

基于焊接热模拟的高锰 TWIP 钢热影响区组织与性能

邓浩祥^{1,2}, 刘志宏^{1,3}, 王幸福⁴, 马建国^{1,3,5}, 吴杰峰^{1,3}, 韩福生⁴

(1. 中国科学院合肥物质科学研究院, 等离子体物理研究所, 合肥, 230031; 2. 中国科学技术大学, 合肥, 230026; 3. 特种焊接技术安徽省重点实验室, 淮南, 232063; 4. 中国科学院合肥物质科学研究院, 固体物理研究所, 合肥, 230031; 5. 合肥综合性国家科学中心能源研究院, 合肥, 230051)

摘要: 针对锻态高锰孪生诱导塑性钢利用 Gleeble3500 型热模拟试验机, 通过设置不同峰值温度 (850, 950, 1 050, 1 150, 1 250 °C) 对焊接接头热影响区的各个区间进行了焊接热模拟, 采用电子背散射衍射系统、扫描电子显微镜和 X 射线衍射仪等手段分析了锻态母材经过焊接热作用后组织和性能的变化。结果表明, 热作用前后孪生诱导塑性钢组织均为等轴晶粒的全奥氏体组织, 晶粒尺寸随峰值温度的上升先减小后增加, 但都低于母材; 热影响区的拉伸性能均优于母材, 主要原因是发生了细晶强化; 冲击韧性随峰值温度的变化与晶粒尺寸变化趋势一致, 说明晶粒尺寸对采用的孪生诱导塑性钢冲击韧性有关, 晶粒尺寸越细, 冲击韧性越差。冲击断口的韧窝底部发现有 AlN 颗粒。

创新点: (1) 采用 Gleeble 热模拟试验机对锻态孪生诱导塑性钢焊接热影响区进行了模拟。

(2) 分析了锻态孪生诱导塑性钢热影响区组织和力学性能的关系, 探究了其热影响区强化机理。

关键词: 焊接热模拟; 孪生诱导塑性钢; 热影响区; 抗拉强度; 冲击韧性

中图分类号: TG 401

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20220325001

0 序言

孪生诱导塑性 (twinning induced plasticity, TWIP) 钢因其优良的强韧性获得了广泛关注, 在交通、水利及安防行业具有广阔的应用前景, 如桥梁防撞、车撞护栏及桥梁地震防护。作为一种高强韧合金钢, TWIP 钢的强塑积 (抗拉强度和断后伸长率的乘积) 超过 50 GPa·%^[1], 强塑积也被认为是静力韧性。极高的强塑积, 代表强度和塑性俱佳, 也说明静力韧性好, 材料吸能能力强。在桥梁防撞、减震装置中, 锻件应用广泛, 而关于锻态高锰 TWIP 钢的焊接几乎没有报道, 所以进行锻态高锰 TWIP 钢的焊接研究是非常必要的。由于焊接过程的高热量输入和集中热源尤其容易导致热影响区组织发生显著变化, 很可能成为焊接接头的薄弱区域^[2], 所以研究 TWIP 钢焊接热影响区组织和性能, 对提升

TWIP 钢焊接接头性能的可靠性具有重要的意义。

焊接热模拟是探索热影响区组织的有效方法。Wang 等人^[3]研究了不同焊接热循环条件下晶界对高 Mn 奥氏体钢低温韧性的影响, 结果表明, 峰值温度为 900 °C 的样品中低温韧性最低。Liu 等人^[4]通过焊接热模拟方法研究了焊接热循环对 Inconel 617 热影响区微观结构和拉伸行为的影响, 结果表明, 在 1 200 和 1 250 °C 模拟的热影响区中观察到沿晶界的粗化碳化物, 是导致力学性能随峰值温度下降的原因。Wang 等人^[5]通过模拟粗晶热影响区, 探索了高强度低合金钢板焊接过程中保持良好韧性的最佳热输入, 结果表明在热输入为 180 kJ/cm 时, 高强度低合金钢低温冲击韧性最好。然而, 很少有人研究焊接热循环对锻态 TWIP 钢焊接过程中微观组织和力学性能的影响, 尤其是对热影响区强化机制的研究。针对锻态高锰 TWIP 钢, 利用 Gleeble3500 型热模拟试验机, 通过设置不同峰值温度 (850, 950, 1 050, 1 150, 1 250 °C) 对焊接接头热影响区的各个区间进行了焊接热模拟, 分析了锻态母材经过焊接热作用后组织和性能的变化。文中

收稿日期: 2022-03-25

基金项目: 安徽省重点研究与开发计划资助项目 (202104a05020042); 安徽省自然科学基金资助项目 (2108085ME142); 中国科学院青年促进会资助项目 (2019433)。

研究有利于了解锻态 TWIP 钢热影响区微观组织的特点,为获得满意的 TWIP 钢热影响区性能和进一步提升焊接接头可靠性提供理论依据。

1 试验方法

1.1 试验材料

试验材料为 Fe-0.7C-20Mn-0.5Si 高锰 TWIP

钢,由中国科学院合肥物质科学院固体物理研究所提供. 其生产过程是:将合金料置于真空感应电炉内氩气保护下进行熔炼,浇注成钢锭;将钢锭进行表面车削加工,并切除冒口后于 1 000~1 050 ℃ 下保温一段时间锻造成截面尺寸为 100 mm×100 mm 的方坯,然后将方坯重新加热到 700~800 ℃,保温一段时间后锻至 ϕ 100 mm 的圆棒,再自然冷却至室温,得到 TWIP 钢,其化学成分如表 1 所示。

表 1 试验用 TWIP 钢的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of TWIP steel for experiment

C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Cu	N	Mo	Ti	P	S	Fe
0.682	20.60	0.465	0.076	0.069	0.031	0.025	0.012	0.010	0.004	0.011	<0.001	余量

1.2 焊接热模拟

图 1 为试验材料取材尺寸示意图,沿 Ox 方向(垂直 Ox 方向的周向是锻造方向)从锻态高锰钢棒材上进行电火花加工得到尺寸为 100 mm×10 mm×10 mm 的矩形试样,使用 1 000 目砂纸打磨,用于后续焊接热模拟. 采用 Gleeble3500 型热模拟试验机来预测热影响区的焊接热循环,其温度控制精度为 $\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$,试样两侧采用夹具固定. 通过直流电流加热样品中心,通过反馈调节和两个 R 型热电偶实现精确的温度控制. 均匀温度区的长度接近 40 mm,如图 2 所示. 图 3 为焊接热模拟曲线,其中变量 $t_{8/5}$ (样品从 800 ℃ 至 500 ℃ 冷却所需的时间)用于评估冷却速率的大小. 试验样品分别被加热到各自的峰值温度 850, 950, 1 050, 1 150 和 1 250 ℃,恒

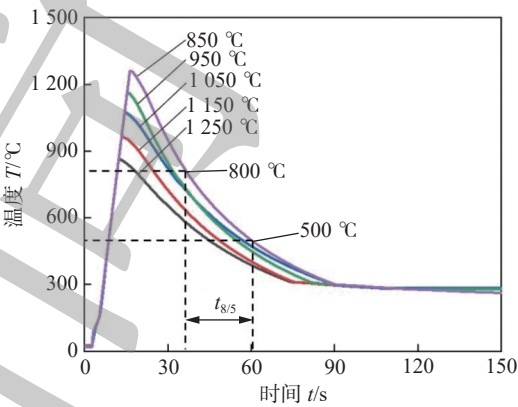


图 3 焊接热模拟曲线

Fig. 3 Welding thermal simulation curve

定升温速率为 100 ℃/s. 在峰值温度保持 1.0 s 后,将其冷却至 300 ℃. 焊接热模拟参数设置完成后通过计算得到热输入为 6.21 kJ/cm.

1.3 显微结构表征

采用 OXFORD C-NANO 型电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 系统配合 SIGMA300 型场发射扫描电子显微镜 (scanning electronic microscopy, SEM) 以 6 μm 的步长对峰值温度 850, 950, 1 050, 1 150 和 1 250 ℃ 焊接热循环后试样的热影响区和母材进行了取向分析. EBSD 取样位置在平行于 Ox 方向的试样表面,采用 SEM 观察了拉伸试样和冲击试样的断口形貌. 用 X 射线衍射仪 (X-Ray diffractometer, XRD) 分析了母材和焊接热模拟试样的相组成。

1.4 力学试验

对母材和每个峰值温度对应的焊接热模拟试样分别进行拉伸和冲击试验,测定其拉伸性能和冲击韧性. 依据 GB/T 228.1—2010 《金属材料拉伸试

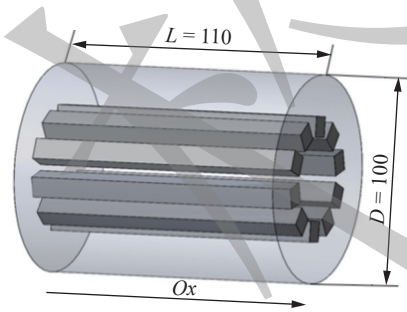


图 1 试验材料取材尺寸示意图 (mm)

Fig. 1 Sample size diagram of experimental materials



图 2 热模拟试验后样品

Fig. 2 Sample diagram after thermal simulation test

验》采用 MTS810 型拉力试验机分别对试样在拉伸速率 3 mm/min 下 (对应的应变速率为 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 进行拉伸试验, 每组取 3 个试样进行测量. 依据 GB/T 229—2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》在 PTMS-4502 型金属摆锤冲击试验机上进行冲击试验. 将厚板沿 Ox 方向切出 $55 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 2.5 \text{ mm}$ 的标准冲击试样, 每组取两个试样进行测量, 分别取平均值. 在砂纸上将线切割纹路打磨平整, 并用 QTM-3000 型缺口制样机开出一个夹角

45° , 深度 2 mm 的 V 形缺口, 缺口对称面垂直于试样纵向轴线.

2 试验结果与分析

2.1 微观组织

图 4 为母材和热模拟试样的反极图 (inverse pole figure, IPF), 晶粒为等轴晶粒, 取向随机分布, 没有明显的织构形成. 图 5 为每个试样的晶粒尺寸

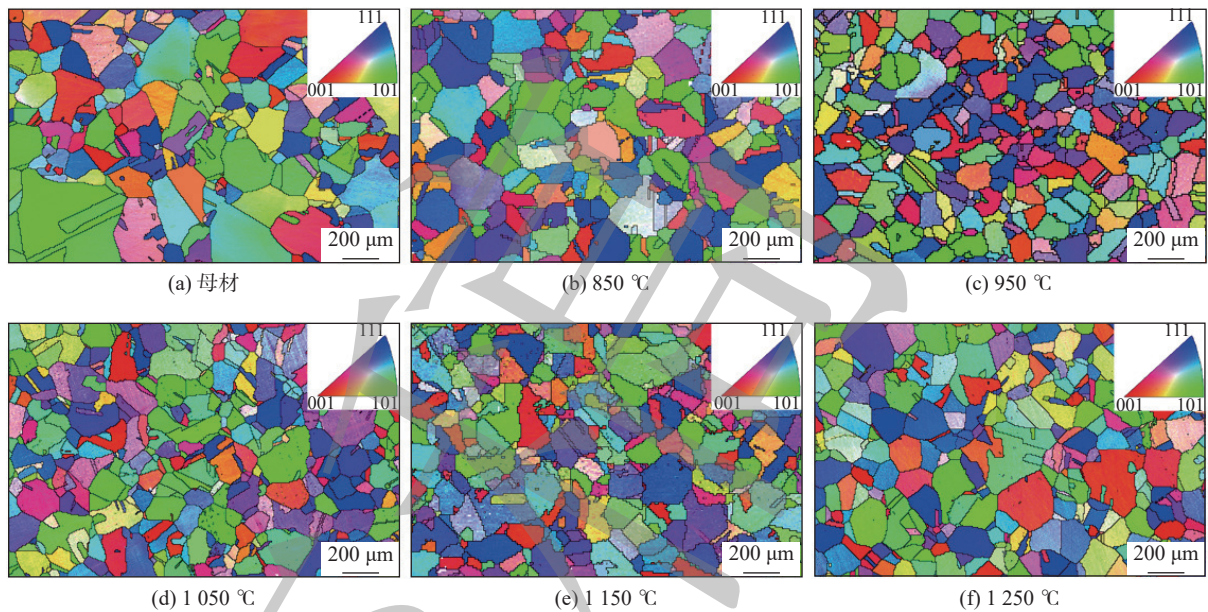


图 4 母材和不同峰值温度下热循环后热影响区的 EBSD 取向图

Fig. 4 EBSD orientation diagram of base metal and heat affected zone after thermal cycling at different peak temperatures. (a) base metal; (b) 850 °C; (c) 950 °C; (d) 1 050 °C; (e) 1 150 °C; (f) 1 250 °C

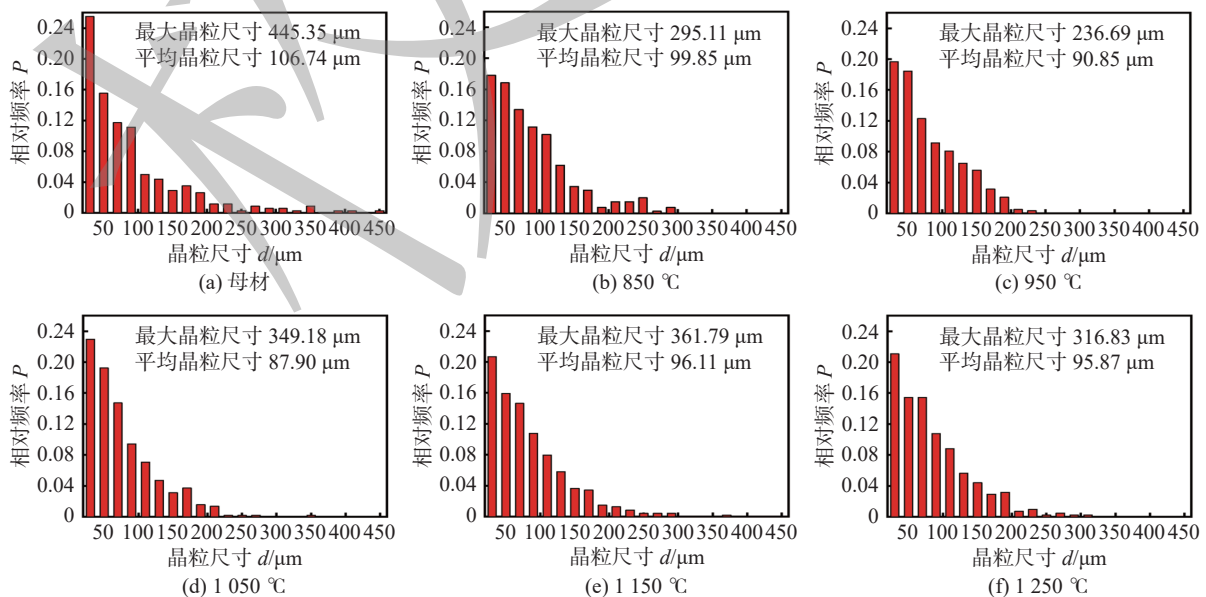


图 5 母材和不同峰值温度下热循环后热影响区晶粒尺寸分布

Fig. 5 Grain size distribution of base metal and heat affected zone after thermal cycling at different peak temperatures. (a) base metal; (b) 850 °C; (c) 950 °C; (d) 1 050 °C; (e) 1 150 °C; (f) 1 250 °C

分布. 从图 4a 和图 5a 可以看出, 未进行焊接热循环的锻态母材的晶粒尺寸相差较大且分布不均匀, 大的晶粒尺寸可达 445.35 μm , 尺寸小的晶粒却只有约 35 μm , 并且明显可以看到有一些尺寸较大的孪晶, 这些孪晶是热锻后产生的. 从图 4b ~ 图 4f 可以看出, 与母材相比, 焊接热循环后的热影响区可以看到明显的晶粒细化, 晶粒尺寸分布更加均匀, 孪晶尺寸变小, 但是数量没有太大变化. 通过图 5b ~ 图 5f 平均晶粒尺寸统计可知, 母材平均晶粒尺寸大约为 106.74 μm , 峰值温度为 850, 950, 1 050, 1 150 和 1 250 $^{\circ}\text{C}$ 的试样平均晶粒尺寸分别为 99.85, 90.85, 87.90, 96.11, 95.87 μm . 随着峰值温度升高, 晶粒尺寸先出现细化, 然后又出现长大. 当峰值温度为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 时, 试样平均晶粒尺寸最小, 约为 87.9 μm . 由于母材上每一点与焊缝中心的距离不同, 焊接热循环也不同. 随着峰值温度升高, 热影响区一般分为: 临界热影响区、细晶热影响区和粗晶热影响区. 晶粒尺寸先变细再变粗, 与研究观察到的晶粒尺寸变化一致. 图 6 为母材和模拟的热影响区组织的 XRD 图谱. 经物相分析, 焊接热循环前后组织均为全奥氏体组织^[6].

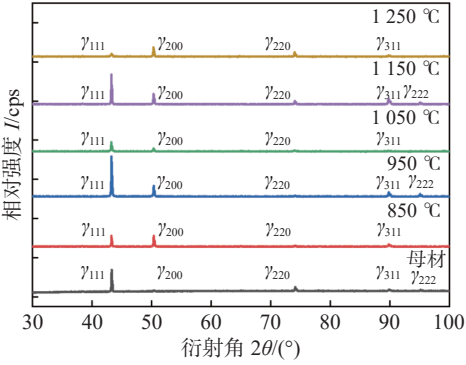


图 6 母材和不同峰值温度下热循环后热影响区 XRD 图谱
Fig. 6 XRD image of base metal and heat affected zone after thermal cycling at different peak temperatures

2.2 拉伸试验

图 7 为不同峰值温度下焊接热模拟试样拉伸测试结果. 表 2 为不同峰值温度下焊接热模拟试样拉伸性能. 从图 7 可以看出, 未处理的母材拉伸曲线强度水平整体低于焊接热循环后的所有试样, 说明焊接热循环后的热影响区的性能优于母材. 从表 2 可知, 母材本身就具有良好的力学性能, 强塑积可以达到 53.9 GPa·%, 焊接热循环后的热影响区显示出更高的强塑积, 而峰值温度为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 时的

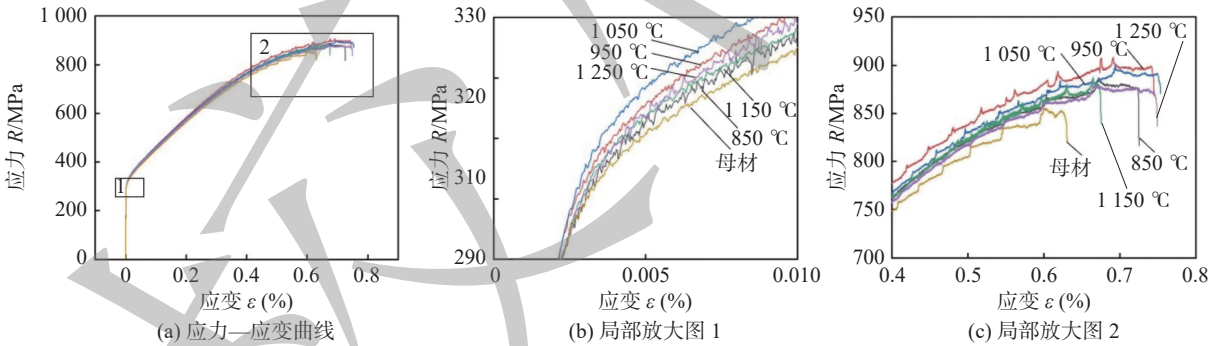


图 7 母材和不同峰值温度下热循环后的热影响区拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of base metal and heat affected zone after thermal cycling at different peak temperatures. (a) stress—strain curve; (b) partial enlarged view 1; (c) partial enlarged view 2

表 2 母材和不同峰值温度下热循环后的热影响区拉伸性能
Table 2 Tensile properties of base metal and heat affected zone after thermal cycling at different peak temperatures

峰值温度 $T/^{\circ}\text{C}$	屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A(\%)$	强塑积 $(R_m \cdot A)/(\text{GPa} \cdot \%)$
母材	307 ± 3	855 ± 10	63.0 ± 2.0	53.9 ± 0.20
850	308 ± 2	887 ± 12	72.5 ± 3.0	64.3 ± 0.36
950	311 ± 3	908 ± 11	74.5 ± 2.0	67.6 ± 0.22
1 050	314 ± 4	900 ± 13	75.5 ± 2.5	68.0 ± 0.33
1 150	310 ± 3	887 ± 13	67.5 ± 3.0	59.9 ± 0.39
1 250	310 ± 4	881 ± 13	75.0 ± 3.0	66.1 ± 0.39

热影响区强塑积最高, 为 68.0 GPa·%, 表示该峰值温度下静力韧性最好. 锻态 TWIP 钢热影响区在拉伸性能上已经满足了要求. TWIP 钢在屈服强度上满足 Hall-Petch 关系, 即

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \tag{1}$$

式中: σ 为屈服强度, MPa; σ_0 包括晶格摩擦应力、固溶强化和位错强化; k 为材料参数; d 为平均晶粒尺寸. 图 8 为屈服强度与晶粒尺寸的关系^[7]. 相关系数 R 的平方的值为 0.94 接近 1, 所以拟合程度较

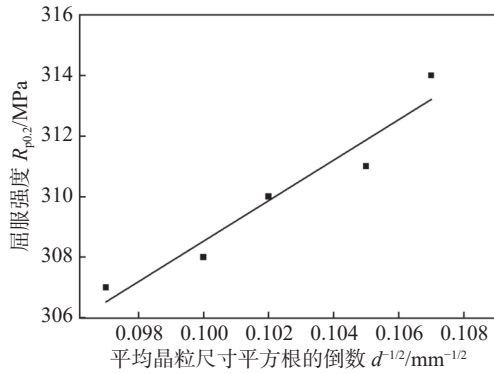
图 8 平均屈服强度和平均晶粒尺寸的相关性^[7]

Fig. 8 Correlation between average yield strength and average grain size

好。然而,试验对象是锻态组织,初始晶粒尺寸较大,焊接热循环前、后晶粒尺寸变化幅度不是很大,所以屈服强度增加不明显。

TWIP 钢在焊接热循环时发生了再结晶过程,结晶过程中出现晶粒细化,使得晶界面积增加,晶界对位错移动的阻碍增强,强度提高。晶粒细化使得金属的协调变形能力增加,塑性增强。焊接热模拟试样的热影响区和母材拉伸断裂时均未发生明显的颈缩,原因是 TWIP 钢高加工硬化率抑制了颈缩。从图 7 可以看出,焊接热循环后 TWIP 钢的热影响区和母材的变形过程为弹性变形和塑性变形

两个阶段,未有明显的屈服平台。同时可以看出弹性变形在整个变形阶段所占比例非常小,其原因在于 TWIP 钢弹性变形阶段,由于受到基体中的 Fe-C-Mn 原子团偏聚的阻碍,滑移系及位错的启动需要很大的能量,在应力—应变曲线上表现为弹性变形阶段的起始斜率很高,曲线出现锯齿状波动,且随着应变量的增加,波动越来越明显,锯齿状波动的间隙也越来越大,这主要是因为孪晶形核所需的应力远高于孪晶扩展所需的应力,所以会出现载荷突然下降的现象。

大而深的韧窝往往表现出更强的塑性变形能力,而小而浅的韧窝则表明塑性变形能力相对较差^[8]。图 9 为试验钢母材和不同峰值温度下热循环后热影响区的拉伸断口形貌。每个试样断口形貌均可观察到大量韧窝,这表明各试样均为典型的塑性断裂,断口相对平齐,有明显的撕裂棱,断口中还存在一些孔洞,该孔洞可能是材料自身成形或焊接热循环时由锰等低熔点金属元素汽化而来不及逸出所产生的孔洞。结合表 2 的塑性变形能力和图 9 的拉伸断口形貌可以得出,母材和峰值温度为 1 150 °C 试样断后伸长率最低,相比于其它试样断口形貌,母材和峰值温度为 1 150 °C 试样断口的韧窝更加小而浅,塑性变形能力更差。

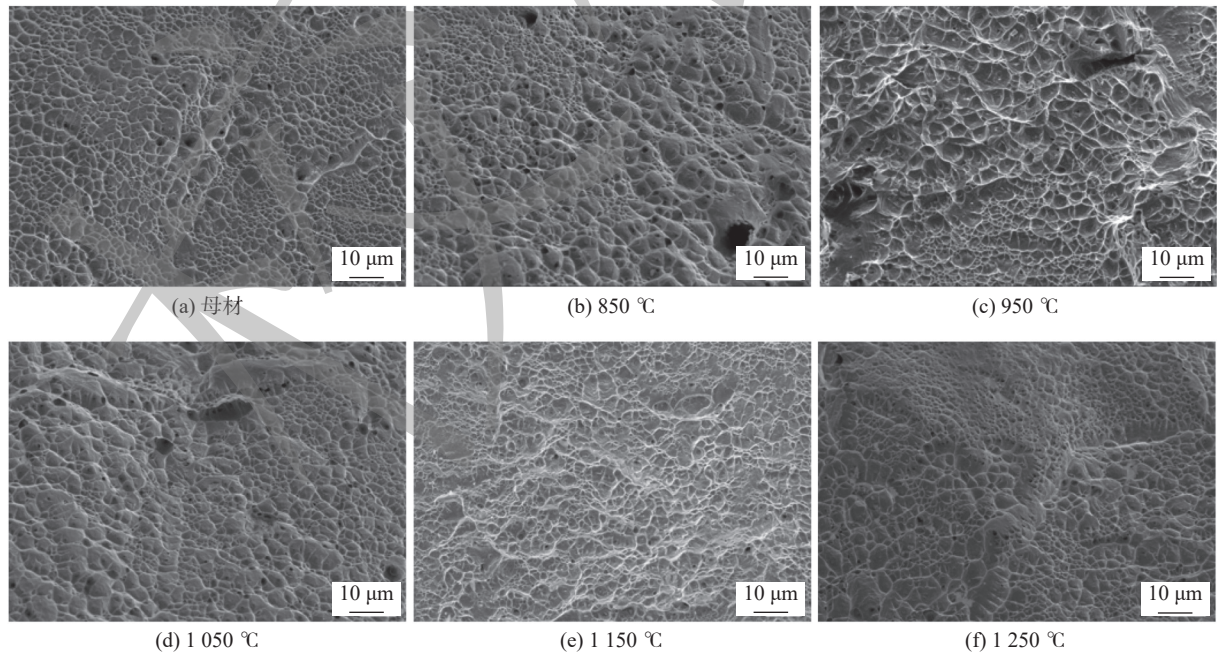


图 9 母材和不同峰值温度下热循环后热影响区的拉伸断口形貌

Fig. 9 Tensile fracture profile of base material and heat affected zone after thermal cycling at different peak temperatures. (a) base metal; (b) 850 °C; (c) 950 °C; (d) 1 050 °C; (e) 1 150 °C; (f) 1 250 °C

2.3 冲击试验

图 10 为不同峰值温度下焊接热循环试样的室

温冲击韧性,断口的微观形貌呈现出许多细小、等轴状的韧窝结构。图 11 为冲击断口形貌特征。断口

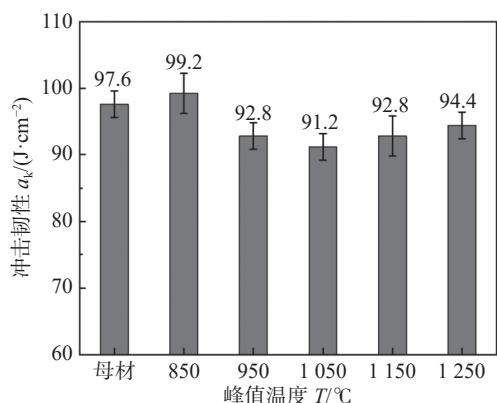


图 10 不同峰值温度下焊接热模拟试样室温下的冲击韧性
Fig. 10 Impact ductility of welding thermal simulation samples at different peak temperatures at room temperature

的韧窝很深且沿深度方向呈锥状, 是典型的韧性断裂. 不同条件下焊接热循环试样断口形貌的差别体现在韧窝的大小和深浅上. 随着焊接温度的上升, 冲击韧性出现了先下降后上升的现象, 在峰值温度 1050°C 下, 冲击韧性最低, 这表明晶粒细化不能提高 FeCMnSi TWIP 钢的冲击韧性. Yang 等人^[9]证明中 Mn 钢焊接接头的热影响区 Cr_7C_3 的析出和晶粒粗化导致了冲击韧性的降低. García-García 等人^[10]在 5.8mm 厚 Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C TWIP 钢板上采用钨极气体保护弧焊, 结果表明, 热影响区中粗大的晶粒破坏了接头的拉伸性能和塑性. 但

是学者们的研究均是针对轧制态的含 Al 的 TWIP 钢, 然而对于研究的 FeCMnSi 高锰 TWIP 钢, 强度得到了提高, 而冲击韧性并未通过晶粒细化得到改善. 在峰值温度 1050°C 下焊接热循环试样相比于其它不同条件的试样韧窝显得更大且深, 大而深的韧窝形成意味着具有很大的塑性变形能力. 然而, 从图 10 可知, 这些大且深的韧窝体现的是更差的冲击韧性. 结合图 11 和图 5 可以看出, 大韧窝的面积分数、尺寸和深度随着晶粒尺寸的增大而减小, 这意味着晶粒尺寸越大, 冲击韧性越好, 这和 Chen 等人^[8]的研究结果一致. 在试样冲击断口韧窝的底部均发现了颗粒状夹杂物, 从图 12 和表 3 推断可能是 AlN 颗粒, 但是由于母材和热影响区均有且含量不多, 焊接热循环前、后数量没有太大变化, 推断其对焊接前后冲击韧性影响不大. Kumar 等人^[11]指出 304 不锈钢焊接接头热影响区低温脆化与晶界处碳化物的析出有关. 随着热输入的增加, 热影响区中有更多的碳化物析出, 这明显加剧了冲击韧性的下降. 随着热输入的增加, 热影响区组织可能会产生热裂纹, 焊接试样采用文中的低热输入, 其热影响区未产生热裂纹, 且冲击韧性最低为 91.2 J/cm^2 与母材冲击韧性 (97.6 J/cm^2) 相近, 综合性能满足要求.

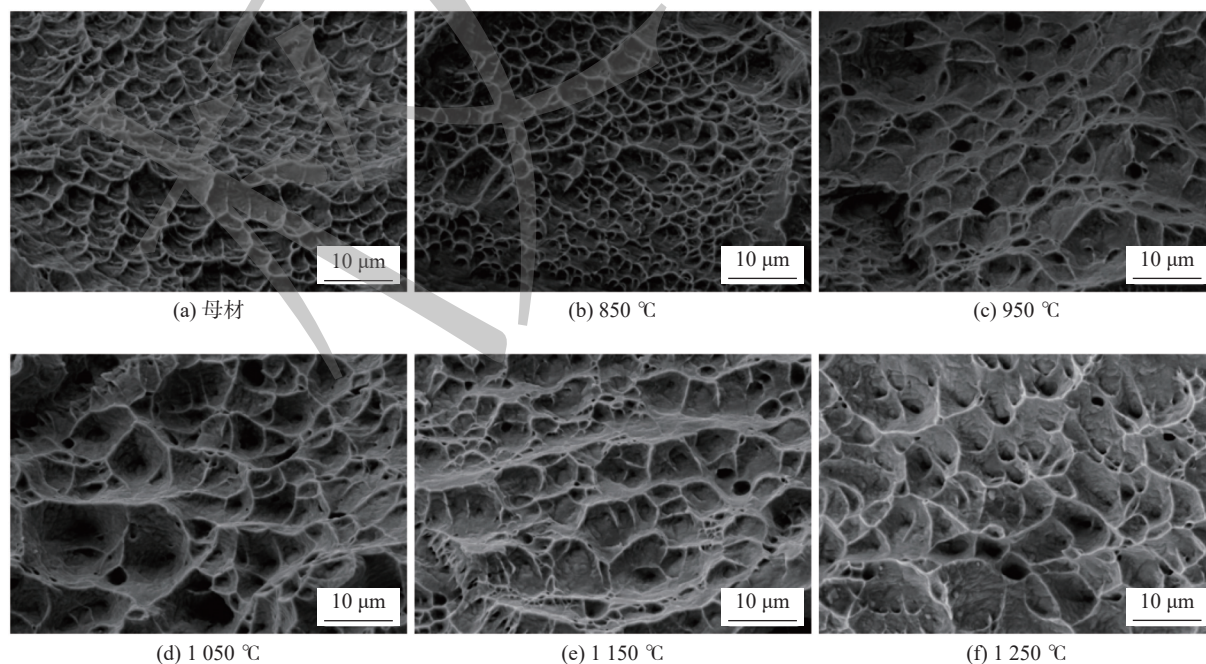


图 11 不同峰值温度下焊接热模拟试样冲击断口 SEM 图

Fig. 11 SEM images of impact fracture of welding thermal simulation samples at different peak temperatures. (a) base metal; (b) 850°C ; (c) 950°C ; (d) 1050°C ; (e) 1150°C ; (f) 1250°C

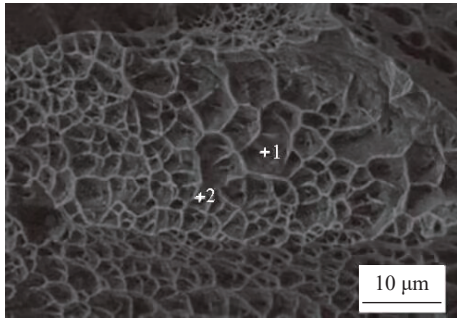


图 12 冲击断口韧窝底部颗粒物 EDS 元素分析
Fig. 12 EDS element analysis of particulate matter at the bottom of impact fracture dimple

表 3 图 12 中 EDS 点扫描分析结果 (原子分数, %)
Table 3 EDS point scan analysis results in Fig. 12

位置	Al	N	Mn	Si	Fe
1	26.2	21.8	11.1	0.6	余量
2	27.4	20.2	11.4	0.5	余量

3 结论

(1) 锻态 TWIP 钢母材和不同峰值温度下热循环后的热影响区组织均为单一奥氏体, 且均为等轴晶粒, 都包含一定数量的孪晶. 峰值温度为 850, 950, 1 050, 1 150 和 1 250 °C 下热循环后热影响区的晶粒尺寸分别为 99.85, 90.85, 87.90, 96.11 和 95.87 μm. 晶粒尺寸随峰值温度上升先减小再增大, 但都小于母材晶粒尺寸 (106.74 μm).

(2) 不同峰值温度 (850, 950, 1 050, 1 150 和 1 250 °C) 下热循环后热影响区的抗拉强度和断后伸长率都优于母材, 热影响区的屈服强度略有增加. 当峰值温度为 1 050 °C 时, 平均晶粒尺寸最小 (87.90 μm), 抗拉强度最高 (900 MPa), 强塑积最高 (68.0 GPa·%), 强塑性最好.

(3) 随峰值温度的增加, 冲击韧性变化趋势与晶粒尺寸变化一致, 说明晶粒尺寸对该研究采用的 TWIP 钢冲击韧性有关. 当峰值温度为 1 050 °C 时, 冲击韧性最低 (91.2 J/cm²), 但与母材 (97.6 J/cm²) 相差不大, 母材和不同峰值温度 (850, 950, 1 050, 1 150 和 1 250 °C) 下热循环后热影响区均表现出良好的室温冲击韧性.

参考文献

- [1] Gwon H, Kim J K, Jian B, *et al.* Partially-recrystallized, Nb-alloyed TWIP steels with a superior strength-ductility balance[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, 711: 130 – 139.
- [2] 陶嘉, 吴杰峰, 刘志宏, 等. 超导腔束管与法兰接头处 Nb/Nb55Ti 焊接工艺试验 [J]. *焊接学报*, 2021, 42(3): 77 – 84.
Tao Jia, Wu Jiefeng, Liu Zhihong, *et al.* Nb/Nb55Ti welding process test at the joints of tubes and flanges in superconducting cavities[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(3): 77 – 84.
- [3] Wang H H, Meng L, Luo Q, *et al.* Superior cryogenic toughness of high-Mn austenitic steel by welding thermal cycles: The role of grain boundary evolution[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2020, 788: 139573.
- [4] Liu W, Lu F, Yang R, *et al.* Gleeble simulation of the HAZ in Inconel 617 welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 221 – 228.
- [5] Wang J, Shen Y F, Xue W Y, *et al.* The significant impact of introducing nanosize precipitates and decreased effective grain size on retention of high toughness of simulated heat affected zone (HAZ)[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2021, 803: 140484.
- [6] 刘龙龙. 高性能 Fe-Mn-Cu-C TWIP 钢板材制备及力学性能的研究 [D]. 福州: 福州大学, 2014.
Liu Longlong. Investigation on preparing process and mechanical property of Fe-Mn-Cu-C TWIP steel plate[D]. Fuzhou: Fuzhou University, 2014.
- [7] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels[J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 283 – 362.
- [8] Chen J, Dong F, Jiang H, *et al.* Influence of final rolling temperature on microstructure and mechanical properties in a hot-rolled TWIP steel for cryogenic application[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, 724: 330 – 334.
- [9] Yang J, Dong H, Xia Y, *et al.* Carbide precipitates and mechanical properties of medium Mn steel joint with metal inert gas welding[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 75: 48 – 58.
- [10] García-García V, Mejía I, Reyes-Calderón F. Experimental and FEM study of Ti-containing TWIP steel weldability[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 261: 107 – 122.
- [11] Kumar S, Shahi A S. Studies on metallurgical and impact toughness behavior of variably sensitized weld metal and heat affected zone of AISI 304L welds[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 399 – 412.

第一作者: 邓浩祥, 硕士; 主要从事孪生诱导塑性钢焊接工艺及焊接材料的研究; Email: haoxiang.deng@ipp.ac.cn.

通信作者: 刘志宏, 博士, 研究员; Email: zhliu@ipp.ac.cn.

(编辑: 温宇航)