

DOI: 10.3901/JME.2022.24.094

# T2 纯铜快速冷却搅拌摩擦焊缝微观组织和力学性能研究\*

许楠 陈磊 刘坤 刘露涛 宋亓宁 包晔峰  
(河海大学机电工程学院 常州 213022)

**摘要:** 由于焊后余热带来的退火软化效应, T2 纯铜常规搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)焊缝通常会出现位错密度降低和晶粒长大的现象, 其屈服强度普遍较低。为消除焊后退火效应并改善力学性能, 采用液态 CO<sub>2</sub> 同步快速冷却 FSW 工艺对 2 mm 的 T2 纯铜进行焊接。利用光学显微镜、电子背散射衍射、透射电子显微镜、显微硬度测试以及拉伸试验对焊缝的微观组织、力学性能和加工硬化行为进行研究。结果表明, 纯铜 FSW 焊缝的晶粒细化机制主要为不连续动态再结晶、连续动态再结晶和孪晶诱导几何动态再结晶。快速冷却 FSW 纯铜焊缝呈现具有纳米孪晶和高位错密度的细晶结构, 在加工硬化第 III 阶段表现出较大的加工硬化率。在第 IV 阶段, 纳米孪晶为位错增殖提供储存空间, 使加工硬化率降低并改善塑性。和常规 FSW 相比, 快速冷却 FSW 焊缝的屈服强度和断后伸长率分别提高了 31.1% 和 25.7%。本文提出的液态 CO<sub>2</sub> 同步快速冷却 FSW 工艺通过改善焊接热循环可在焊缝中制备异质细晶结构, 有助于提高焊缝的屈服强度并使其表现出良好的强塑性匹配。

**关键词:** 搅拌摩擦焊; 纯铜; 微观组织; 力学性能; 加工硬化行为

**中图分类号:** TG453

## Research on Microstructure and Mechanical Properties of Rapid Cooling Friction Stir Welded T2 Copper Joint

XU Nan CHEN Lei LIU Kun LIU Lutao SONG Qining BAO Yefeng  
(College of Mechanical and Electrical Engineering, Hohai University, Changzhou 213022)

**Abstract:** Conventional friction stir welded (FSW) T2 copper joint usually exhibits a low yield strength due to the decreased dislocation density and coarsened grain size caused by post-annealing effect. To eliminate the post-annealing effect and improve mechanical properties, 2-mm-thick T2 copper plates was subjected to liquid CO<sub>2</sub> assisted rapid cooling FSW technology. Microstructural evolution, mechanical properties, and strain hardening behavior of the welds are investigated by optical microscopy, electron backscatter diffraction, transmission electron microscopy, microhardness measurement, and tensile tests. The results show that the grain refinement mechanism of the FSW copper weld is attributed to discontinuous dynamic recrystallization, continuous dynamic recrystallization, and twinning-induced geometric dynamic recrystallization. The rapid cooling FSW weld exhibits a fine grain structure with nano-twins and massive dislocations, and thus it had a high strain hardening rate at stage III of strain hardening behavior. During the stage IV, the nano-twins provide enough storage space for dislocation movement, resulted in reduced strain hardening rate and improved ductility. Compared with the conventional FSW, the yield strength and elongation of rapid cooling FSW weld increase by 31.1% and 25.7%, respectively. The liquid CO<sub>2</sub> assisted rapid cooling FSW technology proposed can prepare heterogeneous fine grain structure in the welded joint by improving the thermal cycle, which is helpful to improve the yield strength. A welded joint with good matching of strength and ductility is achieved by using this advanced FSW technology.

**Key words:** friction stir welding; copper; microstructure; mechanical properties; strain hardening behavior

\* 江苏省自然科学基金(BK20211076)、国家自然科学基金(51805145)和江苏省高校“青蓝工程”资助项目。20220315 收到初稿, 20221003 收到修改稿

## 0 前言

纯铜具有优良的导电性、导热性、强塑性匹配和耐腐蚀性,因此广泛应用于电力电子、船舶和航空航天等领域<sup>[1]</sup>。在纯铜的工业应用中,其结构件主要包括继电器、变压器、电真空器件和冷却面板等。焊接是纯铜结构件制造过程中不可或缺的加工工艺。目前,工业上主要采用熔化焊和电阻焊的方法来连接纯铜。但由于纯铜较高的熔点和良好的导热性,采用熔化焊方法对其焊接时往往需要较大的热输入,因此焊缝易出现晶粒粗大、气孔和裂纹等缺陷<sup>[2]</sup>。另外,纯铜还具有良好的导电性,其电阻率仅为铁的 1/6。使用电阻焊方法焊接纯铜时常出现热输入不足的情况,焊缝易产生未焊透和未熔合等缺陷<sup>[3]</sup>。上述焊接缺陷可严重恶化焊缝的力学性能并降低纯铜结构件的服役可靠性和寿命。因此,为提高纯铜焊接结构件的质量,有必要开展新型焊接工艺的研究。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)作为一种新型的固相连接技术,可完全避免与传统熔化焊相关缺陷的产生<sup>[4-5]</sup>,为实现纯铜高效高质量的连接提供了新的方法。近年来,国内外学者已开展关于纯铜 FSW 的研究。SUN 等<sup>[6]</sup>发现当轴向载荷从 9.8 kN 增加到 14.7 kN 时,纯铜 FSW 焊缝的晶粒明显细化,且抗拉强度也显著提高。KHODAVERDIZADEH 等<sup>[7]</sup>报道了使用方形搅拌头可在纯铜 FSW 焊缝引入更为剧烈的塑性变形并细化晶粒,因此焊缝表现出最佳的综合力学性能。

纯铜 FSW 焊缝的力学性能主要由晶粒尺寸和位错密度决定<sup>[8]</sup>。KHODAVERDIZADEH 等<sup>[9]</sup>又发现随着搅拌头转速的增加或焊接速度的减小,纯铜 FSW 焊缝晶粒尺寸增加,同时应变硬化指数降低。先前的研究表明,在纯铜 FSW 过程中采用外加冷媒对焊缝进行强制冷却可提高焊后冷却速度,焊缝晶粒减小的同时位错密度也明显增大,焊缝的强度和塑性均有明显改善<sup>[10-11]</sup>。然而关于位错密度和晶粒尺寸对加工硬化行为的耦合影响尚未深入研究。因此,本文拟使用常规 FSW 和快速冷却 FSW 对纯铜进行焊接,在焊缝中制备不同微观组织并研究其对力学性能的影响。

## 1 试验方法

试验材料为商业冷轧 T2 铜板(纯度 99.97%, 1/4H),尺寸为 200 mm×100 mm×2 mm。焊接前,

使用砂纸和无水乙醇彻底除去母材表面和对接面的氧化物和杂质。采用对接方式进行焊接,焊接方向与板材轧制方向平行。FSW 焊接过程和搅拌头示意图如图 1 所示,搅拌头轴线与焊机主轴夹角为 3°,采用纯度为 99.9% 的氩气作保护气体。FSW 焊接试验的参数为定值,即搅拌头转速为 600 r/min,焊接速度为 200 mm/min,轴向压力为 9.8 kN。焊接过程中采用液态二氧化碳对焊缝进行快速冷却。液态二氧化碳冷却喷嘴设置在搅拌头后方,其移动速度和焊接速度相同,液态二氧化碳流量为 15 L/min。为了研究快速冷却对焊缝微观组织和力学性能的影响,在焊接进行到一半时,关闭液态二氧化碳冷却系统,此时焊接工艺由快速冷却 FSW 转变为常规 FSW。

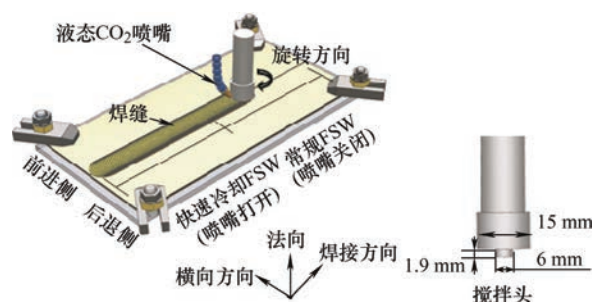


图1 液态 CO<sub>2</sub> 同步快速冷却 FSW 和搅拌头示意图

焊接完成后,在垂直于焊接方向截取试样,经过电解抛光(电解液为 H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH:H<sub>2</sub>O=1:1:2 的混合溶液,电压 10 V,抛光时间 20 s)和腐蚀(腐蚀液为 19 g Fe(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, 100 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 和 100 mL H<sub>2</sub>O 的混合溶液)后,在光学显微镜下观察显微组织。在配有电子背散射衍射(Electron backscattered diffraction, EBSD)系统的 JSM-7500 型场发射扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM)上完成焊缝晶界特性和组织的表征,EBSD 扫描步长为 0.2 μm。采用 HV-1000 型显微硬度计测试焊缝中心的显微硬度分布,测量间距为 0.5 mm,加载力和保持时间分别为 4.9×10<sup>-2</sup> N 和 15 s。按照国家标准 GB/T2651—2008《焊接接头拉伸试验方法》,采用线切割在平行于焊缝方向切取拉伸试样用于测量焊缝的拉伸性能,拉伸试样截取位置如图 2 所示。拉伸试验在 WDS-100 电子万能材料试验机上进行,拉伸速率为 1×10<sup>-3</sup>/s。最后采用加速电压为 200 keV 的 JEM-2100 透射电子显微镜(Transmission electron microscope, TEM)对拉伸后的快速冷却 FSW 焊缝进行表征。TEM 样品取自焊缝断口附近,首先在砂纸上将样品机械研磨至 50 μm,然后对其双喷减薄,电压为 10 V,温度为-30 ℃。

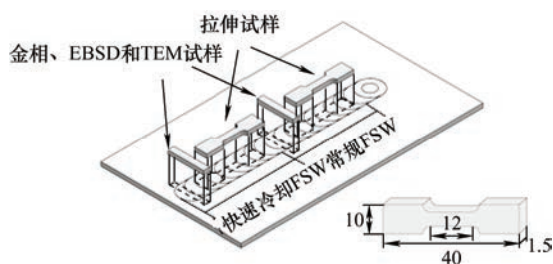


图2 微观组织表征和拉伸试样的截取位置(mm)

## 2 结果与分析

### 2.1 焊缝宏观形貌

图3显示的是FSW焊缝表面的宏观形貌。快速冷却FSW焊缝表面光滑且明亮，没有发现明显缺陷，而常规FSW焊缝表面呈蓝紫色，边缘有少许飞边。这是因为液态二氧化碳的快速冷却作用不仅可降低焊接峰值温度，还可提高冷却速度。峰值温度的降低使参与塑性流动的金属减少，因此快速冷却FSW焊缝边缘没有产生飞边；冷却速度的提高使焊缝在高温状态停留的时间减少，快速冷却FSW焊缝表面没有发生氧化，因此快速冷却FSW焊缝的成形质量较高。

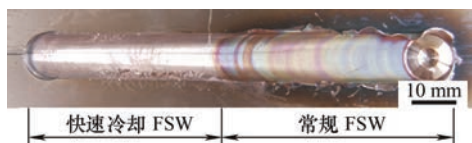
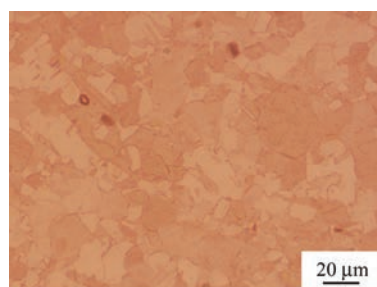


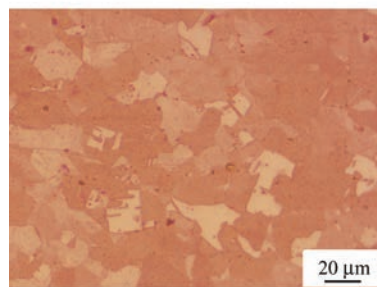
图3 纯铜FSW焊缝表面形貌

### 2.2 焊缝微观组织

图4显示的是纯铜FSW焊缝中心的光学显微组织



(a) 快速冷却FSW



(b) 常规FSW

图4 纯铜FSW焊缝的光学显微组织

织。焊接过程中焊缝金属受高温剧烈塑性变形的作用而发生动态再结晶<sup>[12]</sup>，快速冷却FSW焊缝和常规FSW焊缝均呈现出等轴晶组织。在不改变焊接参数的情况下，通过提高冷却速度，在焊接过程中形成的再结晶晶粒没有发生长大，因此快速冷却FSW焊缝晶粒尺寸较常规FSW焊缝减小。

图5和图6分别显示的是纯铜FSW焊缝中心的反极图和取向差分布直方图。快速冷却FSW和常规FSW焊缝的平均晶粒尺寸分别为4.8 μm和8.1 μm。快速冷却FSW焊缝的小角度晶界( $2^\circ \leq \theta < 15^\circ$ )、大角度晶界( $\theta \geq 15^\circ$ )和孪晶界( $\theta = 60^\circ$ )比例分别为28%、72%和20%，表明快速冷却FSW焊缝晶粒内存在大量位错和孪晶结构<sup>[13-14]</sup>。而常规FSW焊缝的小角度晶界降至11%，同时孪晶界数量增至46%。这是因为常规FSW焊缝冷却速度较慢，在焊后冷却阶段发生了回复、静态再结晶和晶粒长大，位错密度降低并形成大量退火孪晶。

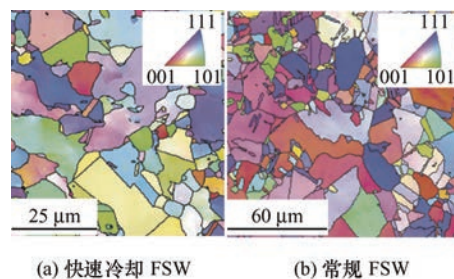
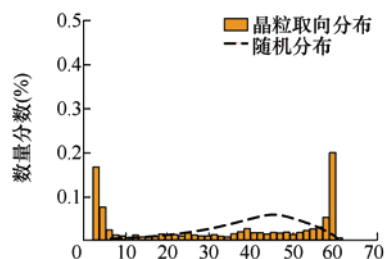
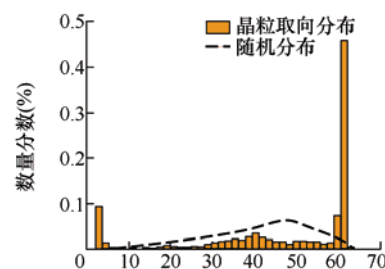


图5 纯铜FSW焊缝的反极图



(a) 快速冷却FSW



(b) 常规FSW

图6 纯铜FSW焊缝的取向差分布直方图



由于液态二氧化碳快速冷却可消除焊后余热带来的退火效应,在塑性变形过程中产生的亚结构可完全保留在晶粒内部,因此研究母材和焊缝之间过渡区的微观组织演变规律可获知 FSW 过程中的晶粒细化机制<sup>[15]</sup>。图 7 显示的是纯铜快速冷却 FSW 过渡区的晶界图,图中的细黑线和粗黑线分别表示小角度晶界和大角度晶界。尺寸较大的晶粒为母材中的原始晶粒,而尺寸较小的晶粒为新形成的再结晶晶粒。新晶粒主要分布在原始晶粒周围并且呈现出项链状结构,这是动态再结晶的典型特征。如图 7 中箭头 1 所示,母材原始晶界处局部发生凸起,并且在凸起部分形成一个内部无亚结构的新晶粒。在 FSW 过程中,母材受到高温塑性变形时处于低储能状态,亚晶合并形核机制几乎不起作用,而更多的表现为应变诱导的晶界迁移形核机制,这种由大角度晶界迁移引起的再结晶被称为不连续动态再结晶(图 8a)。如图 7 中箭头 2 所示,在连续的小角度晶界附近发现部分大角度晶界片段,表明小角度晶界正在转变为大角度晶界,这是连续动态再结晶的典型特征。连续动态再结晶不涉及大角度晶界的迁移,而是通过亚晶界持续吸收位错增大取向差,最终形成再结晶晶粒(图 8b)。不连续动态再结晶和连续动态再结晶常见于中低层错能面心立方金属或合金的 FSW,例如纯铜<sup>[16]</sup>、H70 黄铜<sup>[17]</sup>和 304 不锈钢<sup>[18]</sup>。另外,本研究还观察到孪晶诱导几何动态再结晶的特征。如图 7 中箭头 3 所示,在剪切应力和轴向压力的共同作用下,母材中粗大的退火孪晶发生变形,原本平直的孪晶界转变为锯齿状。随着塑性变形的进行,孪晶厚度不断减小,当孪晶厚度减少到 1~2 个亚晶粒尺寸时,孪晶界两侧的锯齿部分相互钉扎而形成细小的再结晶晶粒<sup>[19]</sup>(图 8c)。事实上,无论是快速冷却 FSW 还是常规 FSW,其焊缝晶粒细化都是由连续动态再结晶、不连续动态再结晶和孪晶诱导几何动态再结晶共同决定的。但对于



图 7 纯铜快速冷却 FSW 焊缝过渡区的晶界图

常规 FSW,由孪晶诱导几何动态再结晶产生的新晶粒在焊后余热的作用下逐渐失去与基体的共格关系并发生长大。长大后的晶粒与连续动态再结晶和不连续动态再结晶晶粒具有相似的特征,因此孪晶诱导几何再结晶在以往关于纯铜 FSW 的研究中鲜有报道。

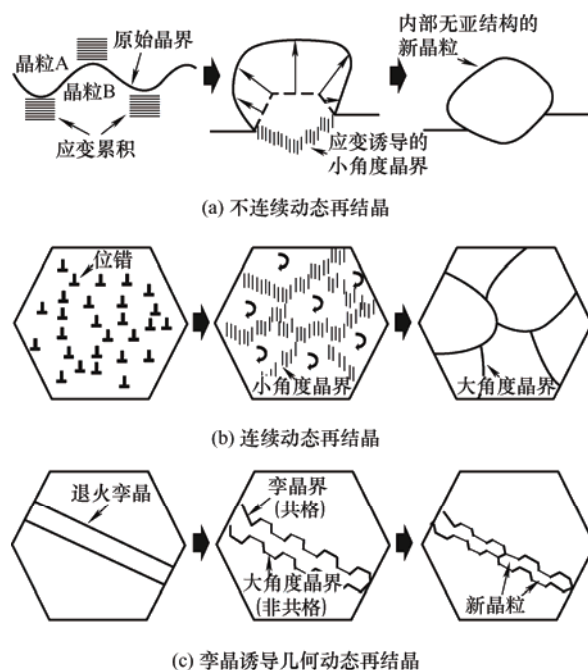


图 8 纯铜 FSW 焊缝晶粒细化机制示意图

在 FSW 过程中,由于搅拌针的高速旋转,焊缝材料受到剧烈的剪切变形而形成剪切织构。面心立方金属或合金经剪切变形后, $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 110 \rangle$ 方向逐渐平行于剪切面法向(Shear plane normal, SPN)和剪切方向(Shear direction, SD),形成如图 9 所示的剪切织构<sup>[20]</sup>。图 10 显示的是快速冷却 FSW 和常规 FSW 焊缝中心的 111 和 011 极图。可以看出,快速冷却 FSW 焊缝中心的织构组分主要为 $\{111\} \langle 110 \rangle A/\bar{A}$ 型和 $\{112\} \langle 110 \rangle B/\bar{B}$ 型剪切织构,其织构强度为 6.0。而常规 FSW 焊缝中心的织构组分包含 $\{001\} \langle 100 \rangle$  cube 型再结晶织构和 $\{112\} \langle 110 \rangle B/\bar{B}$ 型剪切织构,其织构强度为 4.5。LIU 等<sup>[21]</sup>的研究表明,FSW 的剪切织构类型取决于焊接过程中的流变应力。流变应力较大时,材料变形困难,因此面心立方金属容易沿着原子密排面 $\{111\}$ 和密排方向 $\langle 110 \rangle$ 发生滑移,形成 $\{111\} \langle 110 \rangle A/\bar{A}$ 剪切织构。当流变应力较小时易形成 $\{112\} \langle 110 \rangle B/\bar{B}$ 和 $\{001\} \langle 110 \rangle C$ 剪切织构。本研究中,由于常规 FSW 焊缝的温度较高,流变应力较小,其织构以 $\{112\} \langle 110 \rangle B/\bar{B}$ 剪切织构组分为主。另一方面,

{001} <100> cube 型再结晶组织的出现证明常规 FSW 焊缝发生了选择性的晶粒长大。这是因为在塑性变形过程中, 具有 {001} <100> 取向的晶粒位错密度较低, 在晶粒长大过程中往往优先生长<sup>[10]</sup>。{001} <100> cube 型再结晶组织的形成削弱了焊缝中 {112} <110> B/ $\bar{B}$  剪切组织的强度, 使焊缝整体的组织强度减弱。

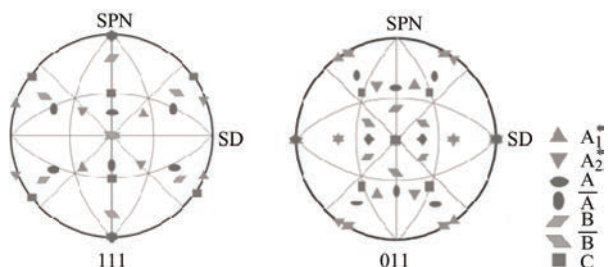


图 9 面心立方金属常见剪切结构类型的 111 和 011 极图

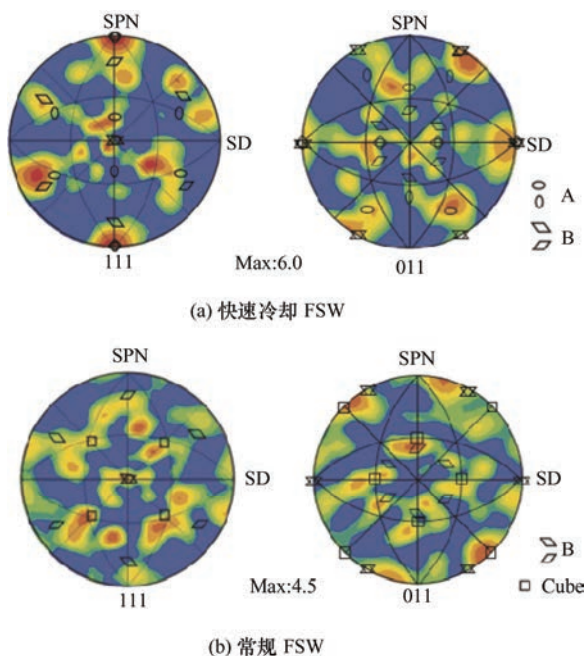


图 10 纯铜 FSW 焊缝中心的 111 和 011 极图

### 2.3 力学性能

图 11 显示的是纯铜 FSW 焊缝的显微硬度分布结果。母材、快速冷却 FSW 和常规 FSW 焊缝的显微硬度平均值分别为 94 HV、103 HV 和 73 HV。常规 FSW 焊缝冷却速度较慢, 由焊后余热带来的退火软化作用, 造成其硬度低于母材。而快速冷却 FSW 焊缝在液态二氧化碳的作用下, 晶粒没有发生长大, 并且在塑性变形中形成的大量位错保留在晶粒中, 使焊缝硬度高于母材。由此可见, 快速冷却 FSW 焊缝整体得到了强化。

图 12 显示的是 FSW 焊缝的真应力-应变曲线。

常规 FSW 焊缝的屈服强度为 131.3 MPa, 断后伸长率为 18.3%。而快速冷却 FSW 焊缝的屈服强度显著提高, 达到 172.1 MPa。结合 EBSD 分析结果, 快速冷却 FSW 屈服强度的提高归因于晶粒细化和较高的位错密度。此外, 快速冷却 FSW 焊缝还表现出良好的塑性, 其断后伸长率为 23.0%。可见, 快速冷却 FSW 焊缝的屈服强度和断后伸长率较常规 FSW 焊缝同时提高, 并表现出良好的强塑性匹配。

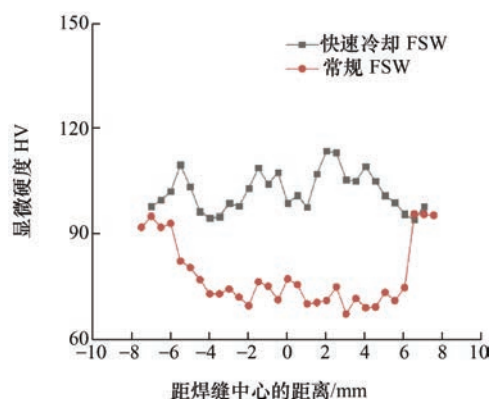


图 11 纯铜 FSW 焊缝的显微硬度分布

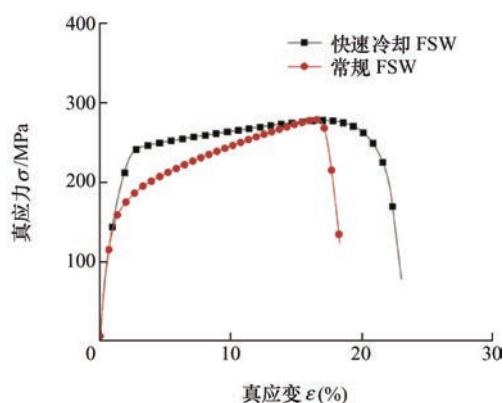


图 12 FSW 焊缝的真应力-真应变曲线

材料的加工硬化指数( $n$ )可由以下公式计算<sup>[22]</sup>

$$\sigma = \sigma_y + K(\varepsilon - \varepsilon_y)^n \quad (1)$$

式中,  $\sigma$  和  $\varepsilon$  分别为真应力和真应变,  $\sigma_y$  和  $\varepsilon_y$  分别为屈服应力和屈服应变,  $K$  为强度系数。

图 13 是根据纯铜 FSW 焊缝真应力应变曲线拟合出的加工硬化指数的结果。常规 FSW 和快速冷却 FSW 焊缝的  $n$  值分别为 0.54 和 0.32。快速冷却 FSW 焊缝的加工硬化指数明显降低, 表明其屈服后的加工硬化能力减弱。

加工硬化率( $\theta$ )是描述材料加工硬化行为的重要参数之一, 可以通过以下方程计算<sup>[23]</sup>

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (2)$$

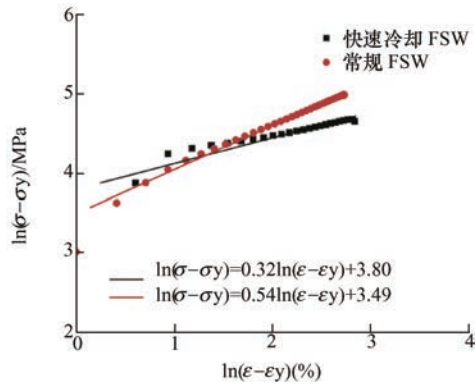


图 13 FSW 焊缝的加工硬化指数

图 14 显示了纯铜 FSW 焊缝的加工硬化率曲线。在加工硬化开始阶段(0~3%), 快速冷却 FSW 和常规 FSW 的加工硬化率迅速降低, 随后加工硬化率的下降趋于缓慢, 这两个阶段分别对应面心立方多晶材料加工硬化行为中的第 III 阶段和第 IV 阶段<sup>[24]</sup>。值得注意的是, 常规 FSW 焊缝第 III 阶段的加工硬化率较低。这是因为在加工硬化的第 III 阶段, 材料同时发生塑性变形和位错回复, 即随着应变增加, 位错增殖的同时也会相互抵消发生湮灭<sup>[8]</sup>。而快速冷却 FSW 焊缝具有较小的晶粒尺寸和较大的位错密度使位错回复困难, 造成位错增殖的速度大于湮灭的速度, 因此快速冷却 FSW 焊缝在第 III 阶段具有较大的加工硬化率。同时由于晶粒细化和位错密度增加, 晶界强化和位错强化作用增强, 快速冷却 FSW 焊缝的屈服强度显著提高。

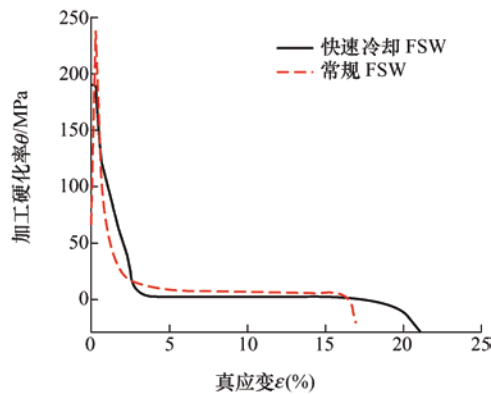
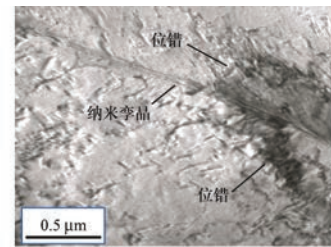


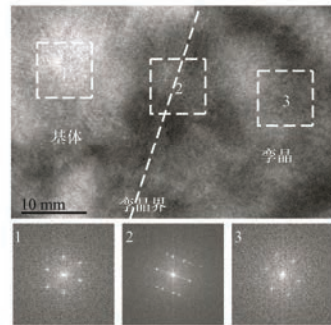
图 14 FSW 焊缝的加工硬化率曲线

随着应变继续增加, 晶粒内部位错密度不断增大, 加工硬化行为进入第 IV 阶段。在此阶段, 快速冷却 FSW 焊缝表现出较低的加工硬化率和较高的延伸率, 这是因为快速冷却 FSW 焊缝中存在纳米尺度的变形孪晶(图 15)。快速冷却 FSW 过程中较低的焊接温度和剧烈的塑性变形有助于纳米孪晶的形

成。大角度晶界属于非共格界面, 其容纳位错的能力有限。而孪晶界作为一种特殊的低能态共格晶界, 不仅能够有效阻碍位错的运动, 表现出类似于传统晶界强化的效果, 而且有助于协调塑性变形以提高材料的塑韧性<sup>[25]</sup>。但孪晶的塑韧化作用具有明显的尺寸效应。不同于微米尺度的退火孪晶, 在拉伸过程中, 当一个全位错运动到纳米孪晶界时, 全位错可以分解为进入孪晶内部和留在孪晶界上的两个不全位错。留在孪晶界上的不全位错会继续沿孪晶界滑移并造成孪晶界的迁移。进入孪晶的不全位错会储存在纳米孪晶中, 并且使孪晶逐渐失去共格关系<sup>[26]</sup>(图 16)。这一过程能够有效释放晶界处应力集中而协调塑性应变。ZHU 等<sup>[27]</sup>发现, 和普通大角度晶界相比, 纳米孪晶处储存的位错密度可高出两个数量级。由于纳米孪晶能够分解位错, 提供丰富的位错存储空间, 快速冷却 FSW 焊缝中位错增殖速度减缓, 这使得加工硬化率较常规 FSW 降低。另外, 焊缝断后伸长率也明显提高, 快速冷却 FSW 焊缝表现出良好的强塑性匹配。



(a) TEM 明场像



(b) 孪晶界高分辨 TEM 图像及选取傅里叶交换

图 15 纯铜快速冷却 FSW 焊缝的 TEM 表征结果

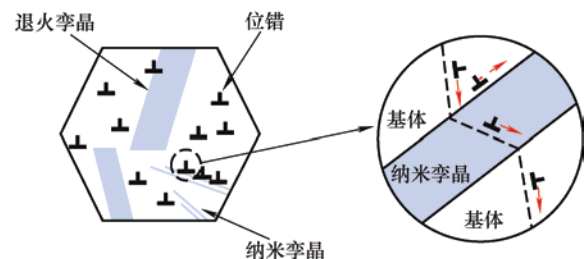


图 16 纳米孪晶初化机制



### 3 结论

(1) 纯铜 FSW 焊缝的晶粒细化机制主要包括不连续动态再结晶、连续动态再结晶和孪晶诱导的几何动态再结晶。

(2) 液态二氧化碳可降低焊接峰值温度并提高焊后冷却速度,快速冷却 FSW 焊缝呈现出具有纳米孪晶和高位错密度的细晶结构。

(3) 在加工硬化第Ⅲ阶段,由于晶粒细化和位错密度增加,快速冷却 FSW 焊缝表现出更大的加工硬化率。而在第Ⅳ阶段,纳米孪晶可分解位错,位错增殖速率降低,快速冷却 FSW 焊缝表现出较低的加工硬化率。

(4) 和常规 FSW 焊缝相比,快速冷却 FSW 焊缝的屈服强度和断后伸长率分别提高了 31.1% 和 25.7%,表现出良好的强塑性匹配。

### 参 考 文 献

- [1] EBRAHIMI M, PAR M A. Twenty-year uninterrupted endeavor of friction stir processing by focusing on copper and its alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781: 1074-1090.
- [2] AKBARI MOUSAVI S A A, NIKNEJAD S T. An investigation on microstructure and mechanical properties of Nd:YAG laser beam weld of copper beryllium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(6): 1469-1478.
- [3] SUZUKI Y, OGURA T, TAKAHASHI M, et al. Low-current resistance spot welding of pure copper using silver oxide paste[J]. *Materials Characterization*, 2014, 98: 186-192.
- [4] 张昌青, 秦卓, 荣琛, 等. H62 黄铜超薄板微搅拌摩擦焊接热机特征与接头组织性能[J]. *机械工程学报*, 2020, 56(12): 65-72.  
ZHANG Changqing, QIN Zhuo, RONG Chen, et al. Thermo-mechanical characteristics and microstructure and properties of micro-stir friction welding of H62 brass ultrathin plate[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 56(12): 65-72.
- [5] 杨超, 王英君, 徐艳利, 等. 含 Sc 高强铝合金薄板 TIG 焊与 FSW 接头组织与性能对比研究[J]. *机械工程学报*, 2020, 56(6): 221-228.  
YANG Chao, WANG Yingjun, XU Yanli, et al. Microstructure and mechanical properties of TIG and friction stir welded joints of Sc-contained high strength aluminum alloy sheet[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 56(6): 221-228.
- [6] SUN Y F, FUJII H. Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(26): 6879-6886.
- [7] KHODAVERDIZADEH H, HEIDARZADEH A, SAEID T. Effect of tool pin profile on microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper joints[J]. *Materials & Design*, 2013, 45: 265-270.
- [8] KOCKS U F, MECKING H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case[J]. *Progress In Materials Science*, 2003, 48(3): 171-273.
- [9] KHODAVERDIZADEH H, MAHMOUDI A, HEIDARZADEH A, et al. Effect of friction stir welding (FSW) parameters on strain hardening behavior of pure copper joints[J]. *Materials & Design*, 2012, 35: 330-334.
- [10] XU Nan, UEJI R, FUJII H. Enhanced mechanical properties of 70/30 brass joint by rapid cooling friction stir welding[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 610: 132-138.
- [11] WANG Yanfei, AN Jian, YIN Kun, et al. Ultrafine-grained microstructure and improved mechanical behaviors of friction stir welded Cu and Cu-30Zn joints[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2018, 31(8): 878-886.
- [12] HUANG K, LOGE R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials[J]. *Materials & Design*, 2016, 111: 548-574.
- [13] XU Nan, SONG Qining, BAO Yefeng. Investigation on microstructure development and mechanical properties of large-load and low-speed friction stir welded Cu-30Zn brass joint[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 726: 169-178.
- [14] XU Nan, SONG Qining, BAO Yefeng. Improvement of microstructure and mechanical properties of C44300 tin brass subjected to double-pass rapid cooling friction stir welding[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 834: 155052.
- [15] MIRONOV S, SATO Y S, KOKAWA H. Microstructural evolution during friction stir-processing of pure iron[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(11): 2602-2614.
- [16] XU Nan, SONG Qining, BAO Yefeng, et al. Achieving good strength-ductility synergy of friction stir welded Cu joint by using large load with extremely low welding speed and rotation rate[J]. *Materials Science and*

- Engineering: A, 2017, 687: 73-81.
- [17] XU N, CHEN L, FENG R N, et al. Recrystallization of Cu-30Zn brass during friction stir welding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 3746-3758.
- [18] LIU F C, NELSON T W. In-situ grain structure and texture evolution during friction stir welding of austenite stainless steel[J]. Materials & Design, 2017, 115: 467-478.
- [19] WANG Wen, YUAN Shengnan, QIAO Ke, et al. Microstructure and nanomechanical behavior of friction stir welded joint of 7055 aluminum alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 61: 311-321.
- [20] FONDA R W, KNIPLING K E. Texture development in friction stir welds[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2011, 16: 288-294.
- [21] LIU X C, SUN Y F, NAGIRA T, et al. Strain rate dependent micro-texture evolution in friction stir welding of copper[J]. Materialia, 2019, 6: 100302.
- [22] 许楠, 冯若男, 宋元宁, 等. 微观组织对镁合金 FSW 焊缝应变硬化行为的影响[J]. 焊接学报, 2020, 41(11): 7-12.
- XU Nan, FENG Ruonan, SONG Qining, et al. Effects of microstructure on strain hardening behavior of friction stir welded magnesium alloy[J]. Transactions of The China Welding Institution, 2020, 41(11): 7-12.
- [23] CHEN X H, LU L. Work hardening of ultrafine-grained copper with nanoscale twins[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(2): 133-136.
- [24] ROLLETT A D, KOCKS U F. A review of the stages of work hardening[J]. Solid State Phenomena, 1993, 35-36: 1-18.
- [25] LU Lei, SHEN Yongfeng, CHEN Xianhua, et al. Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper[J]. Science, 2004, 304: 422-426.
- [26] LU K, LU L, SURESH S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale[J]. Science, 2009, 324: 349-352.
- [27] ZHU Ting, LI Ju, SAMANTA A, et al. Interfacial plasticity governs strain rate sensitivity and ductility in nanostructured metals[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America, 2007, 104(9): 3031-3036.
- 
- 作者简介: 许楠(通信作者), 男, 1985 年出生, 博士, 教授。主要研究方向为先进材料搅拌摩擦焊接及加工。
- E-mail: xunan@hhu.edu.cn