

C300 穿孔型等离子弧焊接焊缝结晶裂纹的研究

杨 帅¹ 彭 云¹ 张晓牧¹ 田志凌¹ 彭展南²

(1 钢铁研究总院先进钢铁流程及材料国家重点实验室,北京 100081)

(2 北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083)

文 摘 采用光学显微镜、扫描电子显微镜以及 Thermal-calc 计算等方法分析了马氏体时效钢(C300)穿孔型等离子弧焊接(Keyhole-Plasma Arc Welding, K-PAW)过程中结晶裂纹的成因及形貌。研究认为,C300 虽然具有良好的焊接性,但也会产生结晶裂纹。本试验条件下,影响高纯净 C300 产生结晶裂纹的主要因素是应变—温度增长速率,提高预热温度和增加线能量有利于降低结晶裂纹倾向。焊接热源对母材的预热作用有利于已形成结晶裂纹的逐步止裂。具有凸形表面的焊缝以及细小等轴晶的焊缝的结晶裂纹倾向较小。

关键词 马氏体时效钢, 等离子弧焊接, 结晶裂纹, 临界应变速率

Investigation on Solidification Cracking of C300 Keyhole Plasma Arc Welding

Yang Shuai¹ Peng Yun¹ Zhang Xiaomu¹ Tian Zhiling¹ Peng Zhannan²

(1 State Key Laboratory of Advanced Steel Processes and Products, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

(2 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

Abstract This study was undertaken to analysis the causes and morphology of Keyhole-Plasma Arc Welding (K-PAW) solidification cracking of Maraging steel (C300) by means of optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and Thermal-calc. The results indicated that although C300 has good weldability, it can also produce solidification cracking. In our experimental condition, the dominant factor which induces solidification cracking of high purity C300 was the strain-temperature growth rate. Improving the preheating temperature and increasing welding heat input could reduce solidification cracking tendency. The preheating effect of heat source to the base metal step-by-step was propitious to the arrest of solidification cracking. The solidification cracking tendency of weld metal which has convex surface or fine equiaxed grains would be decreased.

Key words Maraging steel, Plasma arc welding (PAW), Solidification cracking, Critical strain rate for temperature drop (CST)

0 引言

马氏体时效钢自诞生以来就受到全世界的密切关注和深入研究^[1-4],它以高强高韧的特性在许多关键领域都获得了广泛的应用^[1],如航空航天、火箭发动机壳体、导弹、深海潜艇、方程式赛车、模具等。马氏体时效钢不同于传统意义上的碳强化马氏体钢,它是以铁镍合金为基础,加入了不同含量的 Co、Mo、Ti、Al 等合金元素,自高温空冷至室温即可获得马氏体基体组织,经过随后时效,依靠析出金属间化合物来强化^[1-2]。关于马氏体时效钢的物理冶金、时效强

化、析出物与母相位向关系等已有很多的研究报道^[3-5],其焊接也有较多报道^[6-8],并指出马氏体时效钢具有良好的焊接性,多种焊接方法都可以获得良好的接头,如 TIG、PAW、MAG、EBW、SAW 等^[6],然而虽然焊接性很好,如果工艺欠佳也会出现夹渣、裂纹、气孔等缺陷。一旦出现缺陷将会造成极大的危害,关键部件一定要杜绝缺陷。随着时代的发展,C200 和 C250 已经不能满足更高强度的需求,因此迫切需要大力发展 C300 以及更高级别马氏体时效钢的工业化应用并实现高效化焊接。虽已有关于 C300 焊接

收稿日期:2013-06-19

基金项目:国家重点基础研究发展计划(973 计划)(2010CB630800)

作者简介:杨帅,1983 年出生,博士研究生,主要从事高强度钢焊接材料及焊接性的研究。E-mail: yangshuaizz@163.com

性的研究^[7-8],但关于 C300 的 K-PAW 焊接结晶裂纹的研究尚未见报道。K-PAW 具有焊接效率高,单道焊一次成形的优势,而且在实际产品焊接中也有具体应用,因此探索 C300 的 K-PAW 焊接具有实际的重大意义。尽管 K-PAW 焊接具有焊接效率高的优势,但一旦工艺不合适,造成的缺陷也是大范围的,不像 TIG 焊接那样可以通过及时调整工艺来弥补。也就是说通过 K-PAW 焊接得到优良焊缝的工艺窗口比较窄,稍有不慎就会产生缺陷。因此对 K-PAW 焊接过程中产生的缺陷进行研究具有重要的实际意义,为优化焊接工艺,得到优良焊缝奠定了基础。

本文针对 C300 K-PAW 焊接过程中所产生的结晶裂纹进行了分析,提出了影响高纯净 C300 K-PAW 焊接结晶裂纹的主导因素,为今后避免这种缺陷提供了理论依据。

1 实验

母材为国内某厂提供的 C300,冶炼工艺为真空感应炉+真空自耗炉重熔;固溶空冷后 HRC \leq 35。板材厚 7 mm。母材成分符合 AMS6514G 标准,如表 1 所示。从图 1(a)中可以看出母材晶粒粗大,晶粒尺寸可达 0.5 mm 左右,并且均匀性较差,晶粒内部还包含着大量的退火孪晶。如果直接使用,则该材料是不符合使用标准的,但用作焊接板材并随后焊后处理,则可用。图 1(b)为母材的 TEM 形貌,可以看出母材为完全的马氏体组织,并具有很高的位错密度以及位错缠结。

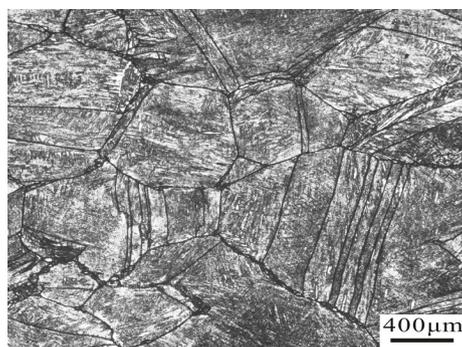
表 1 C300 母材的化学成分

Tab.1 Chemical composition of C300 wt%

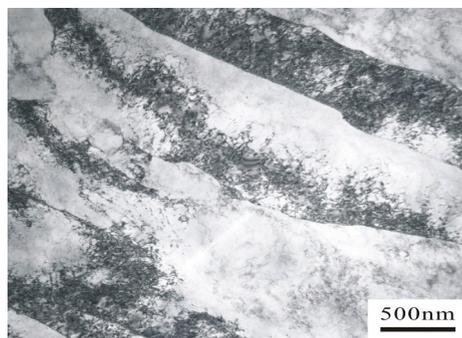
Ni	Co	Mo	Ti	Al	Fe
18.0	9.0	5.0	0.6	0.1	余量

焊机为 AMET 的等离子弧焊机,小孔型单道焊一次成形,不填充金属。焊前将母材用丙酮擦拭干

净。母材用夹具夹持,从而使得母材具有一定的拘束度。金相分析采用 DM2500M 正置金相显微镜,SEM 分析采用 S4300 冷场发射扫描电镜,TEM 分析采用 H800 透射电子显微镜,金相腐蚀剂采用 10% 的硝酸酒精溶液。



(a) OM



(b) TEM

图 1 母材的组织形貌

Fig. 1 Microstructure of base metal

2 结晶裂纹成因分析

调试工艺过程中,在母材中间直接焊接一道焊缝,没有加引弧板,结果产生了结晶裂纹,如图 2 所示。焊接电流为 200 A,离子气为 2.5 L/min,焊接速度为 220 mm/min。

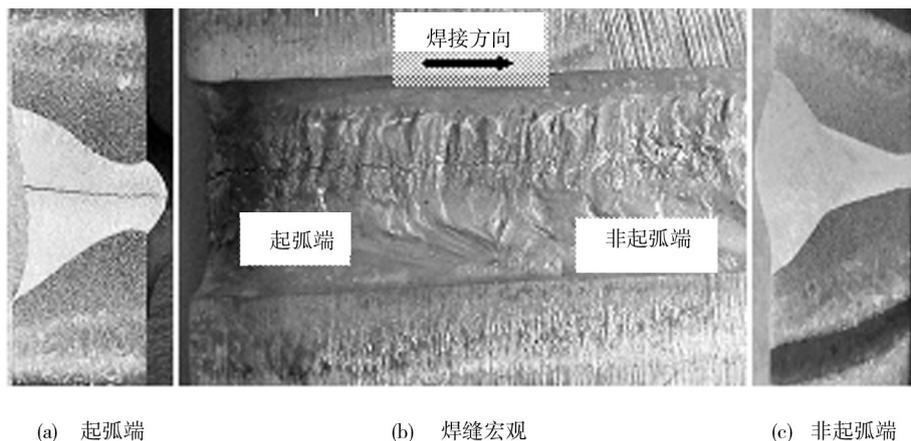


图 2 结晶裂纹宏观形貌

Fig. 2 Macro-morphology of weld solidification cracking

图2可以看出结晶裂纹位于焊缝中心位置,起始于起弧端并沿焊道随着焊接方向扩展,止裂于距离起弧端约30 mm的位置,呈现出典型的结晶裂纹形貌特征。裂纹只在焊接的起弧端区域产生,随着远离起弧端,裂纹逐渐消失。结晶裂纹的产生是力学因素和冶金因素的综合作用,其条件为焊缝在脆性温度区所承受的拉伸应变大于焊缝金属所具有的塑性储备量,即应变增长率按图3中①所示的曲线进行时,将会产生结晶裂纹。

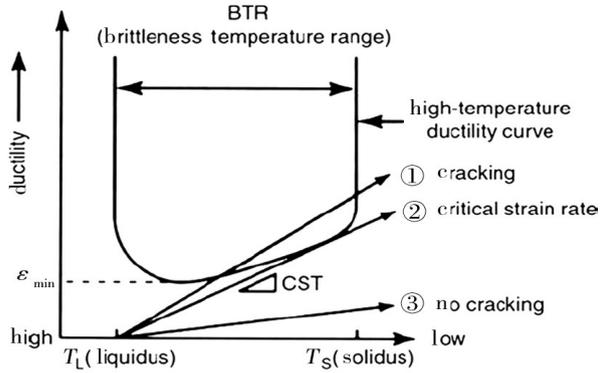


图3 焊接结晶裂纹形成原理

Fig.3 Mechanism of weld solidification cracking

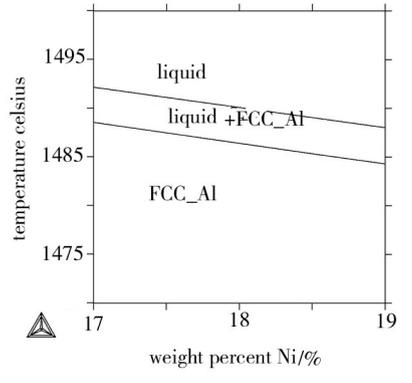
具体来说,焊缝是否产生结晶裂纹主要决定于三个方面,即脆性温度区间 (brittleness temperature range, BTR) 大小、在脆性温度区内金属的塑性以及在脆性温度区的临界应变速率 (critical strain rate for temperature drop, CST)。这三方面因素是相互影响、相互联系,又相对独立^[9-11]。

2.1 脆性温度区间的分析

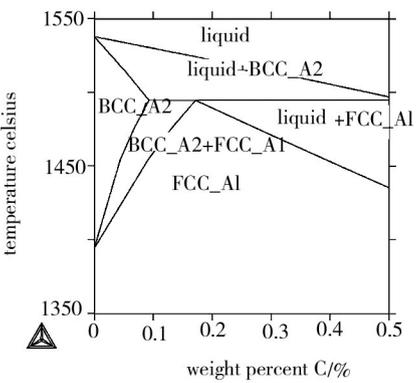
通过 Thermal-calc 计算 Fe-Ni 二元合金及 Fe-C 二元合金平衡相图,对这两个合金相图的高温区域进行放大,如图4所示,并分析对比二者结晶温度区间(即脆性温度区间)的大小。研究表明单从结晶温度区间可以看出,Fe-Ni 二元合金在 18Ni 合金成分时对应的结晶温度区间约为 5℃,而在 Fe-C 合金中,以 0.2C 为例,其结晶温度区间约为 30℃,约为前者的 6 倍,因此从这个意义上说,18Ni 马氏体时效钢焊缝结晶裂纹的倾向远远低于低碳钢。虽然焊接过程属于非平衡凝固,并且 18Ni 马氏体时效钢也含有其他合金元素,其结晶温度区间与 Fe-Ni 二元合金平衡凝固情况不完全相同,但是这两个图也可以定性地描述脆性温度区间的宽窄,从而粗略判断出结晶裂纹倾向的大小。

如同其他合金一样,马氏体时效钢热裂纹的诱因也是与杂质元素 S、P、Si 密切相关的。然而本试验条

件下的母材杂质含量已经控制在了很低的水平。文献[6]表明,采用高纯原料真空熔炼的 18% Ni 马氏体时效钢的热裂纹敏感因数接近零,也就是说杂质元素基本上已经不再是高纯净马氏体时效钢焊缝结晶裂纹产生的原因。



(a) Fe-Ni 二元合金平衡相图



(b) Fe-C 二元合金平衡相图

图4 脆性温度区间的分析

Fig.4 Analysis of BTR

此外,对于同一种钢来说脆性温度区内金属的塑性基本是恒定的。然而在本试验条件下,结晶裂纹还是产生了,排除了脆性温度区间过大的可能性、钢材纯净度不足的可能性以及脆性温度区内金属的塑性过低的可能性这些内因外,就只剩下焊缝金属在脆性温度区内临界应变速率这个外因。

通常情况下,焊接接头的残余应力分布为焊缝中心为最大拉应力,并且拉应力一直延伸到热影响区。而马氏体时效钢焊接接头中心线上的应力则为压应力^[6],只在距离熔合线一定距离处为拉应力。有种理论是这样解释这种应力分布的,在冷却过程中因凝固收缩同样会产生常规的拉应力,但是一旦发生了奥氏体向马氏体的转变,体积将会增大,从而产生相反的压应力,并且此压应力足够大以至于可以中和或者超过拉应力。由于这个相变发生在较低温度,所有的这些应力都无法释放,所以焊缝中这种压应力占主导

地位。然而在未发生相变前的高温区焊缝中依然是拉应力为主导。正是这种高温下的拉应力以及拘束应力提供了产生结晶裂纹的必要条件。

2.2 冷却速率对结晶裂纹的影响

文献[9]指出,日本研究者 K. NAKATA^[10]采用横向可调拘束裂纹试验确定了 Al 合金延性特征与焊接裂纹敏感性之间的关系,认为 CST 与结晶裂纹敏感性之间的对应关系最为显著,并指出对于特定的材料,可以通过控制应变—温度速率来避免裂纹的出现,其条件为^[9]:

$$-\frac{d\varepsilon}{dT} = \frac{\frac{\partial\varepsilon}{\partial t}}{\frac{\partial T}{\partial t}} < \text{CST} \quad (1)$$

式中, $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 为应变—温度速率; $\frac{\partial\varepsilon}{\partial t}$ 为应变速率; $-\frac{\partial T}{\partial t}$ 为冷却速率。

因此,凡是降低 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 的因素,均有利于降低结晶裂纹倾向。即降低 $\frac{\partial\varepsilon}{\partial t}$ 和增大 $-\frac{\partial T}{\partial t}$ 均可降低结晶裂纹倾向。

对于薄板焊接件而言^[12],冷却至某一温度 T_c 的瞬时冷却速率为 $\omega_c = \frac{\partial T}{\partial t}$,即

$$-\frac{\partial T}{\partial t} = -\omega_c = \frac{2\pi\lambda c\rho(T_c - T_0)^3}{\left(\frac{E}{\delta}\right)^2}$$

式中, T_c 为某瞬时冷速下的瞬时温度; T_0 为焊件的初始温度或者预热温度; E 为焊接线能量。

由此可见,对于特定的焊接材料在某一具体焊接工艺下,增大 $-\frac{\partial T}{\partial t}$,关键在于提高 T_0 和增大 E ,即提高 T_0 和增大 E 有利于降低 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$,从而降低了结晶裂纹倾向。

2.3 应变速率对结晶裂纹的影响

焊接时焊缝承受拉伸应力所产生的应变量为 $\Delta\varepsilon$,那么每瞬时的应变率(即应变速率)应为 $\frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t}$,根据焊接传热学理论^[11],应变速率可表示为

$$\frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t} = \frac{\partial\varepsilon}{\partial t} = \alpha\omega_c$$

式中, $\frac{\partial\varepsilon}{\partial t}$ 为焊缝金属的瞬时应变速率; α 为线胀系数。

对于薄板焊接件而言^[11], $\frac{\partial\varepsilon}{\partial t} = \alpha$

$\frac{2\pi\lambda c\rho(T_c - T_0)^3}{\left(\frac{E}{\delta}\right)^2}$,同样可得出,提高 T_0 和增大 E 可以

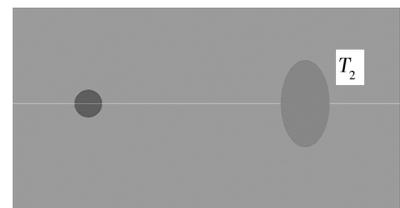
降低 $\frac{\partial\varepsilon}{\partial t}$,从而降低 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$,使得结晶裂纹倾向减小。

在同一母材和同等焊接工艺等离子焊接时,在起弧端产生了结晶裂纹,随着远离起弧端,结晶裂纹逐渐消失。拘束度近似相同,母材相同即母材的各项物理参数亦相同, E 相同,影响 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 的因素只有 T_0 的差异。

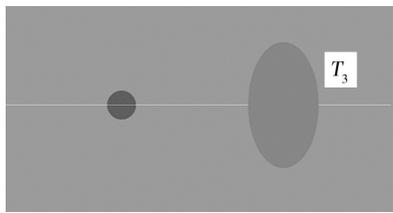
在焊接起弧的瞬间,整块母材处于室温状态,相当于无预热状态,初始温度较低,导致 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 较高,使得 $-\frac{d\varepsilon}{dT} > \text{CST}$,从而产生了结晶裂纹。但是焊接过程一旦开始,热源的温度场就会沿着整个母材分布,就对整块母材具有预热作用,在距离热源某一距离处将会产生温度高于室温的预热区 A(其温度为 T_1),如图 5(a)所示。随着焊接过程的进行,焊接热源的推进,焊接热源不断地对前方区域进行逐步预热,预热区 A 的温度逐渐提高,范围逐渐扩大[图 5(b)]。预热温度的提高导致 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 下降,随着热源的继续推进[图 5(c)],当预热温度提高至某一程度 T_3 时,正好可获得 $-\frac{d\varepsilon}{dT} = \text{CST}$,此时恰好处于某一临界状态,继续提高 T_0 ,将使得 $-\frac{d\varepsilon}{dT} < \text{CST}$,此时即将焊接的母材处于最佳的预热状态,从而将不再产生结晶裂纹[图 5(d)]。也就是说,焊接一开始产生的结晶裂纹将止裂于因焊接热源逐步预热而导致的 $-\frac{d\varepsilon}{dT} < \text{CST}$ 区域,由此可见在本试验中,产生结晶裂纹与否的关键因素是焊接热源对母材本身的预热作用。



(a) 初始预热状态



(b) 累积预热状态



(c) 临界预热状态



(d) 最佳预热状态

图5 热源预热作用模型

Fig.5 Pre-heating model of heat source

在焊接开始阶段,无预热的情况下产生了结晶裂纹是因为 E 偏低,导致了 $-\frac{d\varepsilon}{dT} > CST$,随着焊接过程的进行, E 保持恒定,但是焊接热源预热累积的作用,使得 T_0 逐步提高,从而 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 值有所下降,结晶裂纹持续产生,直至预热温度的提高所导致的 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$ 的值足够低时,即满足条件 $-\frac{d\varepsilon}{dT} < CST$ 时,结晶裂纹止裂,随后获得优质的无裂纹焊缝。

焊接过程一旦开始,等离子弧热源便对整块焊板具有了预热的作用,随着热源的推进,焊接温度场的叠加,预热作用的累积,究竟到何处所获得的预热温度可以使得 $-\frac{d\varepsilon}{dT} = CST$,从而不再产生结晶裂纹,以及这个最佳的预热温度又是多少,这也是我们要进一步探讨的问题,即通过理论计算预测结晶裂纹将止裂于距离裂纹起始端多远的位置以及通过温度场的计算确定特定焊接规范下的预热温度,从而避免某一规范下结晶裂纹的产生,为获得优质的焊缝提供参考。这一部分工作在后续将继续深入展开。

2.4 焊缝表面形状对结晶裂纹的影响

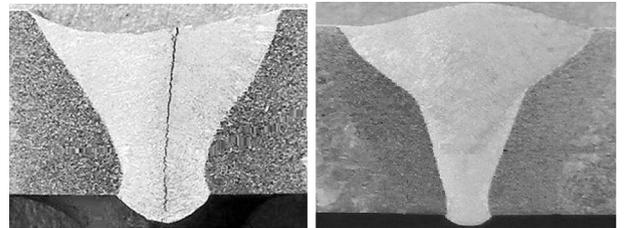
文献[9]指出相对而言,同等条件下凹形焊缝比凸形焊缝易于产生结晶裂纹。而本实验过程中,结晶裂纹的出现恰好是位于凹形焊缝区域。

液体表面张力理论指出^[13],球形液面表面由于表面张力的存在而使得液面内外两侧产生了压力差,即附加压力:

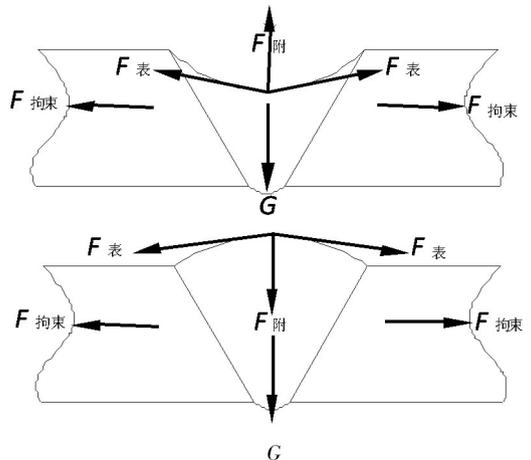
$$p_s = p_{内} - p_{外} = \frac{2\gamma}{R} \quad (2)$$

此即拉普拉斯方程(Laplace equation),附加压力与表面张力系数 γ 成正比,与球面半径 R 成反比,方向恒指向弯曲液面的曲率中心。任何弯曲液面都对液体产生附加压力。因此,凹形焊缝与凸形焊缝也会产生附加压力,并对结晶裂纹的产生具有不同的影响。

焊缝形貌及受力分析如图6所示。对于凹形焊缝,在焊缝金属凝固和冷却收缩过程中,焊缝金属除了受拘束力 $F_{拘束}$ 、自身重力 G 外,也承受着因表面张力 $F_{表}$ 导致的 $F_{附}$, $F_{附}$ 的方向指向凹面的曲率中心,即与重力 G 的方向相反, $F_{附}$ 有使液体表面收缩的趋势,此时焊缝处于四向拉应力状态,在焊缝金属凝固的固液阶段,液态金属少并且不易流动,一旦表面产生了微小裂纹就会在合力的作用下迅速扩展直至外加应力与已凝固焊缝金属强度相同时即止裂。相对于凹形焊缝来说,凸形焊缝表面所受的拉应力较小, $F_{附}$ 的方向依然指向凹面的曲率中心,但此时与重力 G 的方向相同,焊缝表面受三向拉应力状态,虽然此时 $F_{拘束}$ 不变,但是在纵向上受力只有一个方向,因此焊缝表面不易产生裂纹,所以焊缝表面适当凸起有利于降低结晶裂纹倾向,但凸起程度不宜过大,否则会导致应力集中。所以在等离子弧单道焊接时应尽量地避免形成凹形焊缝,最好形成凸形焊缝,从而避免结晶裂纹的形成。



(a) 凹形及凸形焊缝



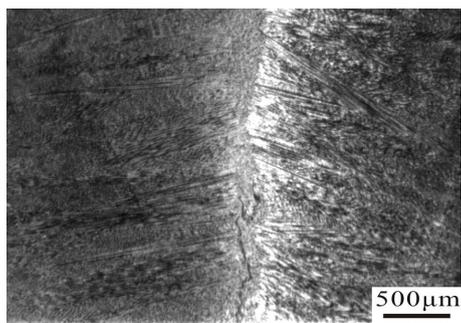
(b) 凹形及凸形焊缝受力分析

图6 焊缝形貌及受力分析

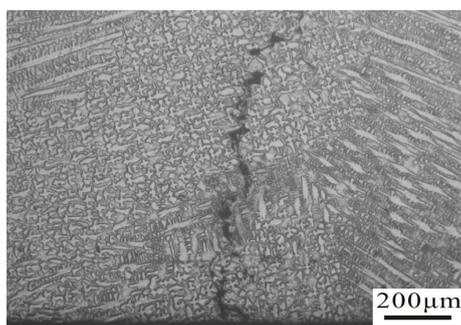
Fig.6 Morphology and force analysis of weld

3 结晶裂纹的微观形貌

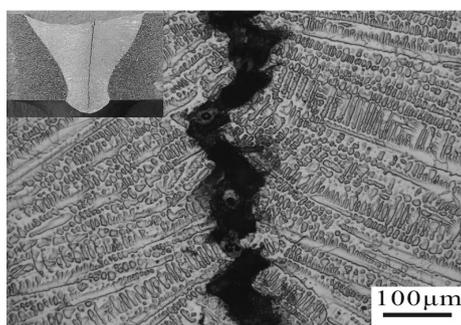
图7可以看出裂纹位于两侧柱状晶愈合之处。



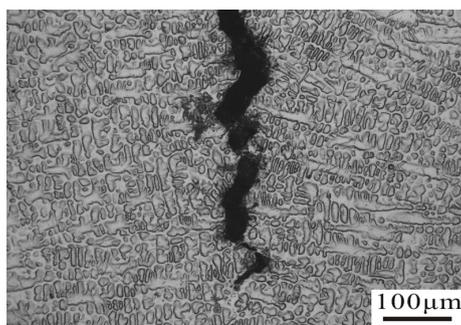
(a) 横截面裂纹宏观



(b) 横截面裂纹微观



(c) 纵截面裂纹扩展



(d) 纵截面裂纹尖端

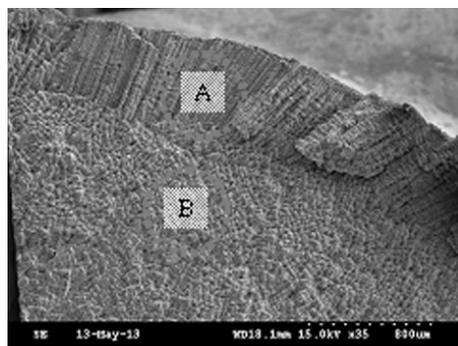
图7 焊接结晶裂纹微观形貌

Fig. 7 Micro-morphology of welding solidification cracking

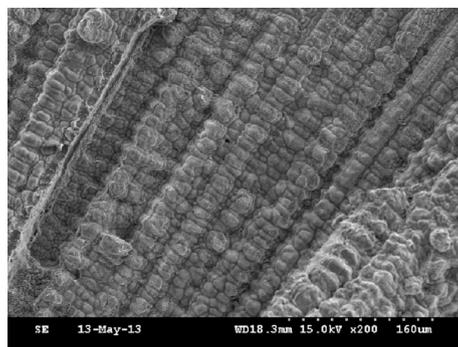
从宏观纵截面可以看出裂纹笔直,垂直扩展,形成几乎完全贯穿焊缝纵向的裂纹。从微观上可以看出裂纹的扩展路径是曲折的,呈“Z”形曲线扩展,在扩展阶段,如图7(c)所示,裂纹两侧都是粗大的柱状晶粒以及胞状树枝晶,这种晶粒在凝固末期不易于彼此协调变形,因此易于在愈合处产生裂纹,而在裂纹

的尖端多为细小的等轴晶以及胞状晶,这种晶粒比较容易实现彼此之间的协调变形,从而能够很好地调节各种力之间的平衡,如图7(d)所示,也就是说这种细小的晶粒形态比柱状晶具有更好的塑性。液相也易于在细小的等轴晶之间实现再填充愈合。同时晶粒细小,晶界面积增大,晶界上低熔点共晶的偏聚也相对减少^[9]。从图中可以看出,从粗大柱状晶区到细晶粒区,裂纹宽度逐渐减小,从100 μm减小到10 μm及以下,直至完全愈合。因此细晶粒具有增大裂纹扩展阻力的作用,在一定程度上可以止裂。设法使得焊缝获得更多的细小晶粒也是减少结晶裂纹倾向的重要措施。

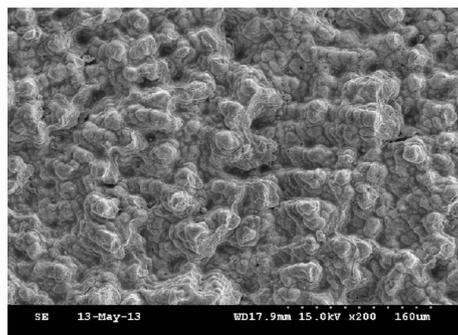
将具有裂纹的试样掰开,采用SEM观察断口形貌,发现其呈现出典型的结晶裂纹形貌^[14-16],如图8所示。



(a) 断口低倍形貌



(b) A区域放大形貌



(c) B区域放大形貌

图8 焊接结晶裂纹断口SEM形貌

Fig. 8 Fracture surface morphology of weld solidification cracking

此区域为裂纹近表面区域,断口虽然整体上呈现出典型的结晶裂纹形貌,但是局部也不相同,最表面A区域放大形貌如图8(b)所示,多为具有一定生长方向的柱状晶,柱状晶的力学性能具有各向异性,这种排列方式的柱状晶虽然纵向抗拉能力较强,但是在横向拉应力作用下非常容易彼此剥离而开裂^[15-16]。因此位于焊缝凹液面并近乎垂直于凹液面的柱状晶在横向拘束力、凝固收缩应力以及凹液面附加的指向曲率中心力的作用下非常容易开裂,形成焊缝结晶裂纹源。远离焊缝表面区域的为等轴晶,相对来说等轴晶具有各向同性,抗横向拉应力能力较强,因此裂纹也多止裂于细小的等轴晶区域。

4 结论

(1) C300 虽然具有良好的焊接性,但是也会出现结晶裂纹。

(2) 本试验条件下,影响结晶裂纹的主要因素是 $-\frac{d\varepsilon}{dT}$, 提高预热温度和增加线能量有利于降低结晶裂纹倾向。焊接热源对母材的预热作用有利于已形成的结晶裂纹的逐步止裂。焊接结晶裂纹将止裂于因焊接热源逐步预热而导致的 $-\frac{d\varepsilon}{dT} < CST$ 区域,然而具体焊接规范下结晶裂纹止裂的确切距离以及确切的预热温度有待于进一步的深入探讨。

(3) 具有凸形表面的焊缝以及具有细小等轴晶的焊缝的结晶裂纹倾向较小。

参考文献

[1] Hall A M, Slunder C J. The metallurgy, behavior, and application of the 18% Ni maraging steels [M]. National Aeronautics and Space Administration, Washington, DC. 20546, 1968:69-80

[2] Decker R F. Source book on maraging steels: a comprehensive collection of outstanding articles from the periodical and reference literature [M]. Metals Park, Ohio 44073, American Society for Metals, 1979

[3] 蔡其巩, 朱静, 何崇智. 马氏体时效钢的时效结构[J]. 物理学报, 1974, 23(3):178-193

[4] Shaw, Cerezo A, Smith G W A. Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels" part I: introduction and study of Co-containing C-300 steel [J]. Metallurgical Transactions A, 1993, 24(6): 1221-1232

[5] Zhu F, Yin Y F, Faulkner R G. Microstructural control of maraging steel C300 [J]. Materials Science and Technology, 2011, 27(1):395-405

[6] Lang F H, Kenyon N. Welding of maraging steel [R]. WRC Bulletin 159, 1971:7-11

[7] Uchida J M. Investigation of experimental filler alloys for 18 Ni (300) maraging steel [R]. The Boeing Company Report, D2-23690-1 (Code 81205), Nov. 1965

[8] Yoshiki Arata, Michio Tomie, Seiji Katayama Weldability of 18Ni maraging steel (HT210) by ultra high voltage electron beam welding [J]. Transactions of JWRI is published by Welding Research Institute of Osaka University, Ibaraki, Osaka 567, Japan, 1985:97-106

[9] Sindo Kou. Welding Metallurgy [M]. Second edition, A John Wiley & Sons, Inc. Publication 2002:277-294

[10] Nakata K, Matsuda F. Evaluation of ductility characteristics and cracking susceptibility of Al alloys during welding [J]. Trans. of JWRI, 1995, 24 (1): 83-94

[11] 张文钺. 焊接冶金学[M]. 北京:机械工业出版社, 1999: 230-231

[12] 张文钺. 焊接传热学[M]. 北京:机械工业出版社, 1987: 64

[13] 恽正中, 王恩信, 完利祥. 表面与界面物理 [M]. 成都:电子科技大学出版社, 1993: 189

[14] 彭日辉, 刘末生, 薛恩臣, 等. 焊缝弧坑树枝状晶与凝固裂纹[J]. 钢铁研究总院学报 1981, 1(1):89-94

[15] By D E, Nelson V V, et al. An Investigation of weld Hot cracking in duplex stainless steels [J]. Welding Research Supplement, August, 1987:241-s-250-s

[16] Chengy C M, Chou C P, Lee I K, et al. Susceptibility to hot cracking and weldment heat treatment of haynes 230 superalloy [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2006, 22(5):685-690

(编辑 任涛)