, 其组织演变行为是亚结构的继续发展、静态再结晶以及晶粒长大。对比图8(b)和8(d)可知, 热影响区的晶粒组织反而得到了细化。这就是焊前亚结构在热输入的作用下完成了再结晶形核所致。此外, 热影响区内的黑色粗大第二相相较于母材明显减少, 这也是因为热影响区的热输入导致了部分残余第二相的溶解, 产生了类似固溶的效果。

2.4 B板接头的亚结构和第二相

图9为B板接头焊核区的SEM组织。与焊前状态为热挤压态的A板材相比, 焊前状态为时效态的B板, 其焊后的亚结构和第二相组织特征归纳如下: 1) 亚结构占比下降, 焊核区的典型组织特征表现为“动态再结晶晶粒与发展充分的亚晶粒的混晶组织”, 该特征尤其在轴肩影响区和焊核区中部体现的更为明显, 与A板(图3a和3c)相比, B板中该混晶组织则更多地包含了动态再结晶晶粒, 动态再结晶晶粒尺寸约 $10\ \mu\text{m}$, 亚晶尺寸相较A板也更加均匀, 尺寸范围为 $8\sim 10\ \mu\text{m}$; 2) 随着离开轴肩的距离增加, 亚晶粒的比例逐渐下降, 这一特征与A板相似, 但是B板体现得更加明显, 在焊核区底部几乎观察不到亚晶粒, 基本以等轴状, 但是尺寸分布更加集中的细小再

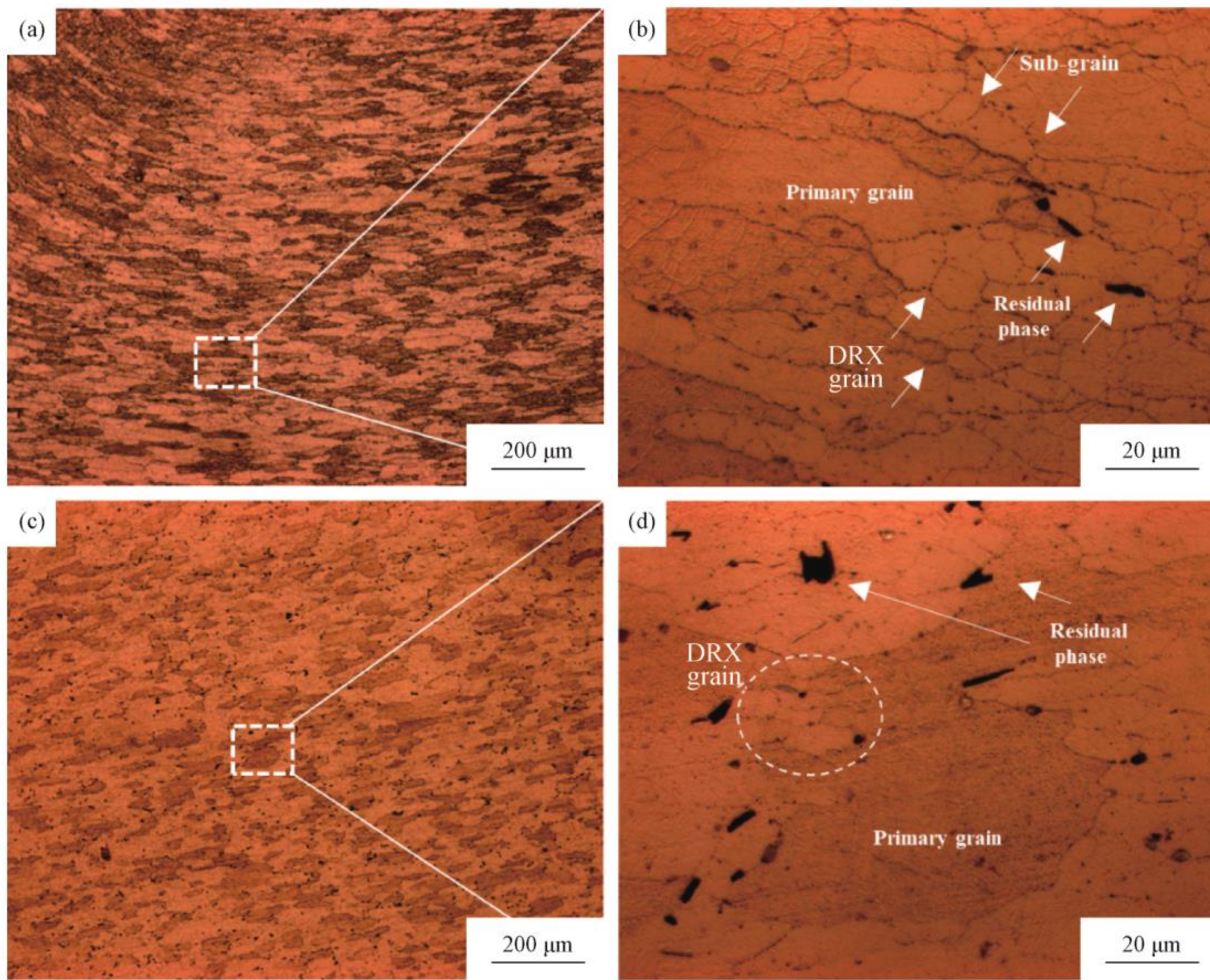


图 8 B 板接头热影响区(a,b)和母材区(c,d)的显微组织

Fig. 8 Microstructure of thermal affected zone (a , b) and base metal zone (c , d) of B plate welded joint

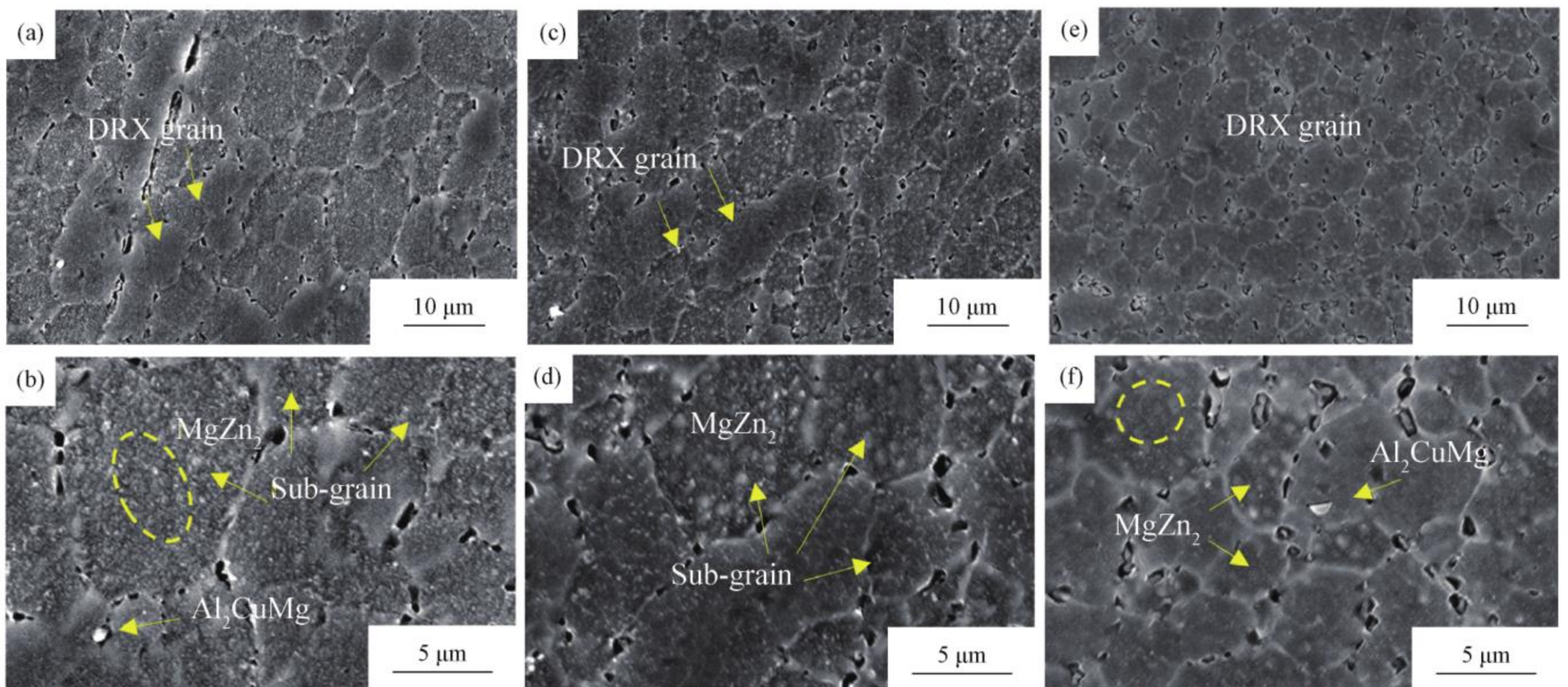


图 9 B 板接头焊核区的 SEM 组织 (a , b) 焊核区上部区域; (c , d) 焊核区中部区域; (e , f) 焊核区底部区域

Fig. 9 SEM microstructure of nugget zone of B plate welded joint

(a , b) upper of nugget zone ; (c , d) middle of nugget zone ; (e , f) bottom of nugget zone

结晶晶粒组成,尺寸为 4~5 μm;3)亮白色的第二相分布在晶界和晶粒内部,由于焊前相组成是高体积分数的纳米沉淀相+固溶残余相,因此,焊后晶内、晶界处的第二相都发生粗化,以微纳米级和微米级第二相

出现,其中包括未溶的 S 相、亮白色的含 Fe 相以及晶界处粗化的 AlZnMgCu 相,这些粗大微纳米第二相(0.5~1 μm)被腐蚀脱落导致孔洞出现,粗大相体积分数随着离开轴肩距离的增加而增加。

图 10 是 B 板接头热力影响区和热影响区的 SEM 组织。从亚结构和第二相分布、尺寸上看,热力影响区的组织特征与焊核区的区别在于混晶组织中亚结构占比略有增加。这是因为热力影响区并未受到机械搅拌的直接作用,所受热力耦合效应

低于焊核区,因而表现为较为典型的动态再结晶+动态回复组织。热影响区由于只受到形变热的影响,焊后晶粒形貌与焊前原始形貌基本保持一致。但是亚结构尺寸有所增加,部分亚晶粒演变为再结晶晶粒(图 10c)。

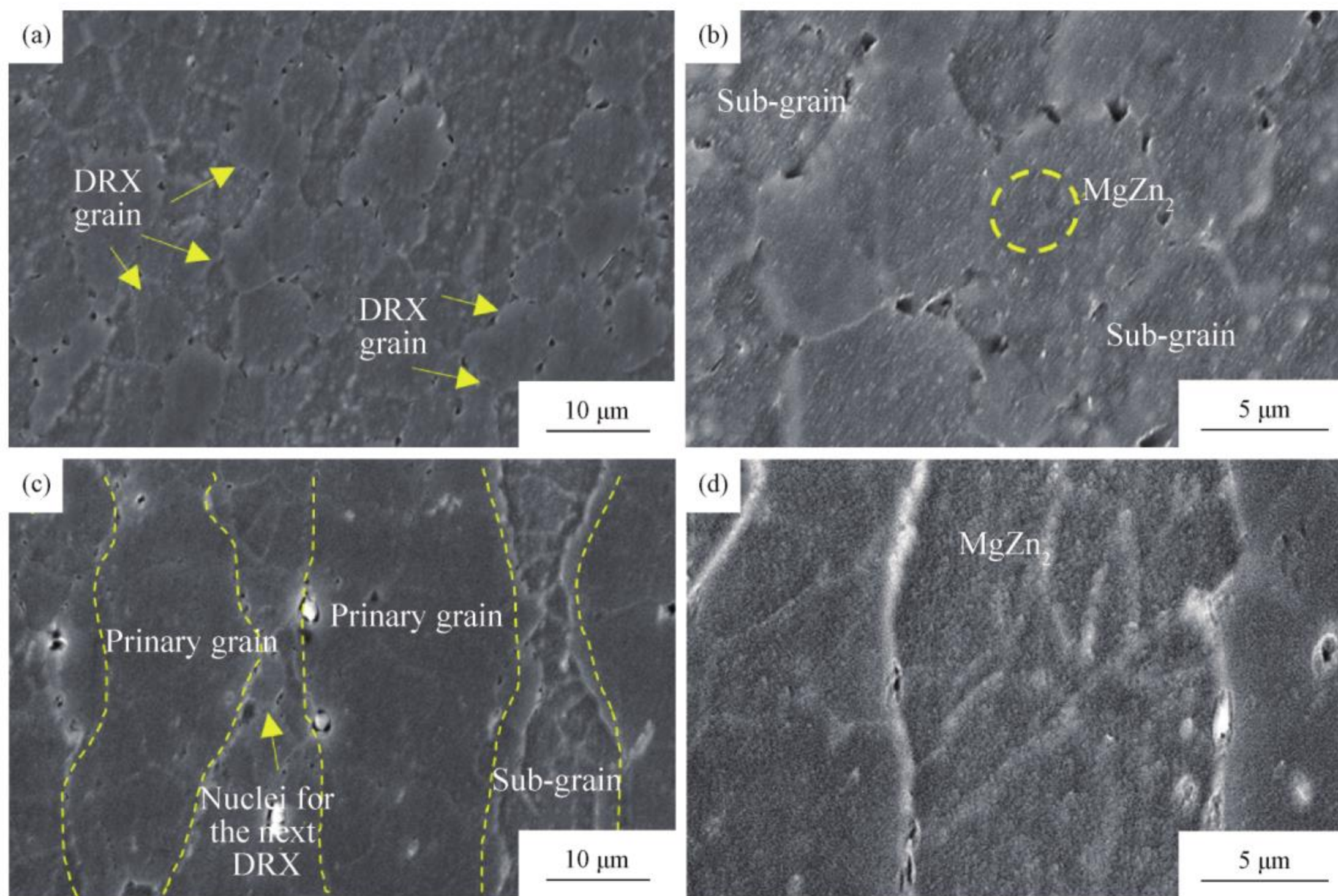


图 10 B 板接头热力影响区(a,b)和热影响区(c,d)的 SEM 组织

Fig. 10 SEM microstructure of TMAZ (a,b) and TAZ (c,d) of B plate welded joint

3 焊接接头的力学性能分析

焊接接头各区域的力学性能受晶粒尺寸、亚结构特征、微米级第二相、微纳米沉淀相以及溶质原子固溶度等的综合影响。图 11 为 A 板、B 板焊接接头的硬度分布曲线。由图 11 可知,两种不同焊前状态下接头硬度曲线分别呈现出倒“V”型和“W”型。A 板焊接接头的焊核区表现出最高的硬度水平,其硬度为 160~180 HV20。焊缝附近的硬度约为 167 HV20。从焊核区向基体延伸,硬度逐渐下降,直至减少至基体硬度水平(约 100 HV20)后保持不变。A 板的焊前状态为挤压态,铝合金热挤压态组织表现为部分动态再结晶+丰富的形变亚结构+高体积分数的的大尺寸微纳米级第二相,其基体则保留了加工硬化效应和微弱的第二相强化效应、固溶强化效应^[13-15]。经过搅拌针的大塑性变形和来自轴肩的压力、摩擦力作用,焊核区温度升高,微纳米级第二相大部分回溶,基体发生完全动态再结晶。此时虽然加工硬化效应下降,但是固溶强化效应和细晶强化效应的反向提升产生了高硬度水平的焊接接头焊核区。向焊核区两侧延伸,

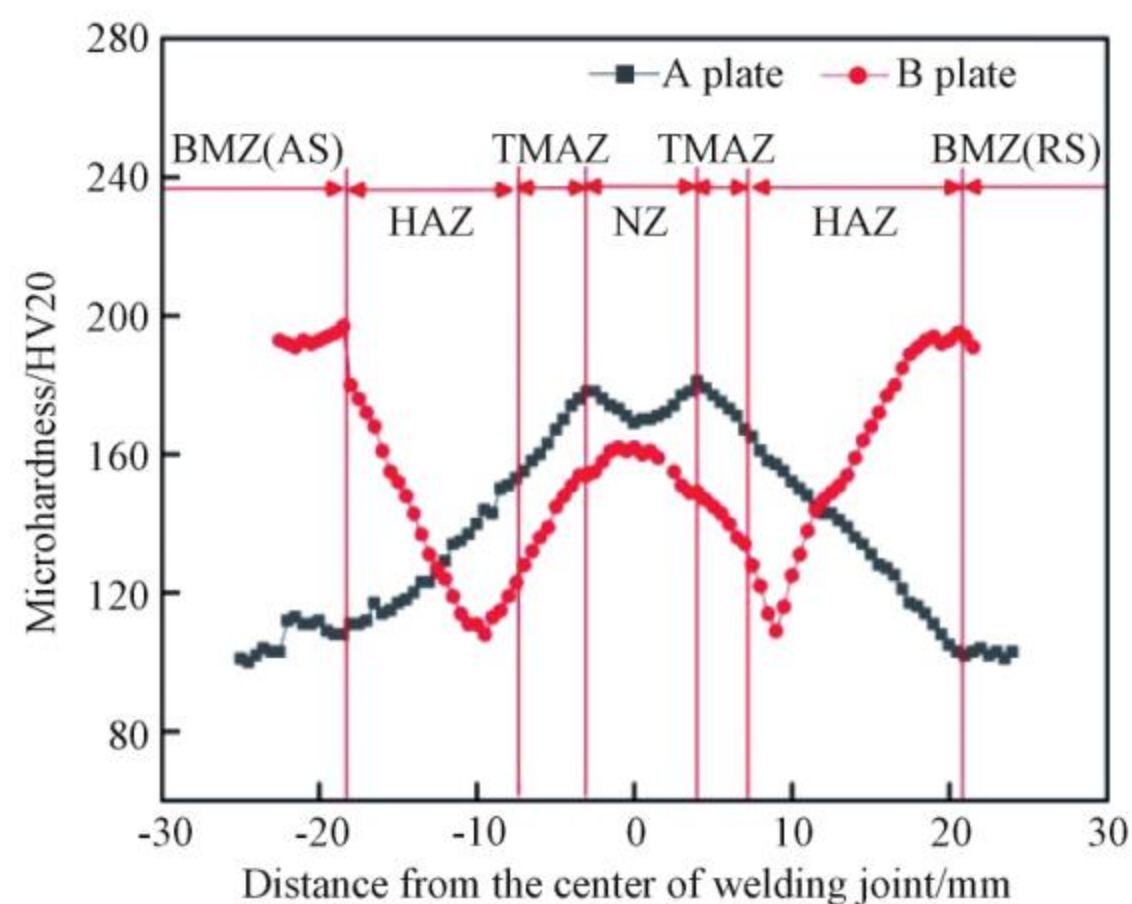


图 11 焊接接头的显微硬度分布曲线

Fig. 11 Microhardness distribution curves of welded joints

形变温升下降,固溶强化效果降低。此外,热力影响区中的再结晶程度也在降低,表现为动态再结晶+形变晶粒(扭曲变形)+亚结构的混晶组织,细晶强化效果相比焊核区也在下降。热影响区中晶粒演变主要是亚结构的成长,其微纳米级第二相部分回溶,产生一定的固溶强化效果。距离母材越近,固溶强化效应

越小,组织硬度逐渐回归母材水平。综上所述,A板焊接接头显微硬度分布特征与强化机制的关系如图12所示。

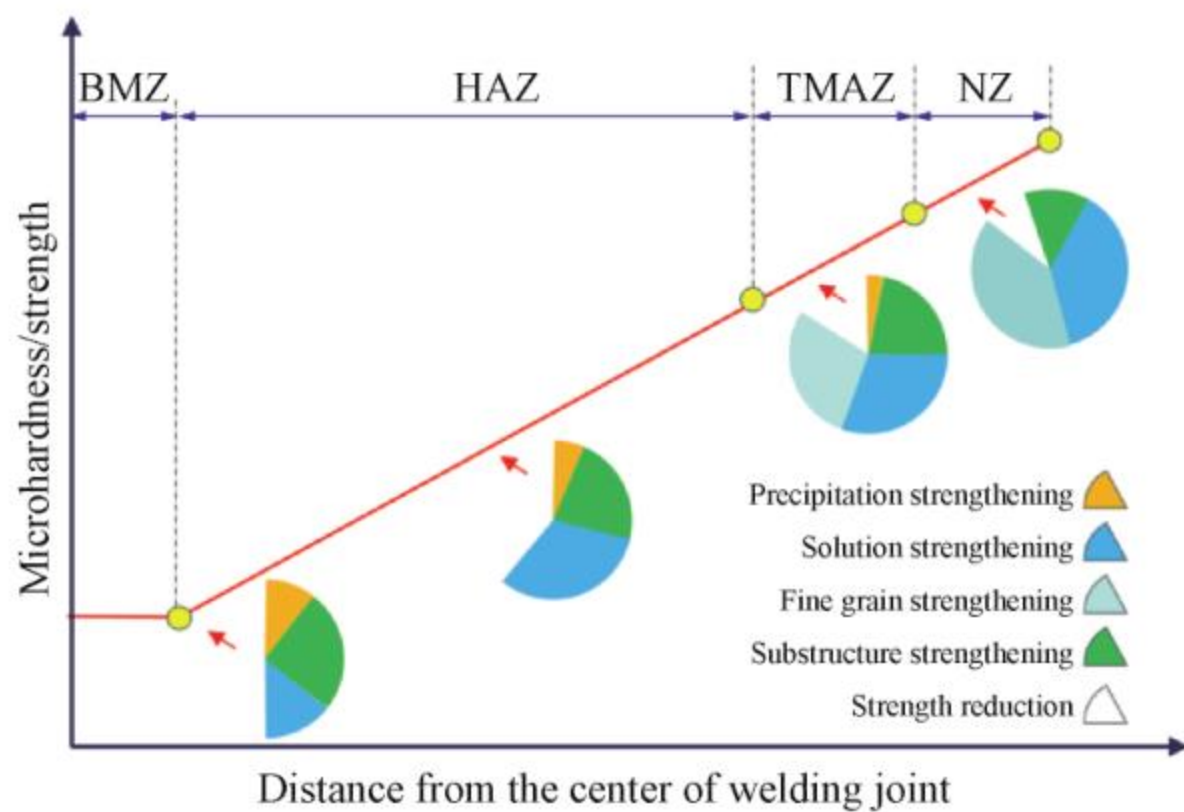


图12 A板焊接接头显微硬度分布特征与强化机制的关系示意图

Fig. 12 Schematic diagram of the relationship between microhardness distribution characteristics and strengthening mechanism of A plate welded joint

B板焊接接头的硬度曲线则表现出截然不同的分布特征,由图11可知,焊接接头硬度由母材区向焊核区先降低再升高。其中,热影响区硬度最低(110 HV20),母材区硬度最高(200 HV20),焊核区硬度为162 HV 20。由组织分析可知,T6态组织为部分再结晶(静态再结晶)+亚结构+纳米第二相。在焊接过程中,焊核区发生了动态再结晶,产生细晶强化效应,这一行为与A板相同。但是时效析出的纳米第二相基本回溶,沉淀强化效果消失。第二相回溶产生的固溶强化效果远远低于沉淀强化^[16-19]。此外,由于B板焊前经历了固溶热处理,不可避免地产生了粗大的静态再结晶晶粒^[20-23]。虽然在焊接过程中发生了位错增殖(搅拌焊接过程类似于热变形),但是其位错密度和亚结构发展程度较热变形态低。因此,对比图3和图9焊核区的亚结构可知,虽然同样发生了动态再结晶,但是B板中焊核区的再结晶晶粒组织尺寸较大,亚结构占比较少,晶界强化效果低于A板。在热力影响区,沉淀相的回溶现象与焊核区相似,但是其晶粒重组效果却越来越差,保留了较高程度的固溶态特征(时效对晶粒组织基本无影响),同时动态再结晶程度下降。因此,热力影响区内的沉淀强化效应损失得不到有力的补偿,硬度逐渐下降。热影响区相当于经历了过时效处理。距离热力影响区越近,过时效程度越高^[24-25]。此外,热影响区的再结晶程度低,亚结构的继续成长占据主导地

位。综上所述,B板焊接接头显微硬度分布特征与强化机制的关系如图13所示。

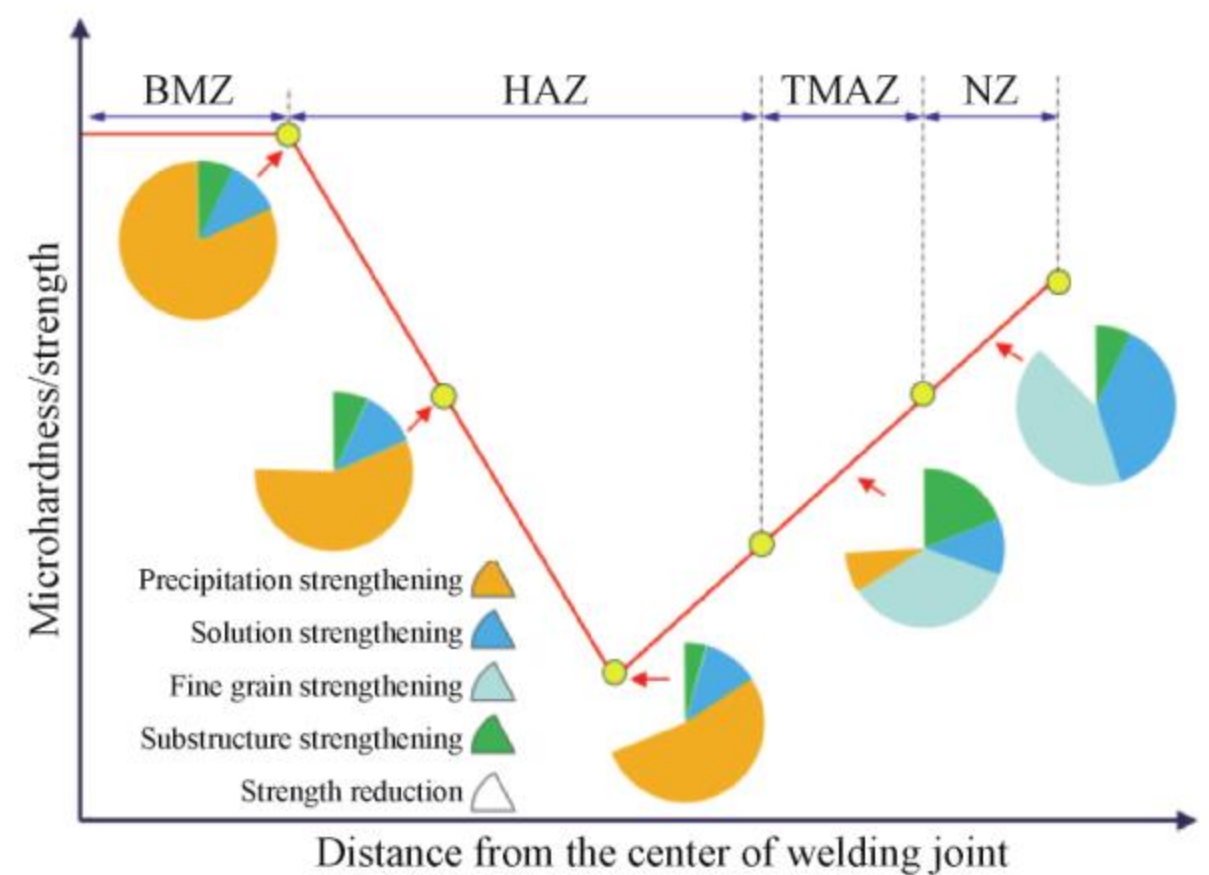


图13 B板焊接接头显微硬度分布特征与强化机制的关系示意图

Fig. 13 Schematic diagram of the relationship between microhardness distribution characteristics and strengthening mechanism of B plate welded joint

对A、B两种状态板材的焊接试样各进行3次室温拉伸测试,获得其室温力学性能如表3所示。对拉伸试样的宏观断裂位置进行拍照记录,见图14。热挤压材的抗拉强度为291 MPa,热加工态的伸长率也较低,只有4.3%。A板拉伸断裂位置在母材区,这与焊接接头硬度分布特征相对应。拉伸试样侧面的断裂裂纹与拉伸轴夹角约为45°(图14a),这是铝合金拉伸剪切断口的典型形貌。而焊前为T6态的B板的拉伸断裂位置位于热影响区,这同样与接头硬度曲线的分布特征相对应,断裂处的硬度值是最低的。从图14(b)还可以观察到拉伸裂纹以一种“S”型形状贯穿试样的厚度方向(4 mm)。结合接头处的晶粒形貌可以判断该断裂处应该是热影响区和热力影响区的分界区域。

表3 A板和B板的室温拉伸性能

Table 3 Room temperature tensile properties of A and B plates

	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
A plate	291	262	4.3
B plate	361	336	3.8

4 结论

1) 当焊前状态为热挤压态时,焊接接头硬度由母材区向焊核区逐渐升高,其中母材区硬度为100 HV20,焊核区硬度为167 HV20,接头抗拉强度为291 MPa,断裂伸长率为4.3%,断裂位置位于母材

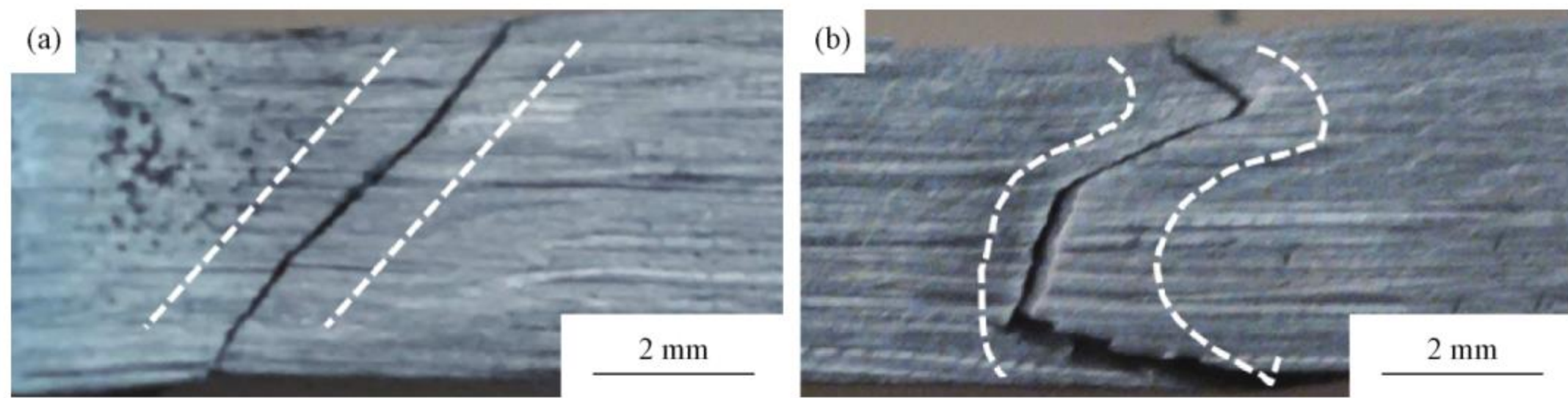


图14 A板(a)和B板(b)的室温拉伸试样的断裂形貌

Fig. 14 Fracture morphology of room temperature tensile specimens of A plate (a) and B plate(b)

区;当焊前状态为峰时效态时,焊接接头硬度由母材区向焊核区先降低再升高,其中,热影响区硬度最低(110 HV20),母材区硬度最高(200 HV20),焊核区硬度为162 HV20,接头抗拉强度达到了361 MPa,断裂伸长率为3.8%,断裂位置位于热影响区和热力影响区的分界区域;

2) 无论焊前状态如何,焊核区和热力影响区都表现出强烈的动态再结晶行为,热挤压板材的细晶强化效应更明显,热力影响区表现出动态再结晶+形变亚结构+形变晶粒的混晶组织形貌;无论焊前状态如何,焊核区和热力影响区中的粗大第二相都基本回

溶,只残留难溶的S相和白色含Fe相,热挤压板材的热影响区的组织演变行为表现为晶内亚微米级别的第二相回溶,时效态板材的热影响区的组织演变行为表现为纳米析出相的粗化;

3) 焊核区和热力影响区的力学性能水平依赖于晶粒度、固溶度和亚结构特征,但是热力影响区的细晶强化效应低于焊核区,热影响区内的细小第二相回溶,但是晶界粗大第二相不受变形热的影响,其力学性能水平依赖于固溶度和亚结构,由于残余了大量第二相,且细晶效应缺失,因此峰时效板材的硬度谷值出现在热影响区。

参 考 文 献

- [1] Wang D Y, Zhan L H, Zhong J, et al. Stress-level dependency of creep ageing behavior for friction stir welded Al-Cu alloy[J]. Journal of Central South University, 2022, 29: 3030-3053.
- [2] 张忠科, 李轩柏, 蒋常铭, 等. 搅拌针形状对 6082-T6 铝合金静轴肩搅拌摩擦焊接头组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(9): 3443-3451.
ZHANG Zhong-ke, LI Xuan-bai, JIANG Chang-ming, et al. Effects of the shapes of tools on structure and properties of 6082-T6 aluminum alloy welded joints by stationary shoulder friction stir welding[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(9): 3443-3451.
- [3] 刘旭, 贾瑞灵, 张慧霞, 等. 轴肩直径对 5083 铝合金 FSW 接头腐蚀行为和力学性能的影响[J]. 稀有金属, 2022, 46(8): 1006-1012.
LIU Xu, JIA Rui-ling, ZHANG Hui-xia, et al. Corrosion behavior and mechanical properties of FSW joint for 5083 aluminum alloy with different shaft shoulder diameters[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 46(8): 1006-1012.
- [4] 张欣盟, 高士康, 李高辉, 等. 6005A-T6 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头疲劳性能分析[J]. 焊接学报, 2023, 44(9): 30-39.
ZHANG Xin-meng, GAO Shi-kang, LI Gao-hui, et al. Study on the fatigue performance of bobbin tool friction stir welding of 6005A-T6 aluminum alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(9): 30-39.
- [5] 张兵宪, 陈聪, 刘丰刚, 等. 7050-T7451 铝合金搅拌摩擦焊接头组织和性能[J]. 材料导报, 2023, 37(24): 191-195.
ZHANG Bing-xian, CHEN Cong, LIU Feng-gang, et al. Microstructure and properties of friction stir welding 7050-T7451 aluminum alloy[J]. Materials Reports, 2023, 37(24): 191-195.
- [6] 刘会杰, 高一嵩, 张全胜, 等. 2A14-T4 铝合金厚板搅拌摩擦焊接头微观组织和力学性能[J]. 焊接学报, 2022, 43(6): 22-24.

- LIU Hui-jie,GAO Yi-song,ZHANG Quan-sheng, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joint of 2A14-T4 aluminum alloy thick plate[J]. Transactions of the China Welding Institution,2022,43(6):22-24.
- [7] 戴翔,石磊,武传松,等. 2195-T6 铝锂合金搅拌摩擦焊接头微观组织结构与力学性能[J]. 焊接学报,2022,43(6):25-34.
- DAI Xiang,SHI Lei,WU Chuan-song, et al. Microstructure and mechanical properties of 2195-T6 Al-Li alloy joint prepared by friction stir welding[J]. Transactions of the China Welding Institution,2022,43(6):25-34.
- [8] 高士康,周利,张欣盟,等. 6061-T6/7075-T6 异种铝合金搅拌摩擦焊接头组织与性能[J]. 焊接学报,2022,43(6):35-42.
- GAO Shi-kang,ZHOU Li,ZHANG Xin-meng, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints for 6061-T6/7075-T6 dissimilar aluminum alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution,2022,43(6):35-42.
- [9] 方晨,刘胜胆,易铁,等. 电阻辅助加热对 2519A 铝合金搅拌摩擦焊接成形性的影响[J]. 焊接学报,2023,44(11):59-66.
- FANG Chen,LIU Sheng-dan,YI Tie, et al. Experimental and numerical simulation of the effect of resistance-assisted heating on formability of 2519A aluminum alloy during friction stir welding[J]. Transactions of the China Welding Institution,2023,44(11):59-66.
- [10] 何长树,郟默繁,张志强,等. 轴向超声振动对搅拌摩擦焊过程中金属流动行为的影响[J]. 金属学报,2021,57(12):1614-1627.
- HE Chang-shu,QIE Mo-fan,ZHANG Zhi-qiang, et al. Effect of axial ultrasonic vibration on metal flow behavior during friction stir welding[J]. Acta Metallurgica Sinica,2021,57(12):1614-1627.
- [11] 马付建,李锡伟,陈绍,等. 6061 铝合金超声辅助搅拌摩擦焊温度场分析[J]. 焊接学报,2024,45(8):41-51.
- MA Fu-jian,LI Xi-wei,CHEN Shao, et al. Analysis of temperature field of ultrasonic assisted friction stir welding of 6061 aluminum alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution,2024,45(8):41-51.
- [12] 徐洋,柯黎明,聂浩,等. 局部强冷作用下厚板铝合金/镁合金搅拌摩擦焊界面金属间化合物的析出行为[J]. 金属学报,2024,60(6):776-788.
- XU Yang,KE Li-ming,NIE Hao, et al. Precipitation behavior of intermetallic compounds at the interface of thick plate friction stir welded Al alloy/Mg alloy joints under local strong cooling[J]. Acta Metallurgica Sinica,2024,60(6):776-788.
- [13] Feng D,Xu R,Li J C, et al. Microstructure evolution behavior of spray-deposited 7055 aluminum alloy during hot deformation[J]. Metals,2022,12(11):1982.
- [14] 颜方. 航天铝合金构件搅拌摩擦焊过程传热模型及其应用研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2023.
- YAN Fang. On heat transfer model for friction stir welding of aerospace aluminum alloy component and its application[D]. Qinhuangdao:Yanshan University,2023.
- [15] Tang J,Zhang H,Teng J, et al. Effect of Zn content on the static softening behavior and kinetics of Al-Zn-Mg-Cu alloys during double-stage hot deformation[J]. Journal of Alloys and Compounds,2019,806:1081-1096.
- [16] John V C,Abdel-Hamid I M,Muhammad M S, et al. Review of recent trends in friction stir welding process of aluminum alloys and aluminum metal matrix composites[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China,2021,31:3281-3309.
- [17] Xu W F,Ma J,Wang M, et al. Effect of cooling conditions on corrosion resistance of friction stir welded 2219-T62 aluminum alloy thick plate joint[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China,2020,30:1491-1499.
- [18] Allah D,Wei L J,Xu Y J, et al. Effect of hot extrusion and optimal solution treatment on microstructure and properties of spray-formed Al-11.3Zn-2.65Mg-1Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds,2019,797:558-565.
- [19] 韩念梅,张新明,刘胜胆,等. 固溶处理对 7050 铝合金强度和断裂韧性的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版),2012,43(3):855-863.
- HAN Nian-mei,ZHANG Xin-ming,LIU Sheng-dan, et al. Influence of solution heat treatment on strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Journal of Central South University (Science and Technology),2012,43(3):855-863.
- [20] Han N M,Feng D,Zhang X M, et al. The precipitates and properties evolution behaviors of AlZnMgCu alloy during the retrogression

- process with slow heating[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 3544–3557.
- [21] 韩念梅,冯迪,唐建国,等. 固溶处理对喷射成形 7055 铝合金组织及性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2024, 45(7): 44–52.
- HAN Nian-mei, FENG Di, TANG Jian-guo, et al. Effect of solution treatment on microstructure and properties of spray formed 7055 aluminum alloy [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2024, 45(7): 44–52.
- [22] She H, Shu D, Dong A P, et al. Relationship of particle stimulated nucleation, recrystallization and mechanical properties responding to Fe and Si contents in hot-extruded 7055 aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, 35(11): 2570–2581.
- [23] Wang W, Yuan S N, Qiao K, et al. Microstructure and nanomechanical behavior of friction stir welded joint of 7055 aluminum alloy [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 61: 311–321.
- [24] Wu C H, Feng D, Ren J J, et al. Effect of non-isothermal retrogression and re-ageing on through-thickness homogeneity of microstructure and properties of Al-8Zn-2Mg-2Cu alloy thick plate[J]. *Journal of Central South University*, 2022, 29: 960–972.
- [25] 臧千昊. 高 Zn 含量 Al-Zn-Mg-Cu 合金变形行为、组织演变及力学性能的研究[D]. 济南: 山东大学, 2019.
- ZANG Qian-hao. Study on the deformation behavior, microstructure evolution and mechanical properties of high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy [D]. Jinan: Shandong University, 2019.