

MGH956 合金板材电子束焊和 氩弧焊的接头组织与性能研究

田 耘¹, 郭万林², 杨 峥¹, 淮军锋², 柳光祖¹, 李文林², 李帅华¹

(1. 钢铁研究总院, 北京 100081; 2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 对 MGH956 合金板材的电子束焊和氩弧焊接头组织及其室温 ~ 1100℃ 的拉伸性能进行了研究。采用光学显微镜和扫描电镜对接头组织和拉伸断口的检验结果表明: 电子束焊和氩弧焊使母材中原有超细的氧化物弥散强化相明显粗化, 接头组织中有更粗大、且取向与母材原始晶粒取向相垂直的晶粒生成, 以及不可避免地留有孔洞。组织上的改变导致接头不仅 800℃ 以上的高温强度明显降低, 而且低温脆性倾向明显加剧。MGH956 合金板材电子束焊和氩弧焊的接头组织和拉伸性能表明, 电子束焊具有明显的优势, 具备工程应用的潜力。

关键词: 氧化物弥散强化; MGH956 合金; 电子束焊; 氩弧焊

DOI: 10.3969/j.issn.1005-5053.2011.4.007

中图分类号: TG132.3

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2011)04-0033-06

早期研究报道^[1~3]显示熔焊可能会改变 MGH956 合金赖以高温强化的弥散相的数量、尺寸、分布, 以及母材原有晶粒的形状、尺寸、取向等, 导致高温强度明显降低。之后关于 MGH956 合金熔焊的研究鲜见于著。因此, 人们对 MGH956 合金熔焊组织及室温到高温的力学性能仍缺乏足够地了解和明确的认识。然而在现在的实际工程应用中, 较之瞬时过渡液相 (Transient Liquid Phase, TLP) 扩散焊^[4,5]、扩散焊和摩擦焊等方法, 熔焊具有适用性强、操作简便等明显优势。本工作采用电子束焊 (EBW) 和氩弧焊 (TIG) 两种方法, 对 MGH956 板材的接头熔焊组织及其室温 ~ 1100℃ 拉伸性能进行研究, 并对比母材的组织 and 性能, 对 MGH956 合金的两种熔焊行为进行了评价。

1 实验方法

采用机械合金化 (MA) 制成 MGH956 合金粉, 热等静压将合金粉固实化成合金锭, 再经热锻、热轧及冷轧制成厚度为 1.3mm 的板材, 最终在 1325℃ 进行 1h 的高温退火, 使板材组织充分再结晶。试验用 MGH956 合金板材的名义成分为: Fe-20Cr-5Al-

0.5 Ti-0.5Y₂O₃ (质量分数, 下同)。

采用 ELA-30 真空电子束焊机, 在加速电压 60kV, 电子束流 45A 的条件下, 以板材纵向 (冷轧方向) 对接, 束流垂直于板面的方式进行焊接。根据所焊板材的熔点 (1480℃) 和厚度 (1.3mm), 为缩短焊缝熔化凝固时间, 尽可能缓解合金基体中超细的氧化物弥散强化相聚集、长大、甚至漂渣, 在保证能够焊透的情况下, 采用了高焊枪移动速率 (35mm/s)。氩弧焊是在氩气保护下, 采用手工焊机, 以 MGH956 合金母材为填充料, 在电压 20V, 电流 50 A 的条件下, 同样以板材纵向对接的方式进行焊接。

采用光学显微镜和 JSM-6480LV 型扫描电镜对接头组织和拉伸断口进行观察。化学腐蚀剂成分为 10% HF + 10% HNO₃ + 80% H₂O (体积分数)。

2 实验结果

2.1 焊接接头组织

2.1.1 未经化学浸蚀的接头组织形貌

电子束和氩弧焊接头未经浸蚀的板面的组织形貌示于图 1。由图 1 可以看到, 电子束焊的焊缝与母材间的交界很难分辨, 尽管在焊区可以观察到个别孔洞的存在, 但数量非常少、且尺寸也很小, 约为几微米 (如图 1a 所示); 而氩弧焊的焊区则布满孔洞, 尺寸大多为几到几十微米, 最大可达 300 ~ 400μm, 焊缝

收稿日期: 2010-12-27; 修订日期: 2011-01-25

作者简介: 田耘 (1961—), 教授级高工, 主要从事高温合金研究 (E-mail: 505ods@sohu.com)。

与母材因这些孔洞的存在清晰可辨(图1b)。

2.1.2 化学浸蚀后接头组织的形貌

电子束和氩弧焊接头化学浸蚀后的侧面的组织形貌示于图2。对比发现,电子束焊接头在靠近与母材交界处的晶粒是沿电子束流的逆向生长(图2a和c),至焊缝中心,两边生长过来的晶粒在焊缝中心交汇,交汇处有取向与母材原始晶粒取向相垂直的晶粒生成,形成了垂直于板面并基本贯穿板厚度的晶界。氩弧焊接头在靠近与母材交界处的晶粒是沿母材原始晶粒的取向生长,且仍保持母材原

始盘状(或片状)相似的形状(图2d和f),但越接近焊缝中心越等轴化,在焊缝中心,同样有取向与母材原始晶粒取向相垂直的晶粒生成,形成垂直于板面,并贯穿板厚度的晶界(图2b和e)。在较大倍数下,两种接头组织中,除了在未经浸蚀时能够看到的孔洞外(图1),还能看到尺寸更为细小,且分布较为均匀的黑点的存在(图2b和c,及e和f)。此外,氩弧焊接头的宽度比电子束焊要宽得多(图2a和b)。

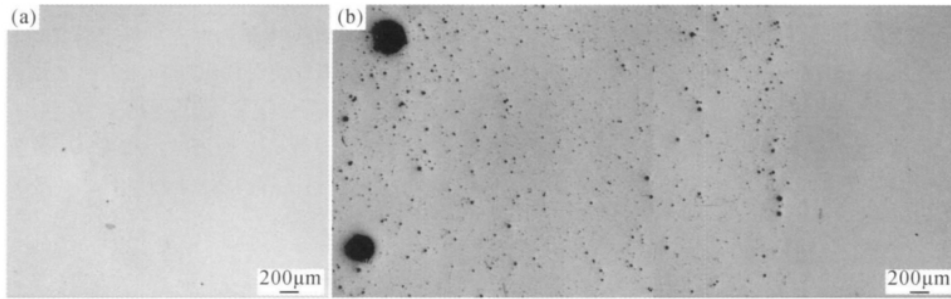


图1 电子束(a)和氩弧(b)焊接头未经浸蚀的板面的金相形貌

Fig.1 Optical morphologies of EB(a) and TIG(b) welded joints (rolling plane) without etching

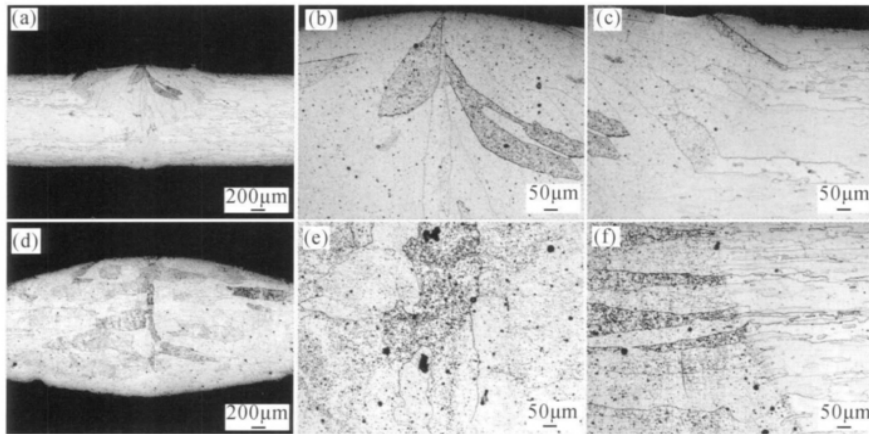


图2 电子束(接头全貌(a)、接头中心区(b)、接头与母材交界区(c))和氩弧(接头全貌(d)、接头中心区(e)、接头与母材交接区(f))焊接头浸蚀后的侧面的金相形貌

Fig.2 Optical morphologies of EB(morphology of joints(a), central zone of joints(b), junction zone of joints(c)) and TIG(morphology of joints(d), central zone of joints(e), junction zone of joints(f), welded joints (longitudinal plane))after etching

2.1.3 接头组织的扫描电镜分析

两种接头组织的扫描电镜照片示于图3。由图3可以看到,在光学显微镜下较为均匀分布的小黑点(图2)在扫描电镜下呈矩形孔状,尺寸约为 $3 \sim 5 \mu\text{m}$ (图3a和c),进一步放大观察,在一些孔洞内看到有球状颗粒物存在,尺寸约为 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ (图3b和d,箭头指示处),用能谱对孔洞内球状颗粒物成分分析得知,除了基体成分Fe和Cr的强峰外,还出

现了明显的Y,Al及O的强峰(图4),可以推断,这些颗粒物应为粗化了的弥散强化相Y-Al复合氧化物,这是由于熔焊过程因超过 1500°C 的高温不可避免地导致合金基体中原有超细的Y-Al复合氧化物发生聚集和长大^[6]所致。

2.2 焊接接头与母材的拉伸性能对比

图5为母材与电子束和氩弧焊接头从室温到 1100°C 的拉伸强度和伸长率变化曲线。母材与电子

束和氩弧焊接头的拉伸强度随温度提高的变化趋势相似(图 5a) 600℃ 以下,电子束焊接头的拉伸强度与母材相当接近,高于氩弧焊;600~800℃,三者无明显差异;800℃ 以上,电子束和氩弧焊接头的拉伸强度相近,均明显低于母材,且随温度提高,差别加大。电子束焊接头与母材的伸长率随温度提高的变化趋势相似(图 5b),虽明显低于母材,但可保持在

约母材的 50% 左右(600℃ 这一点更高);由于氩弧焊试样在 600℃ 拉伸时未断在接头,而是在试样根部的母材,因此伸长率曲线为非连续的(图 5b),与母材和电子束焊相比,800℃ 以下,氩弧焊接头的伸长率最低,在室温甚至为 0,800℃ 开始显著提高,在 1000℃ 和 1100℃ 不仅明显高于电子束焊,甚至高于母材。

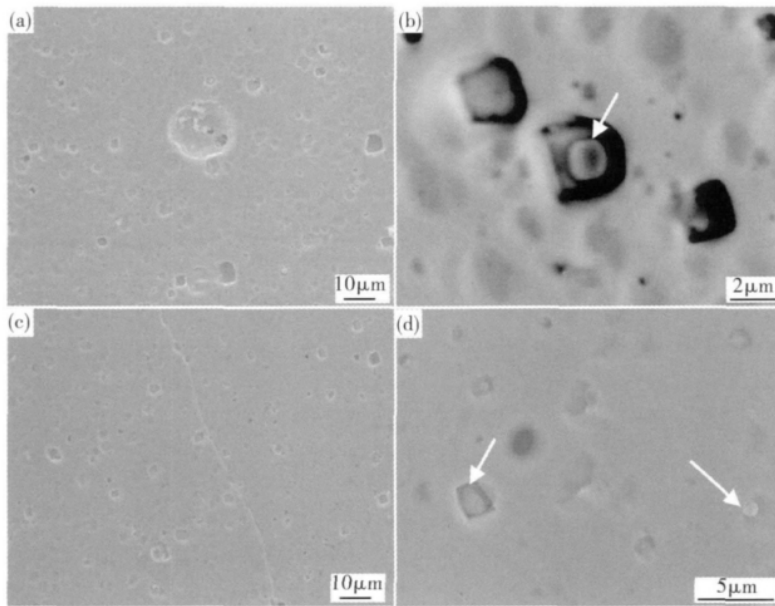


图 3 电子束(a,b)和氩弧(c,d)焊接头浸蚀后的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of EB (a, b) and TIG (c, d) welded joints after etching

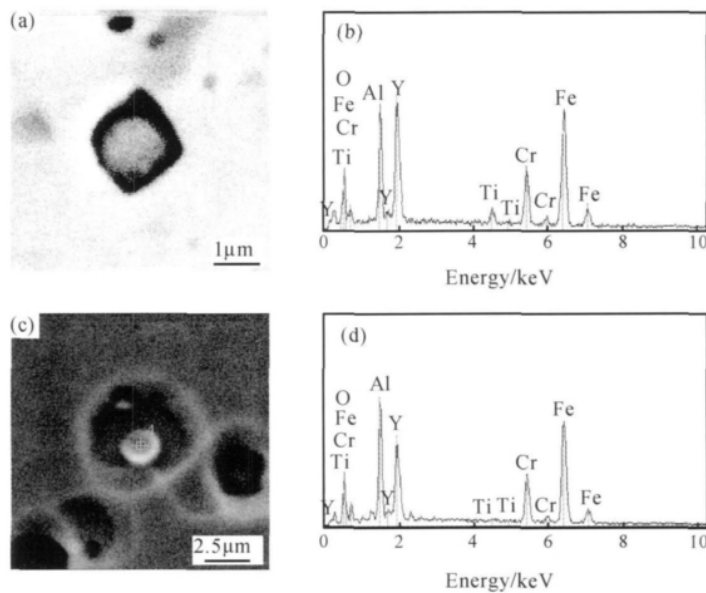


图 4 电子束和氩弧焊接头组织中球形颗粒物扫描电镜能谱分析结果 (a)电子束焊;(b)氩弧焊

Fig.4 EDS analyses on composition of particles within holes formed during EB (a) and TIG (b) welding

2.3 母材与电子束和氩弧焊接头室温拉伸断口形貌对比

图 6 为母材与电子束和氩弧焊接头室温拉伸断

口形貌的对比。由图 6 可以看到:母材断面为韧性、布满韧窝,并有宽大的、垂直于断面的沿晶二次裂纹,片层状组织特征明显,晶界面上存在因变形所产

生的蛇形滑移条纹(图6a);电子束焊接头断口虽有少部分为韧性断面,但大部分为典型的河流状脆性穿晶解理断面,断面上可清晰地看到直径为2~4 μm ,且较为均匀分布的细小孔洞的存在(图6b),这些细小孔洞与图3看到的一致,与粗化的弥散相

有关;氩弧焊接头断口则为完全脆性穿晶解理,断面上除同样有直径为3~5 μm 的细小孔洞外,还有很多直径为10 μm 左右的大尺寸孔洞(图6c),这些大尺寸孔洞与金相下观察到的相一致(图1b),为残存于接头中的气孔^[1,3]。

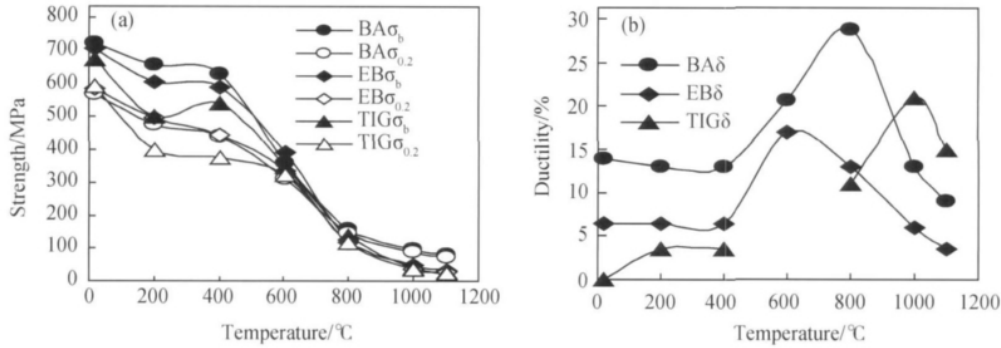


图5 母材与电子束和氩弧焊接头室温到1100℃拉伸强度(a)和伸长率(b)对比

Fig. 5 Room temperature to 1100°C tensile strength (a) and ductility (b) of base alloy, EB and TIG welded joints

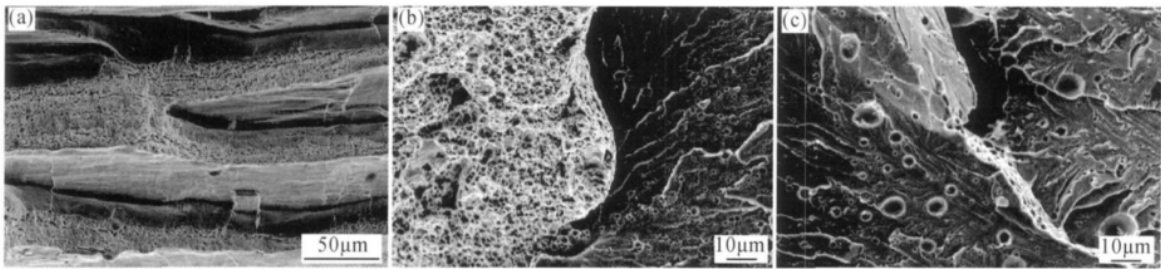


图6 母材(a)与电子束焊接头(b)和氩弧焊接头(c)的室温拉伸断口形貌对比

Fig. 6 Room temperature tensile fracture morphologies of base alloy(a), EB(b) and TIG (c) welded joints

3 分析和讨论

3.1 熔焊组织及性能评价

通过对电子束和氩弧焊接头组织的观察和分析可知, MGH956合金熔焊接头组织的主要特征表现为三个方面:首先,弥散相尺寸粗化、数量减少。因熔焊过程的高温使合金中原本均匀分布的超细氧化物强化相不可避免地发生长大、聚集、甚至漂渣^[1-3],导致尺寸粗化、数量减少,虽然残留在基体中的弥散相还较为均匀,但尺寸由母材中的纳米级(平均直径30nm)长大到微米级(约1~3 μm),相应弥散相的间距也增加到微米级(图3)。第二,晶粒的取向、形状、尺寸与母材相比发生明显改变。因超细弥散相的存在,通常在MGH956合金生产过程中,通过对其热、冷加工各环节实施有效的控制,使弥散相形成一定的流向,组织形成具有明显取向性

的组织,再结晶后可以获得具有强烈取向性的组织,以便在相应取向获得更高的高温强度^[7,8]。而熔焊过程,一方面因弥散相聚集、长大、漂渣,数量减少、尺寸粗化,原有排列的流向性被完全破坏,加之组织取向性的消失,在凝固过程失去了对晶粒长大的约束作用,在结晶初始阶段虽还可以沿母材晶粒原始取向(平行于板面方向)生长,但越靠近焊缝中心等轴化越严重、尺寸也越大,并有取向与母材晶粒取向相垂直的晶粒生成,形成了垂直于板面宽大的晶界(图2)。第三,孔洞的形成。MGH956是以氧化物弥散强化(ODS)并采用MA技术和粉末冶金方法生产的合金,其本身气体含量极高(O:0.1%~0.3%(质量分数,下同),N:0.01%~0.03%),因熔焊过程高温,基体中的气体会发生膨胀和释放,凝固过程,那些未来得及释放的气泡则被保留,不可避免地会形成孔洞(图1和图6),但孔洞数量的多少和尺寸的大小则主要取决于所采用的焊接方

法和工艺。

熔焊接头组织上述特征反应到力学性能主要表现为两个方面:首先,导致高温强度显著降低。在800℃以上,熔焊接头的拉伸强度比母材明显降低,且随温度的提高,差别明显加大(图5a)。第二,加剧了MGH956合金本身固有的低温脆性倾向^[9]。与母材相比,熔焊后的韧脆转变温度(DBTT)明显提高,达到了室温以上,导致室温拉伸断口形貌由母材的完全韧性剪切韧窝变成典型的脆性穿晶解理(图6)。需说明的是这一现象并非只出现在熔焊,TLP焊同样存在类似的问题^[4]。

3.2 电子束和氩弧焊接头组织及性能对比

因电子束焊是在高真空下进行,有利于气体的释放和逃逸,接头组织中孔洞数量非常少、且尺寸也很小(图1和图6);又因电子束焊的能量密度高,故熔池小,熔化和凝固过程快,留在基体中弥散相的数量相对多,晶粒尺寸也小。因此,低温脆性倾向的程度明显低于氩弧焊,表现为室温拉伸仍有一定的伸长率,断口也有一些韧性断裂的部分(图6b);在800℃以下,拉伸强度与母材相当接近,虽800℃以上也明显低于母材,但比氩弧焊还是略有优势;伸长率从室温到1100℃可保持在母材50%的水平(图5b,600℃附近更高)。而氩弧焊是在非真空下进行,且能量密度低,导致熔池宽大,熔化和凝固过程慢,造成接头组织中孔洞数量非常多、且尺寸大(图1和图6),晶粒也更加粗大(图2),残存于基体中弥散相的数量相应少。因此,室温拉伸根本测不出伸长率(图5b),断口形貌呈完全脆性的穿晶解理(图6c);室温到1100℃拉伸强度和伸长率的整体表现不稳定(图5);而800℃以上伸长率显著提高,到1000℃和1100℃甚至高于母材的现象可归结为宽大接头组织中弥散相大量损失,基体充分软化,高温强度基本丧失。上述对比分析表明:电子束焊这种方法本身比氩弧焊有明显优势。同时通过对电压、电流、焊枪移动速率等参数的优化,进一步缩短熔化、凝固时间,控制焊缝宽度,以缓解弥散相聚集和长大的程度,降低孔洞的数量和尺寸,不仅能改善高温强度,还可有效改善低温脆性倾向。因此,电子束焊作为MGH956板材的熔焊方法具备工程应用的潜力。而氩弧焊则因能量密度低,熔池宽大,熔化、凝固时间长,接头组织中残留大量的孔洞,弥散相显著聚集、长大及漂渣的现象很难通过工艺的改进和

优化得以有效地改善^[1,3],因此,不适合MGH956板材的熔焊。

3 结论

(1) 熔焊使MGH956合金中弥散强化相明显粗化、数量减少,接头组织中晶粒粗化、取向改变,并有孔洞形成,不仅导致800℃以上高温强度明显降低,而且低温脆性倾向明显加剧。

(2) 电子束焊作为MGH956板材的熔焊方法比氩弧焊具有明显的优势,具备工程应用的潜力。

参考文献:

- [1] KELLY T J, Joining mechanical alloys for fabrication [C] // BENJAMIN J S, BENN R C. *Frontiers of High Temperature Materials II*, London: IncoMap, 1983: 129 - 138.
- [2] FLOREEN S, KANE R H, KELLY T J, *et al.* An evaluation of Incoloy alloy MA 956 for a high temperature heat exchanger application [C] // BENJAMIN J S. *Frontiers of High Temperature Materials*, New York: IncoMap, 1981: 94 - 99.
- [3] POTTER W A. Fusion welding of incoloy alloy MA 956 [C] // BENJAMIN J S. *Frontiers of High Temperature Materials*, New York: IncoMap, 1981: 120 - 120.
- [4] KHAN T I, WALLACH E R, Transient liquid-phase bonding of ferritic oxide dispersion strengthened superalloy MA 957 using a conventional nickel braze and a novel iron-base foil [J]. *Materials Science*, 1995, 30: 5151 - 5160.
- [5] KHAN T I, WALLACH E R, Transient liquid phase diffusion bonding and associated recrystallization phenomenon when joining ODS ferritic superalloy [J]. *Materials Science*, 1996, 31: 2937 - 2943.
- [6] KRAUTWASSER P, FILEMONOWICZ A C, WIDERA M, *et al.* Thermal stability of dispersoids in ferritic oxide-dispersion-strengthened alloys [J]. *Materials Science and Engineering (A)*, 1994, 177: 199 - 208.
- [7] NUTTING J, UBHI S, HUGHES T A, The development of Microstructure in incoloy MA 956 [C] // BENJAMIN J S. *Frontiers of High Temperature Materials*, New York: IncoMap, 1981: 33 - 40.
- [8] CHEN Y L, JONES A R, POND R C, *et al.* The microstructure and recrystallization of flow-formed oxide-dispersion-strengthened ferritic alloy, Part II: Recrystallization behavior [J]. *Metallurgical and Materials Transactions (A)*, 2002, 33: 3787 - 3794.
- [9] DAVIDSON J M, Ductile-brittle transition behavior of Incoloy alloy MA956 [C] // BENJAMIN J S, BENN R C.

Microstructures and Properties of MGH956 Sheet Joints with EB and TIG Welding Methods

TIAN Yun¹ , GUO Wan-lin² , YANG Zheng¹ , HUAI Jun-feng² ,
LIU Guang-zu¹ , LI Wen-ling² , LI Shuai-hua¹

(1. Central Iron and Steel Research Institute , Beijing 100081 , China; 2. Beijing Institute of Aeronautical Materials , Beijing 100095 , China)

Abstract: The microstructures of MGH956 sheet joints welded by EB and TIG methods and tensile properties from room temperature to 1100°C were studied. Results showed that the dispersoids , which were superfine in original alloy matrix , coarsened obviously after undergoing welding cycle. More coarse grains with the orientation perpendicular to that of the base alloy were formed and holes were left inevitably within joint microstructures. The changes in microstructure resulted in both the significant decrease of joint's high temperature (above 800°C) strength and the much higher brittleness at low temperature. Based on the comparison of the microstructures and tensile properties of the joints welded using EB to that of joints using TIG , it is verified that EB has more advantage than TIG for the welding of MGH956 sheet , and thus EB possesses the engineering potential.

Key words: ODS; MGH956; EB; TIG