

碳化物析出对 ENiCrFe-3 预边堆焊异种钢焊缝力学性能影响的数值模拟

樊佳伟^{1,2}, 李卓轩², 吴昊盛², 刘光银², 张建晓^{2,3}, 黄健康²

(1. 甘肃烟草工业有限责任公司, 兰州, 730050; 2. 兰州理工大学, 兰州, 730050;
3. 兰州兰石重型装备股份有限公司, 兰州, 730300)

摘要: 为避免异种钢焊接中的元素扩散富集现象, 文中采用预边堆焊 ENiCrFe-3 过渡层的方法, 实现了异种钢的良好焊接, 但在焊接接头中发现了碳化物的析出现象, 进而采用晶体塑性有限元方法, 构建了晶界处添加碳化物的晶体塑性有限元分析模型. 模拟结果表明, 碳化物析出相会对晶粒内部与晶界上的应力应变分布产生显著影响, 由于碳化物含量增加, 夹杂物的区域应力集中增大, 三晶粒交点是焊缝力学性能最薄弱的区域, 晶界交汇处应力分布不对称, 通常最先失效, 成为断裂源.

创新点: (1) 通过预边堆焊工艺实现异种钢良好焊接, 并从中发现碳化物析出现象
(2) 与常规宏观组织调控、应力应变分析不同, 文中从微观角度对组织的应力应变机理进行分析
(3) 建立了微观晶体力学有限元模型, 分析碳化物析出对焊缝力学性能的影响, 明晰碳化物析出的应力应变分布与裂纹生长机理.

关键词: 晶体塑性学; 碳化物; 有限元; 应力应变

中图分类号: TG 407 **文献标识码:** A **doi:** 10. 12073/j. hjxb. 20220721001

0 序言

石油炼化装备制造过程中往往需要进行焊接操作, 而因其所处高压、高温、大载荷的环境, 使得对焊缝质量有极为苛刻的要求. ENiCrFe-3 作为一种 Ni 基合金焊材, 其具有优异焊接性能、高蠕变强度等优点, 常用于生产石油化工锅炉高压管线等装备, 并将其应用于石油、核能、化工等工业热端部的制造领域^[1-3]. 虽然 ENiCrFe-3 合金在高温条件下抗氧化性较好, 但是在长期服役过程中会有大量碳化物析出^[4], 如: MC、M₆C、M₂₃C₆ 等, 对合金的耐腐蚀性及力学性能产生显著的影响. 相关研究表明, 相比于纯铁素体, 碳化物通过和铁素体基体的互不相容性及铁素体晶粒之间的空间相互作用直接影响局部应变. 位于晶界处的碳化物可以促进铁素体晶界处应变的扩展, 但是, 在碳化物和铁素体晶界

密度高的区域, 碳化物及晶界会减弱高局部应变的发生^[5].

文中针对异种钢焊接接头元素扩散等问题, 采用 ENiCrFe-3 焊丝进行过渡层堆焊, 为探究其焊接接头碳化物析出对力学性能所产生的影响, 使用 Abaqus 软件建立晶体塑性有限元模型, 研究预边堆焊层处碳化物区的应力场, 分析了力学性能, 以及晶界交叉处的相对运动情况, 从而揭示焊缝中碳化物析出对接头力学性能影响的微观机制.

1 试验方法

1.1 ENiCrFe-3 过渡层预边堆焊试验

针对厚板低合金耐热钢和奥氏体不锈钢异种钢焊接中存在的元素扩散等问题, 采用 ENiCrFe-3 焊丝进行过渡层预边堆焊, 焊接电流 140 A, 焊接速度 150 mm/min, 焊接电压 22 V. 而后进行埋弧焊堆焊填充. 焊接过程示意图如图 1 所示. 试验母材为 12Cr2Mo1R 低合金耐热钢和 S30408 奥氏体不锈钢 2 种材料, 钢板规格为 120 mm × 60 mm × 40 mm,

坡口角度为 60°, 钝边厚度为 10 mm.

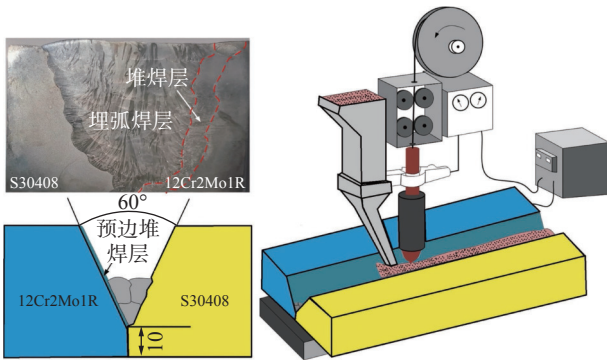


图 1 焊接过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the welding process

对焊后接头组织进行分析, 采用 APMA 对预边堆焊层接头进行倍数为 5000 倍的元素扫描分析, 结果如图 2 所示, 能够在奥氏体晶界处发现碳富集现象.

对焊接接头进行退火热处理, 热处理温度为

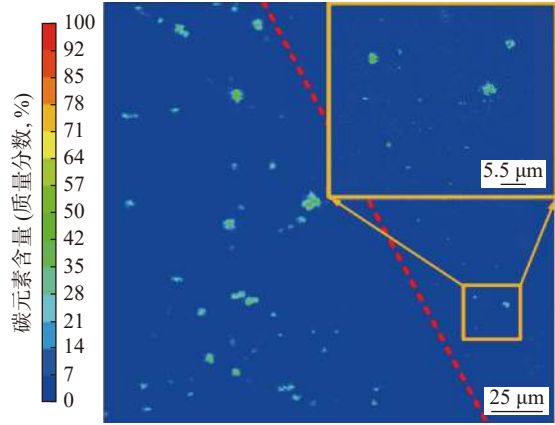
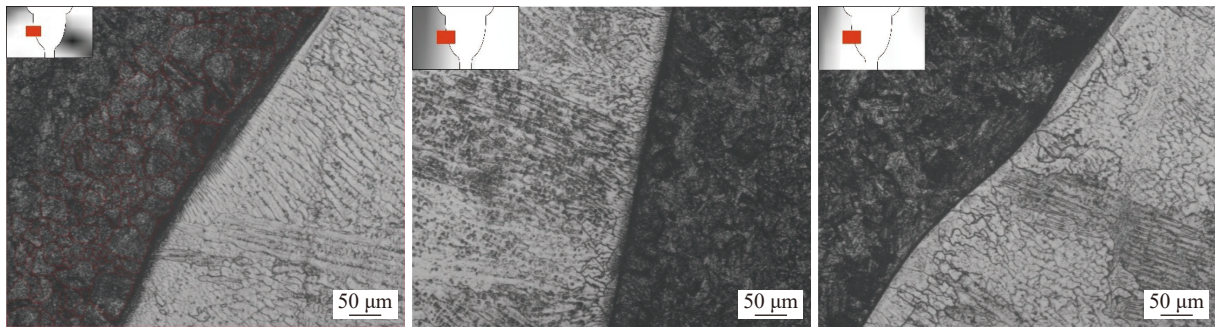


图 2 12Cr2Mo1R/ ENiCrFe-3 界面碳元素分布

Fig. 2 Carbon element distribution at the 12Cr2Mo1R/ ENiCrFe-3 interface

690 °C, 退火后组织如图 3 所示, 可以看出焊缝组织存在生长演变, 而且母材的晶粒也较未进行热处理的明显增加. 其次, 在进行热处理后, 焊缝组织中出现了更多的碳化物析出相, 在金相图中呈黑色颗粒状.



(a) 未热处理

(b) 热处理 8 h

(c) 热处理 32 h

图 3 焊缝显微组织形貌

Fig. 3 Weld microstructure morphology. (a) without heat treatment; (b) 8 h heat treatment; (c) 32 h heat treatment

对焊接接头进行力学拉伸测试, 拉伸曲线如图 4 所示, 未经热处理的试件断裂处于熔合线处, 其抗拉强度为 552.55 MPa, 断后伸长率为 15.58%.

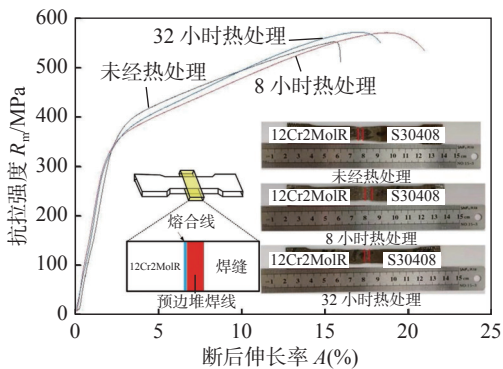


图 4 预边堆焊 ENiCrFe-3 拉伸曲线分析

Fig. 4 Tensile curve analysis of pre-edge welded ENiCrFe-3

而 8 小时热处理与 32 小时热处理的试件均断裂位于硬度较低的焊缝处, 与未经热处理接头相比抗拉强度分别上升到了 570.53 MPa 与 570.60 MPa, 断后伸长率分别上升到了 18.99% 与 17.79%. 退火热处理 8 小时后少量的碳化物析出造成的弥散强化与第二相强化, 是抗拉强度与断后伸长率提高的主要原因. 退火热处理 32 小时后碳化物进一步长大, 使得材料强度增加而塑性变差. 拉伸断口界面的微观形貌如图 5 所示, 从图中观察到韧窝中心存在大量尺寸、形状各异的碳化物第二相颗粒.

1.2 二维模型建立

为研究碳化物含量对材料力学性能的关系, 采用有限元模拟方法进行研究. 图 6 为建立不同碳含量的微观二维模型来研究碳化物对焊缝组织应力

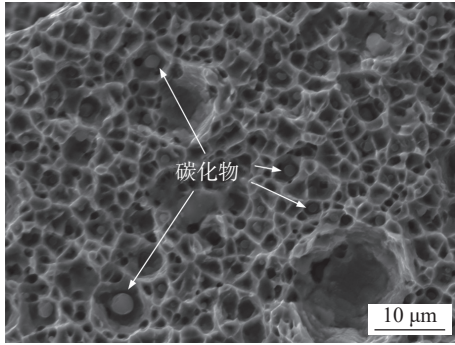


图 5 拉伸断口界面的碳化物颗粒

Fig. 5 Carbide particles at the tensile fracture interface

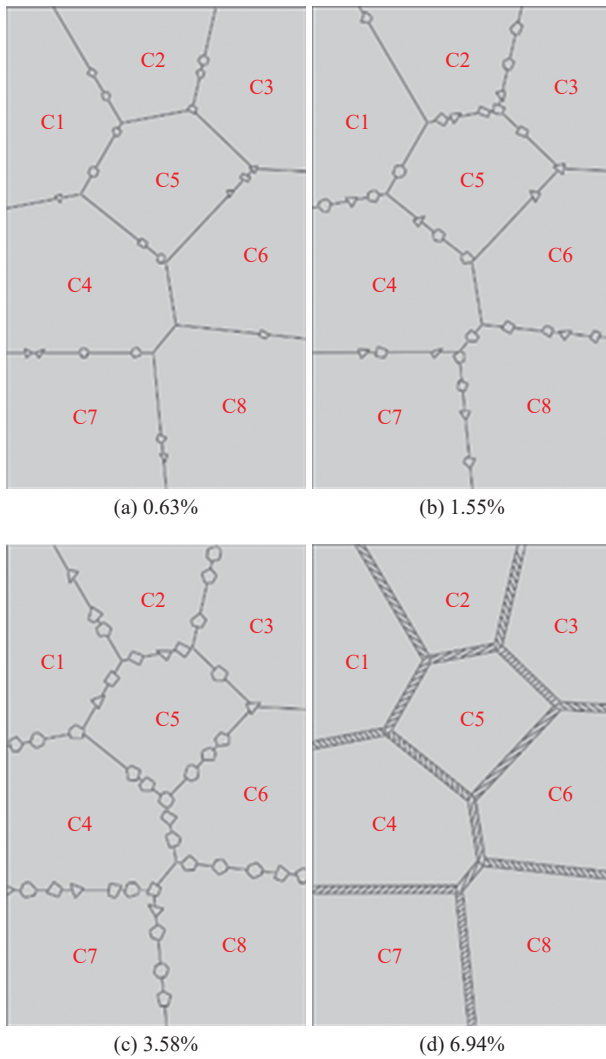


图 6 4 种不同碳化物含量模型

Fig. 6 Four models with different carbide contents. (a) 0.63%; (b) 1.55%; (c) 3.58%; (d) 6.94%

应变的影响.

由于大部分的晶粒形状与随机多边形相类似, 所以晶粒的形状选择泰森多边形进行模拟. 该模型包含八个晶粒, 其几何尺寸为 $10 \mu\text{m} \times 16 \mu\text{m}$, 分别用 C1 ~ C8 命名. 晶粒的取向情况用 φ_1 、 φ 、 φ_2 表示, 如表 1 所示.

表 1 基材取向分布

Table 1 Substrate orientation distribution

晶粒	φ_1	φ	φ_2
C1	334.88	9.3562	83.897
C2	90.414	26.214	29.908
C3	134.89	133.50	240.20
C4	109.01	5.9288	325.66
C5	52.097	161.70	98.100
C6	358.65	152.61	84.727
C7	168.57	24.719	29.376
C8	196.05	0.1030	111.86

通过调整晶体塑性参数, 使模型在单轴拉伸状态下的应力应变曲线近似于试验结果所得曲线. 从图 7 中可以看出基材材料的应力-应变行为可以通过上述模型拟合得到的参数来反映. 通过试验拟合计算所得到的晶体塑性材料相关参数如表 2 所示.

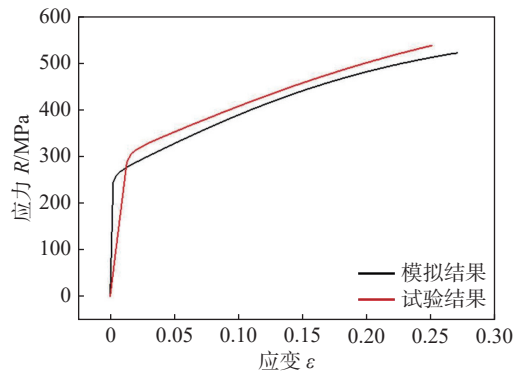


图 7 模拟结果与试验结果的应力-应变曲线

Fig. 7 Stress-strain curve of simulation results and test results

表 2 晶体塑性材料参数

Table 2 Crystal plastic material parameters

材料	C11 R_1/GPa	C12 R_2/GPa	C44 R_3/GPa	参考应变率 $\dot{\epsilon}^{-1}/\text{s}^{-1}$	初始硬化模量 R_4/MPa	初始临界剪应力 R_5/MPa	饱和应力 R_6/MPa	自硬化系数	潜硬化系数
基材材料	311	153	79	0.001	250	60	240	0.2	0.2
碳化物材料	375	161	13	0.001	100	25	40	0.2	0.1

2 碳化物析出应力应变分布机理研究

通过上文所建立单轴拉伸模型运算,得到不同含量碳化物应力应变云图,对其应力应变机理进行分析.碳化物含量 0.63% 模型的应力应变分布云图,如图 8 所示,可知应变集中分布于晶粒 C4 和晶粒 C6 及晶界处,其晶界处的应变值最大,即图中箭头所标位置,因此拉伸时晶界处最容易产生裂纹,晶粒 C4 和晶粒 C6 产生塑性变形,并在径向上收缩,造成较大的变形.在拉伸过程中,晶粒会出现明显的不均匀变形现象,晶粒 C4 自内向外变形量逐渐减小.

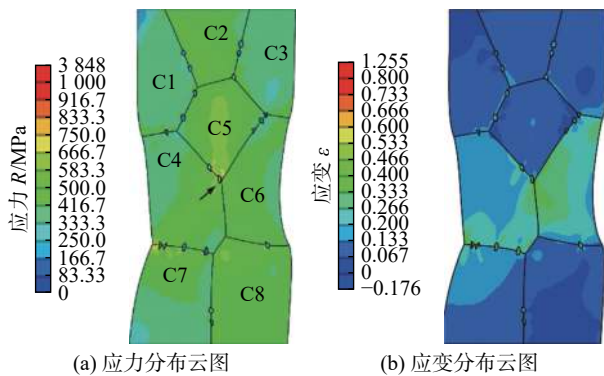


图 8 碳化物含量为 0.63% 的应力应变分布云图

Fig. 8 Stress-strain distribution clouds for carbide content of 0.63%. (a) image of stress distribution; (b) image of strain distribution

碳化物含量 1.55% 时的应力分布图,如图 9a 所示,与 0.63% 相比应力分布情况没有明显变化,但观察到碳化物区域和在三晶界交点处出现最大应力,即图中箭头所标位置.图 9b 为碳化物含量为 1.55% 时应变云图,晶界处碳化物颗粒周围应变

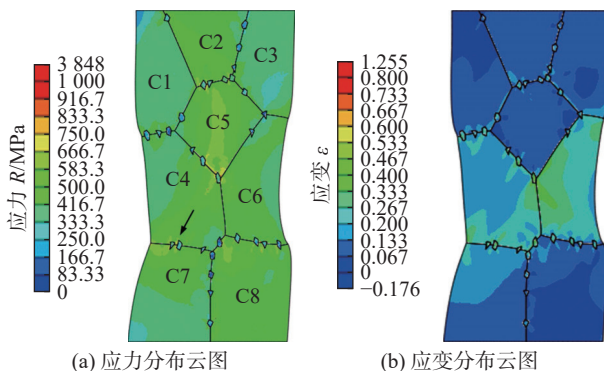


图 9 碳化物含量为 1.55% 的应力应变分布云图

Fig. 9 Stress-strain distribution clouds for carbide content of 1.55%. (a) image of stress distribution; (b) image of strain distribution

分布不均匀,碳化物的数量影响并改变了应变分布.

碳化物含量 3.58% 模型的应力-应变分布云图,如图 10 所示,此时的最大应变达到 1.255,可以发现模型中的碳化物变形量都较大,尤其是 C4 和 C6 晶粒的变形过程与晶粒结构一致,这与之前研究所得结论一致^[6].

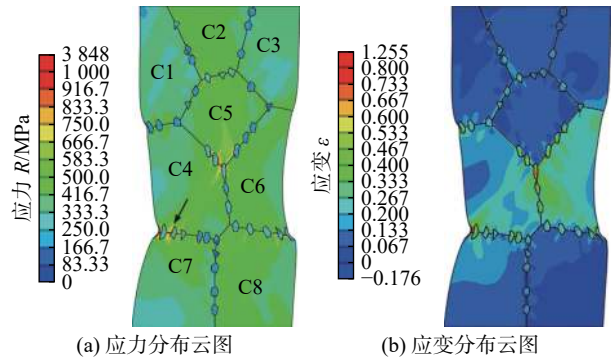


图 10 碳化物含量为 3.58% 的应力应变分布云图

Fig. 10 Stress-strain distribution cloud for carbide content of 3.58%. (a) image of stress distribution; (b) image of strain distribution

晶粒 C1 与 C2 的晶界两侧切应力方向相反,表明晶粒 C1 与 C2 有发生相对运动的趋势.当碳化物含量越多,晶粒两侧切应力分布差距更明显,晶界上剪应力将造成碳化物颗粒形成裂纹.

根据图 11 可知切应力集中在 C4 与 C7 之间的晶界及 C3 与 C5 之间的晶界上,并且切应力方向沿着与拉力方向呈 45° 的方向延伸.随着碳化物含量增加,晶粒 C4 与 C7 间切应力分布范围扩大,这是由于碳化物颗粒增加,在位错处堆积,对滑移运动造成阻碍,并且碳化物减少塑性变形发生,使该处应力不易释放.

裂纹的形成和扩展与碳化物形态也有关系.变形条件相同的情况下,碳化物呈连续条纹状分布时比颗粒状的碳化物更容易形成裂纹.如图 12 所示为碳化物呈连续条状的应变、应力、切向应力分布图,从模拟计算的结构能分析连续条状碳化物对材料应力-应变的影响.

图 12b 所示为最大应力下的应变分布图.与 0.63%、1.55% 和 3.58% 不同的是,6.94% 中的晶粒内高应变范围小,并集中在三晶粒交点处.在 C4 与 C5 以及 C5 与 C6 之间的晶界处,最大应变可以达到 1.255.图 12a 显示了拉伸过程中应力分布,可以看出晶界区的应力值较小,高应力区集中在三晶粒交点处.图 11d 为切向应力分布云图,可以发现应力主要集中在晶界的交汇点位置,应力对

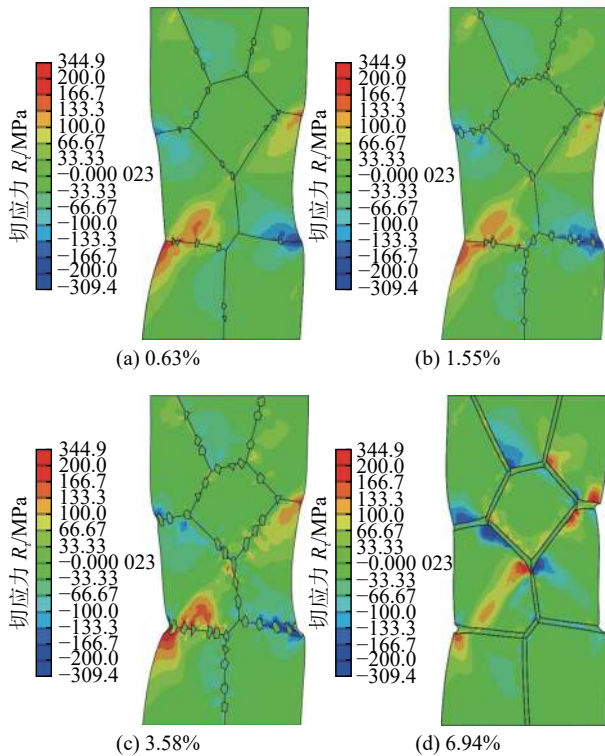


图 11 不同碳化物含量下切应力分布

Fig. 11 Distribution of shear stress under different carbide conditions. (a) 0.63%; (b) 1.55%; (c) 3.58%; (d) 6.94%

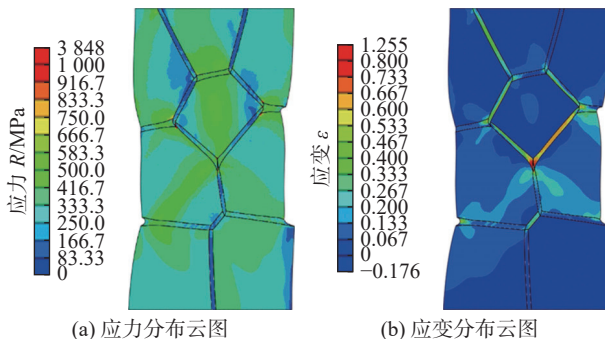


图 12 碳化物呈连续条状的应变、应力分布

Fig. 12 Strain and stress distribution of carbide in continuous strip. (a) image of stress distribution; (b) image of strain distribution

称地分布在三个晶粒 C4, C5, C6 交点处。

从上述得知,碳化物以颗粒状析出到晶界时,晶界处碳化物颗粒所受应力小,因此抵抗外力变形的能力小,因而碳化物从晶界处析出的浓度越来越高,材料的抗变形能力越来越低。

3 结果与分析

3.1 碳化物析出对力学性能的影响

通过模拟结果,我们可以看出材料的抗拉强

度、屈服强度以及断后伸长率随碳化物含量增大而不断降低。在碳化物含量为 3.58% 的模型中,可以看到拉伸曲线有显著的下陷,变形量也出现下降趋势,此时抗拉强度为 406 MPa。可见较高含量的碳化物会使材料的力学性能有明显的减小。而碳化物含量为 6.94% 时,其应力应变如图 13 绿色曲线所示,所得抗拉强度为 304 MPa,断后伸长率为 6.9%,可见其抗拉伸性能显著减弱。

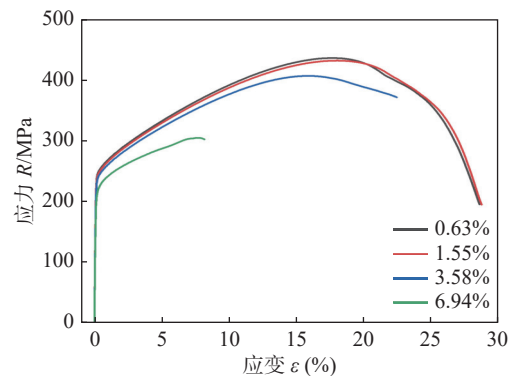


图 13 应力应变曲线

Fig. 13 Stress-strain curve

如图 14 所示为不同模型的抗拉强度,屈服强度,断后伸长率。从图中可以清楚地看出,碳化物含量与抗拉强度、屈服强度及应变之间的关系。材料的抗拉强度、屈服强度以及断后伸长率都表现出随碳化物含量增大而不断降低的情况。其原因是碳化物含量低时,碳化物在晶界处分布情况为颗粒状,阻碍位错的运动。

当碳化物含量达到 6.94% 时,碳化物状态由颗粒状变为沿晶界的层状分布,这是因为碳化物和晶粒之间形成了界面非共格,并且两种材料性能截然不同,脆且硬的碳化物使晶界间的结合强度迅速降低,导致较低的应力应变。

3.2 分析与讨论

由上述模拟结果可知,碳化物硬度较高,但塑性较差,受拉力的作用,碳化物颗粒阻碍位错运动,同时晶粒在外力的影响下产生了塑性变形,因此导致碳化物颗粒周围的拉应力增大,进而导致碳化物产生裂纹,裂纹的形核、扩展及断裂示意图如图 15 所示,应力集中使得碳化物端部出现裂纹,该裂纹末端尖锐,并且尖端处应力最大。增大拉力,使裂纹扩展更加迅速,裂纹尺寸随之增大,促使裂纹尖端应力集中。最后,产生的较多小裂纹相互连接,形成裂纹。然而,碳化物体积较大时所受应力较大,

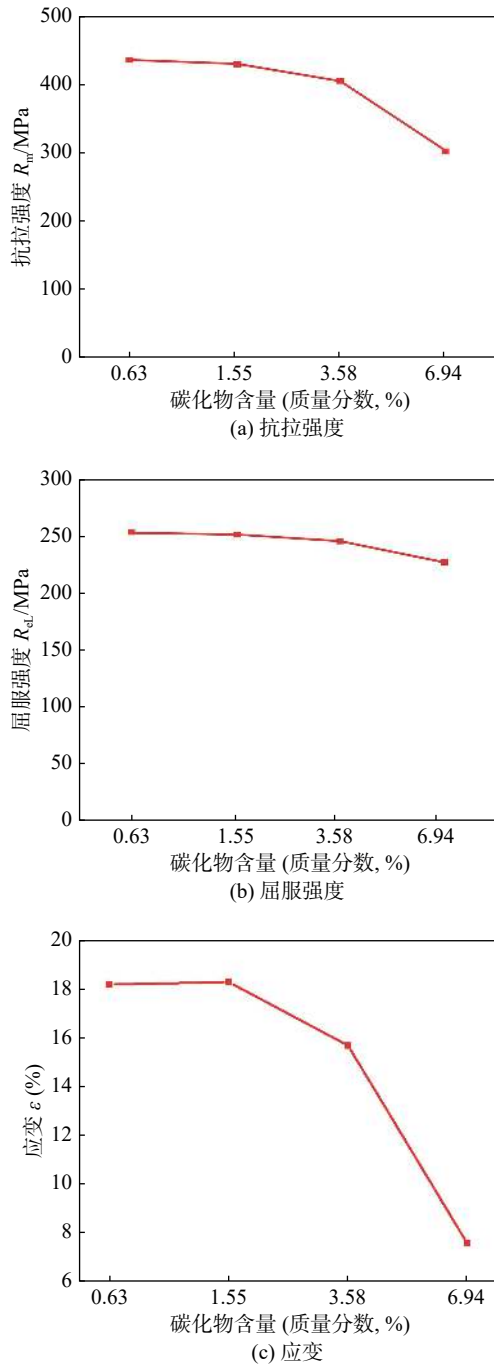


图 14 力学性能随碳化物含量变化

Fig. 14 Variation of mechanical properties with carbide content. (a) tensile strength; (b) yield strength; (c) strain

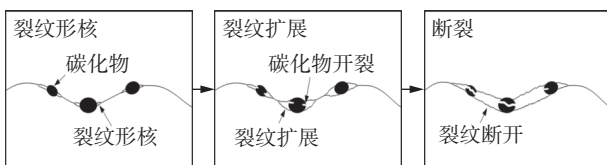


图 15 裂纹形核、扩展示意图

Fig. 15 Crack nucleation, propagation diagram

所以在受到拉力时易发生断裂。

晶体内部位错运动变化如图 16 所示, 根据塑

性变形理论与应力分布规律可知, 三晶粒交点处塑性变形有如下 3 个阶段, 即位错塞积、应力集中、尖端开裂。通过碳化物对应力分布的影响可以看出, 最大压力处于三晶粒交点处, 根据表面应力的分布, 塑性变形在碳化物区域最先发生^[7-8]。应力分布不均匀导致碳化物与基材界面附近产生的塑性变形不均匀, 使界面附近区域出现峰值应变, 应力水平提高。晶粒中存在较大塑性变形时, 碳化物区域位错达到一定密度会加快形变速率, 但晶粒 C1 受多向应力的共同作用使其不易变形, 而晶粒 C2 和晶粒 C3 较容易发生塑性变形。

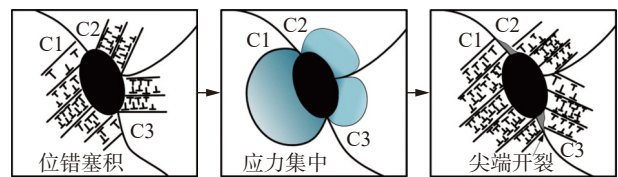


图 16 晶体内部位错运动演化

Fig. 16 Evolution of dislocation motion inside the crystal

析出大量的碳化物会引起钉扎效应^[9], 晶界处位错通过晶界扩散并包围晶粒, 阻碍了晶界处位错的堆积, 使晶粒内部位错密度升高, 应力增加, 晶粒内位错扩散并堆积。同时, 颗粒状碳化物限制了晶粒沿晶界方向的相对运动, 切向应力的作用使得晶粒发生小角度偏转, 因此晶界及周围晶粒发生与晶界垂直的相对运动, 碳化物区域应力集中的位置是出现裂纹的起源。

在碳化物产生塑性变形之前, 由于弹性模量较高使其受到很大的应力, 因此阻碍了晶粒产生塑性变形^[10]。在碳化物开始出现塑性变形后, 碳化物出现较高的临界分切应力, 改变了碳化物晶粒内部的应力分布, 对材料的塑性变形性能产生影响。综合上述分析发现, 碳化物改变晶粒的位错运动而导致性能改变。

4 结论

(1) 通过预边堆焊 ENiCrFe-3 过渡层, 能够实现低合金耐热钢和奥氏体不锈钢的异种钢良好焊接, 但在 ENiCrFe-3 过渡层中发现了碳元素富集与碳析出现象。

(2) 模拟结果表明, 材料的抗拉强度会随碳化物含量的增加而降低。碳化物颗粒周围存在着较多应变区, 碳化物易于形成应力强度聚集点, 成为裂

纹起源.

(3) 三晶粒交点处是焊缝力学性能最薄弱的区域,晶界交汇处应力分布不对称,使碳化物区域处所受应力-应变作用更复杂,通常交点处最先失效,成为断裂源.

参考文献

- [1] 杨光磊,王东,李玉艳,等. ENiCrFe-3 过渡层对钴基硬质层成分和性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2019, 48(4): 131 - 134.
Yang Guanglei, Wang Dong, Li Yuyan, *et al.* Effect of ENiCrFe-3 transition layer on composition and properties of cobalt base hard layer[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(4): 131 - 134.
- [2] 韩红梅,林文彬,赵瑞奇. Inconel 600 合金材料的焊接工艺 [J]. *焊接*, 2008(2): 63 - 64.
Han Hongmei, Lin Wenbin, Zhao Ruiqi. Welding process for Inconel 600 alloy materials[J]. *Welding & Joining*, 2008(2): 63 - 64.
- [3] 陈燕,张学刚,陈波,等. 适合全位置焊接的 ENiCrFe-3 焊条的研制 [J]. *机械制造文摘(焊接分册)*, 2019(5): 33 - 36.
Chen Yan, Zhang Xuegang, Chen Bo, *et al.* Development of nickel base alloy covered electrode ENiCrFe-3 for all position welding[J]. *Welding Digest of Machinery Manufacturing*, 2019(5): 33 - 36.
- [4] 叶有俊,巩建鸣,姜勇. 等温时效模拟研究 12Cr1MoV 钢在长期高温服役过程中碳化物的转变规律 [J]. *机械工程材料*, 2009, 33(12): 20 - 23.
Ye Youjun, Gong Jianming, Jiang Yong. Carbide transformation rule of 12Cr1MoV steel serviced for long-term at high temperature studied by isothermal aging simulation[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2009, 33(12): 20 - 23.
- [5] Hidalgo J, Vittoriotti M, Farahani H, *et al.* Influence of $M_{23}C_6$ carbides on the heterogeneous strain development in annealed 420 stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2020, 200: 74 - 90.
- [6] Roters F, Eisenlohr P, Hantcherli L, *et al.* Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(4): 1152 - 1211.
- [7] Chen C W, Machlin E S. On the mechanism of intercrystalline cracking[J]. *Acta Metallurgica*, 1956, 4(6): 655 - 656.
- [8] Dunand D C, Han B Q, Jansen A M. Monkman-grant analysis of creep fracture in dispersion-strengthened and particulate-reinforced aluminum[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30: 829 - 838.
- [9] Wilson D V. Precipitation and growth of carbide particles in a cyclically strained low-carbon steel[J]. *Acta Metallurgica*, 1973, 21(5): 673 - 682.
- [10] Sun H Q, Irwan R, Huang H, *et al.* Effect of microstructure on mechanical properties and wear characteristics of cemented tungsten carbides[J]. *Advanced Materials Research*, 2009, 76-78: 609 - 612.

第一作者:樊佳伟,1986年出生,硕士,主要从事机械设备制造、检测及测试等方面工作与研究。Email: ffw1986@126.com.

通信作者:黄健康,1981年出生,博士,教授,博士生导师;主要从事异种金属连接,焊接过程中物理、检测及控制等领域的研究,已发表论文200余篇。Email: sr2810@163.com.

(编辑: 张基隆)

welded joints was studied.

(3) The coarsening of lath bainite in weld and heat affected zone with the increase of flash allowance, and the proper upset allowance is beneficial to obtain good joint microstructure and properties.

Key words: corrosion resisting steel; flash butt welding; flash allowance; upset allowance; structure property

Numerical study of the effect of carbide precipitation on the mechanical properties of ENiCrFe-3 pre-edge welded dissimilar steel welds

FAN Jiawei^{1,2}, LI Zhuoxuan², WU Haosheng², LIU Guangyin², ZHANG Jianxiao^{2,3}, HUANG Ji-ankang²(1. Gansu Tobacco Industry Co., Ltd, Lanzhou 730050, China; 2. Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China; 3. Lanzhou LS Equipment Co., Ltd., Lanzhou 730300, China). pp 67-73

Abstract: In order to avoid the phenomenon of element diffusion enrichment in the welding of dissimilar steels, this paper uses the method of pre-edge overlay welding ENiCrFe-3 transition layer to achieve a good weld of dissimilar steels, but the precipitation of carbide was found in the welded joint, and then the crystal plasticity finite element method was used to construct a crystal plasticity finite element analysis model with the addition of carbide at grain boundaries. Simulation results show that: carbide precipitation phase will have a significant effect on the stress-strain distribution within and on the grain boundaries, due to the increase in carbide content, the stress concentration increases in the region of inclusions, the three-grain intersection is the weakest region of the mechanical properties of the weld, and the stress distribution at the intersection of the grain boundaries of the three grains is asymmetric and usually the first to fail and become a source of fracture.

Highlights: (1) Good welding of dissimilar steels is achieved through the pre-edge overlay process, and carbide precipitation phenomenon is found from it.

(2) Different from the conventional macroscopic tissue regulation and stress-strain analysis, this paper analyzes the stress-strain mechanism of the tissue from the microscopic perspective.

(3) The microscopic crystal mechanics finite element model is established to analyze the effect of carbide precipitation on the mechanical properties of the weld, and to clarify the stress-strain distribution of carbide precipitation and crack growth

mechanism.

Key words: crystal plasticity; carbide; finite element; stress-strain

Study on microstructure and comprehensive properties of SAF2205 duplex stainless steel multilayer and multipass welded joint

LI Yajie, LIU Rui, QIN Fengming, MA Chengrui(Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China). pp 74-81

Abstract: TIG/PAW composite welding was used to weld SAF2205 duplex stainless steel with three layers and three channels, and solution treatment was carried out. OM, SEM, EBSD and electrochemical corrosion, tensile, impact and other experiments were used to study the relationship between the microstructure evolution of the weld and mechanical properties, corrosion resistance. The results show that the ferrite content of TIG filler wire weld is 70.5%, and the austenite grain of TIG filler wire weld is the largest ($177 \mu\text{m}^2$), which is larger than that of base metal ($142 \mu\text{m}^2$) due to the addition of welding wire. The ferrite content of PAW weld is 65.4%. Due to the different welding sequence, subsequent welding has a heating effect on the weld, resulting in the least ferrite content. In TIG weld, the large heat input results in the coarsening of ferrite grain ($8147 \mu\text{m}^2$), which is larger than the base metal ($264 \mu\text{m}^2$), resulting in the reduction of austenite core location and only 3.96% austenite. Due to the difference of deformation mechanism and stacking fault energy between austenite and ferrite, the number of ferrite sub-grains is larger than that of austenite, while the number of recrystallized grains and high-angle grain boundary is smaller than that of austenite. After solution treatment at $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ for 60 min, the two phases of the weld are close to 1:1, and the austenite tends to homogenize, and the corrosion resistance increases with the extension of solution time. The tensile fractures were all in the base metal, and the tensile strength of the weld were greater than 846 MPa. The weld impact energy is 144 J, less than the base metal (156 J), and the weld shows composite fracture.

Highlights: (1) PAW and TIG welding were used to realize the multi-layer and multi-pass welding of SAF 2205 duplex stainless steel, and the microstructure distribution and mechanical properties of different layers of the weld were studied respectively.

(2) The two-phase microstructure of the weld is regulated by