

焊接速度对 30CrMnSiNi2A 钢电子束焊接头组织和力学性能的影响

洪敏¹, 王善林¹, 孙文君¹, 林波², 吴鸣¹, 张宏², 贺杰²,
华永平², 吴承峻¹

(1. 南昌航空大学 航空构件成形与连接江西省重点实验室, 江西 南昌 330063)

(2. 成都飞机工业(集团)有限责任公司, 四川 成都 610073)

摘要: 30CrMnSiNi2A 钢由于其出色的质强比成为制造飞机起落架、襟翼的重要材料, 工程应用中电子束焊的焊接速度极大地影响 30CrMnSiNi2A 钢的微观结构和机械性能。本实验中接头微观组织从热影响区细小等轴的回火索氏体与马氏体混合组织, 转变为焊缝区域的树枝状板条马氏体组织。显微硬度由母材向焊缝中心逐渐增高, 焊缝区域显微硬度(HV_{0.2})最高可达 6940 MPa, 约为母材的 2 倍; 抗拉强度最高为 842 MPa, 达到母材强度的 96.9%。此外, 随着焊接速度的提高, 晶粒尺寸减小, 显微硬度随之提高; 但高角度晶界(HAGB)和渗碳体数量的下降对接头强度不利, 使得接头抗拉强度随焊接速度提高而下降, 不同焊接速度下接头断裂模式均为脆性断裂。

关键词: 30CrMnSiNi2A 钢; 电子束焊; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG456.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1455-07

高强钢具有优异的韧性、较高的比强度和屈服比^[1], 以较小的用量便能满足需大量普通碳素钢才能发挥的作用; 又因其致密度小, 在减重方面具备极大的优势, 因而被广泛应用于航空制造领域^[2-4]。航空飞行器制造倾向于使用整体构件, 但高强钢大尺寸整体构件难以控形控性, 其实际生产与应用离不开先进焊接技术对其进行可靠有效的连接。对于高强钢而言, 采用传统的手工电弧焊、TIG 焊、MAG 焊等焊接手段时, 往往需要焊前预热, 严格控制层间温度, 不仅工艺较为繁琐且存在大量缺陷, 成型质量较差, 严重影响接头机械性能^[5-7]。电子束焊接具备极高的能量密度, 焊缝深宽比大, 热影响区小; 电子束焊接所需的真空环境有效地保护接头免受环境气氛干扰, 接头性能良好, 且焊接过程属于对被焊金属的重熔, 航空高强钢电子束焊接后试样不会增重, 在航空工业上有着很大的优势^[8,9]。

30CrMnSiNi2A 钢是一种较为常见的航空高强钢, 被广泛应用于飞机起落架、襟翼以及中部大梁。由于其合金元素较多、碳当量较高, 裂纹敏感性较大, 在焊接时容易开裂, 严重影响使用性能, 因此合理的焊接工艺对于获得优良的接头质量至关重要。谢永辉^[10]对 30CrMnSiNi2A 钢电子束焊接进行了三水平、三因

素的正交试验, 结果表明对熔深影响最大的因素为加速电压和聚焦电流, 熔宽受焊接速度影响最大, 焊缝深宽比受焊接束流影响最为强烈。在保证熔深为点透条件下, 采用较大熔宽有利于获得优异的焊接接头, 这一点在文献[1]中也有提及。Bandi 等^[11]研究了不同的焊接速度对 30CrMnSiNi2A 钢电子束焊接头成型的影响, 结果表明, 焊接速度的增加使得内部孔隙增多, 增大了开裂风险, 显著地影响着焊缝成型, 而施加振动束流制备的试样接头其成型得以改善。航空高强钢电子束焊接头组织主要受焊接热循环的影响, 而焊接工艺参数直接影响着热输入量和冷却速度从而影响焊接热循环。Mohandas 等^[12]通过选用不同的焊接参数焊接 3 种不同化学成分的航空高强钢, 研究焊接工艺对接头热影响区组织软化的影响。研究发现高热输入量虽然使得接头强度增加, 但也使得热影响区残余奥氏体增多, 加速了热影响区的软化趋势。施加外部影响, 例如添加散热背衬、夹层和进行氩气吹扫, 可有效减缓软化趋势。

各国学者对 30CrMnSiNi2A 钢焊接进行了大量的研究, 但重点集中在对接头成型质量的优化, 对于接头组织演变及力学性能的研究较少。为解决航空高

收稿日期: 2021-04-15

基金项目: 江西省重点研发计划(20192BBEL50002, 20202BBE52004); 航空科学基金(20185456005)

作者简介: 洪敏, 男, 1997 年生, 硕士, 南昌航空大学航空构件成形与连接江西省重点实验室, 江西 南昌 330063, E-mail: 918708910@qq.com

强钢大尺寸构件难以控形控性的问题,非常有必要研究焊接工艺对 30CrMnSiNi2A 钢电子束焊接头的影响。本工作研究了不同焊接速度下的 30CrMnSiNi2A 钢接头,以研究热输入对接头组织演变与机械性能的影响。

1 实验

实验材料为成都飞机工业有限责任公司提供的 30CrMnSiNi2A 钢,供货状态为正火+高温回火,显微组织为回火索氏体,板材尺寸为 100 mm×50 mm×3 mm,材料化学成分如表 1 所示。

采用德国 SST 公司生产的 KS15-PN50KM 真空电子束焊机进行实验,在加速电压(60 kV),聚焦电流(501 mA),焊接束流(25 mA)等参数固定不变时,分别使用 700、1000、1300 mm/min 的焊接速度对 30CrMnSiNi2A 钢板材进行焊接实验。

实验前首先使用砂纸对实验材料进行打磨,将表面锈迹及氧化膜处理掉,而后使用丙酮擦拭去除油污。焊接过程采用对接接头方式,使用夹具将板件固定牢靠,确保端面紧密对接。准备工作完成后,采用不同焊接速度对 30CrMnSiNi2A 钢板材进行电子束焊接,焊后使用线切割切取试样,经打磨和抛光后使用 100 mL

C₂H₅OH+20 mL 浓盐酸+5g 氯化铁配比的腐蚀液进行腐蚀。采用 MR-5000 型倒置金相显微镜进行观察,使用 Nova Nano SEM450 扫描电镜(SEM)以及能谱仪(EDS)对试样进行显微组织观察和元素分析,ULTRAPLUS 型电子背散射衍射仪(EBSD)被用来进一步表征接头显微组织,并通过 Channl 5 软件对晶粒尺寸进行统计。机械性能测试部分,利用 Qness Q10A+显微硬度计对接头区域显微硬度进行测试,硬度测试间隔为 0.15 mm,加载载荷 200 g,加载时间 15 s。利用 WDW-50 型万能材料试验机进行室温拉伸性能测试,加载速度为 1 mm/min,预开坡口拉伸试样几何尺寸如图 1 所示。

2 实验结果

不同焊接速度下获得的接头宏观形貌如图 2 所示,由图 2a、2b、2c 可以看出,在不同的焊接速度下均获得了表面均匀平整,无咬边、裂纹及气孔等缺陷的焊缝,电子束焊接 30CrMnSiNi2A 钢焊缝成形良好,且随着焊接速度的提高,横截面形貌由近“1”形向“钉形”转变,如图 2d、2e、2f 所示。进一步观察焊缝形貌可发现,焊缝熔宽随着焊接速度的提高逐渐减小。热影响区宽度随焊接速度的提高而逐渐减小,且整体上仍较为狭小,焊缝几何尺寸具体变化见表 2。

表 1 30CrMnSiNi2A 钢化学成分

Table 1 Chemical composition of 30CrMnSiNi2A steel (ω/%)

C	Cr	Mn	Si	Ni	S	Mo	V	P	N	Ti	O	W	H	Cu
0.3	1.04	1.06	1.02	1.54	0.001	0.078	0.006	0.006	0.008	0.006	0.001	0.016	0.0001	0.12

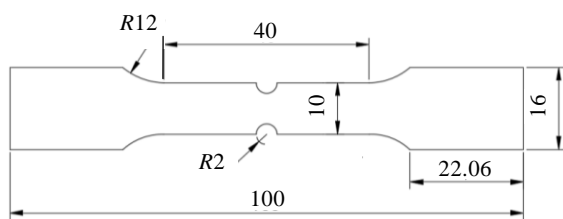


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of tensile specimen

通过扫描电子显微镜对接头显微组织进一步观察。如图 3 所示,可以看出,焊缝区域(FZ)主要由柱状树枝晶组成,晶粒向焊缝中心择优生长取向明显。焊缝区域内灰色组织为板条马氏体,晶粒边界相较于基体容易腐蚀,因而呈现黑色沟壑状,枝晶内弥散分布着少量细小颗粒状碳化物。如图 4 所示,接头热影响区(HAZ)只发生了部分相变,显微组织由不同比例交织分布的板条马氏体和未转变的残余回火索氏

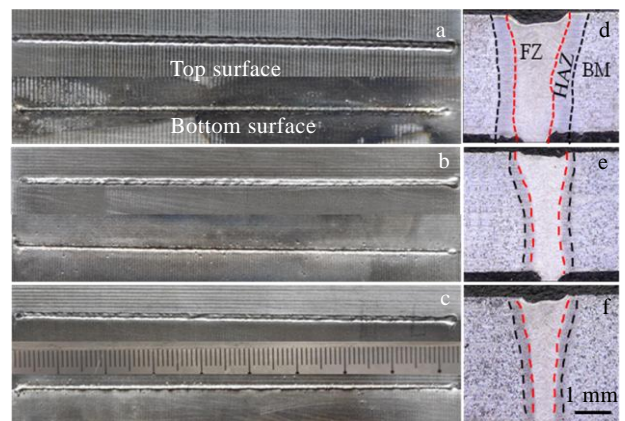


图 2 不同焊接速度下接头的宏观形貌

Fig.2 Surface (a~c) and cross-section (d~f) macro morphologies of the joint at welding speed of 700 mm/min (a, d), 1000 mm/min (b, e), and 1300 mm/min (c, f)

表 2 不同焊接速度下的焊缝熔宽与面积

Table 2 Weld width and area under different welding speeds

Welding speed/mm min ⁻¹	Top weld width/mm	Middle weld width/mm	Bottom weld width/mm	Weld area/mm ²
700	1.66	1.25	1.30	4.41
1000	1.36	0.84	0.69	3.12
1300	1.36	0.79	0.61	2.96

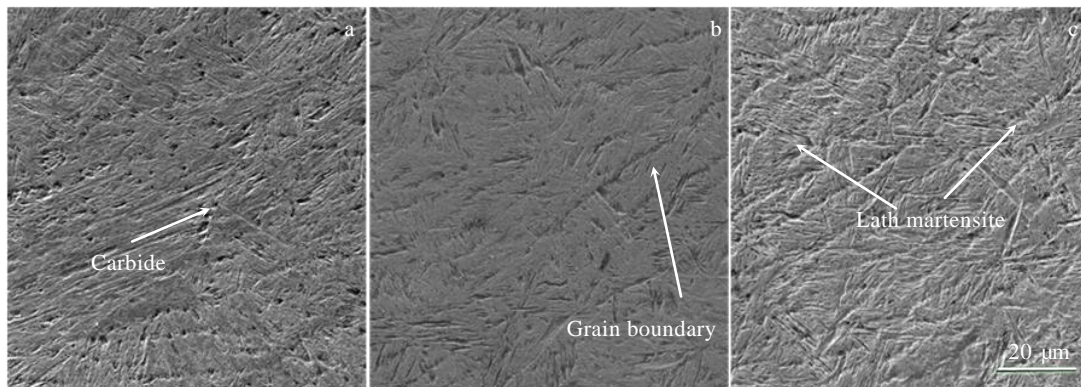


图 3 不同焊接速度下的焊缝显微组织

Fig.3 Microstructures of fusion zone at welding speed of 700 mm/min (a), 1000 mm/min (b), and 1300 mm/min (c)

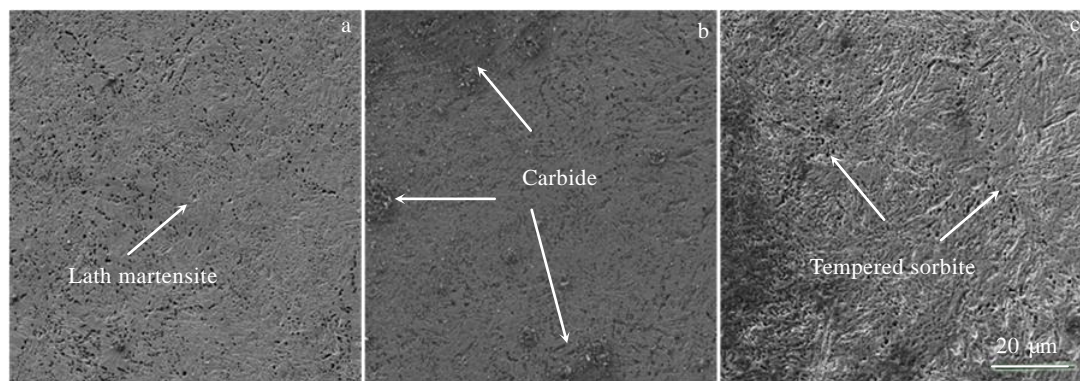


图 4 不同焊接速度下的热影响区显微组织

Fig.4 Microstructures of the heat-affected zone at welding speed of 700 mm/min (a), 1000 mm/min (b), and 1300 mm/min (c)

体组成。由于回火索氏体组织特性,碳化物极易腐蚀,在基体上形成了大量的深坑且模糊了晶界。此外,随着焊接速度的提高,焊缝区域晶粒尺寸随之减小,马氏体板条更为致密;热影响区中回火索氏体占比增大,板条马氏体逐渐减少。

采用 EBSD 探究了焊接速度对晶粒结构的影响,图 5、图 6 展示了不同焊接速度下获得的接头晶界分布,其中高角度晶界(HAGB)和低角度晶界(LAGB)分别用黑线和红线表示,可以清晰看出,不同焊接速度下的接头其 LAGB 均沿着熔合线两侧向着中心扩展。在 FZ 中随着焊接速度的提高,LAGB 所占的比例亦随之提高,HAGB 的变化趋势与 LAGB 相反。此外,热影响区中的 HAGB 密度要高于 FZ,这表明热影响区发生了更为强烈的再结晶活动,为了进一步探究焊

接速度对接头显微组织的影响,使用 Channel 5 软件对接头各区域晶粒尺寸进行了统计,具体数据见图 7。母材(BM)平均晶粒尺寸为 9.4 μm,焊接速度为 700 mm/min 时平均晶粒尺寸最大,其中 FZ 平均晶粒尺寸为 4.5 μm,HAZ 平均晶粒尺寸为 3.5 μm。且随着焊接速度增大,接头各区域晶粒尺寸均有所下降,1300 mm/min 时 FZ 平均晶粒尺寸已下降为 4.1 μm,HAZ 平均晶粒尺寸为 3.2 μm。根据 EBSD 统计结果,不同焊接速度下 HAZ 晶粒尺寸均小于 FZ,进一步佐证了在热影响区发生了强烈的再结晶行为^[13]。反极图(图 8)显示,不同焊接速度下的接头均存在明显的晶粒取向偏好,随着焊接速度的提高晶粒取向也变得更强,中心线变得更为明显,这可能是焊接速度提高导致热输入减少所引起的。

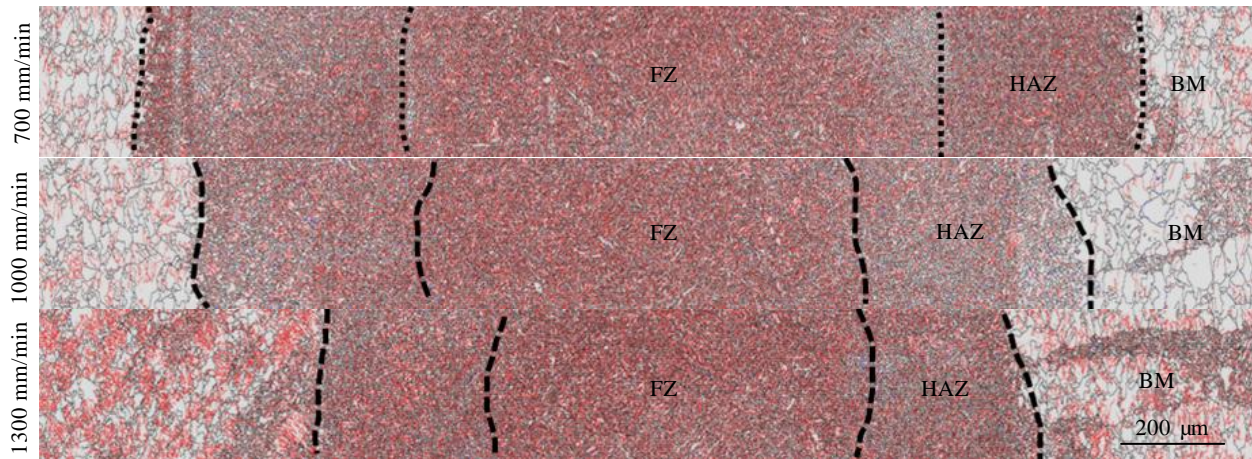


图 5 不同焊接速度下的接头晶界

Fig.5 Grain boundaries of joints at different welding speeds

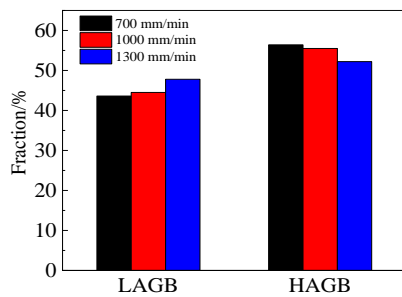


图 6 不同接头中 LAGB 和 HAGB 的比例

Fig. 6 Ratios of LAGB and HAGB in different joints

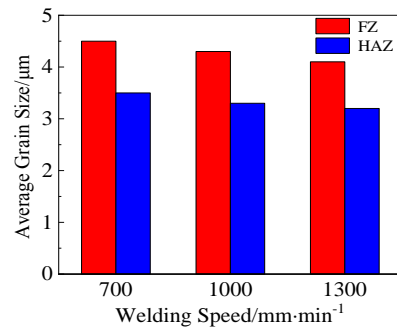


图 7 接头各区域晶粒尺寸

Fig.7 Grain sizes of each area of the joints

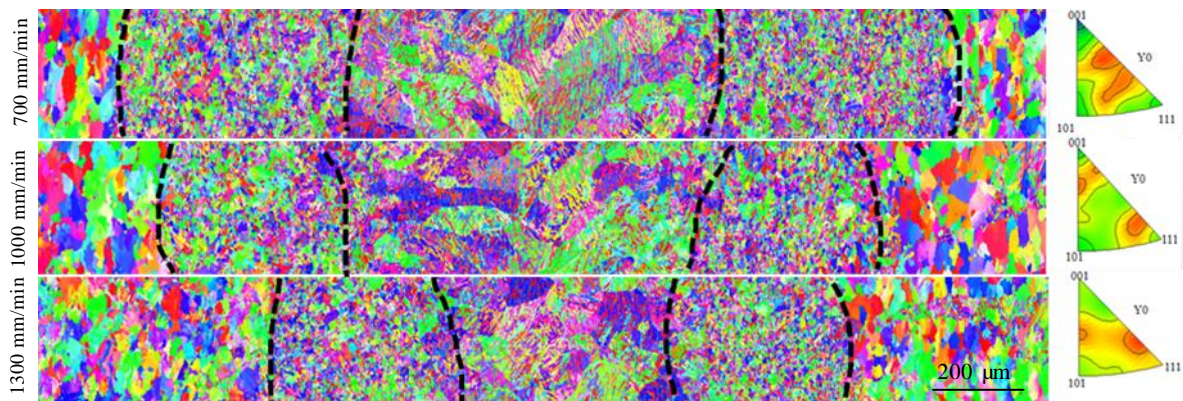


图 8 不同焊接速度下的接头反极图

Fig.8 Inverse pole figures of joints at different welding speeds

为了研究焊接速度对接头力学性能的影响，对 700, 1000, 1300 mm/min 焊速下所获得的接头进行显微硬度测试，接头硬度分布曲线如图 9 所示。不同焊接速度下所获得的接头硬度分布趋势基本相同，由母材向焊缝方向硬度逐渐变大，在焊缝中心位置达到最大值，呈倒“V”形

分布。随着焊接速度的提高，对应接头的硬度亦随之提高。焊缝区域显微硬度(HV_{0.2})最低为 700 mm/min 所对应的接头(6030 MPa)，其次是 1000 mm/min 对应的焊缝区域(6560 MPa)，1300 mm/min 所对应的接头显微硬度最高(6940 MPa)，各接头焊缝区域硬度约为母材的 2 倍。

不同焊接速度下所获接头的拉伸强度如图 10 所示，对拉伸试样进行了预开坡口处理以确保试样能够断裂在接头区域。试验结果表明，所有试样均断裂在热影响区，从拉伸结果可以看出，焊接速度为 700 mm/min 时，接头抗拉强度最高(842 MPa)，达到母材强度的 96.9%。此外随着焊接速度的提高接头抗拉强度呈现下降趋势，1300 mm/min 时接头强度为 796 MPa，为母材强度的 90.9%。

拉伸试验结束后采用扫描电镜对接头断口进行观察，图 11a~11c 为不同焊接速度下的接头断口形貌，图 11d 为母材的断口形貌。可以看出，在不同的接头断口均能观察到大面积的河流状解理断面，断面边缘存在夹杂着微孔的韧窝和撕裂棱；此外接头断面存在大量穿晶的二次裂纹，接头断裂方式为脆性断裂。而在母材断口中存在着大量细且深的韧窝，相较于焊接接头，母材断口中的二次裂纹与焊接接头相比，长度较短且数量较少，断裂方式为韧性断裂。

3 讨论与分析

电子束焊接作为一种高能束流加工技术，能量密度极高^[14]，焊接过程中熔池经受了快速升温与急速冷却，接头温度梯度较大使得接头各个区域显微组织呈现明显差异，且由于 30CrMnSiNi2A 钢流动性较差，因而在熔池中形成了明显的对流界面并保留到室温。由于母材中存在大量的碳化物颗粒，可作为异质形核点^[15]，因而在焊缝区域及热影响区大量形核，再结晶行为活跃，如图 5 和图 8 所示。由于热影响区处于熔池边缘，相较于焊缝中心区域温度较低，因而只有部分区域发生奥氏体化，并留有大量的碳化物颗粒作为形核点存在。因而热影响区室温组织为细小等轴状的马氏体与回火索氏体混合组织。由于晶体外沿生长的特性，熔池中的晶粒从熔合线两侧向散热最快的焊缝中心生长，成长为柱状树枝晶。焊缝中心区域温度最高，碳化物颗粒基本溶解进

基体当中，整个区域完全奥氏体化，在快速冷却下得到马氏体组织。焊缝区域高温停留时间较长，晶粒有一定的时间生长，因而在相同的条件下焊缝区域平均晶粒尺寸相较于热影响区要更大。随着焊接速度的提高，热输入相应减少使得晶粒尺寸和 HAGB 所占比例亦随着减小^[16]，HAGB 通常作为再结晶行为的产物存在，其所占比例反映了再结晶行为的强烈程度。从图 7 和图 8 可以看出随着焊接速度提高，热输入减少，接头各区域的形核能降低、晶粒生长受限，再结晶行为放缓，使得 HAGB 所占比例有所下降，晶粒取向增强。

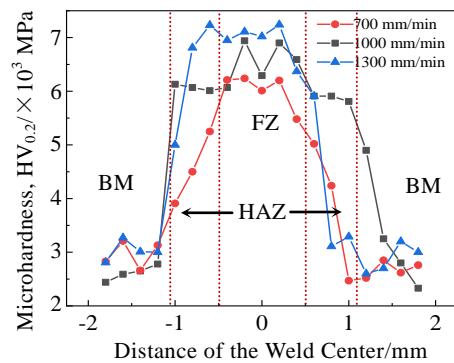


图 9 接头各区域硬度分布

Fig.9 Hardness distribution of the joints in each area

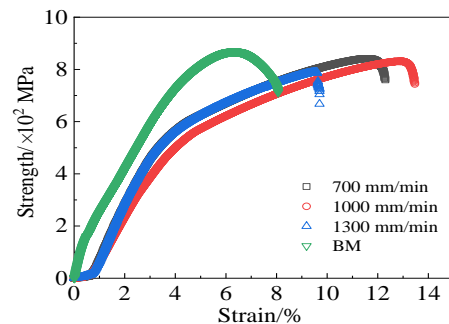


图 10 不同焊接速度下接头的拉伸曲线

Fig.10 Tensile curves of joints at different welding speeds

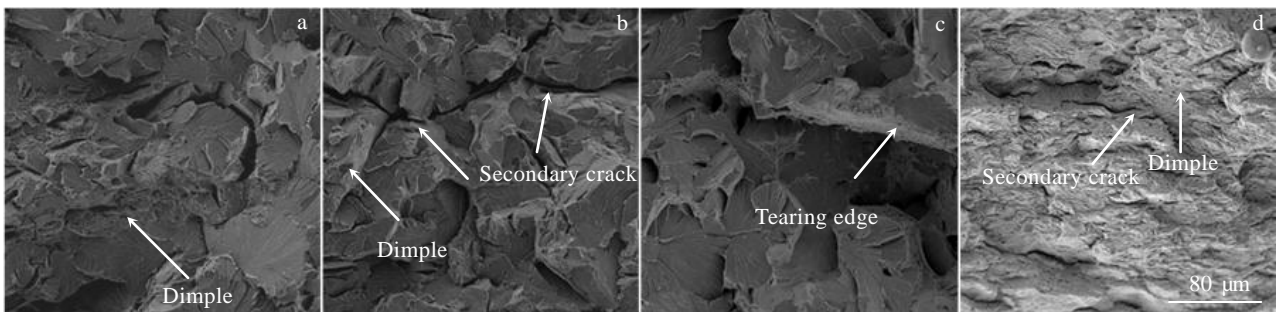


图 11 不同焊接速度下接头的断裂形貌

Fig.11 Fracture morphologies of base material (d) and joints at welding speed of 700 mm/min (a), 1000 mm/min (b), and 1300 mm/min (c)

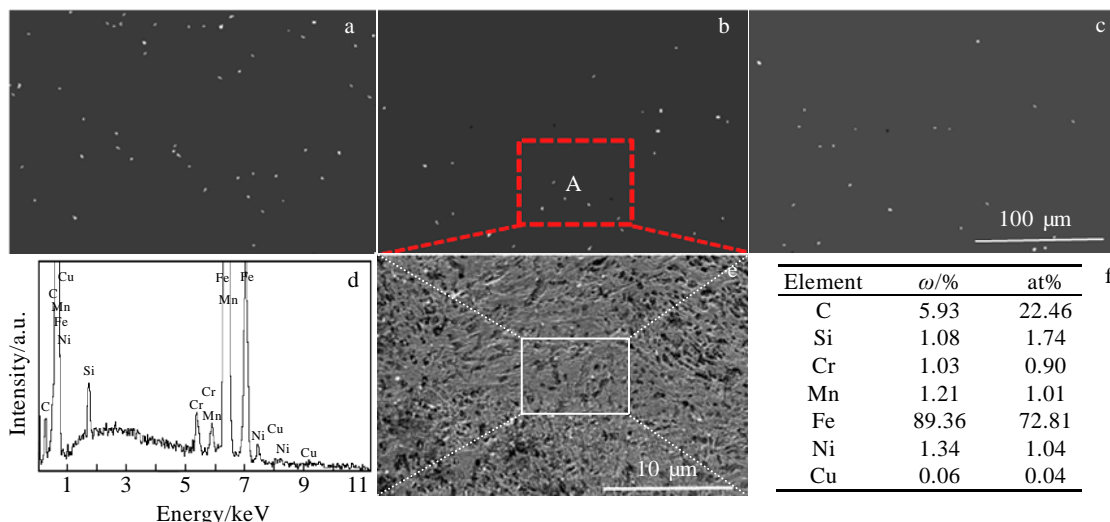


图 12 不同焊接速度下热影响区析出相分布

Fig.12 Precipitation phase distributions in heat-affected zone at different welding speeds: (a) 700 mm/min, (b) 1000 mm/min, and (c) 1300 mm/min; (d) EDS spectrum; (e) SEM image corresponding to area A marked in Fig.12b; (f) chemical composition of carbide

由于接头各个区域显微组织差异明显，使得接头硬度亦存在差异。如图 9 所示，从母材到焊缝中心方向，硬度呈上升趋势。母材为回火索氏体组织质地较软，且晶粒尺寸最大，因而显微硬度最小。焊缝区域为马氏体组织，尺寸较小且质地坚硬，热影响区晶粒最为细小，但其中含有大量的回火索氏体，细小晶粒的强化作用不足以弥补回火索氏体的软化，使得热影响区硬度低于焊缝区域，且随着离焊缝中心的距离增长而逐渐降低。随着焊接速度提高，接头各个区域晶粒尺寸下降，使得显微硬度随着焊接速度的提高而提高。一般来说，细小晶粒试样的强度或加工硬化指数不会低于粗晶粒试样，尤其是在微米级晶粒^[17]。这与本实验所得到的结果相悖，为了进一步解释接头强度与焊接速度的关系，对其显微组织进行了更为详细的分析。

图 12 为不同焊接速度下热影响区析出相分布。如图 12a、12b、12c 所示，随着焊接速度的提高，焊缝区域中的碳化物颗粒逐渐减少，图 12e 为图 12b 的局部放大图，从中可以发现在基体上存在白色颗粒相，为了确认碳化物颗粒成分，运用 X 射线能谱分析(EDS)技术确认了碳化物颗粒为渗碳体，图谱和成分如图 12d 和图 12f 所示。在拉伸时，材料变形是通过位错移动得以实现的，在位错运动时，根据 Orowan 机制^[18]，将绕过颗粒而非切割颗粒，使得位错堆积在颗粒周围，使得位错运动困难，从而提高焊缝强度。由于晶界处原子排列是不规则的，HAGB 会阻碍位错运动，增加塑性变形的难度，即 HAGB 占比越大，强度越高^[19]。材料的组织类型、晶粒尺寸，晶界角度以及析出相均不同程度地影响着材料的强度，各个因素相互竞争决定了接头的

强度高低。在本实验中，随着焊接速度的提高，接头晶粒尺寸降低，对接头强度有利，但晶粒尺寸降低带来的强度增幅并不能完全弥补 HAGB 和碳化物数量对强度带来的不利影响，因而使得接头抗拉强度随着焊接速度的降低而下降。由于不同焊接速度下的焊接接头热影响区显微组织均为马氏体与回火索氏体混合组织，该区域组织梯度较大，且由于马氏体与回火索氏体组织特性存在差异，因而在受到外力拉伸时组织间变形不协调，在不同组织交界处应力堆积导致裂纹萌生并扩展^[20]。由于马氏体属于脆硬组织且取向明显，便于裂纹的增殖，因而出现大量的解理断面与二次裂纹，接头断裂模式为脆性断裂。30CrMnSiNi2A 钢母材中含有大量的颗粒相，在应力作用下能够有效地阻碍位错运动，提高材料强度的同时也使得材料变形困难，颗粒相与基体接触部分应力集中严重，容易导致颗粒相脱落形成韧窝，且在其周围形成微孔^[21]。继续施加应力导致微孔连接形成裂纹使得材料断裂，因而母材伸长率相较于接头更低。

4 结 论

- 1) 30CrMnSiNi2A 钢电子束焊接在不同焊接速度下均获得成形良好的接头，焊缝均无裂纹和气孔等缺陷。
- 2) 接头微观组织从热影响区细小等轴的回火索氏体与马氏体混合组织，转变为焊缝区域的树枝状板条马氏体，在焊缝及热影响区均存在着渗碳体颗粒。
- 3) 渗碳体颗粒相能够有效地阻碍位错运动，提高材料强度的同时对塑性也造成一定的不利影响。
- 4) 700 mm/min 时接头抗拉强度最高为 842 MPa，

达到母材强度的 96.9%, 随着焊接速度的提高接头抗拉强度呈现下降趋势, 而接头硬度随之增高, 约为母材的 2 倍。接头断裂模式为脆性断裂, 母材为韧性断裂。

参考文献 References

- [1] Luo Yongfeng(罗永峰), Wang Xiyu(王熹宇), Qiang Xuhong (强旭红) *et al. Journal of Tianjin University, Science and Technology*(天津大学学报, 自然科学与工程技术版)[J], 2015, 48(S1): 134
- [2] Kumar A, Makoneni S K, Dutta A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 759: 210
- [3] Li Chengxu, He Chengdan, Xu Qijin *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2005, 18(3): 256
- [4] De Abreu M, Iordachescu M, Valiente A. *Procedia Structural Integrity*[J], 2019, 17: 618
- [5] Van Es S H J, Kolstein M H, Pijpers R J M *et al. Procedia Engineering*[J], 2013, 66: 216
- [6] Lahtinen T, Vilaça P, Infante V *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 126: 62
- [7] Üstündağ Ömer, Gook Sergej, Gumenyuk Andrey *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 275: 116 358
- [8] Sang S, Li D, Wang C R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 768: 138 431
- [9] Fan Jiangkang, Zhang Wei, Qi Bojin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(9): 2417
- [10] Xie Yonghui(谢永辉). *Dissertation for Master*(硕士学位论文)[D]. Tianjin: Tianjin University, 2014
- [11] Bandi Bhradth, Dinda Soumitra Kumar, Kar Jyotirmaya *et al. Vacuum*[J], 2018, 158: 172
- [12] Mohandas T, Reddy G M, Kumar B S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1999, 88(1-3): 284
- [13] Liu Jingxuan, Shen Jian, Li Xiwu *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(12): 3797
- [14] Yue Chaohua(岳超华), Zhang Qun(张 群), Huang Linghui (黄羚惠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 167
- [15] Fan Jikang(范霁康), Qi Bojin(齐铂金), Li Xiaopeng(李晓鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4026
- [16] Han Wen, Fu Li, Chen Haiyan. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(8): 2335
- [17] Shen Jialin, Wei Zhijian, Zhu Xueru *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 718: 34
- [18] Stinville J C, Yao E R, Callahan P G *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 168: 152
- [19] Kang Seok-Hyeon, Choi Seok-Won, Im Yong-Deok *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 780: 139 174
- [20] Manugula V L, Rajulapati K V, Reddy G M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 698: 36
- [21] Sun Wenjun, Wang Shanlin, Hong Min *et al. Vacuum*[J], 2020, 182: 109 765

Effect of Welding Speed on Microstructure and Mechanical Properties of 30CrMnSiNi2A Steel Electron Beam Welded Joint

Hong Min¹, Wang Shanlin¹, Sun Wenjun¹, Lin Bo², Wu Ming¹, Zhang Hong², He Jie², Hua Yongping², Wu Chengjun¹

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

(2. Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd, Chengdu 610073, China)

Abstract: 30CrMnSiNi2A steel has become an important material for manufacturing aircraft landing gear and flaps due to its excellent mass-strength ratio. The welding speed of electron beam welding in engineering applications can greatly affect the microstructure and mechanical properties of 30CrMnSiNi2A steel. In this study, the microstructure of the joint changes from a small equiaxed tempered sorbite and martensite mixed structure in the heat-affected zone to a dendritic lath martensite structure in the weld area. The microhardness gradually increases from the base material to the center of the weld. The microhardness (HV_{0.2}) of the weld area can reach up to 6940 MPa, which is about twice that of the base material. The tensile strength is up to 842 MPa, reaching 96.9% of the base material strength. In addition, as the welding speed increases, the grain size decreases and the microhardness increases. However, the decrease in the number of HAGB and cementite is detrimental to the strength of the joint, and the tensile strength of the joint decreases with the increase in welding speed. The fracture methods of the joints at different welding speeds are all brittle fractures.

Key words: 30CrMnSiNi2A 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