DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20230546

大厚度 12Cr12Mo 不锈钢电子束焊接接头显微组织及性能不均匀性

涂文斌[1]，钟国浩[1]，王善林[1]，柯黎明[1,2]，陈玉华[1]，徐睦忠[2]，余沛垌[3]，魏明炜[1]
（1. 南昌航空大学 江西省航空构件成形与连接重点实验室，江西 南昌 330063）
（2. 浙江巴顿焊接技术研究院，浙江 杭州 315032）
（3. 杭州汽轮动力集团股份有限公司，浙江 杭州 310022）

摘 要：12Cr12Mo 不锈钢是航汽轮机静叶环的重要材料，厚板 12Cr12Mo 不锈钢焊接接头会出现显微组织和性能不均匀性问题。本实验采用电子束焊接制备厚板 12Cr12Mo 不锈钢对接接头，对接头进行组织和力学性能研究。结果表明：焊接接头沿着熔深方向产生了组织和性能的不均匀性，焊缝区中主要为淬火马氏体，热影响区为马氏体和回火索氏体的混合组织，母材区为回火索氏体。焊缝区和热影响区的大角度晶界含量都随着熔深的增加而减小，焊缝区的晶粒尺寸随着熔深的增加而减小；热影响区不同厚度位置的晶粒尺寸相同，但小于焊缝区和母材晶粒尺寸。随着焊缝接头熔深的增加，拉伸强度和硬度逐渐增加，但延伸率不断降低，分层拉伸试样断裂位置出现在焊缝区，拉伸断口的韧窝随熔深的增加逐渐变小和变浅，焊缝不同区域的热输入和冷却速度引起组织演变不同是导致组织和力学性能不均匀性的主要原因。

关键词：12Cr12Mo 钢；电子束焊；显微组织；力学性能
中图法分类号：TG142.24；TG113.26^{+}3 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2024)11-3149-09

燃气轮机作为我国与航空发动机齐名的两机之一，燃气机主要由叶片组焊成环，叶环焊接质量的好坏将直接影响着燃气轮机的安全性能及使用寿命。目前燃气轮机市场主要被欧美企业所垄断。在“十三五”期间，国家全面启动实施了航空发动机和燃气轮机的重大专项，旨在突破“两机”。然而，燃气轮机的服役环境较为苛刻，对材料的使用有着严格的规定。马氏体不锈钢 12Cr12Mo（质量分数，%）因其具有良好的耐高温、耐腐蚀性以及在高温下具备一定的强度，被广泛应用于燃气轮机压气机的叶片上[1-3]。但大厚度的马氏体不锈钢叶片组焊过程中的可焊性较差，在焊接过程中容易出现热裂纹，难以符合相关安全标准。

常见的金属焊接方法有：激光焊、搅拌摩擦焊、电弧焊等，随着焊接厚度的增加，激光焊因其反射率高接难以穿透较厚的金属实现深熔连接[4]；马氏体不锈钢硬且脆，焊接厚板马氏体钢对搅拌摩擦焊搅拌头的磨损消耗较大[5]，并且容易造成接头开裂；电弧焊焊接过程中热影响区较大，且无法达到较大的深宽比[6]。由此可见，普通焊接方法焊接厚板金属难度较大，其成形较难满足实际使用条件。电子束焊接（electron beam welding, EBW）主要由高功率密度的电子束流直接轰击金属表面，电子动能转化为热能，金属被迅速熔化后快速冷却形成焊缝，从而实现深熔连接[7]。其具有真空焊接环境、能量转化率高、焊接热影响区小、深宽比较大、能焊透难熔金属等优点[8-10]，在厚板金属的焊接上具有较大优势，被广泛应用于国防、军工、航空航天等领域[11-12]。

电子束焊接是目前焊接厚板马氏体不锈钢的理想方法，但由于电子束深熔焊的特点，在焊接过程中容易出现钉尖和裂纹缺陷，且马氏体不锈钢淬硬倾向大[13]，经历焊接工艺热循环后，会存在较大的温度梯度、接头中极其容易出现组织和力学性能不均匀性等问题[14]，制约着压气机结构件的服役性能。故针对厚板马氏体不锈钢焊接接头中的组织和性能不均匀性问题，本实验以厚板马氏体不锈钢 12Cr12Mo 电子束焊接为研究对象，通过对接头厚度方向进行分层取样，分析厚度方向的组织和力学性能的差异，揭示接头中组织不均匀性的形成机制，

收稿日期：2023-11-09
基金项目：江西省自然科学基金（20232BAB204052，20232ACB204020）；江西省高层次高技能领军人才培养工程；江西省教育厅科技项目（DA202203132）；浙江省“尖兵”“领雁”研发攻关计划（2023C01244）
作者简介：涂文斌，男，1985 年生，博士，讲师，南昌航空大学江西省航空构件成形与连接重点实验室，江西 南昌 330063，E-mail: wenbintu@nchu.edu.cn

为调控厚板马氏体不锈钢的电子束焊接接头力学性能提供理论基础。

1　实　验

本课题所选取的焊接材料为调质态的马氏体不锈钢 12Cr12Mo，12Cr12Mo 按照 GB/T 20878-2007 规定的成分如表 1 所示，力学性能如表 2 所示。

在进行电子束焊接前，用砂纸对试样表面的氧化膜进行打磨处理，然后用乙醇将打磨后的表面擦拭干净并吹干，避免氧化膜及油污在焊接过程中对焊接接头造成污染。用夹具固定牢固后放入真空室内，待抽取空气到达特定真空度时，开始进行电子束焊接，焊接工艺参数如表 3 所示。

对焊接头横截面切取试样，经过打磨和抛光后，使用体积比为 $FeCl_3$:HCl:H_2O=1:5:20 的腐蚀剂对试样进行腐蚀处理。采用 PEI QUANTA200 型扫描电子显微镜对接头的显微组织进行观察，分析接头微观组织演变规律。

对焊接接头不同熔深下截取试样，试样的尺寸为 10 mm×10 mm×2 mm，在 Vibromet 2 型振动抛光试验机对试样进行电解抛光后，采用 FEI Quanta 650F 电子背散射衍射仪对试样微观区域进行测试，步长为 0.1 μm，测试后的数据采用 Channel 5 软件进行处理。

采用 Qness Q10A+型显微硬度计对厚板 12Cr12Mo 马氏体不锈钢电子束焊接接头进行显微硬度测量，加载载荷为 200 g，保持时间为 15 s，不同硬度测试点的间隔为 0.5 mm。

对厚板 12Cr12Mo 不锈钢电子束焊接接头沿熔深方向分层截取拉伸试样，根据文献报道[15]，马氏体不锈钢电子束焊接接头焊缝区的强度高于母材，拉伸试样断裂位置常出现在母材位置。因此，本研究分层焊接接头拉伸样预置缺口，确保断裂位置出现在焊缝区，分层示意图及拉伸试样尺寸如图 1 所示。采用 WA-100 型电子万能材料试验机对焊后接头进行拉伸试验，拉伸速度为 1 mm/min，采用扫描电镜对试样断口形貌进行观察，分析试样的断裂机制。

表 1　马氏体不锈钢 12Cr12Mo 主要化学成分

Table 1　Chemical composition of 12Cr12Mo martensitic stainless steel (*ω*/%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
0.10–0.15	0.5	0.30–0.50	0.04	0.03	0.30–0.60	11.50–13.00	0.30–0.60	0.3	Bal

表 2　马氏体不锈钢 12Cr12Mo 力学性能

Table 2　Mechanical properties of 12Cr12Mo martensitic stainless steel

Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Reduction of area/%	Hardness, HV/MPa
725	550	18	60	2303

表 3　实验所用焊接工艺参数

Table 3　Welding parameters of the experiment

Accelerating voltage/kV	Welding beam/mA	Welding speed/mm·min^{-1}	Focus current/mA	Scanning waveform	Scanning radius/mm	Scanning frequency/Hz
80	95	200	2000	Roundness	0.4	200

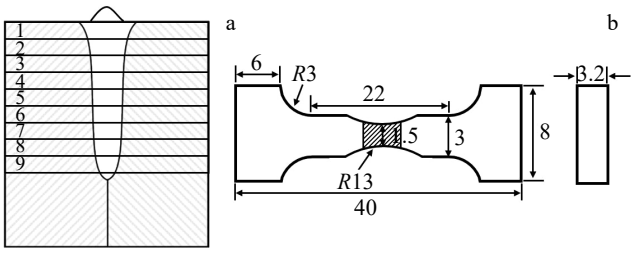


图 1　接头切片示意图及拉伸试样尺寸

Fig.1　Section diagram of joint (a) and dimensions of tensile specimen (b)

2　实验结果

2.1　接头焊缝显微组织特征

图 2 为电子束焊接接头不同熔深下的扫描显微组织形貌，电子束焊接接头由于受热情况不同主要分为 2 个区：焊缝区（fusion zone，FZ）和热影响区（heat affected zone，HAZ）。对比图 2a~2c 中焊缝区域上、中、下部的组织形貌可以看出，焊缝不同区域的组织均由板条马

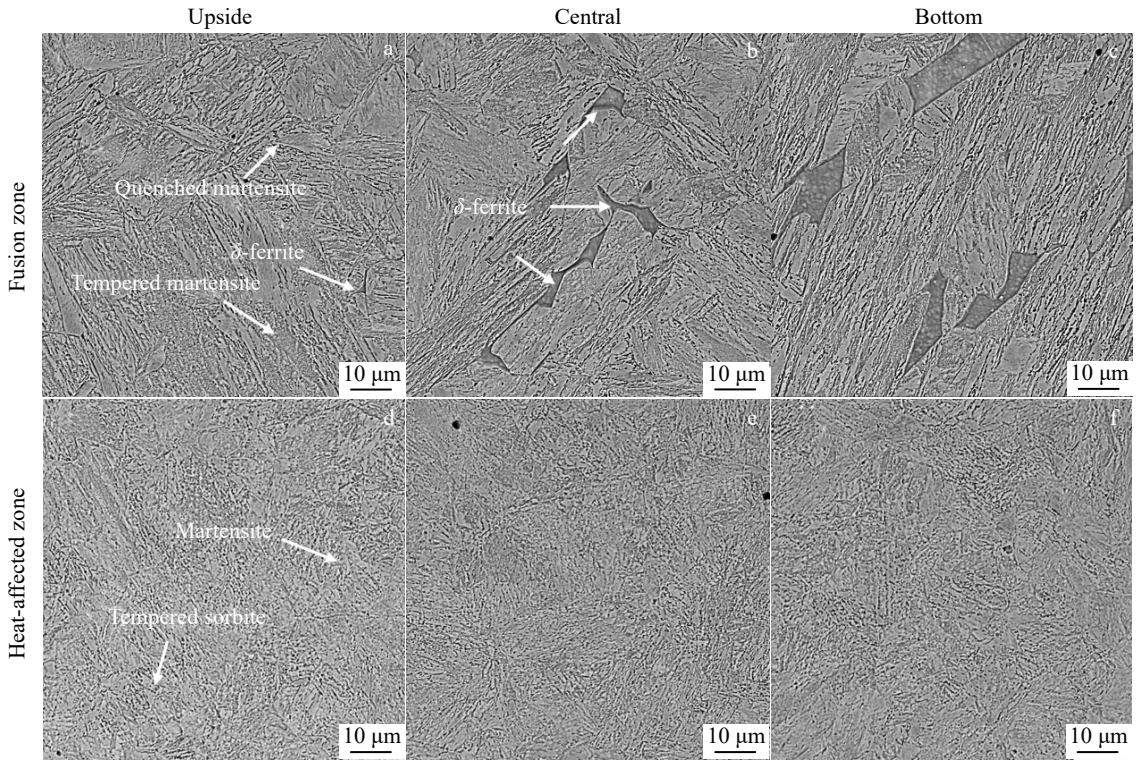


图 2　接头各区域显微组织 SEM 照片

Fig.2　Microstructures of the welded joint

氏体以及少量 δ-铁素体（δ-Ferrite）组成，呈灰白色的为淬火马氏体（quenched martensite），深灰色的为回火马氏体（tempered martensite），焊缝区下部相较于上部回火马氏体的含量减小，淬火马氏体含量增加，δ 铁素体的含量增加且尺寸变大。

图 2d~2f 分别为电子束焊接接头热影响区上、中、下部的显微组织形貌，从图中可看出，热影响区的显微组织主要为回火马氏体和回火索氏体组成，由于回火索氏体上的碳化物极易腐蚀，因此会在热影响区基体上形成大量小坑。通过对比上中下部的热影响区发现，上部热影响区内因碳化物被腐蚀所留下的小坑数量更多，说明上部热影响区在焊接过程中受到的焊接热循环作用较大，生成马氏体的含量增多，基体的碳化物粗化。

2.2　焊缝显微组织特征

图 3 为接头焊缝区取向成像图，从图中可以看出，焊缝上部和下部组织具有择优取向，焊缝上部晶粒分别呈现$[310]_{Al}$和$[111]_{Al}$择优取向，焊缝下部的晶粒呈现$[001]_{Al}$择优取向，但焊缝区中部和母材（base metal，BM）的晶粒都呈现随机取向。对焊缝区域晶粒尺寸进行统计，如图 4 所示。焊缝区域中晶粒平均尺寸都小于母材晶粒尺寸（2.6 μm），焊缝区的上部、中部及下部晶粒的尺寸分别为 2.4、2.1 及 1.9 μm，表明随着焊缝熔深的增加，晶

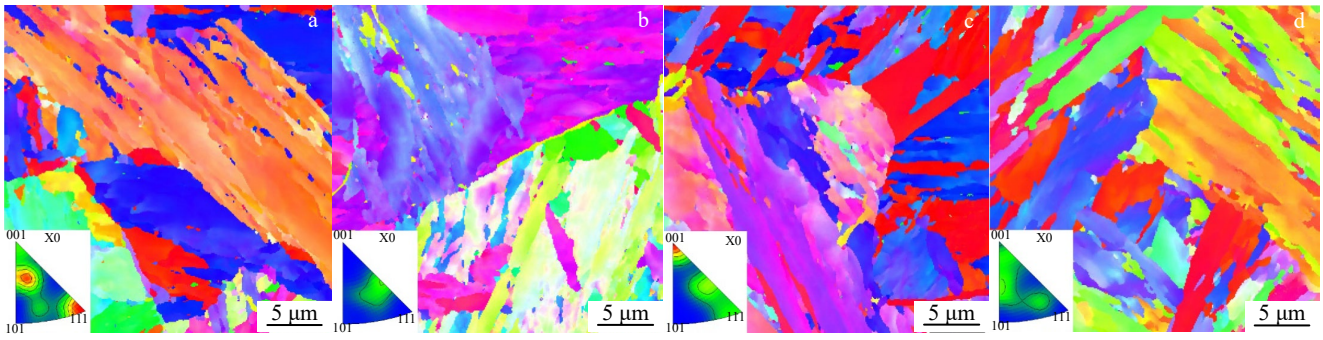


图 3　接头焊缝区取向成像图

Fig.3　IPF maps of fusion zone in welded joint: (a) upside, (b) central, and (c) bottom; (d) base metal

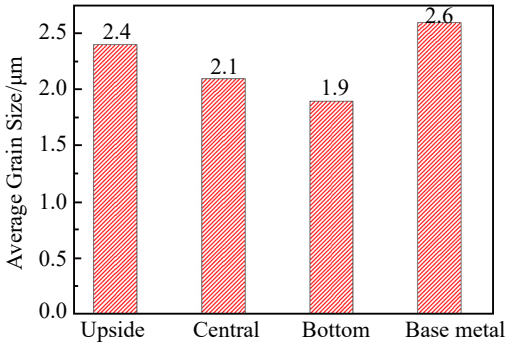


图 4　接头焊缝区晶粒平均尺寸统计

Fig.4　Statistics results of average grain size at fusion zone

粒的平均尺寸逐渐减小。

图 5 为焊缝区域的晶界分布图，图中呈黑色线条代表大角度晶界（取向差≥15°，HAGB），大角度晶界主要为原奥氏体、马氏体束和马氏体块边界；红色线条代表小角度晶界（取向差<15°，LAGB），小角度晶界主要为马氏体板条边界。对晶界取向差定量统计如图 6 所示，焊缝区域的大角度晶界含量都小于母材（67.4%），焊缝区域的上部、中部及下部大角度晶界含量分别为 66.5%、60.8%及 57.6%。表明随着焊缝熔深的增加，焊缝区域大角度晶界的含量逐渐减小。

2.3　热影响区显微组织特征

图 7 为接头热影响区取向成像图，从图中可以看

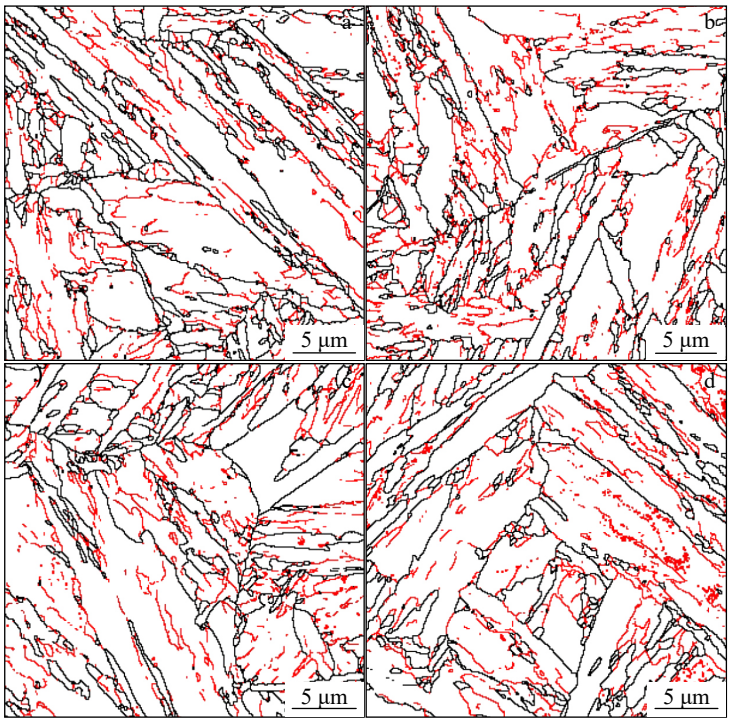


图 5　接头焊缝区晶界分布图

Fig.5　Distribution of grain boundaries at fusion zone: (a) upside, (b) central, and (c) bottom; (d) base metal

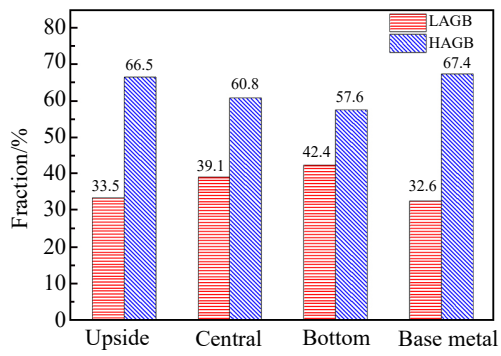


图 6　接头焊缝区晶界取向差统计图

Fig.6　Statistics results of grain boundaries orientation at fusion zone

出，热影响上部区域组织同样具有择优取向，晶粒呈现 $[211]_{Al}$ 择优取向，但热影响区中部、下部及母材的晶粒呈现随机取向。对热影响区域晶粒尺寸进行统计，如图 8 所示。热影响区中晶粒平均尺寸都小于母材晶粒尺寸（2.6 μm），同时也小于焊缝区中的晶粒尺寸，热影响区的上部、中部及下部晶粒的尺寸都为 1.3 μm，表明随着焊缝熔深的增加，相应热影响区域的晶粒尺寸几乎不发生改变。

图 9 为接头热影响区的晶界分布图，对晶界取向差定量统计如图 10 所示，热影响区的中部和下部的大角度晶界含量小于母材（67.4%），热影响区的上部大角度晶界含量略大于母材。热影响区的上部、中部及下部大

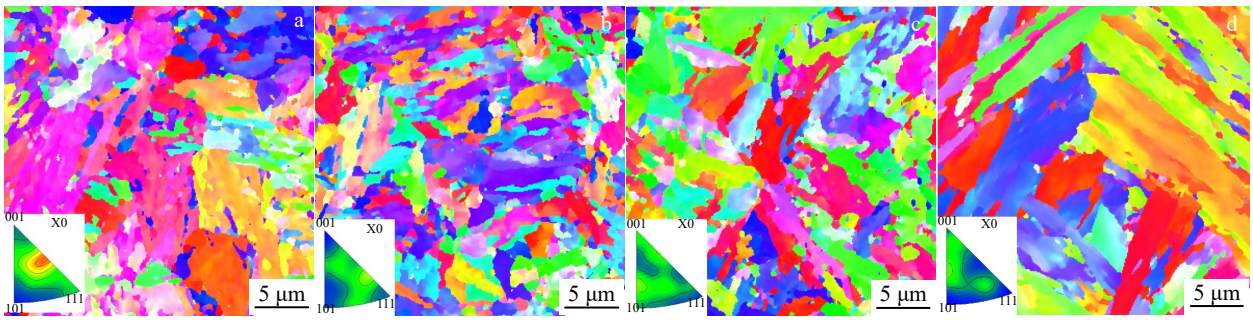


图 7　接头热影响区取向成像图

Fig.7　IPF maps of heat affected zone in welded joint: (a) upside, (b) central, and (c) bottom; (d) base metal

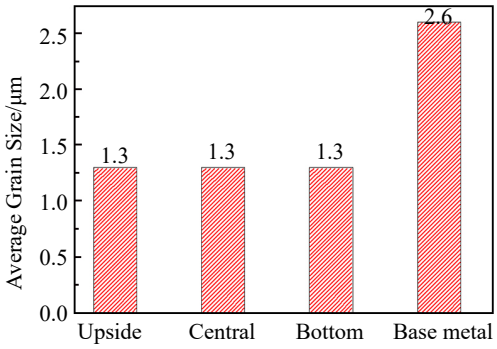


图 8　接头热影响区晶粒平均尺寸统计

Fig.8　Statistics results of average grain size at heat affected zone

角度晶界含量分别为 68.6%、67.1%及 65.6%。表明随着焊缝熔深的增加，热影响区大角度晶界的含量逐渐减小，但不同热影响区的大角度晶界含量差异小于焊缝区域。

2.4　接头显微硬度

图 11 为不同熔深下接头显微硬度（HV）分布图。母材区组织的显微硬度在 2185~2440 MPa，热影响区的显微硬度则略高于母材区，为 3557~4145 MPa，而焊缝区组织的显微硬度在整个接头中最高，主要在 3851~4410 MPa，母材区到焊缝区，显微硬度逐渐增大，接头两侧硬度大致以焊缝中心线为基准呈对称分布。接头焊缝区的显微硬度随着熔深的增加而增大。

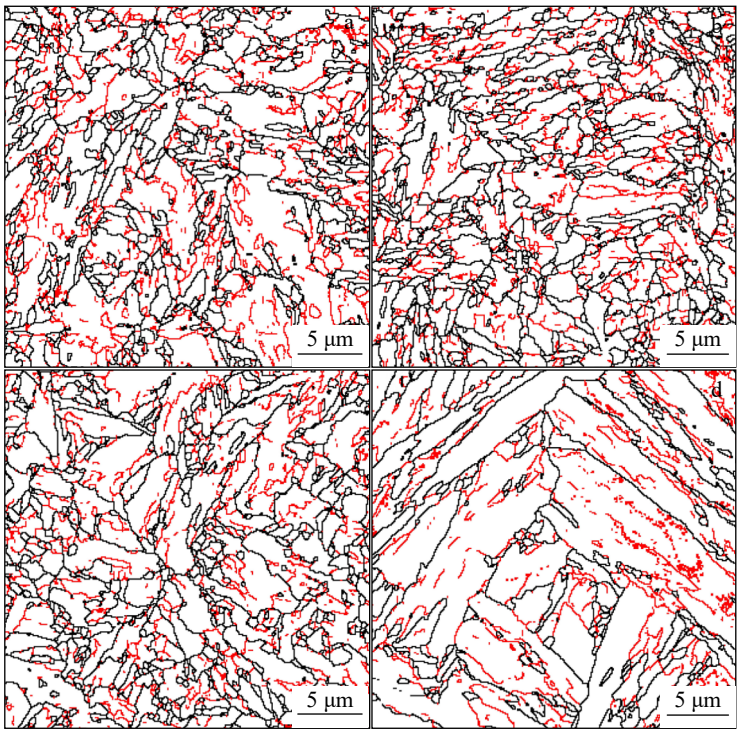


图 9　接头热影响区晶界分布图

Fig.9　Distribution of grain boundaries at heat affected zone: (a) upside, (b) central, and (c) bottom; (d) base metal

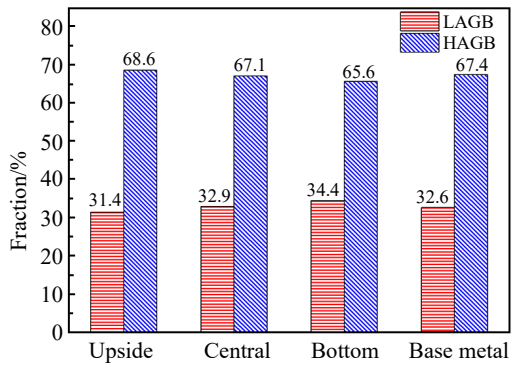


图 10　接头热影响区晶界取向差统计图

Fig.10　Statistics results of grain boundaries orientation at heat affected zone

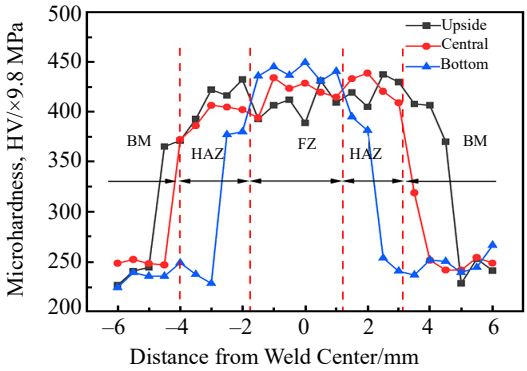


图 11　接头各区域硬度分布

Fig.11　Hardness distribution of the joint in each area

2.5　接头拉伸性能

图 12a 为不同层试样拉伸断裂后的宏观图，由拉伸断裂后宏观图可看出，第 1 至第 8 层拉伸试样均断裂在焊缝区中心处，而第 9 层试样则断裂在接头母材区。图 12b 为拉伸过程中的应力应变曲线图，从图中可以看出，试样在弹性阶段稳步增长，进入屈服阶段后，试样在塑性变形过程中不断被强化，随着拉应力不断增加达到试样的抗拉极限，此时应力应变曲线达到最高点。而后试样进入断裂阶段，此时焊缝区发生颈缩行为，应力-应变曲线呈下降趋势，拉应力逐渐降低直至断裂。

对拉伸性能指标进行统计如图 13 所示。从图中可看出，随着熔深的增大，除第 9 层试样以外，其余试样拉伸强度总体呈增长趋势，先由第 1 层试样的 1277 MPa 迅速增加至第 4 层试样的 1333 MPa，此时延伸率也由第 1 层的 7.3%降低至第 4 层的 5.5%，拉伸指标整体变化幅度较大；而后拉伸强度由第 4 层缓慢增长至第 8 层的 1350 MPa，此时延伸率由 5.5%降低至 5.1%；相比于第 1 至 8 层断裂在焊缝区上，第 9 层试样断裂在母材区上，其拉伸强度最低，仅为 746 MPa，延伸率为 5.4%。

图 14 为接头沿熔深方向不同层试样拉伸断口，断口中二次裂纹数量较少，韧窝数量较多但尺寸较小，韧窝之间存在明显的撕裂棱，大多垂直于断面方向。这是由于试样在拉伸过程中，由于变形速率很快，裂纹来不及扩展便在沿拉伸方向 45°的最大剪切应力下被迅速撕开所导致。沿着熔深方向，断口的韧窝尺寸减小，韧窝深

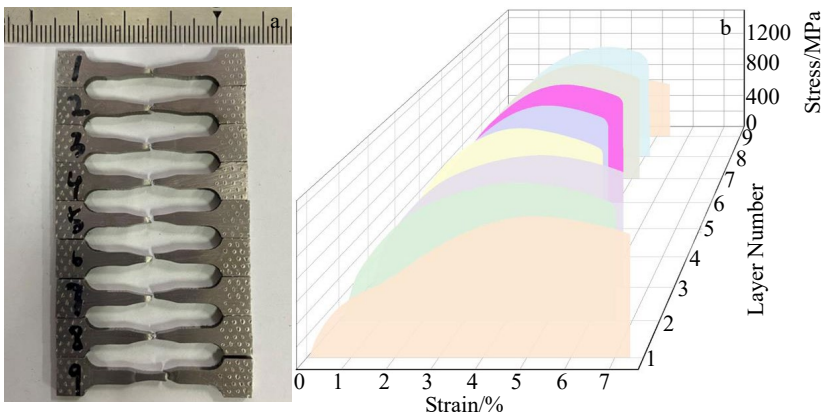


图 12　拉伸试样断后宏观形貌及拉伸曲线

Fig.12　Macromorphologies after fracture (a) and tensile curves (b) of tensile specimens

度变浅，表明焊缝下部的韧性变差，这与下部试样的延伸率低于上部试样的结果相一致。

3　分析与讨论

由厚板 12Cr12Mo 不锈钢电子束焊接接头沿厚度方向宏观和微观组织以及力学性结果可知，接头中的不同区域的显微组织不同，且焊缝区和热影响区在熔深方向都存在组织和性能的不均匀性。从图 2 和图 11 可以看出，母材区为回火索氏体，对位错运动的阻碍有限，故而其硬度最低。焊缝区域的液态熔池金属在凝固冷却过程中

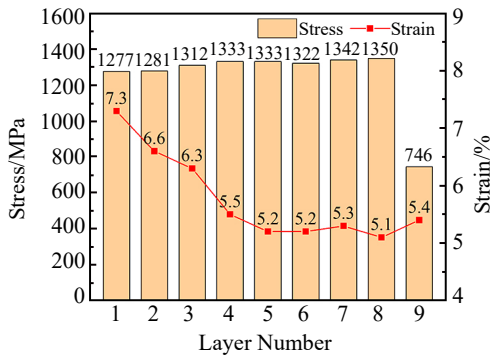


图 13　接头沿熔深方向不同层拉伸力学性能

Fig.13　Mechanical properties of joint at different layers in the direction of penetration

主要形成淬火马氏体，同时也存在少量的铁素体，使得焊缝区域的硬度最高；随着熔深的增加，焊缝区热输入量随之减少，焊缝区上部峰值温度更高、金属冷却速度越慢，形成的淬火马氏体更加粗大，下部焊缝区由于冷却速度快，形成的淬火马氏体更加细小，表现为焊缝区的硬度随着熔深的增加而增加。贴近熔池的热影响区随着电子束的焊接进程承受了极其强烈的焊接热循环，峰值温度达到在 AC_1~AC_3 区间，回火索氏体发生奥氏体化，随后的冷却也会形成淬火马氏体，由于 12Cr12Mo 马氏体不锈钢采用低速焊接工艺，热输入量大，热影响区中马氏体所占的比例较大，此外由于保温时间更长及冷却后期熔池中的热量传导，该区域还会发生一定程度的“自回火”而形成回火索氏体[16]，热影响区的组织为

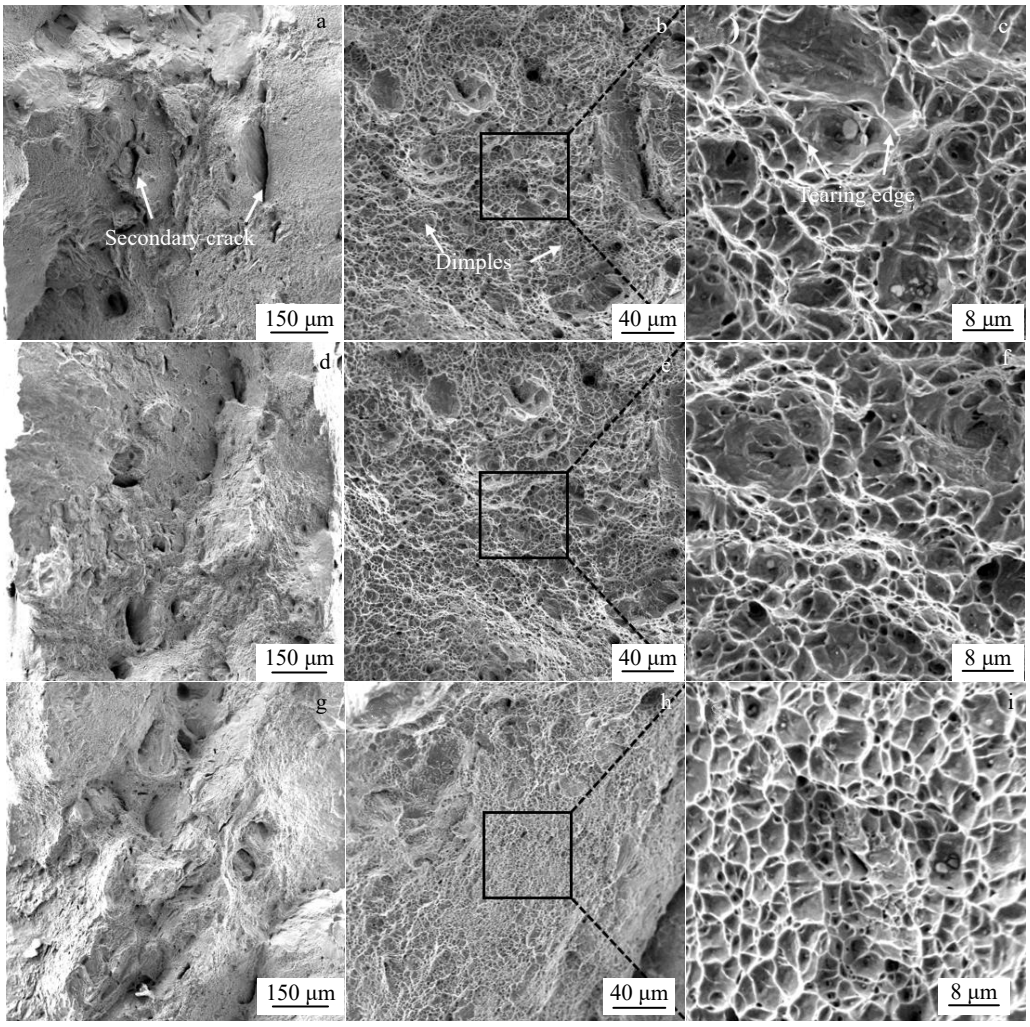


图 14　接头第 1、4、7 层拉伸断口形貌

Fig.14　Fracture morphologies of joint at different layers in the direction of penetration: (a–c) first layer, (d–f) fourth layer, and (g–i) seventh layer

淬火马氏体和回火索氏体的混合物，表现为硬度低于焊缝区，但高于母材区。

焊缝区域从上部至下部的大角度晶界含量表现为逐步降低，如图 6 所示，之所以焊缝区内大角度晶界呈现如此的变化趋势，是因为上部焊缝区受到焊接热循环的峰值温度最大、保温时间最长，中部次之，下部最弱。

上部焊缝区相较于中部以及下部有更多的晶粒经受了再结晶行为，由于马氏体亚晶界的位错密度较高，与周围亚晶的位向差较大，在受到焊接热循环的作用下容易发生迁移，并逐步形成大角度晶界。在快速冷却后保留了下来，因此大角度晶界所占比例更大。对于焊缝区域的晶粒尺寸，表现为从上部至下部的晶粒尺寸逐渐减小，其最根本原因同样为热输入的不同，焊缝区上部的峰值温度最大，高温持续时间最长，温度梯度较小、过冷度较小，晶粒凝固的较慢且晶粒有足够的时间长大，导致晶粒尺寸较大。反观下部，周围的母材以及下部的母材能提供更好的散热和吸热功能，使得下部焊缝区的温度梯度更大、过冷度更大，晶粒来不及长大便已凝固。

热影响区在熔深方向上的大角度晶界含量分布规律与焊缝区相同，从上部至下部的大角度晶界含量逐步降低，其产生的原因与焊缝区相同，热影响区上部的热循环温度高于下部。且由于电子束焊接接头快热快冷的性质，在固相转变的同时，由于热影响区的过冷度较大，奥氏体晶粒来不及粗化便开始转变为细小的马氏体，从而导致热影响区的晶粒小于焊缝区。对于热影响区厚度方向的晶粒尺寸的分布，由于热影响区的热循环温度低于焊缝区域，且母材对热影响区的快速散热作用，导致热影响区的晶粒尺寸在熔深方向差别较小，如图 8 所示。

从图 13 可以看出，分层的拉伸试样的拉伸强度随着熔深的增加而增加，这与硬度随熔深的增加而增加的结果相一致，但延伸率却随熔深的增加而降低。虽然焊缝区域下部的晶粒小于上部，细小的晶粒能够阻碍裂纹的扩展，存在细晶强化的作用，但焊缝区和热影响区的大角度晶界含量小于上部区域，大角度晶界对于基体内微裂纹的形成具有阻碍作用[17]，具体表现为当裂纹在扩展过程中遇到大角度晶界时，其相对于绕行小角度晶界的裂纹，扩展路径变得曲折且消耗的能量更大，其具有更强的抗裂纹扩展能力，使得下部的延伸率小于上部。但对于第九层拉伸样的拉伸强度和断裂位置不同于其他层，这是由于第 9 层处在焊缝的钉尖位置，厚板不锈钢电子束焊接常会出现钉尖气孔缺陷[18-19]，从而导致此处断裂方式与其他层所不同。

4　结　论

1）12Cr12Mo 不锈钢厚板电子束焊接接头中各区域存在组织不均匀性，焊缝区中主要为板条马氏体和少量 δ 铁素体组成，焊缝区下部 δ 铁素体的含量和尺寸高于焊缝上部区域组织；热影响区为马氏体和回火索氏体的混合组织，母材区为回火索氏体。

2）焊缝区和热影响区的大角度晶界含量和晶粒尺寸在焊接接头厚度方向存在不均匀现象，随着焊接接头的熔深增加，焊缝区和热影响区的大角度晶界含量分别从 66.5%降低到 57.6%和从 68.6%减低到 65.6%。焊缝区的晶粒尺寸从 2.4 μm 降低至 1.9 μm，但热影响区不同厚度区域的晶粒尺寸无明显差别，且热影响区的晶粒尺寸小于焊缝区和母材区。大角度晶界含量和晶粒尺寸沿焊缝厚度方向的不均匀性与焊缝上部和下部的热输入量不同，导致相应的组织演变和再结晶行为不同所致。

3）随着接头熔深的增加，分层试样拉伸强度和硬度逐渐增加，拉伸强度从 1277 MPa 增加至 1350 MPa，硬度和拉伸强度在焊接接头熔深方向上的增加是由于焊缝下部的晶粒尺寸更小，产生了细晶强化。然而，延伸率却从 7.3%减少至 5.1%。分层拉伸试样断裂位置出现在焊缝区，断口的韧窝随熔深的增加逐渐变小和变浅，焊缝下部的延伸率低于上部的原因是焊缝下部组织的大角度晶界更少，大角度晶界对于基体内微裂纹的形成具有阻碍作用。

参考文献　References

[1] Dai Yutong(戴玉同), Qian Xigen(钱喜根), Chen Hong(陈 洪). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(2): 151

[2] Zhu Wenlong(朱文龙), Jiang Chuanhai(姜传海). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2022, 46(6): 98

[3] An Chunxiang(安春香), Liang Liang(梁 亮). *Heat Treatment of Mentals*(金属热处理)[J], 2015, 40(5): 127

[4] Jiang M, Jiang N, Chen X *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 2317

[5] Singh D K, Sengupta K, Mondal A K *et al. Materials Today Proceedings*[J], 2021, 46: 10628

[6] Lin Sanbao(林三宝), Cai Xiaoyu(蔡笑宇), Ji Xiangru(季相儒). *Welding Digest of Machinery Manufacturing*(机械制造文摘, 焊接分册)[J], 2017, 271(5): 33

[7] Liu Xiaomeng, Dong Quanlin, Wang Pengfei *et al. Optik*[J], 2021, 225: 165720

[8] Han Wen, Fu Li, Chen Haiyan. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(8): 2335

[9] Fan Jikang, Zhang Wei, Qi Bojin *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(9): 2417

[10] Sang Sang, Li Dong, Wang Chaoran *et al*. *Materials Science & Engineering A*[J], 2019, 768(10): 138431

[11] Sujai S, Devendranath R K. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 54(1): 111

[12] Hong Min(洪 敏), Wang Shanlin(王善林), Sun Wenjun(孙文君) *et al*. *Welding & Joining*(焊接)[J], 2020, 565(7): 19

[13] Feng Jiecai, Li Liqun, Chen Yanbin. *Materials Letters*[J], 2020, 261: 127129

[14] Kacar R, Baylan O. *Materials & Design*[J], 2004, 25(4): 317

[15] Hong Min(洪 敏), Wang Shanlin(王善林), Sun Wenjun(孙文君) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1455

[16] Haefliger S, Kaufmann W. *Construction and Building Materials*[J], 2021, 282: 122598

[17] Kang S, Choi S, Im Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 780: 139174

[18] Liu Chengcai, He Jingshan. *Vacuum*[J], 2016, 132: 70

[19] Kanigalpula P K C, Jaypuria S, Pratihar D K *et al. Measurement*[J], 2018, 129: 302

Non-uniform Microstructure and Properties of Electron Beam Welded Joint in Large Thickness 12Cr12Mo Stainless Steel

Tu Wenbin[1], Zhong Guohao[1], Wang Shanlin[1], Ke Liming[1,2], Chen Yuhua[1], Xu Muzhong[2], Yu Peitong[3], Wei Mingwei[1]

(1. Jiangxi Provincial Key Laboratory of Aviation Component Forming and Connection, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Paton Welding Technology Research Institute, Hangzhou 315032, China)

(3. Hangzhou Turbine Power Group Co., Ltd, Hangzhou 310022, China)

Abstract: 12Cr12Mo stainless steel is an important material for static blade ring of steam turbine. The heterogeneous microstructure and properties of welded joints of thick 12Cr12Mo stainless steel often occur. In this experiment, 12Cr12Mo butt joint of thick plate was prepared by electronic welding. The microstructure and mechanical properties of the joint were studied. The results show that the inhomogeneity of microstructure and mechanical properties along with thickness are found. The fusion zone is mainly quenched martensite, the heat affected zone is the mixed microstructure of martensite and tempered sorbite, and the microstructure of base material is tempered sorbite. The fraction of high angle grain boundary of the fusion zone and heat affected zone decreases with the increase in the penetration depth while the grain size of the fusion zone decreases with the increase in the penetration depth. The grain size of the heat affected zone at different thickness position is similar. However, the grain sizes of the heat affected zone are smaller than those of the fusion zone and the base metal. The tensile strength and hardness increase gradually as the penetration depth increases while the elongation decreases continuously. The fracture location of the layered tensile specimens appears in the fusion zone, and the fracture dimple becomes smaller and shallower with the increase in penetration depth. The difference of microstructure evolution caused by heat input and cooling rate along with thickness of the weld is the main reason for the inhomogeneity of microstructure and mechanical properties.

Key words: 12Cr12Mo steel; electron beam welding; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Wang Shanlin, Ph. D., Professor, Jiangxi Provincial Key Laboratory of Aviation Component Forming and Connection, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: slwang70518@nchu.edu.cn