

焊后热处理对 Q690 高强钢焊缝金属冲击韧性的影响

焦继军¹, 曹睿^{1,✉}, 李义民², 王丛元², 何伟平², 闫英杰¹

1 兰州理工大学材料科学与工程学院, 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050

2 兰州兰石重型装备股份有限公司, 兰州 730030

利用夏比冲击试验、OM、SEM 和 EBSD 等方法研究了焊后热处理对 Q690 高强钢焊缝金属冲击韧性的影响。结果表明, 热处理后, 冲击韧性恶化, 但随着热处理温度的升高, 冲击韧性有所改善。通过起裂源附近的组织发现, 不同状态下起裂源附近都存在粗大的块状铁素体, 而焊缝中间两相区由于金属处于过热状态, 块状铁素体最为粗大, 结合冲击功与中间两相区块状铁素体晶粒尺寸的关系, 判断中间两相区的块状铁素体为薄弱区域, 引起开裂。而关于热处理对冲击韧性的影响, 究其原因是在热处理过程中, 焊缝金属发生回复, 细小的板条合并成引起开裂的粗大块状铁素体, 使得阻碍能力较强的大角度晶界减少, 再加上碳化物在晶界析出, 发生晶界脆化, 使得冲击断裂模式由焊态的韧性断裂恶化为热处理态的混合断裂。但随着热处理温度的升高, 粗大的块状铁素体开始被分割成尺寸较小的相, 使得冲击功升高。

关键词 Q690 高强钢 焊缝金属 冲击韧性 块状铁素体

中图分类号: TG441 文献标识码: A

Effect of Post-welding Heat Treatment on Impact Toughness of Q690 High Strength Steel Welded Metal

JIAO Jijun¹, CAO Rui^{1,✉}, LI Yimin², WANG Congyuan², HE Weiping², YAN Yingjie¹

1 The State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

2 Lanzhou LS Heavy Equipment, Lanzhou 730030, China

The effect of post-welding heat treatment on the weld metal impact toughness of Q690 high strength steel was investigated by Charpy impact test, OM, SEM and EBSD. The results show that the impact toughness deteriorates after heat treatment, but the impact toughness improves with the increase of heat treatment temperature. According to the microstructure near the cracking origin, it is found that coarse massive ferrite is appeared near the cracking origin in all specimens, and the massive ferrite in the two-phase zone in the middle of the weld metal is the largest because the weld metal is in an overheated state. Combined with the relationship between the impact work and the grain size of the massive ferrite in the middle two-phase zone, the massive ferrite in the middle two-phase zone becomes a weakest area, which causes final cracking. The reason for the influence of heat treatment on the impact toughness is that during the heat treatment process, the weld metal has a recovery effect, and the fine packets are combined into the coarse massive ferrite that causes cracking, which decreases the fraction of the large angle grain boundaries with strong hindering ability. Coupled with the precipitation of carbide at the grain boundaries, the grain boundary embrittlement occurs, which makes the impact toughness fracture mode deteriorate from ductile fracture of the as-welded state to mixed fracture of the heat-treated state. However, with the increase of heat treatment temperature, the coarse massive ferrite began to be divided into smaller phases, which leads to the increase of the impact energy.

Key words Q690 high strength steel, weld metal, impact toughness, massive ferrite

0 引言

低合金高强钢是指在碳含量低于 0.25% 的普通碳素钢的基础上, 通过添加一种或多种少量合金元素, 使钢的强度明显高于碳素钢的一类工程结构用钢。低合金高强钢因优异的可焊性、可接受的断裂韧性、优良的耐磨性而被广泛应用于海上船舶^[1]、桥梁^[2]、机械^[3]、建筑^[4]和球罐^[5]等领域。目前, 国内大型钢铁公司已研制出大型原油储罐用 610 MPa 级高强度调质钢板, 并通过了全国锅炉压力容器标准化技术委员会的技术评审。对储油的罐体来说, 其强度越高, 承受压力越大, 储存的原油越多, 但是强度越高, 氢脆敏感性越强, 焊缝金属冲击韧性越差。为了提高油罐的储存量, 同时兼顾焊缝冲击韧性, 现将强度等级为 690 MPa 的 Q690 高强钢应用于原油储罐。Q690 高强钢是采用低碳质量分数、细化冶金技术以及微合金化和控轧、控冷等工艺开发的高强度

低碳贝氏体钢。Q690 高强钢应用于大型原油储罐时, 焊接是必要的连接工艺。焊缝的冲击韧性反映焊缝在冲击载荷作用下吸收塑性变形功和断裂功的能力, 可以预判焊接材料在某一服役条件下的安全性, 其重要性不言而喻。焊缝的冲击韧性往往与其组织有关, 其理想状态是焊缝金属组织为 100% 的针状铁素体 (AF)。AF 含量越高, 焊缝的冲击韧性越好, 而 AF 通常在非金属夹杂物处非均匀形核, 例如, 在含 Cu 低合金高强钢的粗晶热影响区中, 形成互锁的微观结构且沿不同方向生长的针状铁素体是以 Mn 和 Cu 硫化物覆盖的 Al 和 Ti 复合氧化物为核心^[6]。

Q690 高强钢焊接时, 常遵循等强度匹配和低强度匹配原则, 使其裂纹敏感性降低, 改善 Q690 钢的焊接性。但是具体的施工工艺以及施工条件、焊接方法、焊接参数和焊后热处理制度等均会使 Q690 高强钢焊缝冲击韧性出现低值。因此, 寻找出合适的焊接方法、焊接工艺以及焊后热处理制度

基金项目: 甘肃省重点研发计划项目 (23YFGA0057; 2022YFB4003000); 国家自然科学基金 (52175325)

✉ caorui@lut.edu.cn

24010076-1

DOI: 10.11896/cldb.24010076

等成为连接 Q690 高强钢并保证使其在应用于恶劣的环境时不至于失效, 发生安全事故。Pamnani 等^[7]发现采用药芯焊丝电弧焊(FCAW)和钨极气体保护焊(A-GTAW)的焊缝中存在较小尺寸、较小密度和较小面积分数的夹杂物, 从而使焊缝金属室温冲击韧性优于手工电弧焊(SMAW)和埋弧焊(SAW)。Yin 等^[8]比较了四种不同焊接速度对高强钢焊缝冲击韧性的影响。当焊接速度从 0.8 m/min 增加到 2.0 m/min 时, 焊缝金属中先共析铁素体和侧板条铁素体减少, 针状铁素体增加, 使得焊缝金属在高的焊接速度下具有优异的冲击韧性。Lu 等^[9]对采用熔化极气体保护焊焊接的低合金高强钢进行不同温度的正火, 发现正火后, 焊缝中柱状晶区消失, 使得冲击功显著增加。安同邦等^[10]研究了后热温度对 Q890 钢焊缝金属冲击韧性的影响, 当后热温度从 250 °C 升高到 600 °C 时, 焊缝金属组织中板条贝氏体与板条马氏体粗化, 且板条内及板条间碳化物大量析出, 使得冲击断口从 250 °C 的准解理断裂演变为 600 °C 的沿晶断裂。由此可以看出, 正确

的热处理温度和保温时间不仅可以消除焊接时产生的残余应力, 还可以改善焊接接头的组织与性能。基于原油储罐用高强钢的研究现状, 对强度为 690 MPa 的 Q690 高强钢焊缝金属进行研究, 本工作以 Q690 高强钢多层多道焊的焊缝为研究对象, 研究焊后热处理对 Q690 高强钢焊缝金属低温冲击韧性的影响, 希望为 Q690 高强钢焊接工艺和焊后热处理制度提供理论指导。

1 实验

1.1 Q690 高强钢焊接接头的制备以及冲击试样的获取

将 Q690 高强钢试板加工成尺寸为 250 mm×240 mm×72 mm 的板材, 坡口方式为双 V 型, 焊条为 CHE807QR 焊条, 采用多层多道焊进行焊接。焊接电流为 160 A, 焊接电压为 24 V, 焊接速度为 200 mm/min, 预热及层间温度为 160 °C。焊后分别进行 580 °C×3 h、600 °C×3 h、610 °C×3 h 和 620 °C×3 h 的退火热处理。母材及焊缝熔覆金属成分如表 1 所示。

表 1 母材及焊缝熔覆金属成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition (mass fraction, %) of base metal and weld metal

材料	C	P	S	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb
母材	0.09	0.002	0.008	0.19	1.27	0.80	1.00	0.51	0.02	0.01
熔覆金属	0.04	0.006	0.003	0.26	1.70	0.24	3.33	0.48	—	—

根据国标 GB/T 2650-2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》对试样进行加工, 加工成标准的 Charpy V 型冲击试样, 试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm, 在 -30 °C 下对试样进行冲击试验。取样方式及尺寸如图 1 所示。为保证冲击试验结果的准确性, 在同一热处理温度参数下选取三个平行试样。

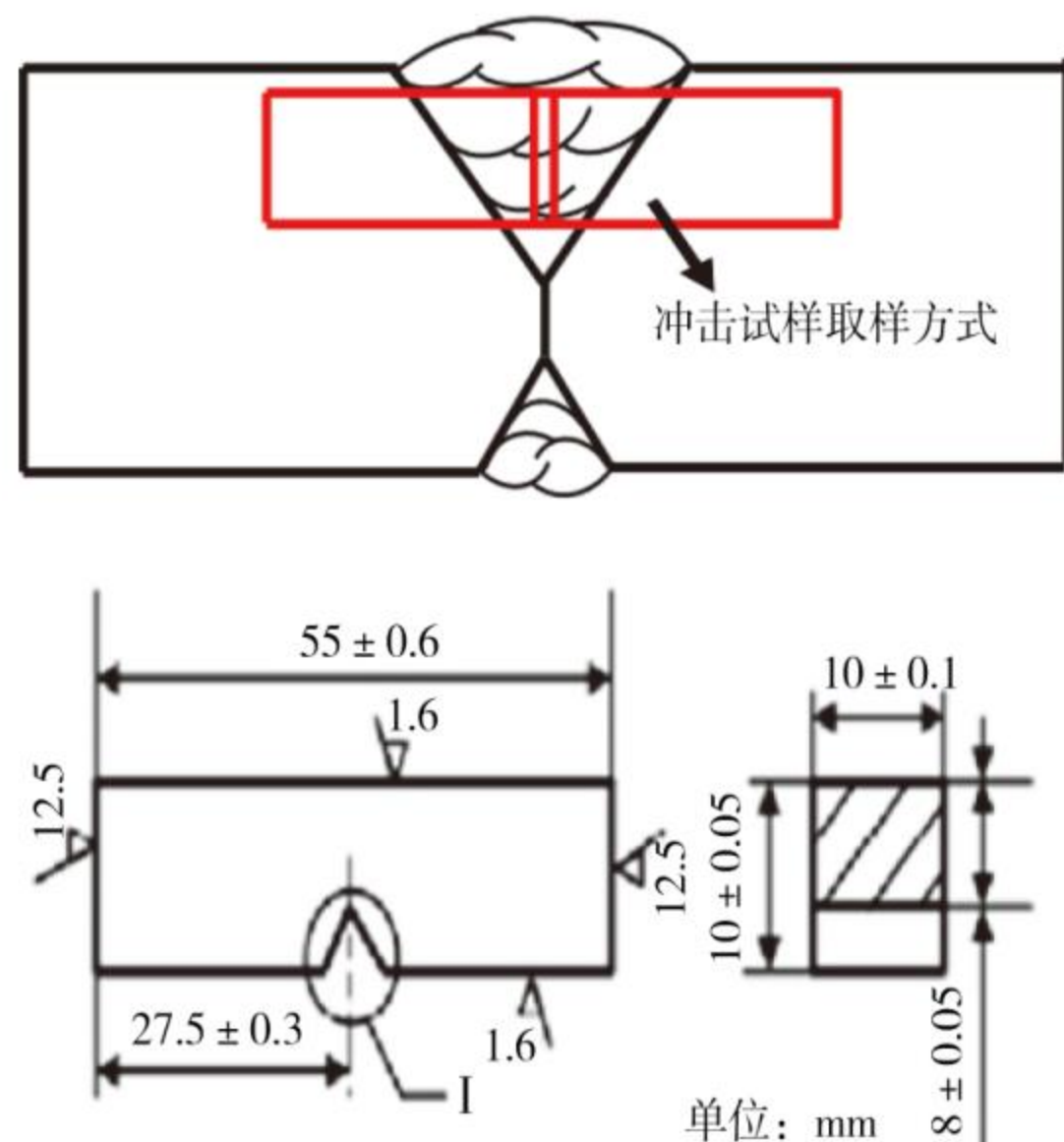


图 1 冲击试样取样方式及尺寸

Fig. 1 Sampling method and dimensions of impact specimen

1.2 断口及金相观察

使用 Quanta FEG450 场发射扫描电子显微镜对冲击断口进行观察并分析。为了确定引起起裂的原因, 用线切割在起裂源位置处截取金相试样, 如图 2 所示。经砂纸打磨、机械抛光后, 采用 4% (体积分数) 硝酸酒精溶液腐蚀试样, 在 SEM 和 OM 下观察其金相组织。

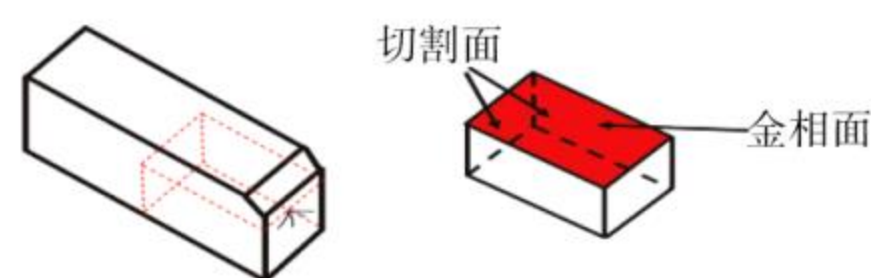


图 2 金相试样取样方式

Fig. 2 Sampling method of metallographic specimen

1.3 显微硬度实验

本实验使用的硬度设备为 HAT-1000A 数字显示显微硬度仪, 实验载荷为 500 g, 加载时间为 10 s。本实验测量的是焊缝金属显微硬度, 测试方法为线硬度测试, 从上部焊道开始测量, 垂直于焊道, 每点间隔为 0.2 mm, 共进行 20 次测量, 测试范围贯穿焊缝金属柱状晶区、中间两相区和再热晶区, 测量数据用 Origin 进行绘制, 得到焊缝金属不同区域的线硬度分布。显微硬度测试位置示意图 3。

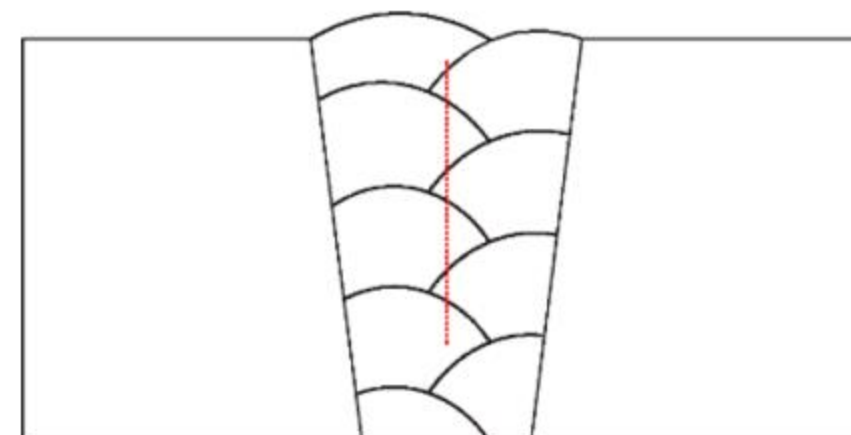


图 3 显微硬度测试位置示意

Fig. 3 Diagram of measuring microhardness

2 结果与分析

2.1 不同状态下焊缝金属显微组织及其硬度分析

首先对不同状态下焊缝金属显微组织进行分析, 图 4 为焊态下焊缝金属显微组织。焊缝金属经多层多道焊工艺, 与刘刚^[11]的研究不同, 除了柱状晶区和再热晶区外, Q690 高强钢焊缝金属中还出现一个介于柱状晶区和再热晶区中间的

区域——中间两相区,如图 4a 所示。焊缝金属柱状晶区晶粒具有明显的取向性,如图 4b 所示,图中存在数十条明显的黑色带状组织,通过 SEM 发现其为板条贝氏体和碳化物聚集的区域,其中板条贝氏体居多。而在两条黑色带状组织中间,块状铁素体和多边形铁素体竞争生长, M-A 组元和碳化物在晶内少量析出,碳化物除了在晶内分布以外,还在晶界有少许分布。此外,在带状组织中间还有少量的针状铁素体。中间两相区和再热晶区为原有柱状晶区经过后一道次再热的区域,中间两相区经历的峰值温度为 1 350 °C^[12]。据胡涛等^[13]的研究,碳化物溶解温度为 830~1 050 °C。中间两

相区经历的温度超过了碳化物溶解温度,使得该区碳化物几乎全部溶解于基体中,该区碳化物含量较低。此外,该区金属处于过热状态,晶粒会发生严重粗化,使得该区块状铁素体和多边形铁素体粗化,晶粒明显大于柱状晶区。经过后一道次再热的区域除了中间两相区外,还存在一个经历峰值温度为 1 000 °C 的再热晶区^[12]。再热晶区经历的峰值温度使前一道次的带状组织板条贝氏体和碳化物部分溶解,因此,该区碳化物含量比柱状晶区低。除此以外,再热晶区经历的峰值温度对前一道次的组织还有细化作用,使得该区块状铁素体和多边形铁素体晶粒比柱状晶区细小。

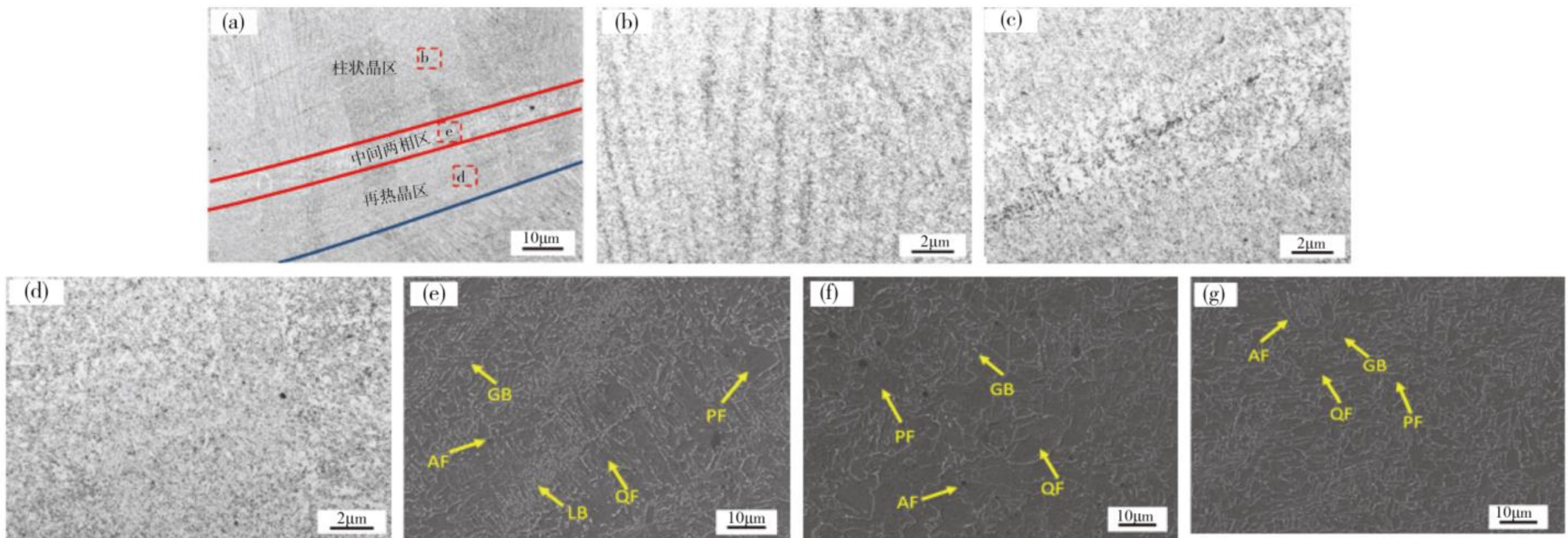


图 4 焊态焊缝显微组织:(a) 焊缝三区整体图;(b) 柱状晶区-OM;(c) 中间两相区-OM;(d) 再热晶区-OM;(e) 柱状晶区-SEM;(f) 中间两相区-SEM;(g) 再热晶区-SEM
 Fig. 4 Microstructure of as-welded metal: (a) whole figure showing three regions in the weld metal; (b) columnar gain zone-OM; (c) the middle two-phase zone-OM; (d) reheated zone-OM; (e) columnar gain zone-SEM; (f) the middle two-phase zone-SEM; (g) reheated zone-SEM

经过 580 °C 和 620 °C 热处理后的焊缝显微组织分别如图 5 和图 6 所示。经过 580 °C 热处理后,柱状晶区黑色带状组织中的板条贝氏体减少,多边形铁素体和块状铁素体晶粒尺寸增大。中间两相区碳化物稍微增多,块状铁素体和多边形铁素体尺寸进一步增大。再热晶区除了碳化物增多外,块状铁素体尺寸也有所增大。焊缝金属经过 620 °C 热处理后,

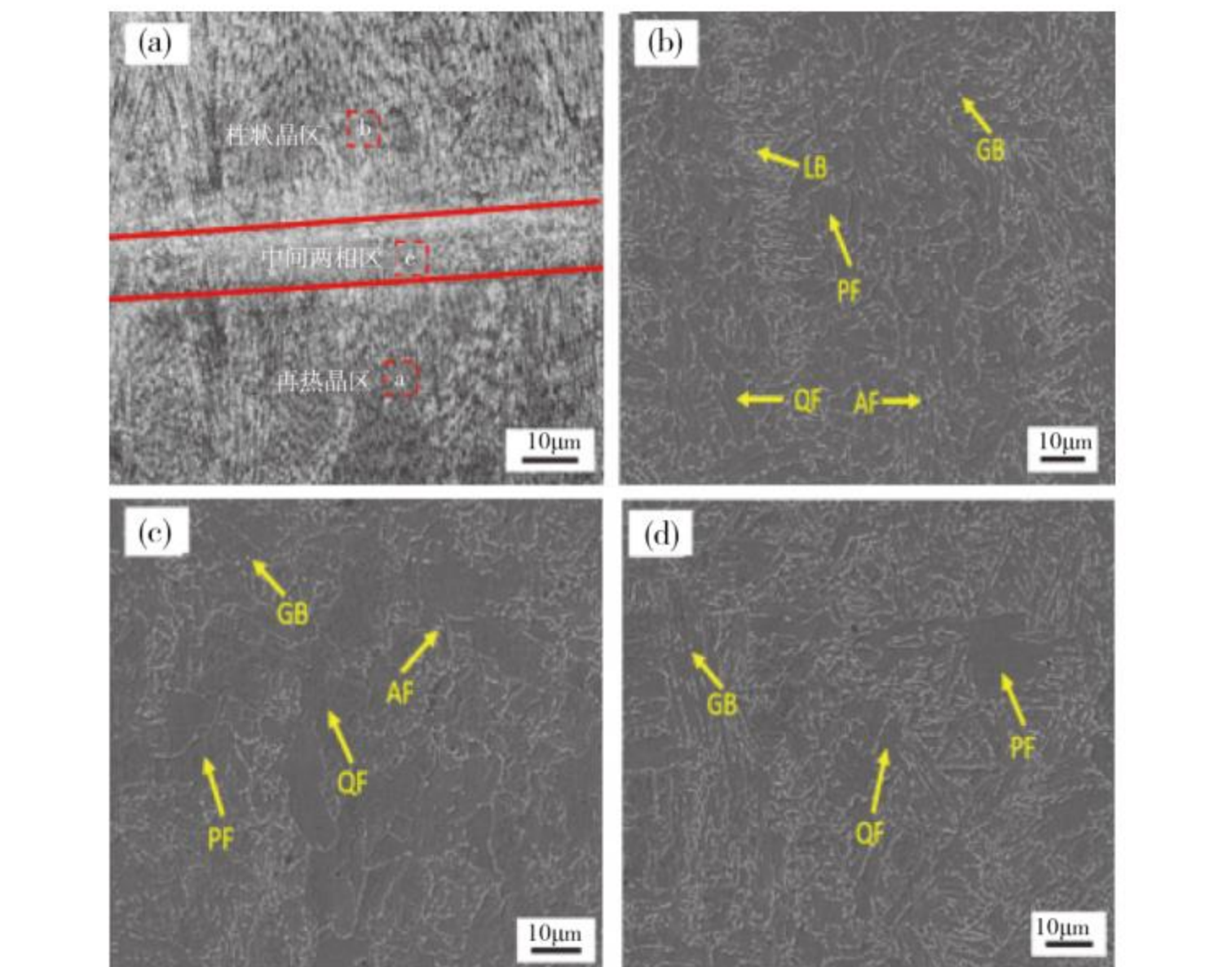


图 6 620 °C 热处理态焊缝显微组织:(a) 焊缝三区整体图;(b) 柱状晶区;(c) 中间两相区;(d) 再热晶区
 Fig. 6 Microstructure of as-heated specimen with 620 °C: (a) whole figure showing three regions in the weld metal; (b) columnar gain zone; (c) the middle two-phase zone; (d) reheated zone

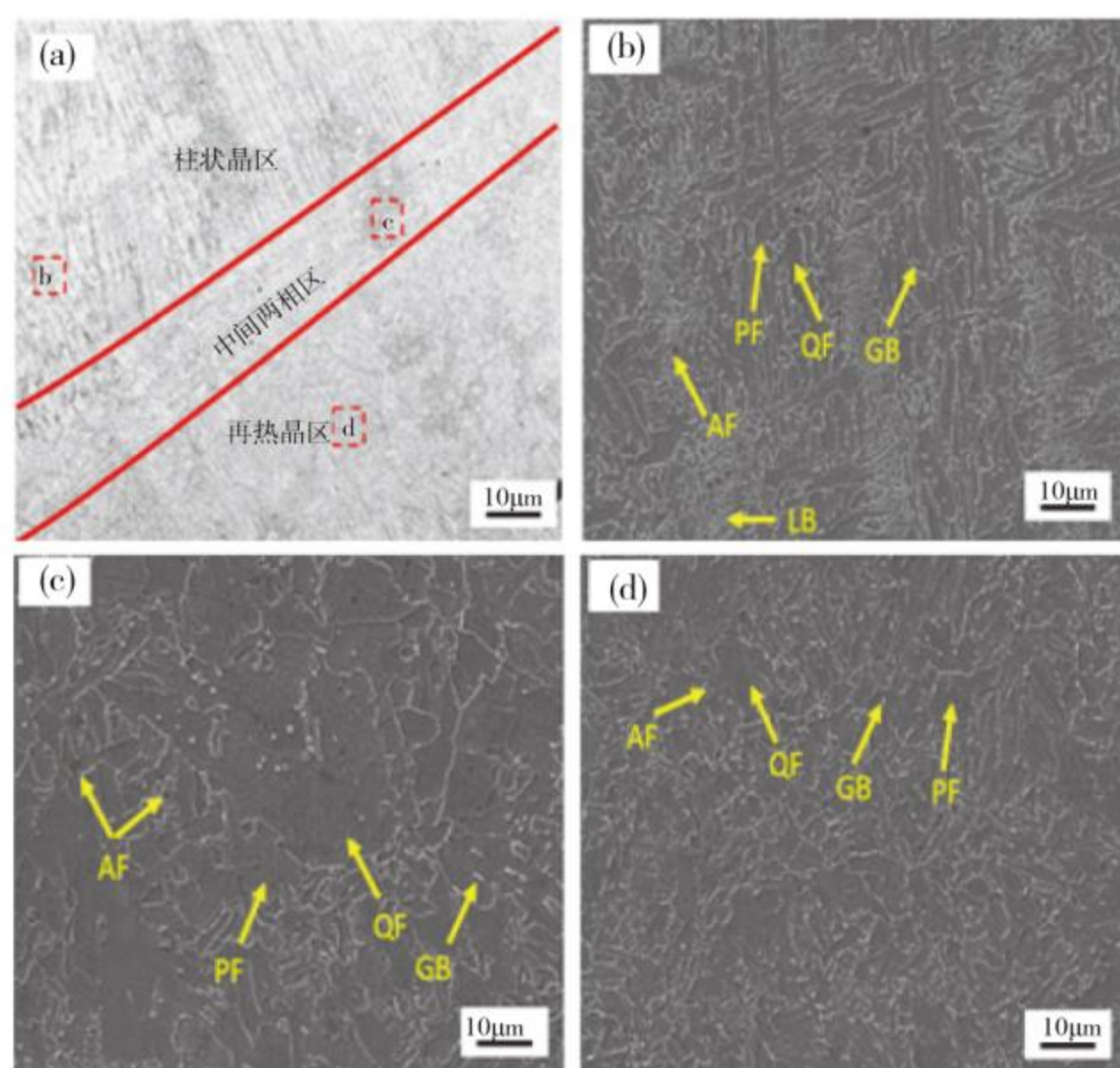


图 5 580 °C 热处理态焊缝显微组织:(a) 焊缝三区整体图;(b) 柱状晶区;(c) 中间两相区;(d) 再热晶区
 Fig. 5 Microstructure of as-heated specimen with 580 °C: (a) whole figure showing three regions in the weld metal; (b) columnar gain zone; (c) the middle two-phase zone; (d) reheated zone

柱状晶区板条贝氏体和碳化物进一步减少,中间两相区和再热晶区碳化物增加,但块状铁素体和多边形铁素体晶粒有所细化。

焊态和经过 580 °C、620 °C 热处理后的焊缝金属显微硬度如图 7 所示。焊态下焊缝金属显微硬度较高,在 280HV 左右,波动性较大。经过 580 °C 和 620 °C 退火热处理后焊缝金

属显微硬度值有所降低,且经过 620 °C 退火后硬度降低幅度比 580 °C 大 10HV 左右,其硬度值在 250HV 左右,存在波动性。焊态硬度值高于热处理态硬度的原因在于微观组织的差异。焊态下,有些局部区域显微硬度达到了 300HV 以上,其受柱状晶区中的带状组织-板条贝氏体的影响。此外,还存在极小区域的显微硬度在 255HV 左右,其原因为中间两相区的块状铁素体使得该区域显微硬度较低。热处理后,板条贝氏体减少,块状铁素体和多边形铁素体增加,使得热处理后焊缝金属硬度降低。在高热处理温度下,柱状晶区中的带状组织板条贝氏体进一步减少,硬度较低的块状铁素体和多边形铁素体增加,使得经过 620 °C 热处理后的焊缝金属大部分区域硬度低于 580 °C。其中经过 620 °C 热处理后的焊缝金属部分硬度高于 580 °C,其原因在于 620 °C 热处理对焊缝金属中再热晶区晶粒有细化作用,使得部分硬度较高。焊态和热处理态焊缝金属显微硬度都存在波动性,其原因为焊缝金属显微组织不均匀。

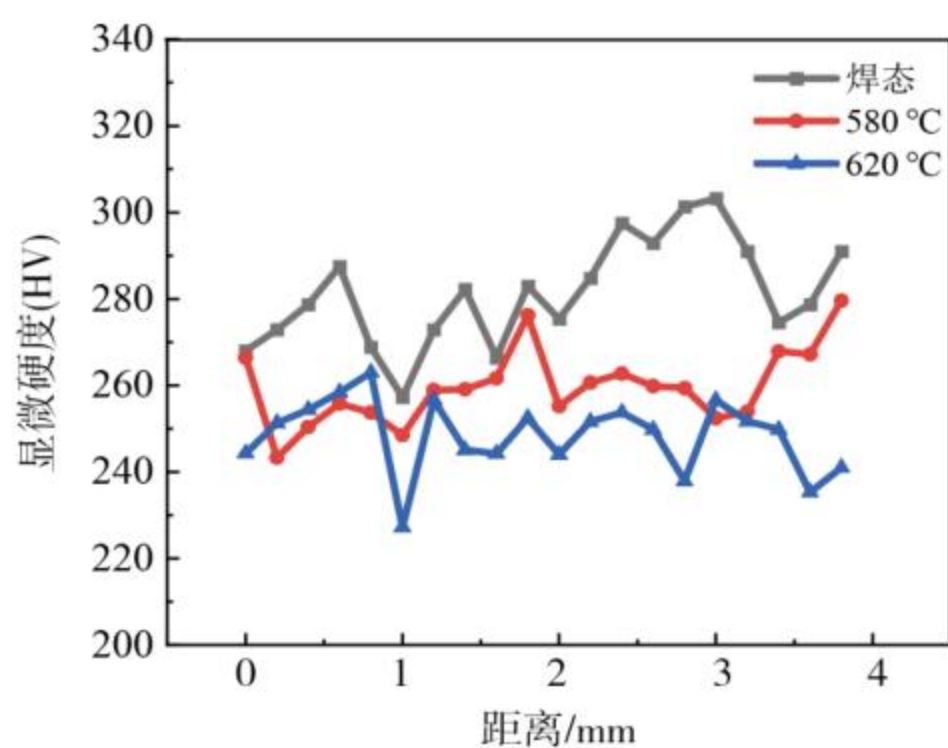


图 7 焊态和热处理态焊缝金属的硬度
Fig. 7 Hardness of weld metals with as-welded and as-PWHT (post welding heat treatment)

2.2 不同状态下焊缝金属的冲击韧性

焊态和热处理态焊缝金属的冲击功如图 8 所示。焊缝金属焊态冲击功的平均值为 130 J,而经过 580 °C、600 °C、610 °C、620 °C 热处理后冲击功的平均值分别为 66 J、104 J、118 J、118 J。可以看出,经过 580 °C 热处理后,焊缝金属的冲击功急剧下降,随着退火温度的继续升高,焊缝金属的冲击功逐渐增加,增加趋势随着温度升高逐渐趋于缓慢,最后保持同一水平 118 J 左右,但是此时冲击功还是低于焊态。

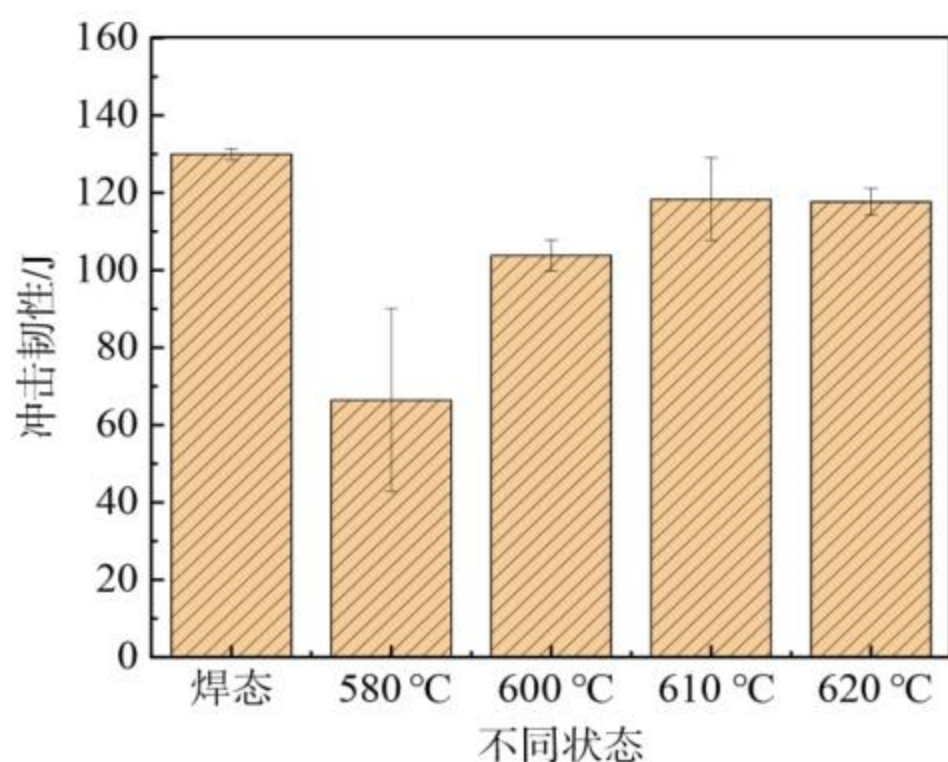


图 8 焊态和热处理态焊缝金属的冲击功
Fig. 8 Impact energy of weld metals with as-welded and as-PWHT (post welding heat treatment)

为了确定断裂模式及起裂源附近的金相组织,需对不同状态下焊缝金属的冲击断口进行宏观形貌与起裂源微观形

貌的观察。在微观尺度上,根据断口特征,断裂模式可分为在拉应力作用下沿着晶格面分离的解理断裂和在拉应力、剪切应力共同作用下沿着韧窝壁进行滑移的韧窝断裂。焊态和热处理态下焊缝金属冲击断口的宏观形貌及起裂源放大形貌分别如图 9 和图 10 所示。焊缝金属在焊态时的断裂模式为韧性断裂,纤维区和剪切唇微观上为大小不一的韧窝,但是在纤维区除了韧窝外,还存在四周被韧窝包围的解理小面,如图 10a 所示。焊缝金属在热处理状态下的断裂模式为解理断裂加韧窝断裂的混合断裂模式,即断口上既有解理断裂模式的放射区,又有韧窝断裂的纤维区和剪切唇,在微观断口上展现出河流状花样的解理台阶、韧窝、撕裂脊共存的现象。经过热处理后,焊缝金属的冲击功降低,与其相对应的断口由韧性断裂转变为混合断裂,韧性恶化。

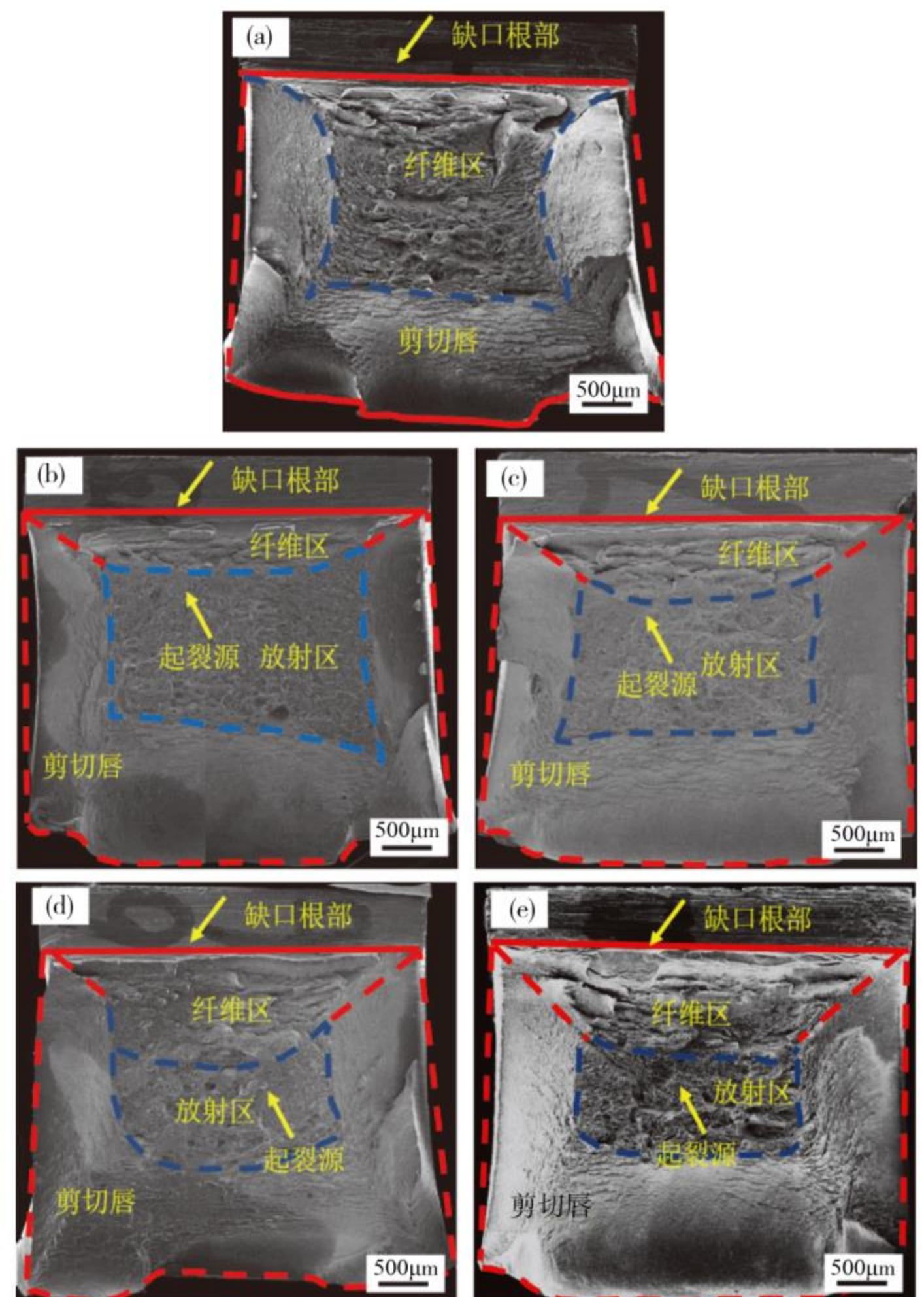


图 9 焊态和热处理态焊缝金属的冲击断口宏观形貌: (a) 焊态; (b) 580 °C; (c) 600 °C; (d) 610 °C; (e) 620 °C
Fig. 9 Macro-impact fracture surfaces of weld metals with as-welded and as-PWHT: (a) as welded; (b) 580 °C; (c) 600 °C; (d) 610 °C; (e) 620 °C

冲击断口一般由缺口区域、纤维区、放射区以及剪切唇组成。冲击断口上纤维区、剪切唇、放射区的面积比能直观地反映试样冲击韧性的好坏。图 11 是对不同状态下冲击断口上的放射区、纤维区以及剪切唇面积占比的统计结果。不同状态下焊缝冲击断口上剪切唇的面积占总面积的 1/2 以上,表明焊缝金属具有优异的冲击韧性。如图 9a 所示,试样为韧性断裂,纤维区中的解理小面仅占 4.7%,纤维区和剪切唇几乎占据整个断裂面;反过来,当试样为脆性断裂时,放射区会占据整个断裂面,无纤维区和剪切唇。焊缝金属经过热处理后,由韧性断裂转变为韧性断裂加解理断裂的混合断裂

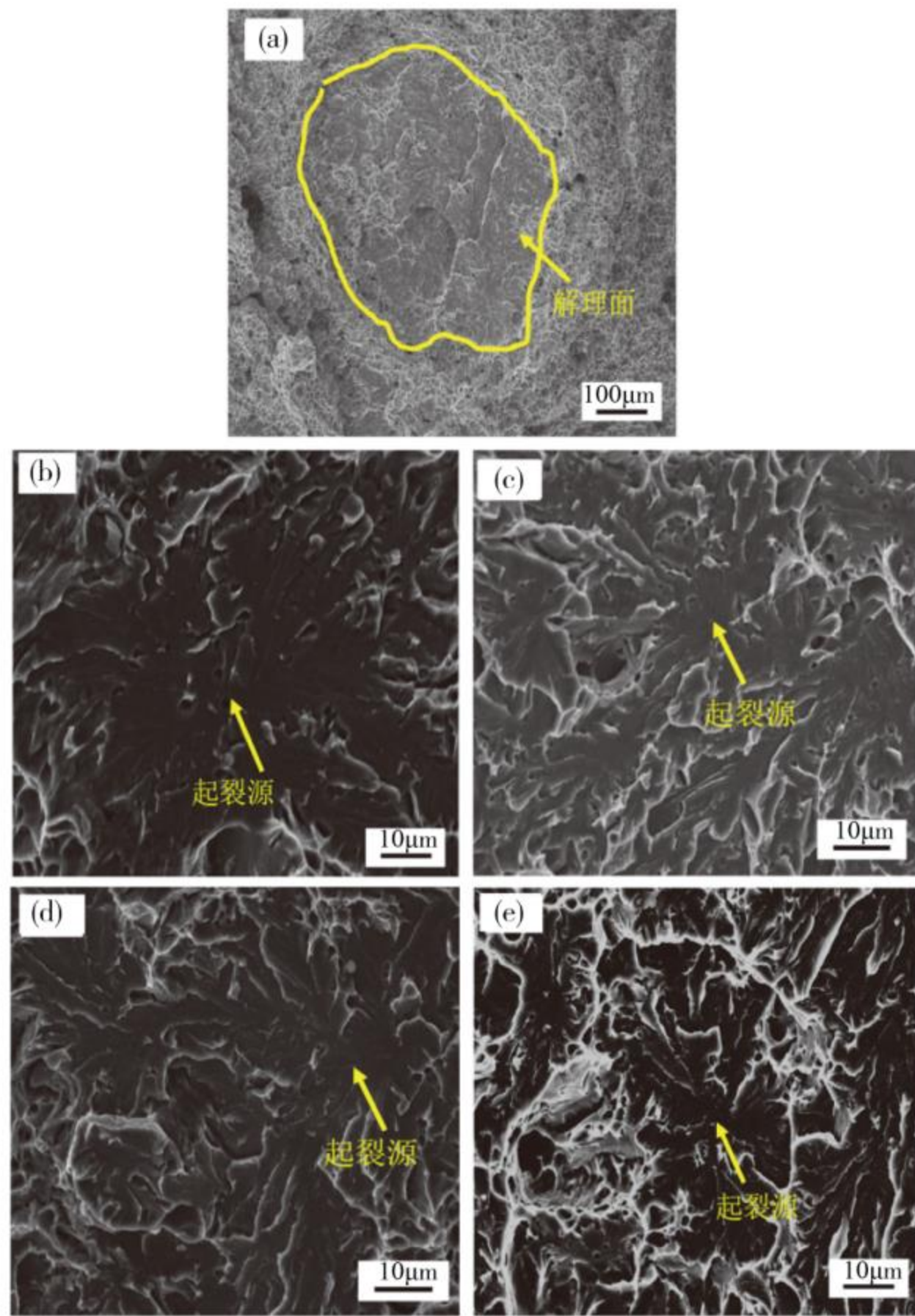


图 10 焊态和热处理态焊缝金属的冲击断口起裂源放大形貌:(a) 焊态;(b) 580 °C;(c) 600 °C;(d) 610 °C;(e) 620 °C

Fig. 10 Micro-initiation source of weld metals with as-welded and as-PWHT: (a) as welded;(b) 580 °C;(c) 600 °C;(d) 610 °C;(e) 620 °C

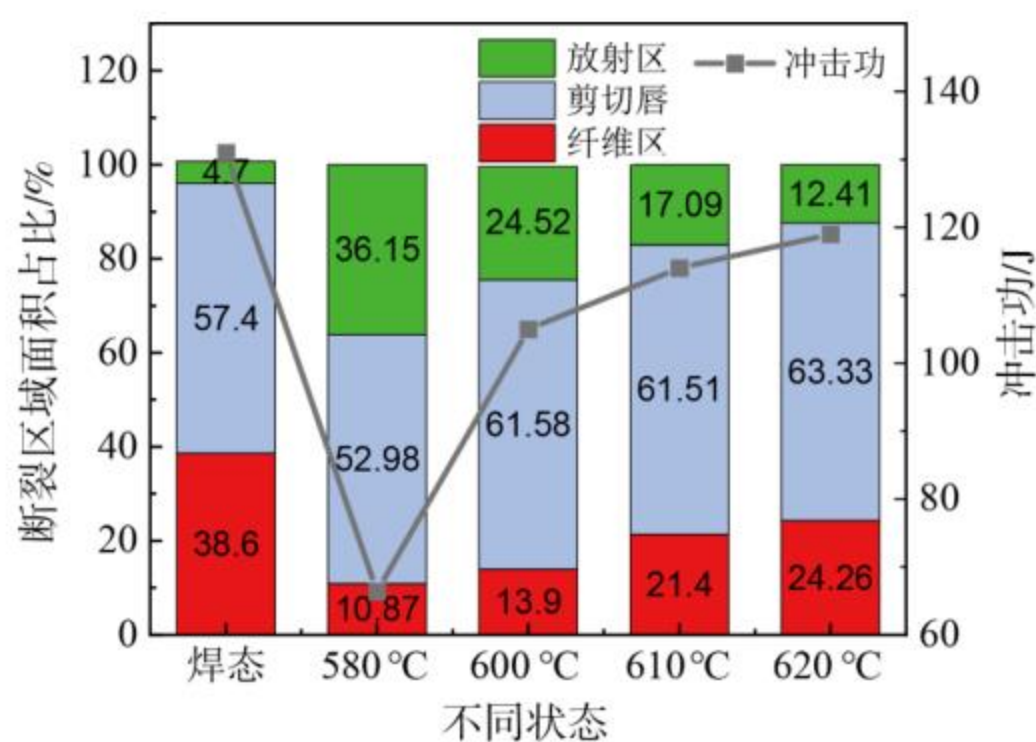


图 11 不同状态下断口各区域面积占比

Fig. 11 Area proportion of each area under different states

模式,其断口上放射区、纤维区和剪切唇面积各有占比,各区域面积比值与冲击功有关。经过 580 °C 热处理后的试样冲击断口上放射区面积占比为 36.15%,剪切唇占比为 52.98%,纤维区占比为 10.87%;而经过 620 °C 热处理后的试样冲击断口上放射区面积占比为 12.41%,剪切唇占比为 63.33%,纤维区占比为 24.26%。冲击断口上纤维区面积和剪切唇面积占比越大,放射区面积占比越小,冲击功越大,冲击韧性越好。

2.3 起裂源附近组织分析

为了确定热处理态试样开裂的原因,需对起裂源附近的组织进行观察。图 12 为焊缝金属在不同热处理状态下起裂源附近的组织。从图 12 可以看出,起裂源附近都存在粗大的块状铁素体,铁素体晶界处分布着少量的 M-A 组元和碳化物,铁素体内部分布着极少的 M-A 组元。当试样发生变形时,塑性变形受限于块状铁素体晶界内,再加上块状铁素体

晶界上析出的碳化物较多,位错常塞积或缠结于此,从而使得试样优先在此处开裂,更易成为该冲击试样的起裂源。起裂源处除了尺寸较大的块状铁素体外,还存在一些晶粒尺寸较小的多边形铁素体。与起裂源周围其他组织相比,起裂源处形状不一且粗大的块状铁素体更薄弱,它在脆性断裂过程中对应的断裂阻力 σ_f 更小,则应力 σ_{yy} 更容易大于断裂阻力 σ_f ,试样更容易断裂。此外,与其他热处理状态下起裂源附近的组织相比,580 °C 热处理态起裂源附近存在 3 个大小不一的块状铁素体晶粒(如图 12a 所示),其尺寸略大,但是冲击韧性严重恶化。由此可以判断,焊缝金属的冲击韧性不仅取决于块状铁素体的晶粒尺寸,还与其数量有关。

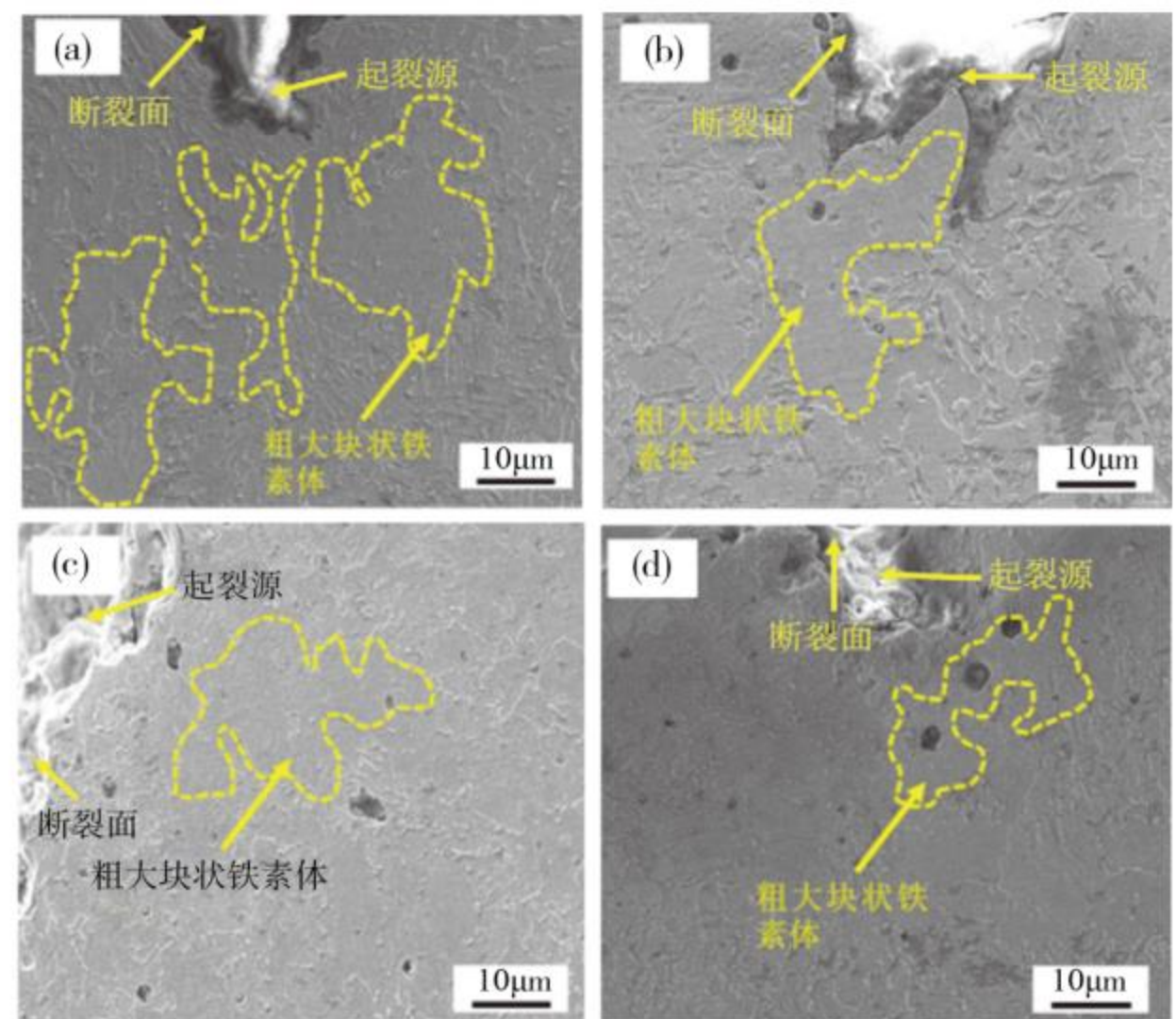


图 12 热处理态下起裂源附近的组织:(a) 580 °C;(b) 600 °C;(c) 610 °C;(d) 620 °C

Fig. 12 Microstructure near the initiation source of heat treated state: (a) 580 °C;(b) 600 °C;(c) 610 °C;(d) 620 °C

通过起裂源附近的组织判断出是焊缝金属中存在的粗大块状铁素体引起了开裂,结合图 4,块状铁素体在焊缝中的中间两相区最为粗大,由此可以判断不同状态下试样会在焊缝中的中间两相区优先发生开裂。为了分析不同状态下冲击功存在差异的原因,对不同状态下焊缝金属中中间两相区的块状铁素体进行了晶粒尺寸统计,如图 13 所示。焊态焊缝金属中,块状铁素体晶粒尺寸最小,为 16.9 μm,当焊缝金属经过热处理后,中间两相区的块状铁素体发生晶粒粗化现象。其中,块状铁素体在经过 560 °C 热处理后晶粒尺寸最大,为 40.4 μm。但随着热处理温度升高,中间两相区中块状铁素体晶粒细化,在经过 620 °C 热处理后,晶粒尺寸为 25.3 μm。

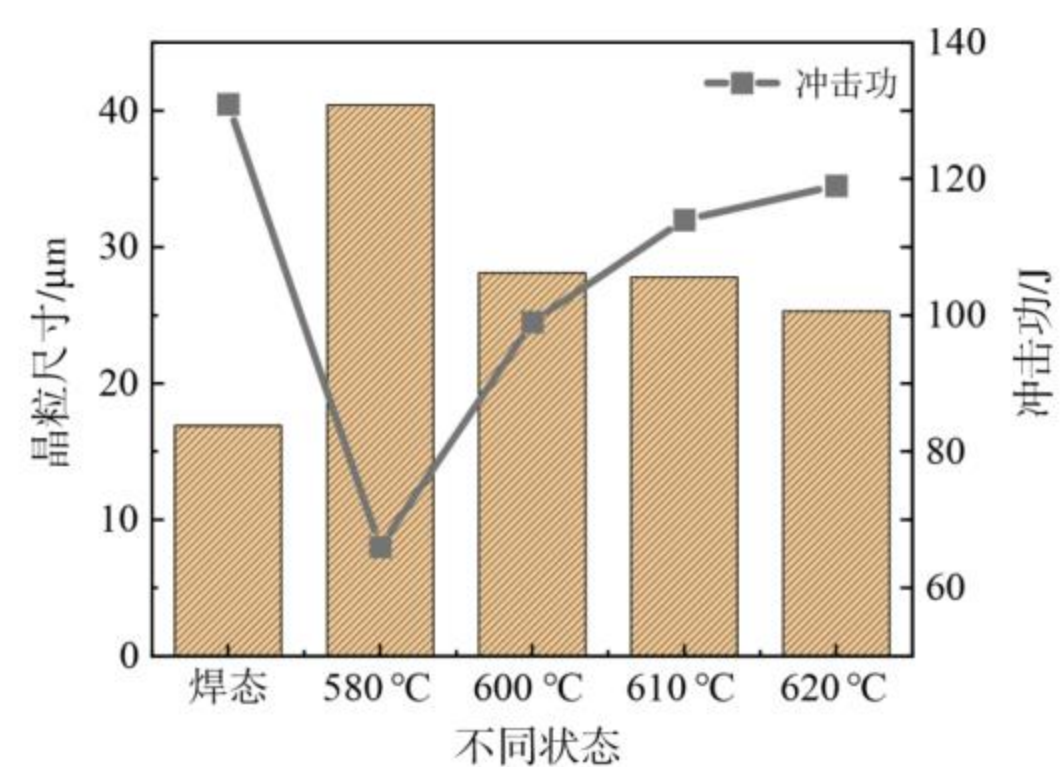


图 13 不同状态下中间两相区块状铁素体晶粒尺寸与冲击功的关系

Fig. 13 Relation between massive ferrite size and impact energy in middle two-phase region under different states

与冲击功结合来看,大晶粒尺寸的块状铁素体反而具有低的冲击功,小晶粒尺寸的块状铁素体试样具有高冲击功。由此可见,冲击韧性的好坏与焊缝中间两相区的块状铁素体晶粒尺寸有关,中间两相区块状铁素体晶粒尺寸越大,冲击功越低,冲击韧性越差。

2.4 不同状态下焊缝金属的碳化物分析

中间两相区除了大部分被粗大的块状铁素体和多边形铁素体占据外,在铁素体晶界处还分布着少量的碳化物,如图 5c 所示。为了分析热处理前后碳化物对冲击韧性的影响,对焊态和经过 580 °C 热处理后的焊缝金属进行了碳化物萃取,并对萃取的碳化物进行 XRD 表征,结果如图 14a 所示。由此可以看出,热处理前后焊缝金属中存在 MC 型和 M_7C_3 型碳化物。其中, M_7C_3 型碳化物具有复杂正交点阵结构,硬而脆,可降低晶界的连续性,使晶界结合力降低,恶化材料的韧性。图 14b 中插图不同状态下中间两相区的碳化物形貌,碳化物均呈现棒状、椭球状和不规则的形状且大多都在晶界分布。随后,对中间两相区的碳化物所占面积分数和平均晶粒尺寸进行了统计。统计结果显示,焊态的焊缝金属中,中间两相区碳化物的面积分数为 1.8%,平均晶粒尺寸为 0.27 μm ;经过 580 °C 和 620 °C 热处理后碳化物面积分数分别为 4.8% 和 6.4%,平均晶粒尺寸增长至 0.31 μm 和 0.33 μm 。热处理后,碳化物类型和形貌几乎没有发生转变,但是碳化物面积占比和晶粒尺寸增加,晶界结合力降低,使得冲击韧性恶化。

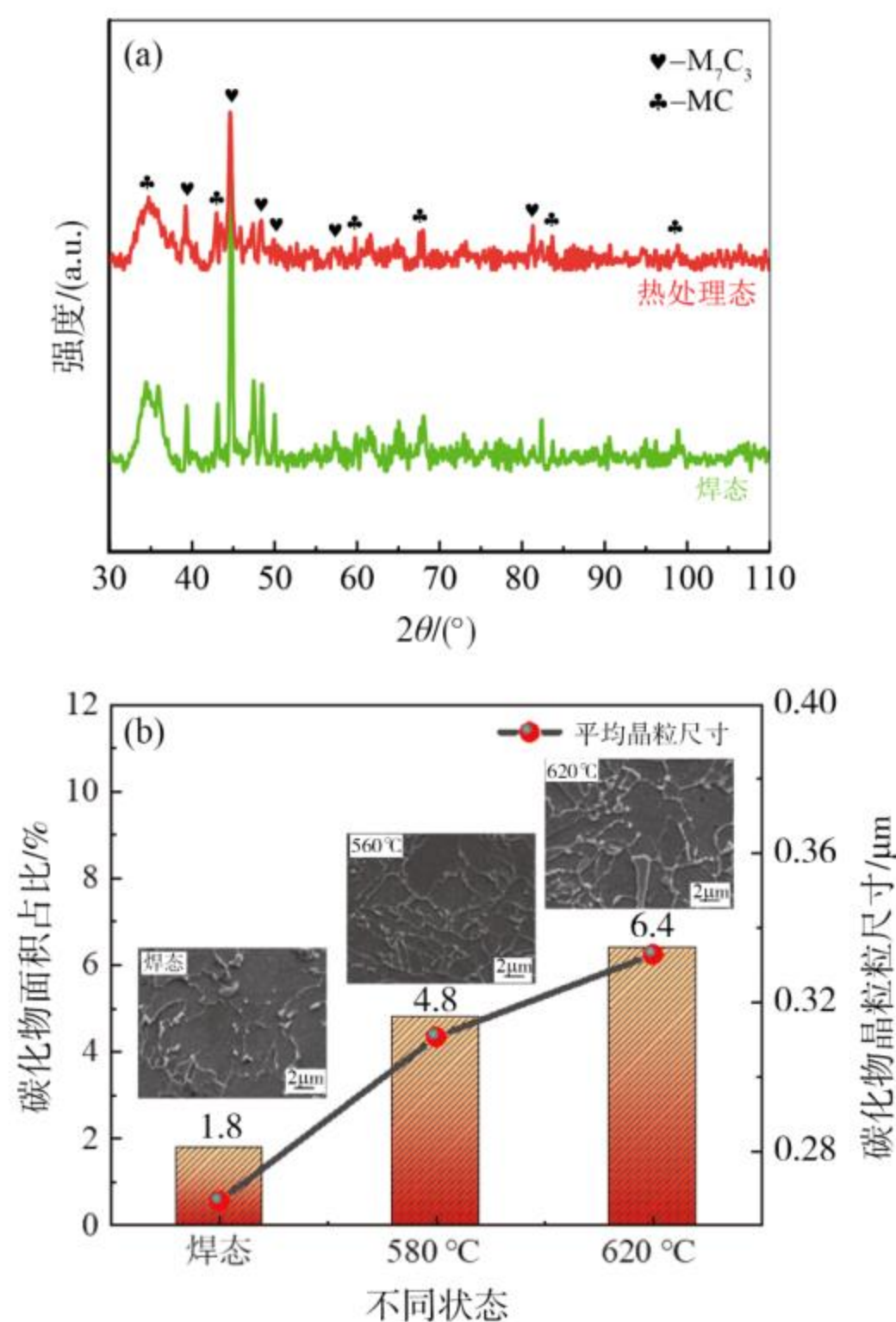


图 14 不同状态下碳化物分析:(a) XRD 结果;(b) 面积占比
Fig. 14 Analysis of carbide under different states: (a) XRD results; (b) area ratio

MC 型和 M_7C_3 型碳化物与 C、Mn 元素有关,故对不同状态下的焊缝金属进行 C、Mn 元素分析,结果如图 15 所示。焊态下,C 元素偏析不太明显,Mn 元素偏析较明显,这是因为在整个焊缝金属中,C 含量仅为 0.04。C 元素和 Mn 元素均在中间两相区贫瘠,在柱状晶区富集。经过 580 °C 热处理

后,C 元素几乎均匀分布,Mn 元素还是存在偏析。如图 15e 所示,Mn 元素无明显贫瘠区域,表明在热处理过程中,C 元素和 Mn 元素发生扩散。随着热处理温度的升高,C 元素和 Mn 元素几乎均匀分布。这表明随着热处理温度的升高,C 元素和 Mn 元素从柱状晶区向中间两相区扩散的速率加快,从而使得中间两相区碳化物面积占比增加。

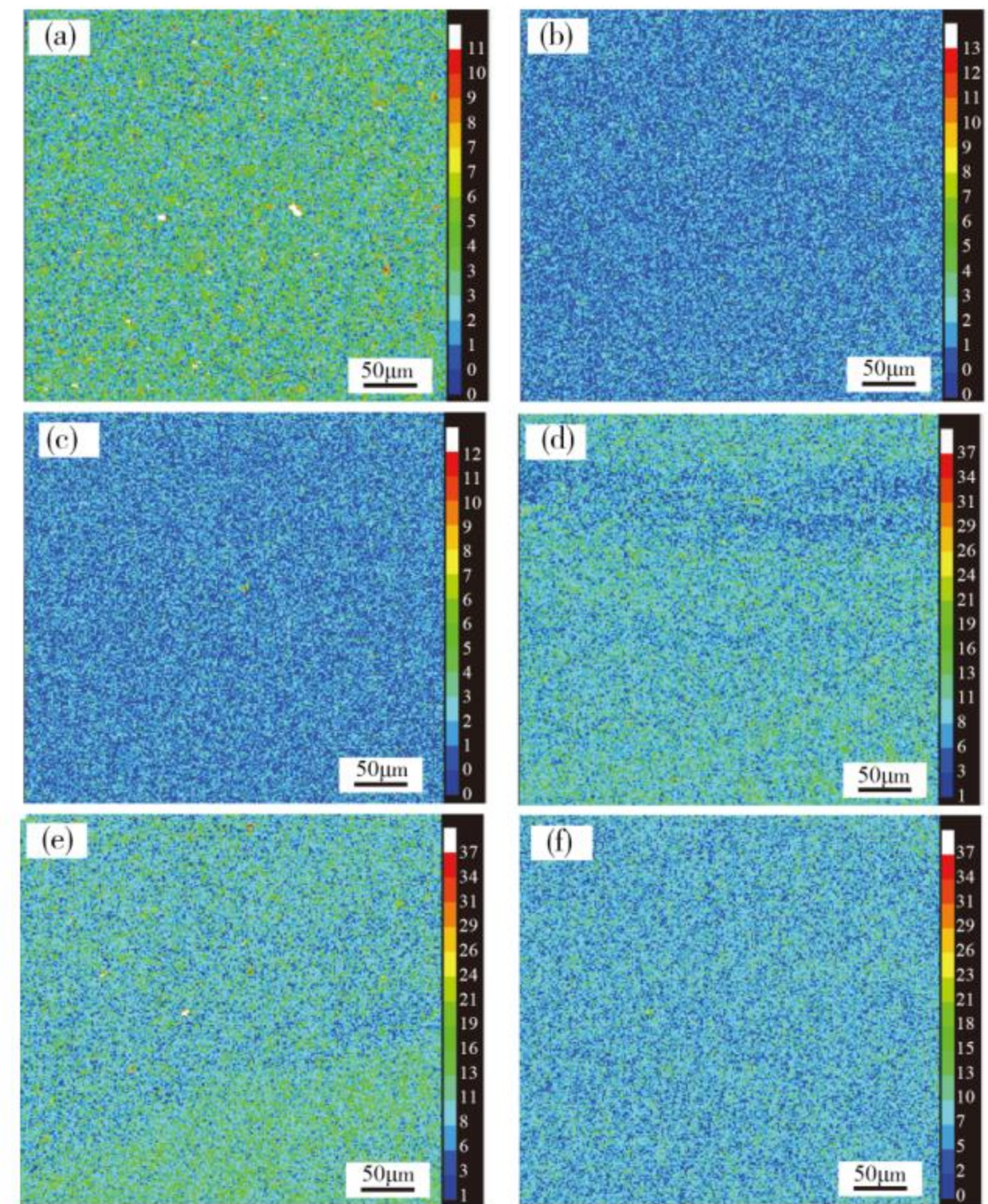


图 15 不同状态下焊缝金属((a—c) C 元素和(d—f) Mn 元素)电子探针分析:(a,d)焊态;(b,e)580 °C;(c,f)620 °C(电子版为彩图)

Fig. 15 Electrical probe analysis of weld metal((a—c) C and (d—f) Mn) under different states: (a,d) as-welded, (b,e) 580 °C, (c,f) 620 °C

2.5 不同状态下焊缝金属 EBSD 分析

为了进一步分析不同状态下冲击功存在差异的原因,对不同状态下焊缝金属柱状晶区进行 EBSD 表征,结果如图 16 所示。其中不同的晶体取向以不同颜色表示,红色表示 $\{001\}$ 取向,绿色表示 $\{101\}$ 取向,蓝色表示 $\{111\}$ 取向。焊态时,焊缝金属柱状晶区的晶粒取向大多为 $\{001\}$ 和 $\{101\}$, $\{111\}$ 取向的晶粒仅占 10.2%。经过 580 °C 热处理后,柱状晶区晶粒取向主要为 $\{111\}$,占 55.8%。这与焊缝金属经过 580 °C 热处理后的显微组织结果相符,块状铁素体增多且块状铁素体以 $\{111\}$ 取向为主。当热处理温度升高至 620 °C 时,以 $\{101\}$ 取向的晶粒为主,取向 $\{111\}$ 的晶粒比例下降,占 14.5%。再结合晶界取向差图,黑色代表着小角度晶界(晶界取向差 2~15°),红色代表着大角度晶界(晶界取向差大于 15°)。焊缝金属热处理后,由于块状铁素体和多边形铁素体晶粒粗化,在块状铁素体和多边形内部几乎没有大角度晶界,如图 16e 椭圆所示,大角度晶界减少。研究表明,大角度晶界能有效阻碍裂纹的扩展。大角度晶界减少使裂纹在扩展过程中消耗的能量减少,冲击韧性降低。随着热处理温度的升高,块状铁素体和多边形铁素体细化,大角度晶界增加,有效地阻碍了裂纹的扩展,提高了冲击韧性。

2.6 不同状态下冲击功存在差异的原因分析

热处理前,焊缝金属冲击功为 130 J,经过 580 °C 热处理

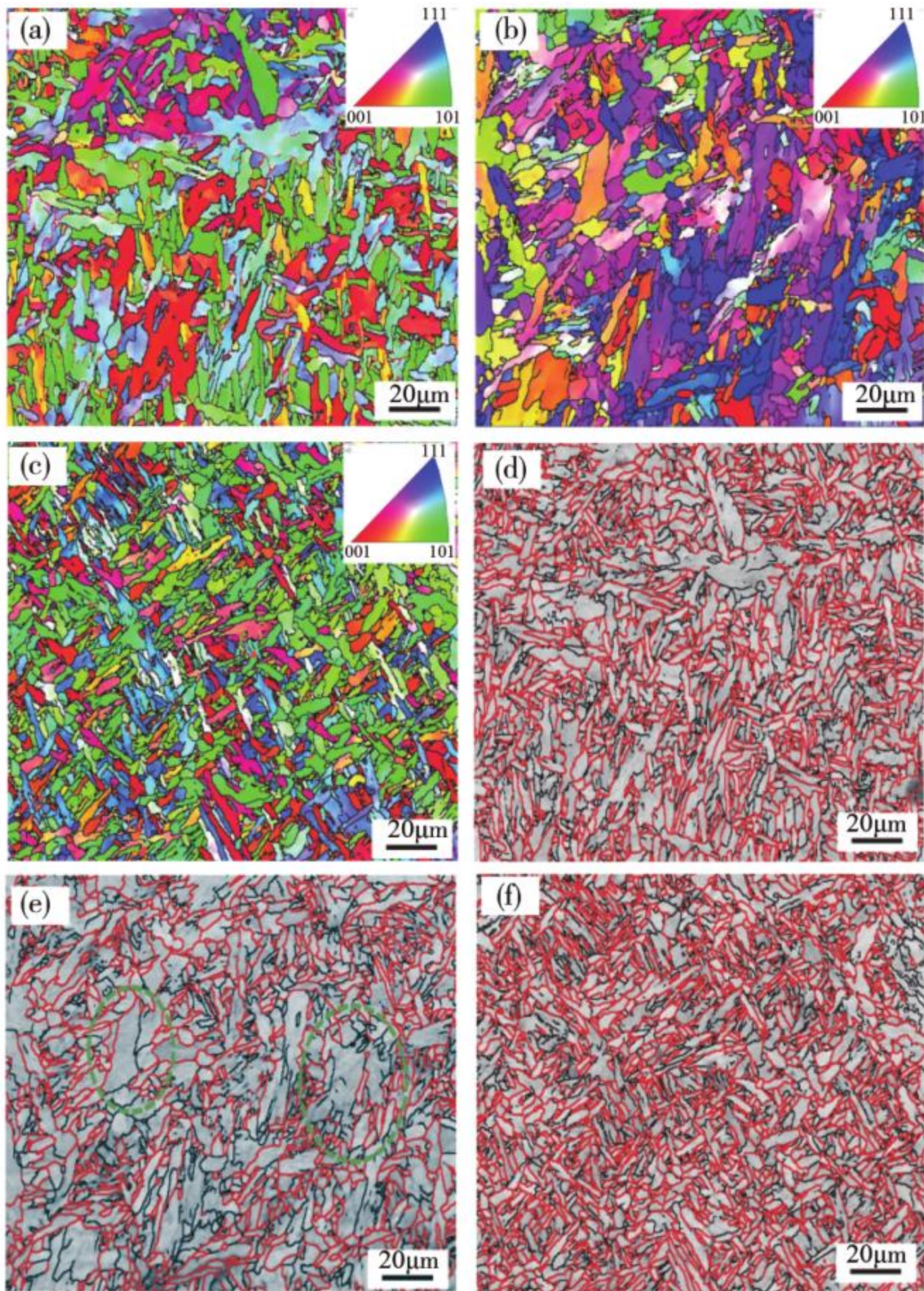


图 16 不同状态下焊缝金属的 EBSD 分析:(a)焊态 IPF 图;(b)580 °C IPF 图;(c)620 °C IPF 图;(d)焊态晶界取向差图;(e)580 °C 晶界取向差图;(f)620 °C 晶界取向差图(电子版为彩图)

Fig. 16 EBSD analysis of weld metal under different states:(a) IPF diagram with as-welded;(b) IPF diagram with 580 °C;(c) IPF diagram with 620 °C;(d) grain boundary misorientation (GBM) with as-welded;(e) GBM with 580 °C;(f) GBM with 620 °C

后,冲击功下降到 66 J。冲击功的下降不可避免地与焊缝金属的微观组织有关。热处理过程中,焊缝金属组织发生回复作用,板条贝氏体开始分解,细小的板条转变成粗大且晶粒取向为 $\{111\}$ 的块状铁素体和多边形铁素体,这是因为与 $\{101\}$ 和 $\{001\}$ 取向的晶粒相比, $\{111\}$ 取向的晶粒应变能较高,会优先形核并长大,从而吞噬 $\{001\}$ 的变形晶粒来完成回复作用^[14]。崔桂彬等^[15]指出, $\{111\}$ 晶粒的位错密度高于 $\{001\}$ 晶粒。高位错密度会严重地阻碍位错的移动,使得位错滑移变得困难,从而导致热处理后冲击韧性变差^[16]。其次,部分铁素体开始由针状向块状转变,铁素体晶粒长大。细小板条的转变使得铁素体-贝氏体板条束界面、奥氏体晶界-贝氏体界面减少,大角度晶界也减少,如图 14b 所示。大角度晶界的减少降低了裂纹在扩展过程中消耗的能量,从而降低了冲击韧性。中间两相区块状铁素体晶粒的尺寸增大,使得当块状铁素体内部出现裂纹时,裂纹可以轻易扩展至粗大铁素体晶粒边界,从而降低冲击韧性。左月等^[17]指出,先共析铁素体和侧板条铁素体体积占比越大,越不利于韧性提高,因此要尽量减小其体积占比。大角度晶界的减少和中间两相区块状铁素体的粗化恶化了焊缝金属的冲击韧性。此外,柱状晶区 C、Mn 含量较高,中间两相区 C、Mn 含量较低,热处理过程中,C、Mn 会从柱状晶区向中间两相区扩散,使得热处理后 MC 型和 M_7C_3 型碳化物在中间两相区析出增多。同时,由于晶界处存在较多空穴和位错等缺陷,原子在晶界

处的扩散速度快于晶内,MC 和 M_7C_3 型碳化物更易在晶界上形核长大,晶粒尺寸从焊态的 0.27 μm 增长至热处理态的 0.31 μm ,从而导致晶界脆化。碳化物属于脆硬相,碳化物尺寸增大,碳化物的临界解理应力减小,则位错堆积产生的应力更容易超过临界解理应力,进而在碳化物上形成微裂纹^[18-19]。同时,Deng 等^[20]指出,随着碳化物面积分数增加,分布在晶界的亚微米级碳化物更容易降低界面凝聚力,导致裂纹形核。总之,热处理后,焊缝金属发生回复作用,块状铁素体晶粒尺寸的增大、大角度晶界的减少和碳化物的析出使得焊缝金属的冲击功降低,导致出现了解理断裂区域。

焊缝金属经过 620 °C 热处理后,冲击功从 66 J 增加到 118 J。随着热处理温度的升高,C、Mn 原子热运动加剧,扩散能力增强,使得该状态下焊缝金属 C、Mn 元素均匀分布,Mn 元素的扩散增强过冷奥氏体的稳定性,使奥氏体转变向较低的温度进行,从而抑制焊缝金属中中间两相区块状铁素体的形成。同时,根据块状铁素体开始转变温度的计算公式^[21],块状铁素体开始转变温度为 530 °C,热处理温度远高于该温度,使得该温度下块状铁素体部分分解。块状铁素体分解使原始奥氏体晶粒被切割为尺寸较小的相,产生一定程度的细晶强化,如图 13 所示。晶粒细化增加了裂纹扩展障碍,使裂纹扩展过程中消耗的能量增多,从而提高焊缝金属的冲击韧性。董万龙等^[22]指出,材料内部晶粒尺寸越小,韧脆转变温度越低,低温韧性越好。其次,在高热处理温度下, $\{101\}$ 取向晶粒的增加也会提高焊缝金属的冲击韧性。这是因为 $\{111\}$ 与 $\{110\}$ 取向的晶粒存在较大的取向差^[15],所以在高温度的热处理过程中,部分 $\{101\}$ 取向的晶粒吞噬 $\{111\}$ 取向的晶粒,导致高热处理温度下柱状晶区 $\{111\}$ 取向的晶粒含量下降, $\{101\}$ 取向的晶粒含量上升。若要避免取向为 $\{111\}$ 的晶粒对冲击韧性的恶化,需提高焊后热处理温度及延长处理时间,使得 $\{101\}$ 晶粒向 $\{111\}$ 晶粒彻底转变。但是在该热处理温度下,柱状晶区晶粒尺寸比焊态小(如图 16c 所示),中间两相区块状铁素体晶粒尺寸比焊态大,这是因为柱状晶区 Mn 含量较高(如图 15d 所示),抑制作用较强,再加上块状铁素体分解,从而使得柱状晶区晶粒尺寸不增反减。只根据柱状晶区晶粒尺寸来说,经过 620 °C 热处理后的冲击韧性应比焊态好,但此时中间两相区块状铁素体的晶粒尺寸比焊态大且中间两相区碳化物面积占比增大,晶界脆化作用较强,使得该热处理温度下冲击韧性与焊态相比较差。由此可以判断,中间两相区对整个焊缝金属冲击韧性的影响占据首位,中间两相区为整个焊缝金属的薄弱区域,会优先在此处开裂。总之,Mn 元素的抑制作用、块状铁素体的分解、焊缝金属发生的回复作用以及碳化物在晶界的析出使得焊缝金属在该热处理温度下的冲击韧性优于低热处理温度下,却低于焊态。

3 结论

(1)焊缝金属再热晶区存在黑色的带状组织——板条贝氏体和碳化物,多边形铁素体和块状铁素体分布在两条带状组织中间。中间两相区由于金属处于过热状态,为粗化的块状铁素体和多边形铁素体。再热晶区由于后一道次的再热

作用, 晶粒有所细化。

(2) 起裂源附近的组织为粗大的块状铁素体, 且中间两相区块状铁素体尺寸与冲击功变化趋势相反, 由此判断, 焊缝金属在中间两相区优先发生开裂, 引起试样断裂。

(3) 热处理过程中, 组织发生回复作用, 块状铁素体晶粒的粗化、大角度晶界的减少和碳化物的析出导致热处理下更容易发生解理断裂。随着热处理温度的升高, Mn 元素的抑制作用和块状铁素体的分解使得晶粒细化, 从而使得焊缝金属冲击功提高。

参考文献

- 1 Wang H H, Li G Q, Wan X L, et al. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2017, 22, 133.
- 2 Cheng P, Liu J, Huang X, et al. *Construction and Building Materials*, 2022, 328, 127030.
- 3 Al-Jabri K S, Lennon T, Burgess I W, et al. *Journal of Constructional Steel Research*, 1998, 46(1-3), 308.
- 4 Zhang J, Liu X, Kan W, et al. *Journal of Earthquake Engineering*, 2023, 27(8), 2088.
- 5 Zhang Y Q. Investigation on the strengthening and toughening mechanism of high strength steel in the heat affected zone during welding for crude oil storage tank. Ph. D. Thesis, Shanghai Jiao Tong University, China, 2009 (in Chinese).
张英乔. 原油储罐用高强钢焊接热影响区强韧化机理研究. 博士学位论文, 上海交通大学, 2009.
- 6 Wan X L, Wu K M, Huang G, et al. *Science & Technology of Welding & Joining*, 2016, 21(4), 295.
- 7 Pamnani R, Jayakumar T, Vasudevan M, et al. *Journal of Manufacturing Processes*, 2016, 21, 75.
- 8 Yin F X, Li X C, Chen C X, et al. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2021, 28(7), 853.
- 9 Lu S P, Wang X, Dong W C, et al. *ISIJ International*, 2013, 53(1),



焦继军, 兰州理工大学硕士研究生, 在曹睿老师的指导下进行研究, 目前主要从事高强钢焊缝金属强韧化的研究。

- 96.
- 10 An T B, Tian Z L, Dan J G, et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2015, 51(4), 7 (in Chinese).
安同邦, 田志凌, 单际国, 等. *机械工程学报*, 2015, 51(4), 7.
- 11 Liu G. Study on impact toughness stability of multi-layer and multi-pass welded metal of thick heat-resistant steel plate. Master's Thesis, Lanzhou University of Technology, China, 2019 (in Chinese).
刘刚. 耐热钢厚板多层多道焊缝金属冲击韧性稳定性研究. 硕士学位论文, 兰州理工大学, 2019.
- 12 Zhuo X. Study on microstructure and properties of welded metal of 420 MPa high toughness and weather resistant steel. Master's Thesis, Hebei University of Science & Technology, China, 2019 (in Chinese).
卓晓. 420 MPa 级高韧耐候焊条熔敷金属组织和性能研究. 硕士学位论文, 河北科技大学, 2019.
- 13 Hu T, Wu R M, Li F J, et al. *Die & Mould Industry*, 2021, 47(12), 7 (in Chinese).
胡涛, 吴日铭, 李方杰, 等. *模具工业*, 2021, 47(12), 7.
- 14 Yi M. *Iron Steel Vanadium*, 2017, 38(1), 6 (in Chinese).
佚名. *钢铁钒钛*, 2017, 38(1), 6.
- 15 Cui G B, Ju X H, Wang Z Y, et al. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(9), 6 (in Chinese).
崔桂彬, 鞠新华, 王泽阳, 等. *金属热处理*, 2020, 45(9), 6.
- 16 Puttick K E. *Nature*, 1972, 235(5338), 402.
- 17 Zuo Y, Kang J, An T B, et al. *Pressure Vessel Technology*, 2021, 38(12), 7 (in Chinese).
左月, 康举, 安同邦, 等. *压力容器*, 2021, 38(12), 7.
- 18 Curry D A, Knott J F. *Metal Science*, 1979, 13, 341.
- 19 Wang C, Wang M, Shi J, et al. *Scripta Materialia*, 2008, 58, 492.
- 20 Deng B, Yang D, Wang G, et al. *Materials*, 2021, 14(4), 1000.
- 21 Bhadeshia H, Christian J. *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21(3), 767.
- 22 Dong W L, Cao R, Jiang Y, et al. *Materials Reports*, 2022, 36(15), 5 (in Chinese).
董万龙, 曹睿, 蒋勇, 等. *材料导报*, 2022, 36(15), 5.

(责任编辑 杨霞)



曹睿, 通信作者, 博士, 兰州理工大学教授、博士研究生导师。主要从事新材料、异种材料的焊接性、强韧性、腐蚀、变形、损伤及断裂行为研究。