

焊后不同处理方式对转向架用P355NL1钢MAG焊接头组织及性能的影响

杨红伟^{1*}, 朱志敏¹, 张迪¹, 陈鹏¹, 马传平²

¹中车南京浦镇车辆有限公司, 江苏 南京

²西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都

收稿日期: 2026年4月25日; 录用日期: 2026年5月17日; 发布日期: 2026年5月29日

摘要

对焊态、打磨态和TIG重熔态的P355NL1钢MAG焊接接头的显微组织、拉伸性能、硬度、疲劳性能和疲劳断口形貌进行了对比研究。结果表明: TIG重熔区与焊缝区显微组织存在一定差异, 焊缝区以粗大柱状晶为主, 重熔区则为短柱状晶或等轴晶, 铁素体分布更均匀。三种状态接头的抗拉强度和断后伸长率相近, 打磨与TIG重熔对抗拉强度和塑性影响较小; 硬度分布规律一致, 仅TIG重熔区硬度略有升高且峰值最高。疲劳极限方面, 焊态、打磨态、TIG重熔态分别为136.03 MPa、207.87 MPa、152.26 MPa, 较焊态分别提升52.81%、11.93%, 且三者疲劳裂纹起源位置不同。实际生产中, 可触及焊缝优先打磨(避免过度打磨), 空间受限焊缝可采用焊趾TIG重熔工艺改善接头疲劳强度, 需控制热输入防止硬脆相产生。

关键词

P355NL1钢, 焊接接头, 微观组织, 力学性能

The Influence of Different Post-Welding Treatment Methods on the Microstructure and Mechanical Properties of MAG-Welded Joints of P355NL1 Steel for Bogie

Hongwei Yang^{1*}, Zhimin Zhu¹, Di Zhang¹, Peng Chen¹, Chuanping Ma²

¹CRRC Nanjing Puzhen Co., Ltd., Nanjing Jiangsu

²School of Material Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu Sichuan

Received: April 25, 2026; accepted: May 17, 2026; published: May 29, 2026

*通讯作者。

文章引用: 杨红伟, 朱志敏, 张迪, 陈鹏, 马传平. 焊后不同处理方式对转向架用 P355NL1 钢 MAG 焊接头组织及性能的影响[J]. 材料科学, 2026, 16(5): 223-232. DOI: 10.12677/ms.2026.165116

Abstract

A comparative study was conducted on the microstructure, tensile properties, hardness, fatigue properties and fatigue fracture morphology of P355NL1 steel MAG welded joints in as-welded, ground and TIG remelting states. The results show that there are certain differences in the microstructure between the TIG remelting zone and the weld zone. The weld zone is mainly composed of coarse columnar grains, while the remelting zone is composed of short columnar grains or equiaxed grains with more uniform ferrite distribution. The tensile strength and elongation after fracture of the welding joints in the three states are similar, indicating that grinding and TIG remelting have little effect on the static load strength and plasticity of the welding joints; the hardness distribution law is consistent, and only the hardness of the TIG remelting zone is slightly increased with the highest peak value. In terms of fatigue limit, the as-welded, ground and TIG remelting states are 136.03 MPa, 207.87 MPa and 152.26 MPa respectively, which are 52.81% and 11.93% higher than that of the as-welded state, and the fatigue crack initiation positions of the three are different. In actual production, the accessible welds should be ground first (avoid over-grinding), and the welds limited by space can adopt the weld to TIG remelting process to improve the fatigue strength of the welding joints, and the heat input should be controlled to prevent the formation of brittle phases.

Keywords

P355NL1 Steel, Welding Joints, Microstructure, Mechanical Properties

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

转向架是安装于车体和轨道之间,起到支撑、牵引和引导车辆并承载的作用,是保证行车安全的关键部件[1]-[3]。目前大部分轨道车辆转向架构架采用焊接构架,由于焊接接头的组织不均匀性和结构的特殊性,往往成为整个焊接构架的薄弱部位[3][4]。因此,转向架尤其是转向架构架制造质量的优劣显得尤为重要。P355NL1钢具有良好的塑性、韧性和焊接性能,可有效降低焊接裂纹风险,被广泛用于轨道车辆转向架构架的制造[2][3]。P355NL1钢的焊接多采用MAG(熔化极活性气体保护焊),该方法具有焊接效率高、焊缝成形好、适应性强等优点。焊接构架焊缝数量多、布置密集,不少焊缝焊后要进行打磨处理,使母材与焊缝区域平齐,从而降低应力集中,提高疲劳强度[1]。但由于位置和空间的限制,仍然有数量较多的焊缝余高未打磨,致使焊缝余高与母材之间形成不连续过渡。特别是焊趾部位存在明显的几何突变,在构架服役过程中易产生显著应力集中,进而诱发疲劳裂纹,降低焊接接头的疲劳寿命,最终造成构架提前失效,影响焊接构架的服役寿命[5][6]。TIG重熔(TIG remelting)技术是一种焊后表面强化处理工艺,核心是用钨极氩弧(不填丝)热源重熔焊趾或者焊缝表面,降低焊趾应力集中、消除焊趾区域焊接缺陷(如咬边、微小夹渣、表面气孔等),从而改善和提高接头疲劳强度[5][6]。

本文针对P355NL1钢MAG焊接接头,选取焊态、焊缝打磨和焊趾TIG重熔三种焊后处理方式,系统研究不同焊后处理方式对接头微观组织、硬度分布、拉伸性能、冲击韧性及疲劳性能的影响,明确不同处理方式的优劣及适用场景,为转向架用P355NL1钢MAG焊接工艺的优化提供技术支撑,进而指导转向架构架的焊缝设计及工艺制造,具有重要的工程应用价值。

2. 试验材料及方法

2.1. 试验材料

试验材料采用正火可焊接细晶粒钢 P355NL1, 规格为 300 mm × 150 mm × 12 mm。其化学成分符合欧标 EN10028-3 要求, 具体化学成分为(质量分数 wt%): C ≤ 0.18, Si ≤ 0.50, Mn 1.1~1.7, P ≤ 0.025, S ≤ 0.015, Al ≥ 0.02, N ≤ 0.012, Cu ≤ 0.3, Cr ≤ 0.3, Mo ≤ 0.08, Ni ≤ 0.5, Ti ≤ 0.03, Nb ≤ 0.05, V ≤ 0.1。MAG 焊所用焊接材料为 ISO 14341-A-G 46 4 M21 4Si1, 焊丝直径 Φ1.2 mm, 具体化学成分为: C 0.06~0.14, Si 0.80~1.20, Mn 1.60~1.90, P ≤ 0.025, S ≤ 0.025, Ni ≤ 0.15, Cr ≤ 0.15, Mo ≤ 0.15, V ≤ 0.03, Cu ≤ 0.35, Al ≤ 0.02, Ti + Zr ≤ 0.15。板厚小于 16 mm 的 P355NL1 钢屈服强度 ReH 不小于 355 MPa, 抗拉强度 Rm 在 490 MPa~630 MPa 范围内, 断后延伸率 A 不小于 22%。

2.2. 焊接工艺

试板焊接采用 MAG 焊, 对接接头, V 型坡口, 单边坡口角度为 30°, 顿边为 2 mm, 焊接间隙为 2.5 mm。焊接填充材料为 ISO 14341-A-G 46 4 M21 4Si1 焊丝。焊接保护气为 80% Ar + 20% CO₂ 混合气体, 保护气体流量为 18~22 L/min。采用多层多道焊, 第一道打底焊: 焊接电压 17~19 V, 焊接电流 155~170 A, 焊接速度 3~4 mm/s; 第二道填充焊: 焊接电压 28~31 V, 焊接电流 270~300 A, 焊接速度 7~9 mm/s; 第三道盖面焊: 焊接电压 28~31 V, 焊接电流 270~300 A, 焊接速度 5~6 mm/s。

2.3. 焊后处理方式

(1) 焊态: 焊接完成后, 试板自然冷却至室温, 不进行任何处理。

(2) 焊后打磨: 为消除结构断面的应力集中, 需对焊缝进行打磨处理。采用额定功率为 800 W 的 GREENER 角磨机, 规格为 100 mm (磨片外径) × 8 mm (磨平厚度) × 16 mm (磨片内径) 的金属打磨片, 一级磨料, 最大转速为 15,300 r/min。打磨方向应沿受力线方向(原则上为垂直于焊缝方向), 且打磨后不得留有明显磨痕, 表面需圆滑平顺, 无尖锐棱角, 表面粗糙度 Ra ≤ 12.5 μm, 重要焊缝 Ra ≤ 6.3 μm。打磨过程中应避免损伤母材, 若出现擦伤, 其深度不得超过 0.5 mm。打磨完成后, 焊缝应与母材平齐, 或按工艺要求保留指定余高, 满足相应外形尺寸要求。

(3) 焊趾 TIG 重熔: TIG 重熔所用钨极种类为 WCe 20, 直径为 2.4 mm。重熔工艺参数: TIG 重熔电压为 10~11 V, 电流为 125~165 A, 重熔速度为 3.3 mm/s, 直流正接, 保护气为纯度 99.99% 的氩气, 保护气流量为 18 L/min。TIG 重熔前, 应采用钢丝刷对重熔焊缝区域进行全面清理, 去除焊渣、飞溅及各类污染物, 确保焊缝及周边 20 mm 范围内无油污等杂质; 同时对工件表面杂质进行清理, 并轻微打磨焊缝表面与接头部位, 以获得良好的表面成型效果, 打磨过程中严禁损伤焊趾处。重熔时, 焊枪需与焊趾部位保持 0.5~1.5 mm 的距离, 且始终保证重熔区域洁净。若重熔过程中发生熄弧, 重新起弧的最佳位置为焊道弧坑前方 6 mm 处。

2.4. 试验方法

金相试样沿垂直于焊接方向截取, 经不同粒度砂纸逐级打磨、抛光机抛光后, 使用 4% 硝酸酒精溶液在室温下腐蚀 10~15 秒, 在 ZEISS Stemi 2000-C 型体式显微镜下获取焊接接头的宏观形貌特征, 随后采用蔡司 AX10 型光学显微镜, 观察焊接接头中焊缝、热影响区及母材各区域的显微组织。

拉伸试验依据 GB/T 2651-2008 《焊接接头拉伸试验方法》及 GB/T 228-2010 《金属材料 室温拉伸试验方法》制备矩形横截面试样, 试样厚度为实际受力厚度。试验采用 DNS300 型微机控制电子万能试验机, 拉伸速度设定为 3 mm/min, 每种处理工艺状态各测试 3 个试样。

采用 HVS30 型数显维氏硬度计测量焊接接头各区域的硬度值，测试线距离焊缝正面母材 2 mm，测量载荷为 3 kg，载荷持续时间为 15 秒，硬度点之间的间隔距离为 1 mm，测试方向为从焊缝中心向母材方向。

对接接头疲劳试验依据 GB/T 3075-2008《金属材料 疲劳试验 轴向力控制方法》开展，疲劳试样采用线切割加工，保留焊缝原始表面，试样示意图见图 1。试验采用轴向拉-压加载模式，应力比 $R = -0.5$ ，加载频率 80~100 Hz，波形为正弦波，试验温度控制在 20℃~25℃。设定最大循环周次为 10^7 次，若达到 10^7 次循环仍未开裂，对应应力即为条件疲劳极限。

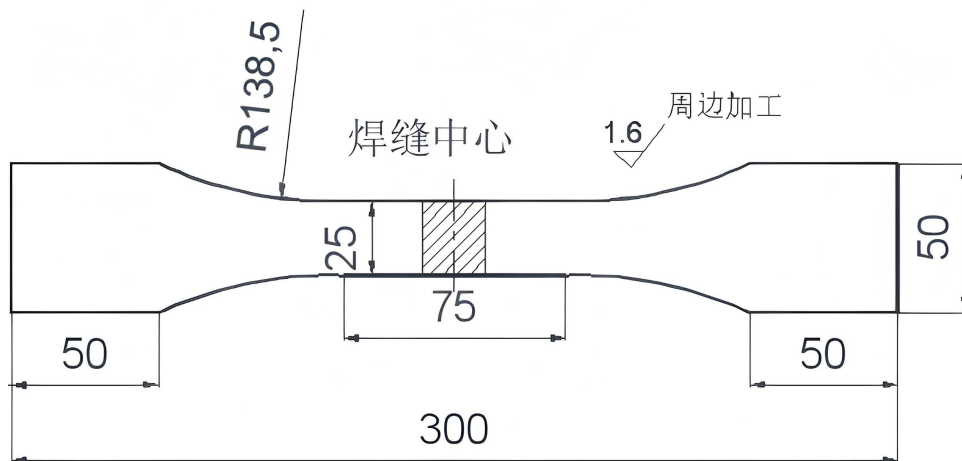


Figure 1. Fatigue specimen size diagram (unit: mm)
图 1. 疲劳试样尺寸示意图(单位: mm)

3. 实验结果及分析

3.1. 金相组织分析

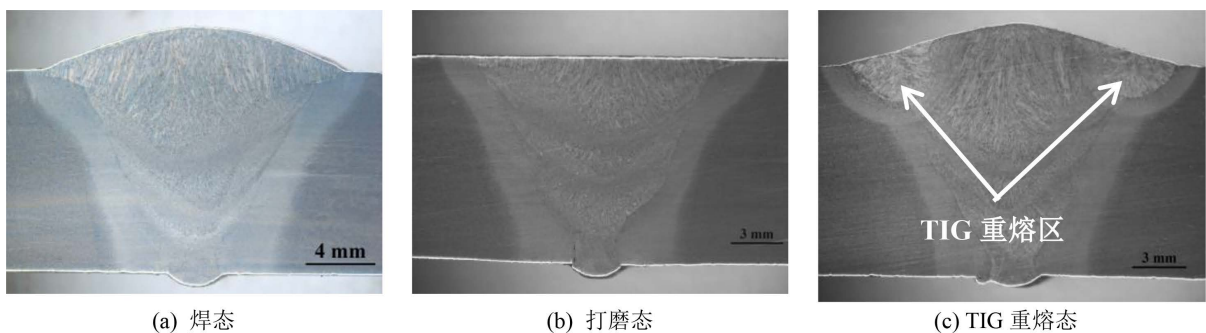


Figure 2. Macroscopic morphology of welding joints under different post-welding treatment conditions
图 2. 不同焊后处理状态接头宏观形貌

图 2 为不同焊后处理状态接头的宏观形貌。所有接头均未发现有未熔透、咬边、气孔及夹渣等显著焊接缺陷。焊缝区域、热影响区与原始母材三者界限分明，熔合界面呈现规整连续的形态特征，能够清晰辨识出各自对应的区域。打磨态焊缝与母材平整，在一个平面上；TIG 重熔后的焊趾明显比焊态更加圆滑过渡。图 3 为焊态、打磨态和 TIG 重熔态焊接接头的金相微观组织。图 3(a)~(c)为焊缝区组织形貌，是明显的柱状晶。先共析铁素体优先在原始奥氏体晶界处析出，无碳贝氏体由晶界向晶内平行生长，晶内除大量粒状贝氏体外，还可见少量块状铁素体、针状铁素体和珠光体[1] [7]。图 3(d)~(e)为熔合区组织

形貌，其中熔合线一侧为焊缝区组织形貌，另一侧为热影响区过热区。图 3(f)~(h)为热影响区过热区组织形貌。过热区紧靠熔合线，在强烈焊接热循环作用下，晶粒获得充足能量显著长大，出现明显的粗化现象。该区组织特征表现为：晶界处分布片状或块状先共析铁素体，并可见向晶内平行生长的无碳贝氏体；晶内主要由粒状贝氏体与针状铁素体组成，其间弥散分布着少量 M-A 组元小岛。由于三种不同焊后处理接头的母材材料相同，因此这里只放了焊态母材的显微组织图片，如图 3(i)所示。母材区由白色块状铁素体和黑色呈带状分布的珠光体组成。图 3(j)和图 3(k)为 TIG 重熔区的组织形貌。重熔区为短柱状晶和等轴晶，块状或片状先共析铁素体沿晶界分布，晶内主要为针状铁素体和珠光体。

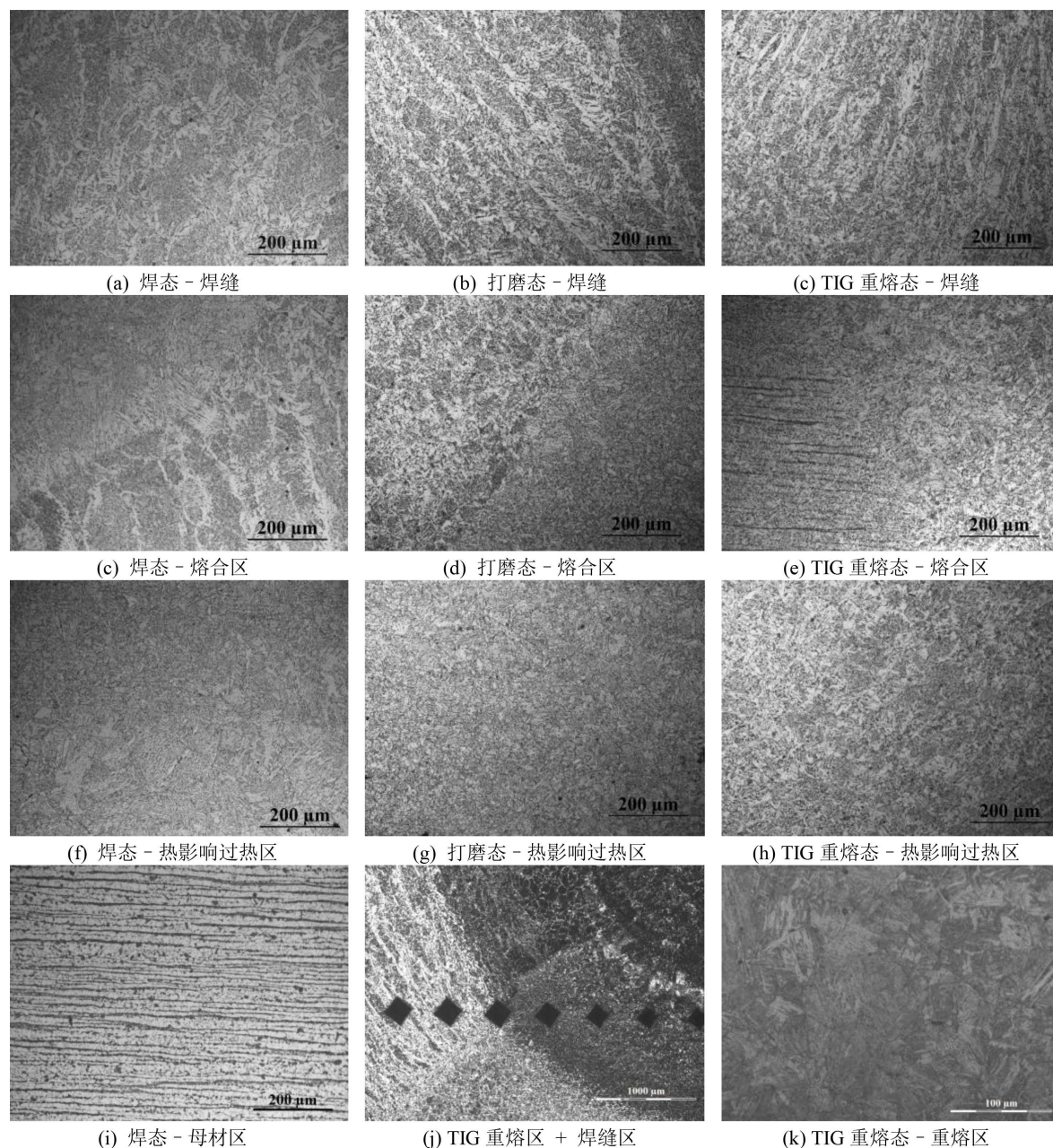


Figure 3. The microstructure of the welding joints in different post-welding treatment states

图 3. 不同焊后处理状态接头金相组织

3.2. 拉伸性能

表 1 为 3 种不同焊后处理状态接头拉伸试验结果, 每种处理状态 3 个平行样。从表 1 可以看出, 焊态、打磨态和 TIG 重熔态接头的抗拉强度平均值分别为 498.7 MPa、497 MPa 和 500 MPa, 三种接头的抗拉强度值无明显差异。三者断后伸长率平均值分别为 28.75%、29.17% 和 29.79%, 差距也很小。所有拉伸试样均断裂于母材区, 说明所用焊材与母材的匹配关系为高强匹配。拉伸试验结果表明打磨和 TIG 重熔两种焊后处理方法并不会降低焊接接头抗拉强度和断后伸长率, 可以保证接头的强度和塑性符合使用要求。

Table 1. The tensile test results of the welding joints under different post-welding treatment conditions

表 1. 不同焊后处理状态接头拉伸试验结果

焊后处理方法	抗拉强度 Rm/MPa	抗拉强度平均值/MPa	断后伸长率 A80/%	断后伸长率平均值/%	断裂位置
焊态	496/506/494	498.7	28.75/28.75/28.75	28.75	均为母材区
打磨态	504/492/495	497	29.38/29.38/28.75	29.17	均为母材区
TIG 重熔态	500/503/497	500	30.00/30.00/29.38	29.79	均为母材区

3.3. 硬度性能

图 4 为三种不同焊后处理方式接头的硬度分布曲线。从图 4 中可以看出, 焊态、打磨态和 TIG 重熔态焊接接头的硬度分布趋势基本一致: 随着远离焊缝中心, 硬度值先增大后减小。母材区硬度最低, 分布在 150 HV~160 HV 范围内; 热影响区硬度梯度最大, 整个接头的硬度峰值也出现在热影响区粗晶区或者 TIG 重熔区, 分布在 150 HV~280 HV 之间; 焊缝硬度高于母材, 分布在 180 HV~200 HV 之间。焊态和打磨态接头的硬度峰值均低于 250 HV, TIG 重熔态接头的焊趾处经过 TIG 重熔处理, 重熔区硬度比未重熔处理(焊态试样)有一定程度的升高, 但峰值仍未超过 300 HV。

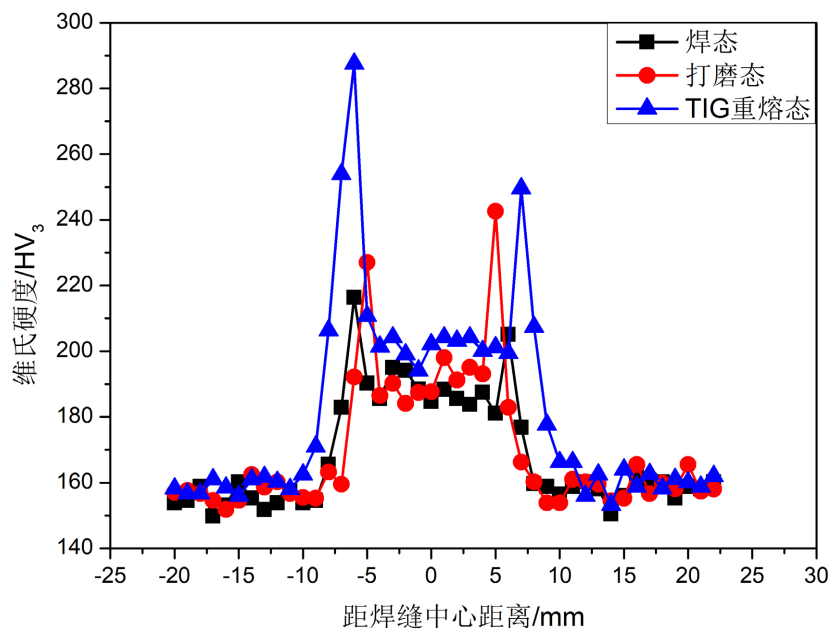


Figure 4. Distribution curves of the welding joints hardness in different post-welding treatment states

图 4. 不同焊后处理状态接头硬度分布曲线

3.4. 疲劳性能及疲劳断口观察

3.4.1. 疲劳性能

图 5 为三种焊后处理状态接头的疲劳 $\lg S$ - $\lg N$ 双对数线性曲线图, 表 2 为三种焊后处理状态接头的疲劳极限计算结果。从图 5 和表 2 可以看出, 焊态、打磨态和 TIG 重熔态三种不同焊后处理状态焊接接头的条件疲劳极限分别为 136.03 MPa、152.26 MPa 和 207.87 MPa。经过打磨去除余高的焊接接头疲劳极限最高, 分别比焊态接头高 52.81%, 比 TIG 重熔接头高 36.52%。焊趾经 TIG 重熔后的接头疲劳极限比不经任何处理的焊态接头疲劳极限提高 11.93%, 提高幅度低于打磨态。

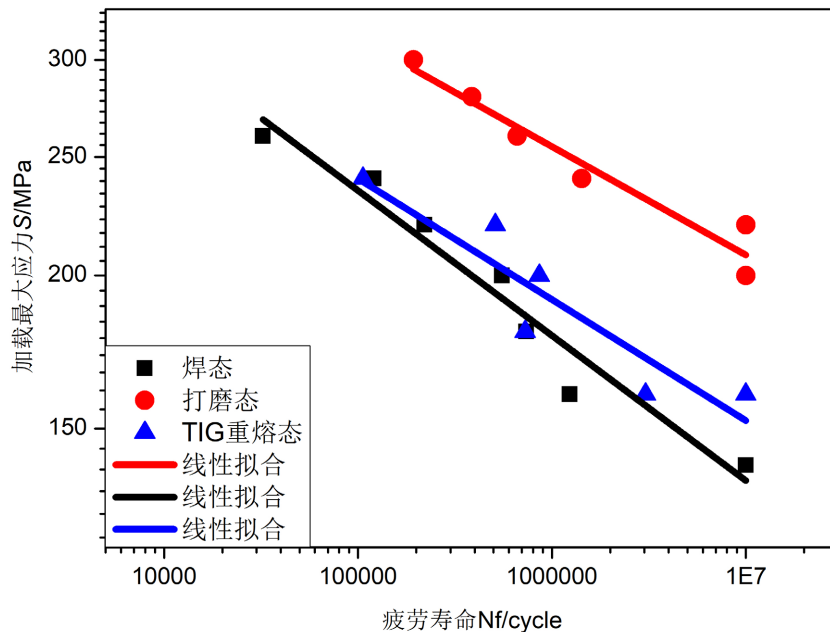


Figure 5. Fatigue $\lg S$ - $\lg N$ double logarithmic linear curves of the welding joints ($R = -0.5$)

图 5. 不同焊后处理状态接头疲劳 $\lg S$ - $\lg N$ 双对数线性曲线($R = -0.5$)

Table 2. The calculation results of fatigue limit for the welding joints

表 2. 不同焊后处理状态接头疲劳极限计算结果

焊后处理方式	疲劳 $\lg S$ - $\lg N$ 双对数线性曲线拟合公式	疲劳极限(MPa)	疲劳极限相对焊态提高程度
焊态	$\lg S = 2.96266 - 0.11843 * \lg N$	136.03	—
打磨态	$\lg S = 2.93758 - 0.08854 * \lg N$	207.87	52.81%
TIG 重熔态	$\lg S = 2.87440 - 0.09883 * \lg N$	152.26	11.93%

3.4.2. 疲劳断口观察

图 6 是焊态、打磨态和 TIG 重熔态三种焊后处理状态接头疲劳试样开裂的部位宏观图。从图 6 可以看出焊态接头疲劳试样起裂于焊趾部位, 打磨接头疲劳试样起裂于打磨表面, TIG 重熔态接头疲劳试样起裂距离 TIG 重熔区 5~15 mm 的区域。图 7、图 8 和图 9 分别是焊态、打磨态和 TIG 重熔态三种焊后处理状态接头的疲劳断口扫描电镜(SEM)形貌图。图 7(a)为焊态接头疲劳试样断口疲劳源区形貌。可见试样断裂起源于表面两处疲劳源(白色虚线圆圈所示凸起区域)。焊趾作为焊接接头典型的应力集中部位, 加之焊缝与母材之间存在截面突变, 使得该区域应力集中程度显著升高, 在循环载荷作用下极易萌生疲劳裂

纹。同时，焊缝与母材的过渡交界线呈曲线形态而非直线，不同微区的应力集中系数存在差异，最终导致多疲劳源同时起裂。图 7(b)为疲劳裂纹扩展区形貌，疲劳辉纹是该区域的典型特征。区域内可见多簇不同取向的疲劳辉纹，各簇辉纹的法线方向互不平行、分布较为杂乱，表明局部区域内疲劳裂纹的扩展方向存在差异，进一步证实断口存在多个疲劳源。图 7(c)为断口瞬断区形貌，该区域呈现典型的韧窝特征，属于韧性断裂，表明接头具有较好的韧性。图 8(a)为打磨态接头疲劳试样断口疲劳源区形貌，可见该试样断裂起源于表面，仅有一个疲劳源，该疲劳源与试样表面状态有关，为焊缝表面打磨痕引起的疲劳开裂。打磨痕迹与受力方向垂直时，表面打磨痕迹本质上属于微型切口与应力集中源，会显著影响接头疲劳性能。图 8(b)为疲劳裂纹扩展区，可见疲劳辉纹。图 8(c)为疲劳瞬断区形貌，可见大小不一的韧窝。图 9(a)为 TIG 重熔态接头疲劳试样断口疲劳源区形貌，该试样断裂起源于表面重熔区与热影响区交界处(见图 6(c))，仅有一个疲劳源。该区域经过 TIG 重熔相对于焊态已经过渡较为平滑，但是仍然存在一定的应力集中，因而疲劳裂纹萌生于此处。图 9(b)为疲劳裂纹扩展区，可见多簇扩展方向相同的疲劳辉纹。该试样的瞬断区断口与焊态和打磨态一样为韧窝断口。

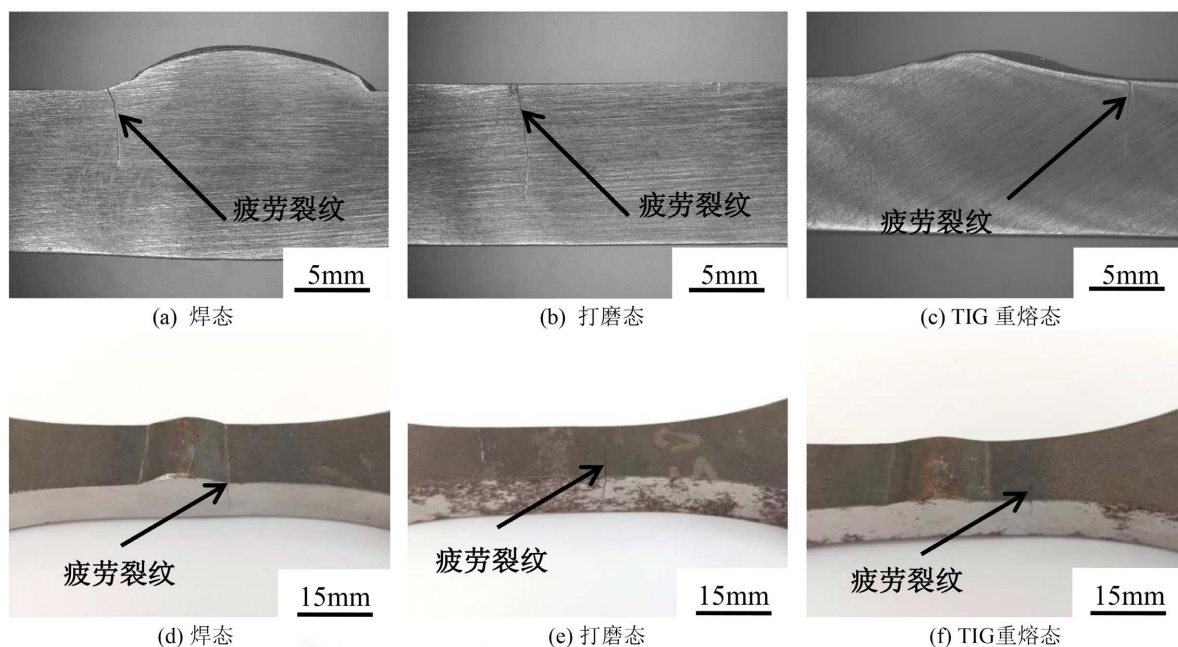


Figure 6. The fracture locations of the fatigue specimens of the welding joints
图 6. 不同焊后处理状态接头疲劳试样断裂部位

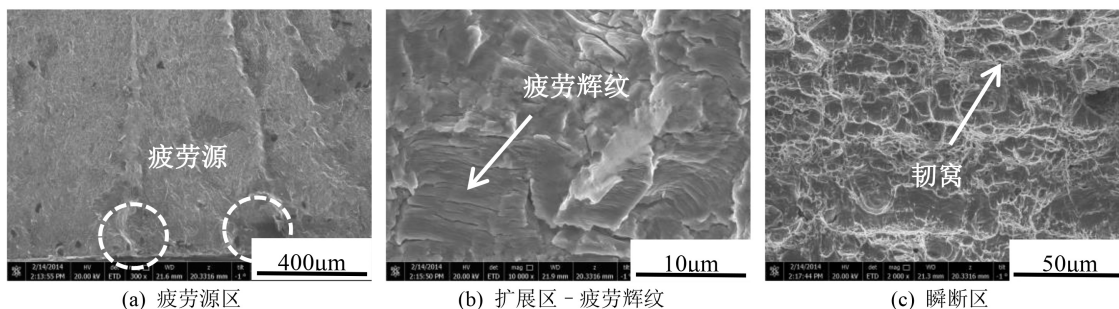


Figure 7. SEM morphology of the fracture surface of the as-welded joint fatigue specimen
图 7. 焊态接头疲劳试样断口 SEM 形貌

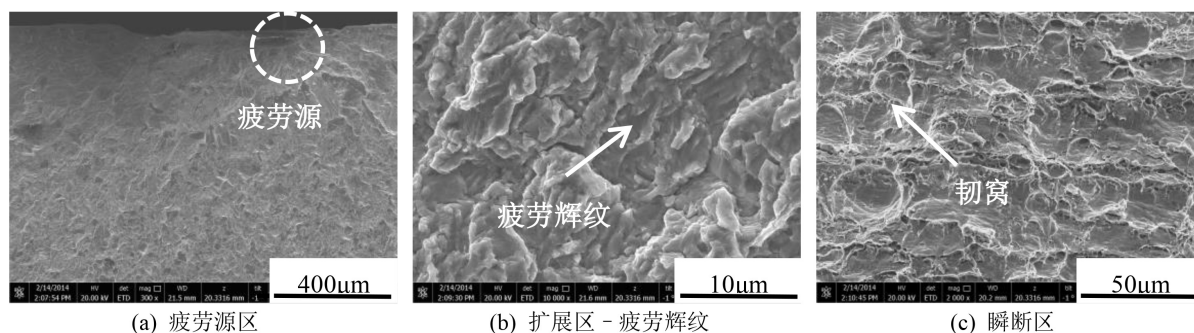


Figure 8. SEM morphology of the fatigue fracture surface of the polished joint fatigue specimen

图 8. 打磨态接头疲劳试样断口 SEM 形貌

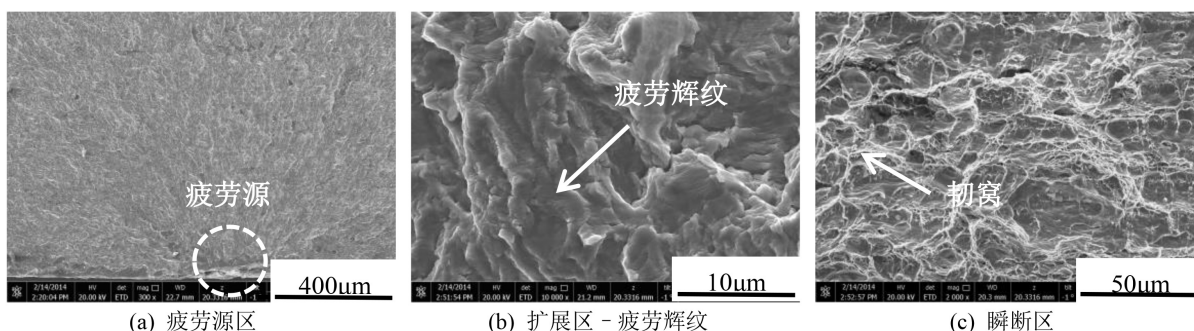


Figure 9. SEM morphology of the fatigue fracture surface of the TIG remelted joint sample

图 9. TIG 重熔态接头疲劳试样断口 SEM 形貌

3.5. 分析讨论

TIG 重熔区与焊缝区微观组织存在一定的差异，主要是由于 TIG 重熔区经历了二次热循环作用，冷却速度更快、过热程度更低，相对于焊缝区晶粒更短、更细，组织以细小的针状铁素体或细晶贝氏体为主，先共析铁素体较少，组织更致密。这也是 TIG 重熔区的硬度相对于焊态和打磨态接头相同区域有一定程度提升，峰值增大的原因。细晶贝氏体、针状铁素体的硬度要比先共析铁素体和无碳贝氏体要高。

打磨态和 TIG 重熔态焊接接头的疲劳强度均高于焊态。打磨能大幅度提高接头疲劳强度主要是因为焊缝余高会在焊趾处形成严重应力集中，是疲劳裂纹的主要发源地，将余高打磨平滑后，应力集中大幅降低，应力集中系数 K_t 接近为 1，让应力分布更均匀，裂纹难以萌生和扩展，因此焊接接头的疲劳强度显著提高。从图 6(e)可以看出，打磨态的试样疲劳裂纹主要萌生于角磨机打磨磨痕处，尤其是与加载载荷垂直或者呈一定角度的磨痕，因此在实际工程应用中需要注意打磨方向，不能留下与加载方向垂直的深磨痕，要保证表面打磨质量。焊趾 TIG 重熔能够提高接头疲劳强度是因为 TIG 重熔可使焊缝与母材圆滑过渡(见图 2)，并形成过渡均匀的重熔区，使焊缝横截面形状显著改善，减小应力集中，从而改善焊接接头疲劳强度[5][6]。但 TIG 重熔只是减小应力集中系数，并没有像打磨一样基本完全消除应力集中，焊趾重熔区应力集中系数 K_t 仍然大于 1。因此 TIG 重熔接头疲劳极限小于打磨接头。

4. 结论

(1) TIG 重熔区与焊缝区的微观组织形貌存在一定的差异。焊缝区以粗大柱状晶为主，而 TIG 重熔区多为短柱状晶或等轴晶，组织方向性较弱，铁素体分布也更为均匀。

(2) 焊态、打磨态及 TIG 重熔态三种接头的抗拉强度和断后伸长率相近，表明打磨与 TIG 重熔处理

对接头抗拉强度及塑性的影响较小。三种接头的硬度分布规律基本一致,其中 TIG 重熔区硬度略有上升,其硬度峰值高于另外两种状态。

(3) 焊态、打磨态与 TIG 重熔态接头的疲劳极限分别为 136.03 MPa、207.87 MPa 和 152.26 MPa。与焊态相比,打磨态接头疲劳极限提升了 52.81%, TIG 重熔态接头则提高了 11.93%。疲劳裂纹起源位置存在明显区别:焊态接头裂纹萌生于应力集中显著的焊趾处,易出现多源起裂;打磨态接头裂纹主要起源于表面打磨痕迹;TIG 重熔态接头裂纹则多起裂于重熔区与热影响区的交界处。

(4) 在焊接构架实际生产中,对可触及部位的焊缝应尽可能进行打磨处理,但需避免过度打磨导致截面削弱影响接头静载强度;对于受空间限制难以打磨的焊缝,可采用焊趾 TIG 重熔工艺强化疲劳性能,同时应严格控制热输入以避免硬脆相的形成。

参考文献

- [1] 倪宝成,王宽,董洪达,等.不同 TIG 重熔工艺对 P275NL1 钢焊接接头组织及性能的影响[J].焊接技术,2021,50(12):6-9.
- [2] 董洪达,倪宝成,张迪,等.TIG 重熔对转向架用 P355NL1 钢焊接接头性能的影响[J].热加工工艺,2015,44(5):220-222.
- [3] 刘满华,董洪达,马传平.焊趾 TIG 重熔对转向架用 P355NL1 钢对接接头残余应力的影响[J].电焊机,2015,45(4):170-173.
- [4] 张迪,王鑫.热处理对 P355NL1 钢不同焊接工艺接头残余应力及力学性能的影响[J].热加工工艺,2023,52(3):22-24+30.
- [5] Dahle, T. (1998) Design Fatigue Strength of TIG-Dressed Welded Joints in High-Strength Steels Subjected to Spectrum Loading. *International Journal of Fatigue*, **20**, 677-681. [https://doi.org/10.1016/s0142-1123\(98\)00031-0](https://doi.org/10.1016/s0142-1123(98)00031-0)
- [6] 张枝森,何柏林.焊趾几何形状对 P355NL1 钢焊接接头应力集中的影响[J].热加工工艺,2017,46(11):171-174.
- [7] 魏康,王鑫.转向架用 P355NL1 钢焊接接头组织及力学性能的研究[J].机械制造文摘:焊接分册,2017(6):20-23.