

# 马氏体时效钢 C300 焊缝金属 强韧化研究\*

## Research on Strengthening and Toughening of Maraging Steel C300 Weld Metal

钢铁研究总院 田志凌 杨 帅



田志凌

钢铁研究总院常务副院长, 教授级高工, 博士生导师, 政府特贴专家, 兼任中国机械工程学会焊接学会副理事长。主要从事金属焊接性、焊接材料方面的研究工作, 负责承担过多项国家 863、973、支撑计划、国际合作等项目, 获国家科技进步一等奖一项, 国家发明二等奖一项, 国家“八五”攻关重大成果奖一项, 省部级科技进步奖励 4 项, 授权发明专利 9 项、出版专著 3 部、发表论文 100 篇。

马氏体时效钢作为超高强度钢自诞生以来就受到国内外的广泛关注和深入研究, 凭借着高强高韧的特性而广泛应用于航空、航天、航海等

在回顾马氏体时效钢焊接研究现状的基础上, 针对我国最新研制的 C300 钢, 从时效处理、合金元素和热输入对 TIG 焊接焊缝金属强度和韧性的影响展开系统研究, 得出了这些因素对基体马氏体组织、逆转变奥氏体、金属间化合物析出相等的演变及对强度和断裂韧性的影响规律, 将为我国 C300 的工业化焊接提供重要的技术指导。

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.20.047

领域<sup>[1-3]</sup>。马氏体时效钢是 20 世纪 50 年代后期由国际镍公司(INCO)研制出来的, 最初是为核潜艇研制的新材料, 随后转向了航空航天方向。1961~1962 年, 该公司的 Decker 等在铁镍马氏体合金中加入不同含量的 Co、Mo、Ti, 通过时效硬化得到屈服强度分别达到 1400MPa、1700MPa、1900MPa 的 18Ni (C200)、18Ni (C250)、18Ni (C300) 的马氏体时效钢, 并首先将 18Ni (C200) 和 18Ni (C250) 应用于固体火箭发动机壳体<sup>[1-2]</sup>。我国从 20 世纪 60 年代中期开始研究, 最初以仿制 18Ni (C250) 和 18Ni (C300) 为主。到 70 年代中期又开始研究强度级别更高的钢种和无 Co 或节 Ni 的马氏体时效钢,

还开发出了用于高速旋转体的超高纯高强高韧的马氏体时效钢(CM-1 钢), 研制出高弹性的马氏体时效钢(TM210 等)和低 Ni 无 Co 马氏体时效钢(12Ni-3Mn-3Mo-TiAlV)<sup>[4]</sup>。马氏体时效钢的本质是通过时效硬化的铁镍马氏体合金, 以无碳(或微碳)马氏体为基体, 以时效产生的析出相金属间化合物来强化的超高强度钢, 与传统的高强度钢的重要区别在于, 它不是依靠碳而是依靠金属间化合物的弥散析出来强化的, 因此具有一些独特的性能, 如高强韧性、良好的成形性、简单的热处理工艺、良好的焊接性以及时效尺寸稳定性等。良好的焊接性是马氏体时效钢能得到广泛应用的重要基础, 也是这些钢

\* 国家重点基础研究发展计划(973 计划)(2010CB630800)。

在制造大型构件方面很有吸引力的重要原因<sup>[1-2]</sup>。国内外对马氏体时效钢的焊接已经有许多的相关研究<sup>[5-12]</sup>。在国外,主要集中在美国、日本等国家,在国内主要集中在钢铁研究总院、哈工大和航天科工集团等单位,然而具体针对最新开发的C300马氏体时效钢焊接的研究资料相当匮乏,因此钢铁研究总院最近几年对C300的焊接展开了较为系统的研究<sup>[13-16]</sup>。

Tariq等<sup>[5]</sup>研究了焊后热处理对C250 TIG焊缝组织的影响,指出758~823K时效3~5h后,焊缝区的胞状晶边界形成了大量的逆转变奥氏体,并且在室温下很稳定,更高的温度时效则会导致在胞状晶边界分布的连续的网状奥氏体增加。同样针对C250的焊后热处理,Shamantha等<sup>[6]</sup>研究不同成分焊丝TIG焊接得到的焊缝组织,认为在与母材同成分的填充金属焊缝中显示出大量的偏析,Ti和Mo沿着枝晶间和胞状晶界偏析,在随后的时效中,这将导致奥氏体逆转变,而且此温度要比母材的偏低。文献[7]研究了焊后热处理工艺对18Ni马氏体时效钢激光焊接接头组织和性能的影响,认为焊后直接时效和焊后固溶时效含有逆转变奥氏体,因此强度和韧性较低。日本Yoshiki等<sup>[8]</sup>对18Ni(HT210)采用超高压电子束焊接,实现了等强等韧焊接。关于马氏体时效钢焊缝的断裂韧性,Chatterjee等<sup>[9]</sup>认为其 $K_{IC}$ 偏低的原因是在焊缝金属枝晶间形成了较软的逆转变奥氏体。国内的陈炜等<sup>[10]</sup>研究了C250的焊缝显微组织,认为焊缝组织的不均匀性,特别是块状逆转变奥氏体和晶界、晶内局部区域密集分布的脆性相是使焊缝韧性低于母材的主要原因,文献[11]进一步指出了马氏体时效钢焊接存在问题是焊缝韧性较低,姜树田<sup>[12]</sup>认为在Ni18Co9Mo5Ti钢焊缝组织中出现逆转变奥氏体,与此同时在A-M相界上析出脆性相,导致焊缝

韧性下降。

超高强度钢焊接制作的大型壳体的低应力爆破事件绝大多数是由微裂纹引起的低应力脆断,焊接区域作为薄弱环节往往成为首先破坏的部位,对其断裂韧性多有研究<sup>[17]</sup>,但均不是针对C300的,采用C300焊接制作的大型构件同样面临着低应力脆断的问题,马氏体时效钢虽然具有良好的焊接性,但其焊接所面临的主要问题为接头强度和韧性匹配问题,强度的提高较为容易,如何在高强度的前提下尽可能地提高韧性(主要指断裂韧性)是工程中亟需解决的问题,也是工程实际中的难点。本文在回顾马氏体时效钢焊接研究现状的基础上,重点针对C300焊缝金属的强度和韧性从时效处理、合金元素和焊接热输入3个方面展开系统阐述,以期为我国C300的工业化焊接提供理论支撑和原始数据积累。

### 焊缝金属的组织特征

马氏体时效钢具有良好的焊接性,无需在焊前预热和焊后缓冷,易于焊接成形,不易产生焊接裂纹,焊接接头系数高,可达到90%,接头韧性随焊接方法的变动比较大,文献报道TIG焊接所得的接头韧性比较高<sup>[1]</sup>。马氏体时效钢的接头主要分为3部分,即焊缝金属、热影响区和母材,如图1所示。焊接过程中,马氏体时效钢接头不同区域经历了熔化、固溶和时效的不同过程,因此其热影响区将展现出不同的形貌,与普通低合金钢相比,其差异非常明显,关于马氏体时效钢焊接接头的组织特征,文献[15]已有详细的描述。马氏体时效钢的热影响区一般由3部分组成,且之间泾渭分明,紧挨着焊缝的是热影响区A(HAZ1),它在焊接热输入的作用下完全奥氏体化并冷却转变为马氏体;挨着A的是热影响区B(HAZ2),它被加热到奥氏体和马氏体的两相区;热影响区C(HAZ3)

经历的温度变化约为482℃到室温。

焊缝金属焊态的典型微观组织形貌如图2所示,OM形貌为胞状树枝晶,TEM形貌为块状马氏体形貌,布满了高密度位错缠结,衍射斑点清晰明锐,没有多余的衍射斑点,经标定确认为完全的马氏体。

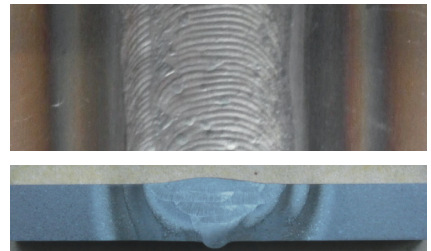
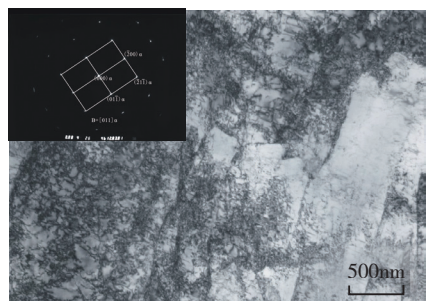


图1 马氏体时效钢TIG焊接接头形貌



(a) OM形貌

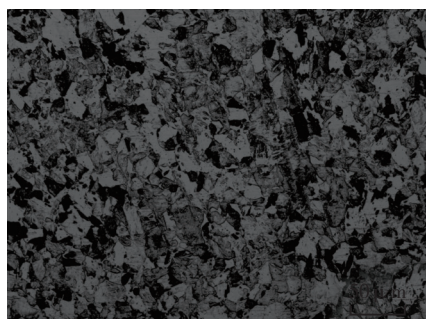


(b) TEM形貌及衍射斑点

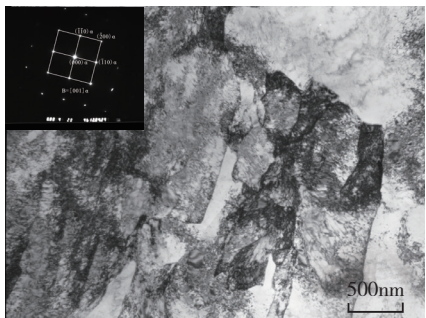
图2 焊缝金属焊态组织形貌(C300)

焊态焊缝金属经过840℃×1h空冷的固溶处理后,其组织形貌如图3所示,OM形貌展示出了固溶态的组织形貌并保留了胞状树枝晶形貌,TEM形貌依然为高密度位错的单相马氏体。

焊态焊缝金属经过840℃×1h空冷+480℃×4h空冷的固溶和时效处理后,其组织为马氏体基体+逆转变奥氏体+析出相,时效后沿着胞晶晶界产生了大量的逆转变奥氏体。



(a) OM 形貌



(b) TEM 形貌

图3 焊缝金属固溶态组织形貌 (C300)

析出相的标定显示为  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , 析出相作为钉扎位错的第二相强化粒子, 对焊缝强度韧性等方面均具有重要影响, 其类型、尺寸、间距及体积分数均会影响强韧性的变化, 而时效工艺的调整就是为了控制析出相, 从而对强韧性进行调控, 达到所需的强韧匹配, 这也是时效工艺的重要性所在。

## 焊缝金属强韧化的研究

### 1 时效处理对焊缝金属强韧性的影响

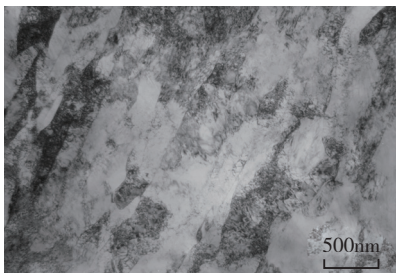
焊态、固溶态和焊后固溶时效态中, 性能变化最显著的为时效后的性能, 经过时效处理, 在马氏体基体中弥散析出强化相, 它对位错运动起着强烈的钉扎作用, 阻碍位错运动, 提高了强度, 但也降低了韧性。析出相的体积分数和直径均影响着强化效果, 析出相的参数是通过时效工艺来控制的, 因此时效参数对焊缝的组织性能具有重要的影响。文中分别在 3 种时效温度进行 3 种时间的时效处理, 温度分别为欠时效 ( $430^\circ\text{C}$ )、峰时效 ( $480^\circ\text{C}$ ) 和过时效 ( $580^\circ\text{C}$ ), 时间分别为 1h、4h 和 24h。

在欠时效温度 ( $430^\circ\text{C}$ ) 下, 随着时效时间的延长, 强度、硬度持续上升, 时效 1h、4h 和 24h 后, 抗拉强度分别为 1487MPa、1625MPa 和 1900MPa, HV 硬度分别达到 480、517 和 587; 塑性和冲击吸收功持续降低, 冲击功分别为 32J、25J 和 22J。在峰时效温度 ( $480^\circ\text{C}$ ) 下, 随着时效时间的延长, 强度、硬度持续上升, 冲击吸收功持续下降, 但是 4h 与 24h 的差别并不是很大, 而  $480^\circ\text{C}$  时效 4h 的塑性最差。在过时效温度 ( $580^\circ\text{C}$ ) 下, 随着时效时间的延长, 强度、硬度持续下降, 且远远低于  $430^\circ\text{C}$  和  $480^\circ\text{C}$  阶段的时效, 冲击吸收功持续上升, 塑性有大幅度的提高。

$430^\circ\text{C}$  时效温度偏低, 1h 的时间较短, TEM 下很难观察到析出相, 如图 4 所示。 $430^\circ\text{C}$  时效 24h 的组织形貌如图 5 所示, 组织已经发生了明显的变化, 逆转变奥氏体的含量约为 10%, TEM 暗场像中的析出相较为明显, 强度比 1h 的强度增加了近 500MPa。在欠时效过程中, 随着时效时间的延长, 时效析出相数量逐渐增多, 其强化效果也逐渐提高, 同时逆转变奥氏体含量也有大幅度的增加。



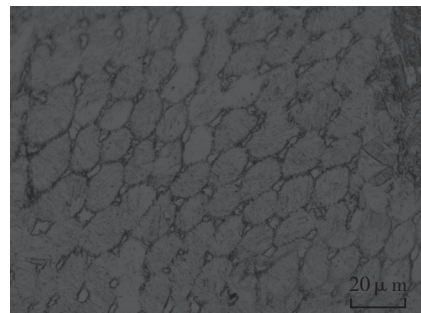
(a) OM 形貌



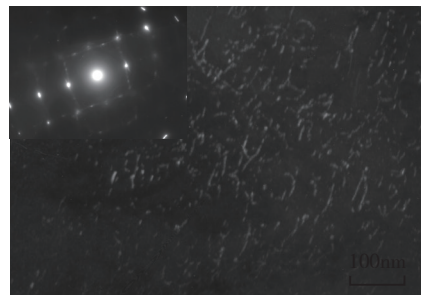
(b) TEM 形貌

图4  $430^\circ\text{C} \times 1\text{h}$  下焊缝组织

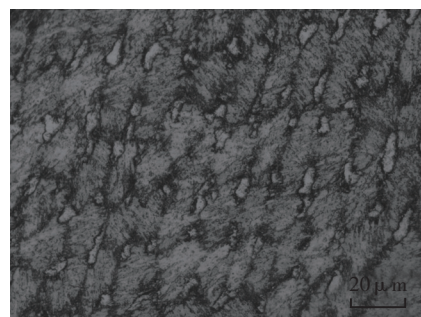
焊缝金属在  $480^\circ\text{C}$  时效组织形貌如图 6 和图 7 所示。时效 1h 后, 逆转变奥氏体含量约为 10%, 高于  $430^\circ\text{C}$  时效 1h 的含量, 与  $430^\circ\text{C}$  时效 24h 的基本持平。焊缝组织为马氏体基体 + 逆转变奥氏体 +  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , 逆转变奥氏体和  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  的斑点都非常



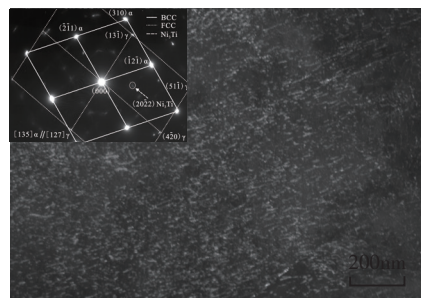
(a) OM 形貌



(b) TEM 暗场像

图5  $430^\circ\text{C} \times 24\text{h}$  下焊缝组织

(a) OM 形貌



(b) TEM 暗场像

图6  $480^\circ\text{C} \times 1\text{h}$  下焊缝组织

微弱。 $Ni_3Ti$  为纳米级的棒状或杆状的时效相。480℃时效 24h 后, 逆转变奥氏体和时效析出相的数量进一步增大, 逆转变奥氏体的含量高达 35%, 均位于胞晶间,  $Ni_3Ti$  的尺寸比时效 1h 的略大, 弥散度更高, 时效时间相差 24 倍, 尺寸略微增大, 表明  $Ni_3Ti$  具有较强的粗化阻力。

焊缝金属在 580℃ 时效 1h 后, 组织变化的最大特征为逆转变奥氏体数量的增多和时效析出相类型的转变<sup>[14]</sup>, 如图 8 所示。TEM 视场下即可观察到大量的逆转变奥氏体, 多呈现出长条状形貌, 主要析出相为球状的  $Fe_2Mo$ , 存在着少量针状的  $Ni_3Ti$ 。随着时效时间延长至 24h 时, 逆转变奥氏体数量进一步增多, 此时多呈现出纺锤状形貌(图 9), 其体积也增大, 逆转变奥氏体首先在晶界或马氏体板条界以切变的方式析出, 之后在板条内析出, 最后通过时效相分解 - 扩散转变 - 聚合连接方式在马氏体板条内形成<sup>[18]</sup>。球状析出相也经历了粗化过程, 尺寸增大, 同时已经观察不到针状析出相  $Ni_3Ti$  了。

焊缝中逆转变奥氏体含量与时效参数的变化关系如图 10 所示, 最基本的特征为随着时效温度的升高, 以及时效时间的延长, 逆转变奥氏体含量逐渐增多。

## 2 钛含量对焊缝金属强韧性的影响

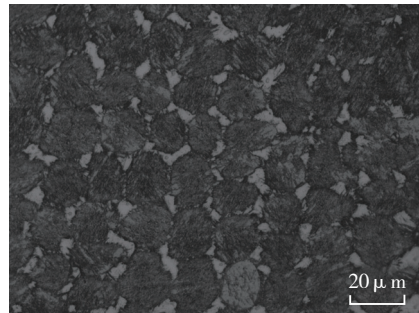
$Ni_3Ti$  作为 C300 焊缝金属的主要的强化相, 其数量和分布形态对焊缝金属的性能都具有重要影响, 焊缝金属中具有充足的 Ni 含量, 因此决定  $Ni_3Ti$  含量的关键为 Ti 的含量, 热力学计算表明<sup>[14]</sup>, 在焊缝金属中随着 Ti 含量的增大,  $Ni_3Ti$  的吉布斯自由能降低、相变驱动力增大、质量分数增大。

选择两种成分的焊丝(0.3%Ti 与 0.6%Ti, 焊接中 Ti 的过渡系数约为 0.75) 进行焊接, 分析焊缝金属的强韧性和组织变化。0.3%Ti 与 0.6%Ti 焊丝所得的抗拉强度均值分别为

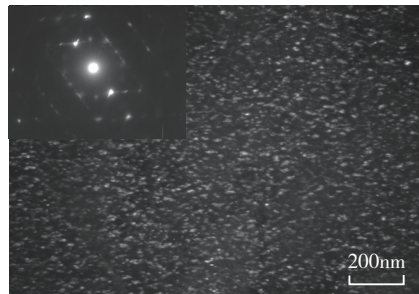
1802MPa 和 1857MPa, 屈服强度均值分别为 1798MPa 和 1833MPa。拉伸试样的断裂位置均位于焊缝中心, 且高 Ti 焊丝的强度比低 Ti 焊丝的整体约高 50MPa, 这说明提高焊丝中的 Ti 含量有利于提高接头焊缝金属的强度。0.6%Ti 焊缝的  $K_{IC}$  值仅

为  $70MPa \cdot m^{1/2}$ , 低于 0.3%Ti 的  $95MPa \cdot m^{1/2}$ , 与强度的结果相反, 这说明 Ti 在强化焊缝的同时也在弱化焊缝的断裂韧性, 因此 Ti 含量较高时对焊缝的断裂韧性不利。

马氏体时效钢焊缝主要依靠马氏体相变强化和时效析出强化, 时效析出强化的效果更为显著。图 11 为两种焊缝析出相的暗场像及衍射斑点, 可以看出析出相均为针状的  $Ni_3Ti$ , 弥散地分布于马氏体基体中。对析出相的尺寸进行统计, 结果表明, 0.3%Ti 的析出相直径约为 8~12nm, 长度约为 40~60nm, 体积分数约为 1.8%~2.2%; 0.6%Ti 的析出相直径约为 5~9nm, 长度约为

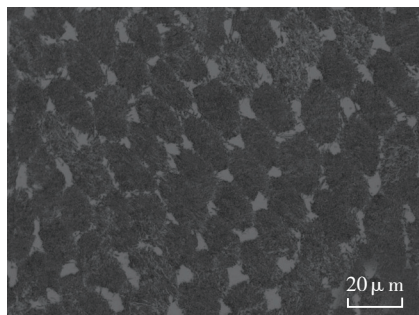


(a) OM 形貌

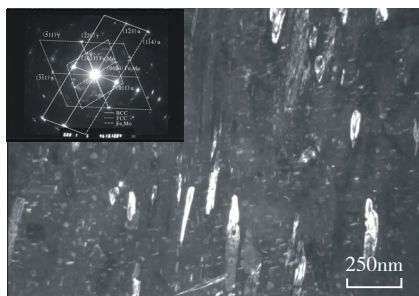


(b) TEM 暗场像

图7 480℃ × 24h下焊缝组织

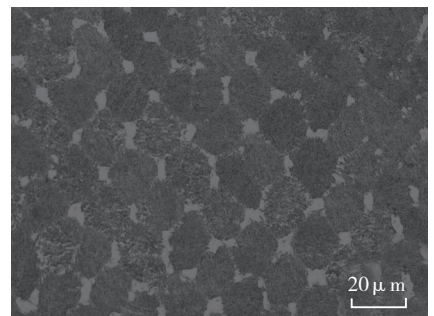


(a) OM 形貌

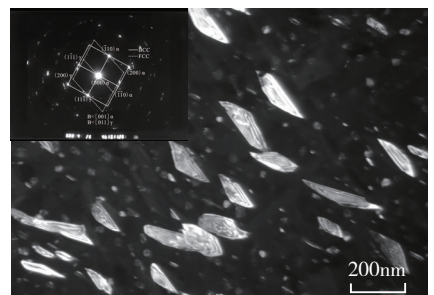


(b) TEM 暗场像

图8 580℃ × 1h下焊缝组织



(a) OM 形貌



(b) TEM 暗场像

图9 580℃ × 24h下焊缝组织

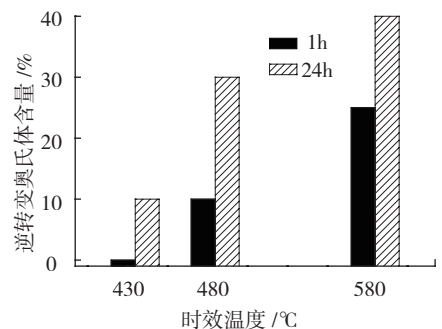


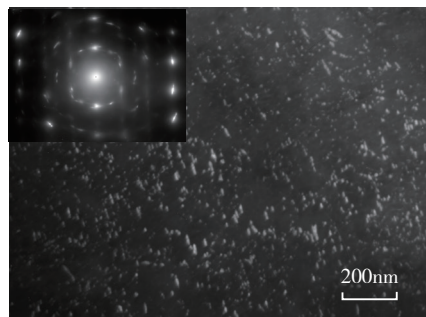
图10 逆转变奥氏体含量与时效参数的关系

25~45nm, 体积分数约为 3.0%~4.0%。可以发现, 0.6%Ti 焊缝的析出相尺寸整体偏小, 数量偏多, 间距偏小, 即其细小弥散程度高于 0.3%Ti 的。析出相的强化效果与析出相的尺寸、体积分数等因素密切相关, 根据时效强化的 Orowan 机制, 不易变形的第二相粒子  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  对位错进行钉扎, 运动位错在第二相粒子前受阻, 弯曲。随着外加切应力的增加, 迫使位错继续以弯曲的方式向前运动, 直至绕过位错, 形成一个围绕颗粒的位错环及一个恢复原态继续前进的位错。定量地分析, 采用 Orowan-Ashby 方程<sup>[19]</sup>计算第二相引起的金属材料强度的增量, 即

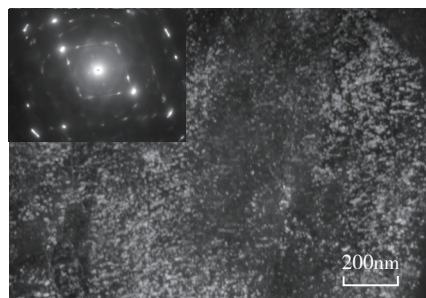
$$\Delta R_{p0.2} = (0.538Gb\sqrt{f_v}/x) \cdot \ln(x/2b) \quad (1)$$

式中:  $\Delta R_{p0.2}$  为屈服强度增量,  $G$  为剪切模量,  $b$  为柏氏矢量,  $f_v$  为析出相粒子的体积分数,  $x$  为析出相粒子的直径。

由上式可知, 增大析出相粒子体积分数及减小尺寸可以大幅度提高屈服强度, 0.6%Ti 的焊缝中析出相的细小弥散程度高于 0.3%Ti 的, 因



(a) 0.3%Ti 焊缝暗场相



(b) 0.6%Ti 焊缝暗场相

图11 Ti含量对析出相体积分数的影响

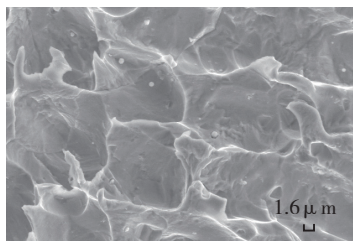
此其强化效果也是高于 0.3%Ti 的。

析出相的数量越多, 钉扎位错的效果越好, 强度越高, 然而会导致位错越不易滑移增生, 协调变形能力越低, 局部塑性越差。裂纹在扩展中, 使得基体局部发生塑性变形直至开裂成为新的裂纹, 若局部塑性变形能力较差, 则不能通过塑性变形来吸收裂纹扩展的驱动力, 从而表现为较低的韧性。0.6%Ti 焊缝中强化相  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  的体积分数高于 0.3%Ti 的, 其在强度增加的同时, 断裂韧性也将随之下降。

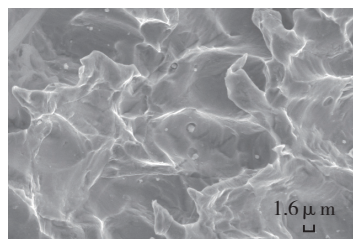
Ti 与氧、氮等非金属元素具有较大的亲和力, 在焊接过程中, 焊缝中极易产生 Ti 的夹杂物, 如图 12 所示, 焊缝中存在着较多的球形小颗粒, 通过能谱分析可知其为 Ti 的夹杂物, 统计结果表明 0.6%Ti 的焊缝中夹杂物的数量略高, 夹杂物的直径在 0.6~1.3  $\mu\text{m}$  之间变化, 两种焊缝夹杂物的直径相差并不大; 夹杂物的间距在 10~80  $\mu\text{m}$  之间浮动, 变化较大, 从整体上看, 0.3%Ti 焊缝中夹杂物间距略大于 0.6%Ti 的。

钢铁材料的  $K_{IC}$  与其常规力学性能和夹杂物的各种参数之间存在着如下关系<sup>[20]</sup>:

$$K_{IC} = KE\varepsilon_r f_v^{-1/6} d_T^{1/2} \quad (2)$$



(a) 0.3%Ti



(b) 0.6%Ti

图12 焊缝中夹杂物的形貌

式中:  $K$  为常数;  $E$  为弹性模量;  $\varepsilon_r$  为断裂真应变;  $f_v$  为夹杂物体积分数;  $d_T$  为夹杂物的平均间距。

由式(2)可知, 降低夹杂物的体积分数以及增大夹杂物间距可有效提高钢的断裂韧性。0.3%Ti 焊缝中夹杂物的数量低于 0.6%Ti 的, 其间距大于 0.6%Ti 的, 因此从夹杂物这一因素而言, 前者具有较高的断裂韧性值。

Ti 形成夹杂物一方面降低了基体中的主要强化元素含量, 导致强度降低; 另一方面夹杂物的弹性模量等物理参数与基体差异较大, 破坏了基体的连续性, 在外力作用下, 易造成应力集中, 从而降低基体的强度、塑性与韧性。因此在工艺和焊材及保护方式上寻求突破保证焊缝纯净度是 C300 焊接过程中的一项重要内容。

### 3 焊接热输入对焊缝金属强韧性的影响

焊接热输入是直接反映焊接电流、焊接电压与焊接速度的综合指标, 是决定焊缝组织性能的重要因素之一。对 C300 的焊接而言, 多数文献<sup>[1-2]</sup>均建议采用较小的焊接热输入, 且钨极氩弧焊的综合性能较好, 但是小热输入的钨极氩弧焊具有焊接生产效率较低的劣势, 如何在保证性能合适的前提下通过提高热输入来提高焊接生产效率具有重要的实际意义。采用 3 种热输入的钨极氩弧焊对热轧态的 C300 进行焊接, 焊缝金属经过 840  $^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$  空冷 + 480  $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$  空冷处理后的强韧性变化如图 13 所示。结果表明接头断裂位置均在焊缝区域, 抗拉强度约为 1762~1820MPa, 低于 C300 母材的, 符合低强匹配的设计思想。同时也可以发现热输入对接头的抗拉强度的影响并不大, 且当热输入为 16  $\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-1}$  时, 抗拉强度较高, 均值为 1802MPa; 断裂韧性  $K_{IC}$  值的差异变化也不大, 约在 58~64  $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  之间。

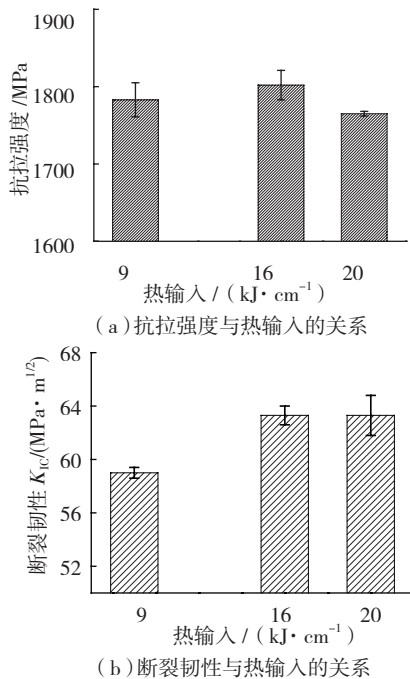


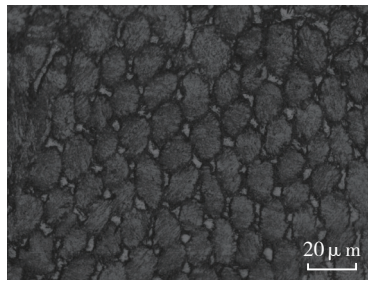
图13 抗拉强度和断裂韧性与热输入的关系  
不同热输入下焊缝的金相组织形貌如图 14 所示,可以发现,随着焊接热输入的增大,焊缝胞晶尺寸增大。综合考虑,针对 7mm 厚的固溶轧制态 C300 的焊接,建议采用 16kJ·cm<sup>-1</sup> 的热输入。

### 结论

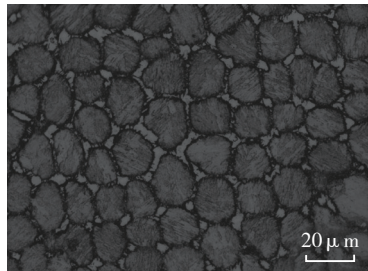
(1) 欠时效的主要强化相为极细微的纳米组织;峰时效的主要强化相为 Ni<sub>3</sub>Ti;过时效的主要强化相为短时间时效的 Ni<sub>3</sub>Ti 以及 Fe<sub>2</sub>Mo 和长时间时效的 Fe<sub>2</sub>Mo。逆转变奥氏体的数量和体积随着时效温度的提高以及时效时间的延长而增多和长大。

(2) 焊缝金属中 Ti 元素主要以时效相 Ni<sub>3</sub>Ti 的形式进行强化, Ni<sub>3</sub>Ti 的含量随着焊丝中 Ti 含量的增大而增多,强度随 Ti 含量的增加而增大,断裂韧性随 Ti 含量的增加而降低。焊缝中 Ti 的夹杂物随着焊丝中 Ti 含量的增加而增加,产生对韧性不利的影响。

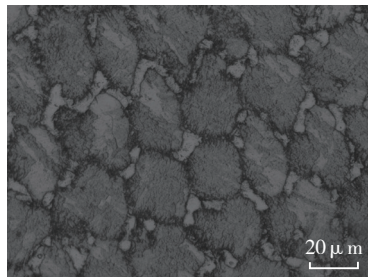
(3) 综合焊接效率和焊缝金属强韧性匹配,建议采用中等焊接热输入。



(a) 9kJ·cm<sup>-1</sup>



(b) 16kJ·cm<sup>-1</sup>



(c) 20kJ·cm<sup>-1</sup>

图14 不同热输入的时效态焊缝金相组织(末道焊缝)

### 参考文献

[1] HALL A M, SLUNDER C J. The metallurgy, behavior, and application of the 18% Ni maraging steels. Washington: NASA, 1968.  
 [2] LANG F H, Kenyon N. Welding of maraging steel. WRC Bulletin 159, 1971.  
 [3] WEI S, Zhan L G. Maraging steels: Modelling of microstructure, properties and applications. Woodhead Publishing Limited/CRC Press, 2009.  
 [4] 魏振宇. 马氏体时效钢. 国外马氏体时效钢与高强度不锈钢. 新金属材料编辑部, 1974:27-53.  
 [5] TARIQ F, BALOCH R A, AHMED B, et al. Investigation into microstructures of maraging steel 250 weldments and effect of post-weld heat treatments. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(2):264-273.  
 [6] SHAMANTHA C R, NARAYANAN R, IYER K J L, et al. Microstructural changes during welding and subsequent heat treatment of 18Ni

(250-grade) maraging steel. Materials Science and Engineering: A, 2000, 287(1): 43-51.

[7] REDDY G M, RAO V V, RAJU A V S. The effect of post-weld heat treatments on the microstructure and mechanical properties of maraging steel laser weldments. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications. 2009, 223(4): 149-159.

[8] YOSHIKI A, MICHIO T, SEIJI K. Weldability of 18Ni maraging steel (HT210) by ultrahigh voltage electron beam welding. Transactions of JWRI, 1985, 14(1): 97-106.

[9] CHATTERJEE M, SIVASUBRAMANIAN K. New filler wire for welding 250 grade maraging steels. Materials Science and Technology Conference and Exhibition, 2008, 3:1832-1836.

[10] 陈炜, 黄孝瑛, 潘天喜, 等. 18Ni(250) 马氏体时效钢焊缝显微组织对断裂韧性的影响. 钢铁, 1981, 16(1): 42-46.

[11] 黄孝瑛, 陈炜, 潘天喜, 等. 18Ni(250) 马氏体时效钢焊接形成的逆转变奥氏体. 钢铁, 1981, 16(2): 60-61.

[12] 姜树田. Ni18Co9Mo5Ti 马氏体时效钢焊缝组织中的白亮块对焊缝性能的影响. 宇航材料工艺, 1983(1): 18-23.

[13] 杨帅. 2000MPa 级马氏体时效钢焊缝金属强韧化机理研究. 北京: 钢铁研究总院, 2015.

[14] YANGS, PENG Y, ZHANG X M, et al. Phase transformation and its effect on mechanical properties of C300 weld metal after different aging temperature treatment. Journal of Iron and Steel Research, International, 2015, 22(6): 527-533.

[15] 杨帅, 彭云, 张晓牧, 等. C300 马氏体时效钢等离子弧焊接接头的组织与硬度. 机械工程材料, 2014, 38(10): 1-5.

[16] 杨帅, 彭云, 张晓牧, 等. 固溶温度对 C300 钨极氩弧焊缝成分均匀化的影响. 航空材料学报, 2014, 34(1): 16-21.

[17] 邹吉权. 超高强度钢及其焊接接头的断裂行为研究[D]. 天津: 天津大学, 2008.

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

[19] GLADMAN T. The physical metallurgy of microalloyed steels. London: The Institute of materials, 1997.

[20] 何毅, 杨柯, 曲文生, 等. 超纯净化 18Ni(350) 马氏体时效钢的研究. 金属学报, 2001, 37(8):852-856.

(责编 叶枫)