

# 殷瓦薄板高速激光焊接的热裂纹敏感性

倪加明 李铸国 吴毅雄

(上海交通大学上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240)

**摘要** 以 2.2 m/min 激光扫描速度, 采用对接和搭接两种方式高速焊接 0.7 mm 薄板殷瓦合金。借助金相显微镜和扫描电子显微镜观察焊缝显微组织, 讨论焊缝中心的热裂纹形成机理, 对比分析不同接头形式的热裂纹敏感性。实验结果显示, 殷瓦合金的高速激光焊缝为铸态单相奥氏体树枝晶。对接焊缝中心出现热裂纹, 而搭接焊缝未发现热裂纹。分析认为, 在树枝晶凝固最后阶段, 焊缝两侧树枝晶粒的大角度晶界能  $\gamma_{gb}$  大于 2 倍液态薄膜固/液界面能  $\gamma_{sl}$ , 液态薄膜完全桥接需要临界过冷度  $\Delta T_b$ 。殷瓦合金散热系数低, 过冷度不足, 焊接残余拉伸应力  $\delta_r$  将导致液态薄膜开裂。对接时容易出现热裂纹。而搭接时开裂的液态薄膜有上层液态金属流入补充, 能有效降低焊缝的热裂纹敏感性。

**关键词** 激光技术; 激光焊接; 热裂纹机理; 树枝晶桥接; 殷瓦合金

**中图分类号** TG456.7; TN249 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201138.0403001

## Hot Tearing Susceptibility of High Speed Laser Welding Invar Sheet

Ni Jiaming Li Zhuguo Wu Yixiong

(Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract** 0.7 mm thickness invar alloy sheet is welded at 2.2 m/min laser scanning speed by using butt and lap joint. Microstructure analysis is conducted by optical microscope and scanning electric microscope. Hot tearing mechanism and susceptibility of butt and lap joint are discussed, respectively. Results show that the weld metal is composed of as-cast single phase dendrite austenite. Some hot tearing is in the weld center of butt joint, but none is in the lap joint. At the last solidifying stage of impinging dendrite, generally, dendrite grain boundary energy  $\gamma_{gb}$  is always two times larger than liquid/solid interfacial energy  $\gamma_{sl}$  of liquid film. The liquid film coalescence will not occur until adequate undercooling  $\Delta T_b$ , which results in hot tearing of butt joint under welding residual tensile stress. However, the remained liquid of upper weld pool can flow down and fill into torn liquid film, then lap joint has a lower hot tearing susceptibility.

**Key words** laser technique; laser welding; hot tearing mechanism; dendrite crystal impinging; invar alloy

**OCIS codes** 140.3390; 140.3470; 160.3900; 350.3850

## 1 引 言

高效、清洁、价廉的液化天然气(LNG)是当前重点开发利用的能源。为使液化天然气运输货舱内维持 $-163\text{ }^{\circ}\text{C}$ 低温, 需要设计隔热保温层<sup>[1]</sup>。由于殷瓦合金的热膨胀系数极小, 平均膨胀系数仅为 $1.6\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ , 在接近 $-273\text{ }^{\circ}\text{C}$ 也能保持稳定的奥氏体状态<sup>[2,3]</sup>, 因而成为 LNG 隔热保温层内壁的绝

佳材料。然而, 殷瓦合金熔池凝固容易产生热裂纹, 采用高热输入焊接方法时必须严格控制焊丝的 S, P 含量, 同时采用含 Ti, Mn 元素的焊丝来去除熔池中的 S, P, 以避免焊接热裂纹<sup>[4,5]</sup>。采用低热输入的氩弧焊(TIG)仍需严格控制温度, 否则将导致薄板变形, 且添加焊丝会带来杂质成分<sup>[6,7]</sup>。激光焊接热输入小, 常应用于难焊特种材料和特殊结构的焊接

收稿日期: 2010-10-29; 收到修改稿日期: 2010-12-08

基金项目: 国家重大资助项目(2009DFB50350)和上海市重点资助项目(ZX08089)资助课题。

作者简介: 倪加明(1983—), 男, 博士研究生, 主要从事材料激光焊接性能方面的研究。E-mail: njm@sjtu.edu.cn

导师简介: 吴毅雄(1952—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光制造和焊接数字化等方面的研究。

E-mail: wuyx@sjtu.edu.cn

及熔覆<sup>[8~10]</sup>。采用低功率脉冲激光低速焊接殷瓦合金,激光扫描速度仅 35 mm/min,对于薄板长焊缝而言生产效率偏低<sup>[11]</sup>。

本文利用 15 kW 高功率 CO<sub>2</sub> 激光高速焊接薄板殷瓦合金,采用金相显微镜和扫描电子显微镜表征接头显微组织,分析焊缝热裂纹形成原因,对比分析高速激光焊接下对接和搭接的裂纹敏感性。

## 2 实验材料与方法

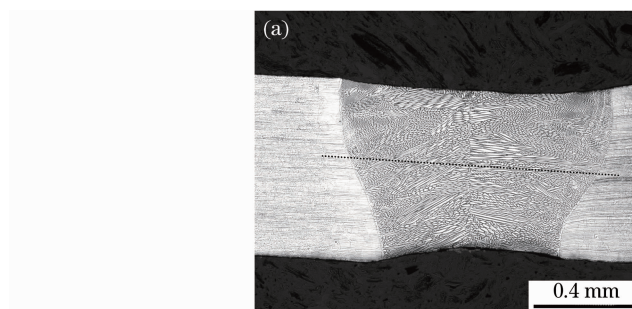
实验材料是薄板殷瓦合金,厚度 0.7 mm,化学成分如表 1 所示。Ni 是合金形成奥氏体区的关键元素,当 Ni 质量分数超过 30% 时,在凝固冷却至室温过程中奥氏体几乎不发生相变。实验中殷瓦合金的 Ni 质量分数为 35.8%。

表 1 殷瓦合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of invar alloy (mass fraction, %)

Ni	C	Si	P	S	Fe
35.8	0.025	0.15	0.018	0.02	balanced

实验采用 TLF 15000 turbo 型高功率激光光源,最大输出功率为 15 kW,波长为 10.6 μm,焦斑半径为 0.44 mm,瑞利长度为 12.7 mm。激光加工系统分为数控机床(CNC)控制系统和精密机械加工系统组成。针对薄板材料焊接选取对接和搭接两种接头形式加以对比。为防止薄板焊接变形,采用



紧固夹持。高速激光焊接主要参数范围:对接的激光功率为 4~5 kW,焊接速度为 2.2~2.6 m/min;搭接的激光功率为 4~5 kW,焊接速度为 1.8~2.2 m/min,保护气体氩气流量均为 18 L/min。通过金相显微镜和 FEI SIRION 200 扫描电子显微镜表征焊缝显微组织。

## 3 实验结果与讨论

### 3.1 宏观截面

图 1 为典型的薄板殷瓦合金激光焊接的对接和搭接截面。由于在高速焊接条件下激光热输入小,两者均获得晶粒细小的焊缝组织,热影响区域较小。对接接头的焊缝中心存在明显的垂直分界线,如图 1(a)所示。高速激光焊接头呈现明显的焊缝中心线主要有物相成分和凝固散热两方面原因:1)殷瓦合金主要是 Fe 和 Ni 元素单相奥氏体,它的二元相图的固/液线在质量分数为 36% 的 Ni 相邻区域呈基本水平,因此成分过冷可以忽略,主要为温度过冷凝固。2)由于奥氏体组织的热导系数较低,为 10.5 W/(m·K),因此散热相对平缓,且薄板焊缝两侧对称。激光快速加热熔透后,在相同散热条件下,两侧过冷度相近,焊缝凝固组织齐头并进向焊缝中心生长,最终两侧不同相位的晶粒相触于焊缝中心,形成明显的焊缝中心线。

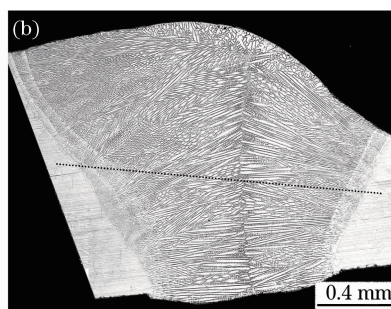


图 1 激光焊接殷瓦合金的接头截面。(a)对接,(b)搭接

Fig. 1 Typical cross-sections of invar sheet laser welded joints. (a) butt joint, (b) lap joint

图 1(b)为典型的激光搭接焊接头截面。搭接接头过渡圆滑,焊缝组织致密,没有气孔和夹杂。焊缝组织主要为柱状树枝晶,晶粒宽度细小。同样在焊缝的中心存在明显的焊缝中心线,然而焊缝中心未发现低熔点共晶组织。由于搭接接头两边厚度引起的散热情况差异,焊缝中心线为上部偏向单层薄板,形成中心弧线。

对所得典型接头截面进行显微硬度测定,对接

和搭接的测试点位置分别如图 1 直线所示。其中对接接头的焊接热输入为 1.0 kJ/cm,搭接的焊接热输入为 1.4 kJ/cm。将所得显微硬度值按距离绘成曲线如图 2 所示。对接和搭接的显微硬度曲线分布基本相同,焊缝硬度低于母材。焊缝平均硬度值接近为 132 HV,母材显微硬度平均值为 145 HV,焊缝硬度相对母材下降约 8.9%。主要原因是焊缝为凝固铸态组织,而母材为轧制态组织。

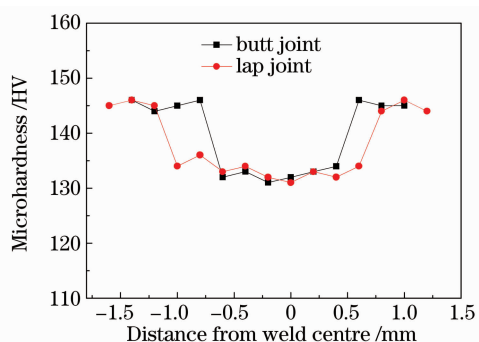


图2 截面显微硬度

Fig. 2 Microhardness of cross-sections

### 3.2 显微组织

金相组织观察发现对接和搭接的焊缝是相似的,典型搭接接头的母材、热影响区(HAZ)和焊缝金相组织如图3所示。母材是退火态的单相奥氏体组织,有明显轧制方向,晶粒细小。热影响区晶粒相对于母材有明显长大,尤其是靠近熔合线的晶粒。原因是殷瓦合金为单相奥氏体组织,冷却过程没有晶粒重结晶,没有细化晶粒过程,而且高温下奥氏体晶界迁移激活能低,奥氏体晶粒易于长大<sup>[3]</sup>。焊缝主体为柱状树枝晶的单相奥氏体。此外,如图3(b)

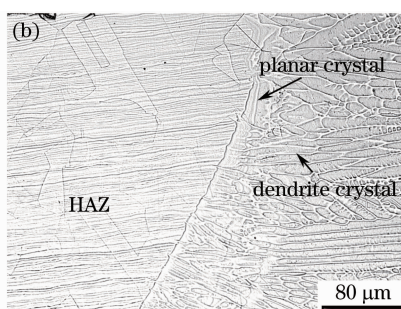
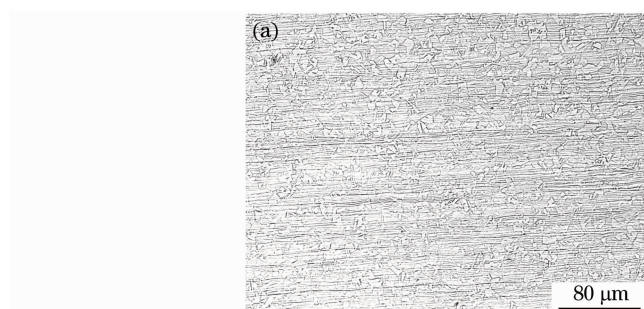


图3 金相组织。(a)母材,(b)焊缝

Fig. 3 Microstructure of invar alloy sheet laser welded joint. (a) base metal, (b) weld metal

除了熔合线上的平面晶层,熔合区内还有另一个近似平行熔合线的平面晶层,如图4所示。平面晶形成原理如前所述,而多个平面晶层与高速激光焊接特点有关。分析认为,激光焊接熔池温度梯度大,液相内部搅动剧烈,且熔池是高速运动的,属于动态的非稳态非平衡结晶。熔池结晶过程在熔池流动热量和凝固潜热作用下,位于熔池尾部刚凝固结晶焊缝会发生局部重熔,再次凝固生成新平面晶层,形成熔合区内多平面晶层。因此,焊缝组织大部为柱状树枝晶,而且由于殷瓦合金的单相奥氏体特性,熔合区有凝固初期的多层平面晶。

### 3.3 热裂纹

图5为对接和搭接的激光焊缝中心组织,

所示,熔合区存在清晰的平面晶层。熔池凝固从熔合线上半熔化晶粒固/液界面形成平面晶层,随后以树枝晶向熔池生长,平面晶和树枝晶的临界转变点可以通过成分过冷判据方程定性判断。对于单相合金,稳态液相凝固平界面生长需要满足成分过冷判据方程<sup>[12]</sup>

$$\frac{G_L}{R} \geq \frac{-m_L C_0 (1-k)}{D_L k}, \quad (1)$$

式中  $G_L$  为固-液界面前沿液相温度梯度; $R$  为凝固速率; $m_L$  为该合金系相图中液相线斜率; $C_0$  为该合金溶质含量; $k$  为溶质分配系数; $D_L$  为溶质在液相中的扩散系数。单相合金非稳态凝固过程,随着凝固进行,凝固速率  $R$  逐步增加,固-液界面前沿扰动增加,平界面将失稳,导致凝固界面形态从平界面向胞晶、树枝晶转变。激光能量集中,高速焊接下,薄板经历快速加热与冷却循环。殷瓦合金熔池凝固从半熔化的粗晶粒开始,固-液界面的生长速度近似为零,因而生成平面晶层;随后在过冷条件下,晶粒生长速度增加,出现了振幅和波长都很小的扰动波,固-液界面全部失稳转变为树枝晶快速向前生长,最后从两侧生长的树枝晶相触于焊缝中心线。

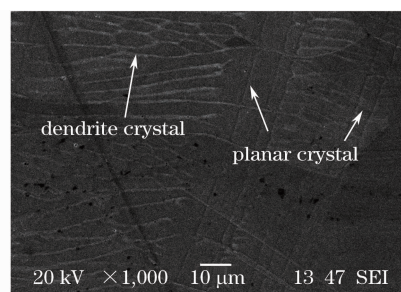


图4 搭接接头熔合区的平面晶层

Fig. 4 Planar crystal layers in fusion zone of lap joint

图5(a)所示的对接焊缝中心为树枝晶组织,而且在焊缝的中心发现明显的热裂纹。焊接热裂纹的形成条件为同时存在液态薄膜和拉应力。以往研究认为,凝固最后阶段合金杂质 S,P 偏聚而形成低熔点



的液态薄膜在拉伸应力下将导致热裂纹<sup>[13,14]</sup>。然而,对接焊缝中心是树枝晶,并未发现低熔点共晶组织,原因可能是大功率激光对 S, P 等烧损净化作用,其次是激光高速焊在高冷却速条件下削弱杂质偏析。液态薄膜是由树枝晶间各界面能作用下形成的,对于单相合金凝固最后阶段液态薄膜凝固,也是树枝晶的固/液平界面的桥接行为,其所需的过冷度  $\Delta T_b$ , 可以表示为<sup>[15]</sup>

$$\Delta T_b = \frac{\gamma_{gb} - 2\gamma_{sl}}{\Delta s_f} \frac{1}{\delta} = \frac{\Delta \Gamma_b}{\delta}, \quad (2)$$

$$\Delta \Gamma_b = \frac{\gamma_{gb} - 2\gamma_{sl}}{\Delta s_f}, \quad (3)$$

式中  $\Delta \Gamma_b$  是界面能之差,  $\delta$  是液态薄膜厚度,  $\gamma_{gb}$  是树枝晶界面能,  $\gamma_{sl}$  是固/液界面能,  $\Delta s_f$  是熔化熵。通常  $\gamma_{gb} > 2\gamma_{sl}$ , 因此, 液态薄膜的最后凝固桥接通常需要一定过冷度  $\Delta T_b > 0$ 。如果过冷度未达到, 液态薄膜将继续存在<sup>[16]</sup>。如前所述, 殷瓦合金单相奥氏体焊缝呈现明显中心线, 在焊接残余拉伸应力作用下, 容易导致液态薄膜开裂, 形成热裂纹。

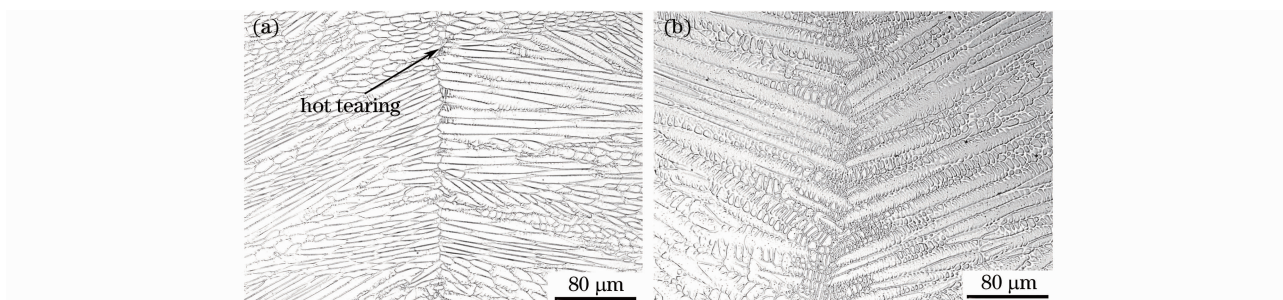


图 5 焊缝中心对比。(a)对接,(b)搭接

Fig. 5 Weld metal comparison. (a) butt joint, (b) lap joint

与对接不同, 搭接焊缝中心未发现热裂纹, 如图 5(b) 所示。液态薄膜同样存在搭接焊, 区别在于液态薄膜流动补偿性和残余拉伸应力大小。1) 由于搭接接头在凝固末段可以由上部液态金属补充下部形成的薄膜开裂间隙, 可有效避免形成裂纹; 2) 搭接接头结构形式, 上板一端搭接于同一底板上, 有助于降低焊接过程残余拉伸应力, 降低热裂纹敏感性。相对于对接, 搭接高速激光焊接的热裂纹敏感性更低。

## 4 结 论

采用 15 kW 激光高速焊接薄板殷瓦合金, 搭接和对接所得焊缝均为单相奥氏体树枝晶, 有清晰的焊缝中心线。焊缝平均显微硬度值为 132 HV, 母材显微硬度值为 145 HV, 焊缝铸态树枝晶组织相对母材轧制细晶下降约 8.9%。殷瓦合金的焊缝熔合区有多层平面晶。单相奥氏体合金凝固能观察到初始平面晶, 并且高速激光焊接时熔合区内有熔池局部重熔、再次凝固, 将形成多道平面晶层。对比发现, 对接焊缝中心出现热裂纹, 而搭接焊缝中心没有出现。树枝晶凝固终了阶段, 晶粒界面能大于 2 倍固/液界面能, 液态薄膜残留, 焊接残余应力将使得液态薄膜开裂。搭接焊时, 开裂薄膜能获得上部熔池填充, 有效降低了高速焊接的热裂纹敏感性。

## 参 考 文 献

- 1 Lu Jiansheng, Shen Liming. Advances in Fe-36Ni invar alloy[J]. *Journal of Functional Materials Contents*, 2004, **35** (z1): 3424~3427  
陆建生, 沈黎明. Fe-36Ni 殷瓦合金研究进展[J]. *功能材料*, 2004, **35** (z1): 3424~3427
- 2 A. A. Tseng, J. Müller, Y. H. Hahn. Mechanical and bending characteristics of invar sheets[J]. *Materials & Design*, 1996, **17**(2): 89~96
- 3 A. Vinogradov, S. Hashimoto, V. I. Kopylov. Enhanced strength and fatigue life of ultra-fine grain Fe-36Ni invar alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, **355** (1-2): 277~285
- 4 J. L. Corbacho, J. C. Suárez, F. Molleda. Grain coarsening and boundary migration during welding of invar Fe-36Ni alloy[J]. *Materials Characterization*, 1998, **41**(1): 27~34
- 5 K. Nishimoto, K. Saida, H. Okauchi *et al.*. Microcracking in multipass weld metal of alloy 690 Part 2 - Microcracking mechanism in reheated weld metal[J]. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2006, **11**(4): 462~470
- 6 Peiquan Xu, Chen Huang, Jianping He. Study on temperature field for invar alloy during TIG welding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2009, **42**(3-4): 242~249
- 7 P. Q. Xu, X. J. Zhao. Analysis of microstructure and properties of cemented carbide and invar alloy weldment [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, **19**(2): 294~300
- 8 Wu Shikai, Xiao Rongshi, Chen Kai. Laser welding of heavy section stainless steel plants [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(9): 2422~2425  
吴世凯, 肖荣诗, 陈 铠. 大厚度不锈钢板的激光焊接[J]. *中国激光*, 2009, **36**(9): 2422~2425
- 9 Li Liqun, Chen Yanbin, Tao Wang. Research on dual-beam welding characteristics of aluminum alloy[J]. *Chinese J. Lasers*,

- 2008, **35**(11): 1783~1788  
李俐群, 陈彦宾, 陶 汪. 铝合金双光束焊接特性研究[J]. 中国激光, 2008, **35**(11): 1783~1788
- 10 Dong Changsheng, Zhong Minlin, Hao Qian *et al.*. High chromium coatings by laser deposition of inconel 690 for repairing nuclear power plant components[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3256~3261  
董长胜, 钟敏霖, 郝 倩等. 面向核设施晶间应力腐蚀的高 Cr 含量 Inconel 690 激光熔覆研究[J]. 中国激光, 2009, **36**(12): 3256~3261
- 11 Wu Dongjiang, Yin Bo, Zhang Weizhe *et al.*. Nd:YAG laser beam welding invar36 alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(11): 1773~1777  
吴东江, 尹 波, 张维哲等. Nd:YAG 激光焊接殷钢材料的工艺研究[J]. 中国激光, 2008, **35**(11): 1773~1777
- 12 J. W. Rutter, B. Chalmers. A prismatic substructure formed during solidification of metals[J]. *Canadian Journal of Physics*, 1953, **31**(1): 15~39
- 13 C. E. Witherell. Welding nickel-iron alloys of the invar type[J]. *Welding Journal*, 1964, **43**(4): 161~169
- 14 T. Ogawa. Weldability of invar and its large-diameter pipe[J]. *Welding Journal*, 1986, **65**(8): 213~226
- 15 M. Rappaz, A. Jacot, W. J. Boettinger. Last-stage solidification of alloys; theoretical model of dendrite-arm and grain coalescence[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, **34**(3): 467~479
- 16 N. D'Souza, H. B. Dong. Solidification path in third-generation Ni-based superalloys, with an emphasis on last stage solidification [J]. *Scripta Materialia*, 2007, **56**(1): 41~44