

Ce 含量对 1 000 MPa 级高强钢埋弧焊熔敷金属组织的影响及演变规律

徐锴^{1,2}, 李春剑^{1,2}, 刘鑫¹, 喻朝飞³, 郝乾宇¹, 王小刚³, 赵江耀^{1,2}

(1. 哈尔滨威尔焊接有限责任公司, 哈尔滨, 150000; 2. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 哈尔滨, 150028;
3. 哈焊所华通(常州)焊业股份有限公司, 常州, 213161)

摘要: 1 000 MPa 级高强钢在水电领域的应用已日趋成熟, 但国内相应高性能焊材的研发较少, 高强度熔敷金属保持低温高韧性是研发难点之一. 通过添加 Ce 元素优化熔敷金属, 并利用扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM)、透射电子显微镜 (transmission electron microscope, TEM)、高温激光共聚焦扫描显微镜 (confocal laser scanning microscope, CLSM) 等微观组织表征方法, 研究了 Ce 含量对 1 000 MPa 级高强钢埋弧焊熔敷金属组织强韧性及组织演变规律的影响. 结果表明, Ce 含量为 0.02% 时, 抗拉和屈服强度分别提高 3.7% 和 17.2%, 此时强韧匹配效果最好, 低温冲击韧性整体提升, Ce 含量为 0.01% 时提升最大, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 环境下分别为 24.3% 和 42.2%. 微观组织方面, Ce 可细化晶粒, 使 M-A 组元分布更弥散, 增强组织韧性; 含量为 0.04% 时会使块状铁素体和针状铁素体尺寸变大、大尺寸晶粒增多, 影响抗拉强度. 演变机理上, Ce 与 C 协同富集引发晶格畸变促进 M-A 组元生成, 含量为 0.02% 时使残余奥氏体含量增加, 借助相变诱发塑性 (transformation-induced plasticity, TRIP) 效应提升塑性变形能力, 促进下贝氏体转变实现强韧性协同提升; 0.04% 的 Ce 则导致晶界偏析加剧, 形成含 Ce 脆性相析出物, 降低奥氏体稳定性, 使冲击韧性相对于 0.02% 时劣化.

创新点: (1) 阐明了不同 Ce 含量对 1 000 MPa 级高强钢熔敷金属强韧性的影响规律.

(2) 揭示了 1 000 MPa 级高强钢熔敷金属在不同 Ce 含量条件下的组织演变规律.

关键词: 1 000 MPa 级高强钢; 埋弧焊; Ce 元素含量; 组织演变; 高温扫描共聚焦显微镜

中图分类号: TG 423 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20250227001

Effect of Ce content on microstructure and its evolution of deposited metal in submerged arc welding of 1 000 MPa grade high strength steel

XU Kai^{1,2}, LI Chunjian^{1,2}, LIU Xin¹, YU Zhaofei³, HAO Qianyu¹,
WANG Xiaogang³, ZHAO Jiangyao^{1,2}

(1. Harbin Well Welding Co., Ltd., Harbin, 150000, China; 2. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin, 150028, China;
3. HIT Welding Industry Co., Ltd., Changzhou, 213161, China)

Abstract: The application of 1 000 MPa-grade high strength steel in the hydropower sector has become increasingly mature. However, the development of corresponding high-performance welding consumables in China remains limited. One of the key challenges in the research and development is maintaining high toughness at low temperatures in high-strength deposited metal. In this study, the deposited metal was optimized by adding Ce elements. Microstructural characterization methods, including SEM, TEM, and CLSM, were employed to investigate the effects of Ce content on the strength-toughness properties and microstructural evolution of the deposited metal in submerged arc welding of 1 000 MPa-grade high strength steel. The results indicate that when the Ce content is 0.02%, the tensile and yield strengths are increased by 3.7% and 17.2%, respectively, achieving the best balance between strength and toughness. The low-temperature impact toughness is generally enhanced, with the most significant improvement observed at a Ce content of 0.01%, showing increases of 24.3% and 42.2% at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectively. Microstructurally, Ce can refine grains, resulting in a more dispersed distribution of M-A constituents and enhancing the toughness

of the microstructure. However, when the Ce content reaches 0.04%, the sizes of blocky ferrite and acicular ferrite increase, along with a higher proportion of large grains, adversely affecting the tensile strength. In terms of the evolution mechanism, the synergistic enrichment of Ce and C induces lattice distortion, promoting the formation of M-A constituents. At a Ce content of 0.02%, the residual austenite content increases, leveraging the TRIP effect to enhance plastic deformation capacity and facilitating the transformation of lower bainite, thereby achieving a synergistic improvement in strength and toughness. In contrast, a Ce content of 0.04% leads to exacerbated grain boundary segregation, the formation of Ce-containing brittle phase precipitates, and reduced austenite stability, resulting in a deterioration of impact toughness compared to that at a Ce content of 0.02%.

Highlights: (1) The influence of different Ce contents on the strength and toughness of deposited metal in 1 000 MPa-grade high strength steel was elucidated.

(2) The microstructural evolution of deposited metal in 1 000 MPa-grade high strength steel under varying Ce contents was revealed.

Key words: 1 000 MPa grade high strength steel; submerged arc welding; Ce content; microstructural evolution; high-temperature scanning confocal microscope

0 序言

水电作为一种清洁能源,在环保性、经济性、社会效益、能源稳定性及生态保护等方面具有显著优势,已成为推动国内绿色能源体系构建的重要支柱.为提升水力发电效率,全球水电行业持续优化发电机组的关键参数,包括转速、能效和容量等级,对水电站压力管道系统(涵盖引水管、肋板结构、分岔管及蜗壳等核心组件)的材料性能提出了更高标准^[1-2].在水电工程实践中,为适应复杂地形布置需求,同时实现结构轻量化、减少焊接工艺难度和降低工程成本,高强度钢材的应用等级已由早期的 500 MPa 逐步提升至 1 000 MPa.日本已在神奈川水电站成功实施 1 000 MPa 级高强钢材的工程应用,显著提升了设备可靠性并实现建设成本优化^[3-4],相比之下,国内在该技术领域的工程应用仍存在提升空间.虽然宝钢已突破 1 000 MPa 级水电钢的工业化生产技术,但配套焊接材料的研发相对滞后,特别是熔敷金属的强度—韧性协同控制仍是当前技术攻关的重点.

稀土元素在冶金工程中具有独特的功能,其中 Ce 元素作为典型代表,其物理化学特性在调控金属材料微观组织与力学性能方面有重要价值.自 20 世纪 50 年代美国率先在特种钢冶炼中引入稀土元素后,全球冶金界持续探索其应用潜力^[5-6],最新研究表明,稀土处理在提升低合金高强钢韧性指标方面效果显著^[7-11],包钢集团更是在 Q690CF 钢种中通过稀土微合金化实现了碳当量与焊接裂纹敏感系数的双重优化^[12],然而,针对 1 000 MPa

级高强钢专用焊材的稀土化研究仍显不足,特别是埋弧焊熔敷金属的微观组织演变规律及其性能调控机制的系统性研究尚未全面展开.

文中使用 Ce 元素对 1 000 MPa 级高强钢埋弧焊焊材进行优化,并使用 OM、SEM、TEM、CLSM 等方法,研究 Ce 含量对 1 000 MPa 级高强钢埋弧焊熔敷金属组织演变的作用机制,分析组织演变对强韧性的影响,确定强韧性匹配效果最好的 1 000 MPa 级高强钢熔敷金属 Ce 含量的最佳值,为稀土研究与工程实践应用提供支持.

1 试验方法

试验钢板为 Q235 板材,板材尺寸为 350 mm × 300 mm × 20 mm,开 45° V 形坡口,试板底部间隙为 16 mm,试板底部放置 350 mm × 30 mm × 10 mm 垫板,采用哈尔滨威尔焊接有限责任公司生产的 1 000 MPa 级高强钢焊条 J107S 进行打底焊,在坡口表面堆焊 6 mm 过渡层,焊接试板示意图,如图 1 所示.焊接工艺参数见表 1,经试验为最佳工艺参数^[13].

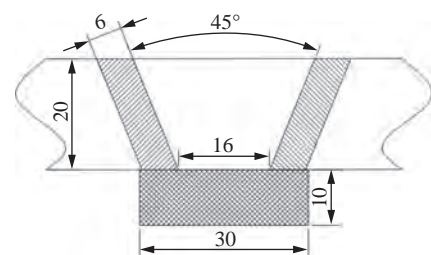


图 1 焊接试板示意图 (mm)

Fig. 1 Schematic diagram of welding test plate

表 1 焊接工艺参数
Table 1 Welding experiment paraments

焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	焊接速度 $v/(cm \cdot min^{-1})$	层间温度 $T_0/^\circ C$	后热温度 $T_1/^\circ C$
450	32	40	≤ 200	350

焊材方面采用威尔自研的 1000 MPa 级高强度埋弧焊丝 HW-100S 焊接试板, 焊丝直径为 3.2

表 2 熔敷金属的化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical compositions of deposited metal

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ce	Fe
0.08	0.15	1.8	0.01	0.003	0.5	2.7	0.7	0	余量
0.08	0.15	1.8	0.01	0.003	0.5	2.7	0.7	0.01	余量
0.08	0.15	1.8	0.01	0.003	0.5	2.7	0.7	0.02	余量
0.08	0.15	1.8	0.01	0.003	0.5	2.7	0.7	0.04	余量

将焊板按图 2 方法取样, 依据国家标准 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验第 1 部分: 室温试验方法》制备拉伸试样, 在 UTM5305SYXL 电子拉伸试验机上进行拉伸试验; 依据国家标准 GB/T 229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》制备用于 $-40^\circ C$ 和 $-60^\circ C$ 冲击试样各 3 个, 在 JBN-300B 冲击试验机上进行夏比 V 形缺口冲击试验, 将直读试样通过线切割及热镶嵌加工成金相试样, 磨抛后将金相试样用 2.5% 的硝酸酒精溶液进行化学腐蚀, 使用光学显微镜观察熔敷金属的金相组织, 利用日立 SU5000 型扫描电子显微镜观察高倍金相组织, 电子背散射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 样品经磨抛后用 10% 的高氯酸溶液 + 90% 的冰醋酸溶液进行电解抛光, 使用电子显微镜对样品进行观察, 扫描步长为 $0.1 \mu m$, EBSD 试样在使用电子显微镜定位后使用聚焦离子

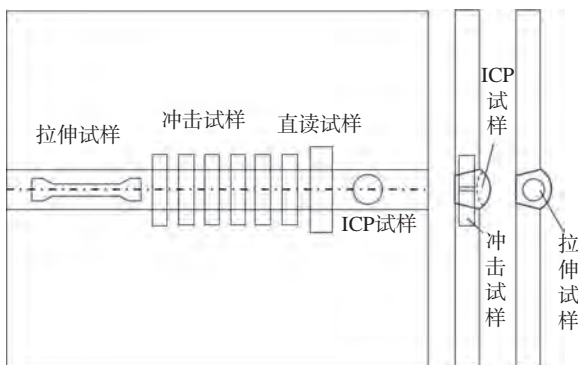


图 2 取样位置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of sampling location

束 (focused ion beam, FIB) 技术减薄制成 TEM 样品, 奥氏体经选区电子衍射 (selected area electron diffraction, SAED) 判断物相后在图中标出, 将熔敷金属切成 3 mm 厚的小块, 经减薄和磨抛后制成重量小于 100 mg 的薄片, 进行同步热分析试验并使用 VL2000DX-SVF17SP CLSM 对不同 Ce 含量的微观组织演变过程进行原位观察。

2 试验结果与分析

2.1 Ce 含量对强度及韧性的影响

不同 Ce 含量的 1000 MPa 级高强度埋弧焊熔敷金属强度及韧性见表 3, 熔敷金属的强韧匹配关系, 如图 3 所示. Ce 含量为 0.01% 的抗拉强度没有明显变化, 在 930 MPa 左右, 屈服强度从 740 MPa 提高至 820 MPa, 增加了 10.8%, 继续添加 Ce 至 0.02% 时, 抗拉强度和屈服强度分别提高了 2.7% 和 17.2%, 当含量达到 0.04% 时, 抗拉强度比未添加时下降 5.3%, 但屈服强度仍然比未添加时增加了 8.5%. 1000 MPa 级高强度熔敷金属在添加 Ce 后低温韧性表现为整体增强, 但增大值先升高后下降, $-40^\circ C$ 冲击吸收能量增加 8.5% ~ 24.3%, $-60^\circ C$ 冲击吸收能量增加 15.6% ~ 42.2%. 力学试验结果表明, Ce 元素能够明显提高屈服强度, 降低熔敷金属的韧脆转变温度, 整体提升韧性. 最佳 Ce 元素含量为 0.02%, 能够保证较好的强韧匹配,

在满足 950 MPa 抗拉强度情况下 -60 °C 冲击吸收能量达到 75 J 以上, 留有较大余量。

表 3 不同 Ce 含量熔敷金属力学性能
Table 3 Mechanical properties of deposited metal with different rare earth contents

Ce 含量 ω_{Ce} (质量分数, %)	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	断后伸长率 A (%)	-40 °C 冲击吸收能量 KV_2 /J	-60 °C 冲击吸收能量 KV_2 /J
0	935	740	16.0	87、86、86	53、59、61
0.01	930	820	19.0	103、106、89	81、82、82
0.02	960	867	15.5	86、104、93	74、80、78
0.04	885	803	18.5	85、81、71	72、69、73

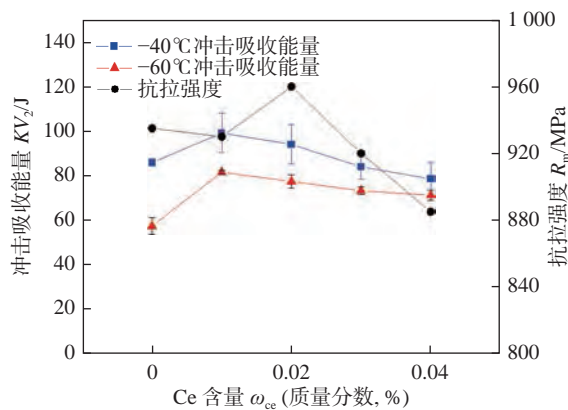


图 3 不同 Ce 含量熔敷金属强度与韧性

Fig. 3 Strength and toughness of deposited metal with different rare earth contents

2.2 Ce 含量对微观组织的影响

图 4 统计了不同 Ce 含量各尺寸晶粒的占比情况, 熔敷金属微观组织的宏观金相图, 如图 5 所示. 结合 SEM 金相图可知, 添加不同含量 Ce 元素后, 该高强钢熔敷金属的主要组织相同, 均由 F(铁素体)、B(贝氏体) 和 M-A 组元构成. 其中, 铁素体包含块状的 PF(先共析铁素体) 和 AF(针状铁素体). AF 由于其连锁结构, 能有效阻止裂纹扩展, 此外, AF 可完全包裹传统意义上有害的非金属夹杂

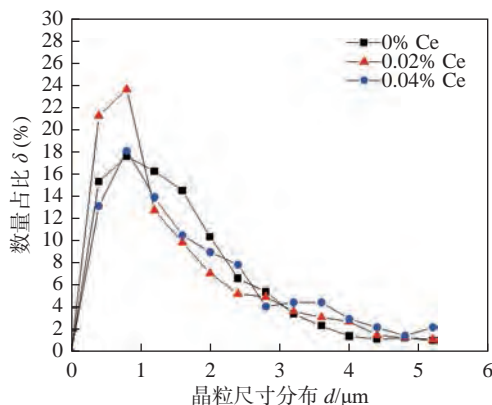


图 4 各尺寸晶粒数量占比

Fig. 4 Proportion of grain quantities by size

物粒子, 显著降低甚至消除这些夹杂物对材料塑性和韧性的损害, 因此, 提高 AF 占比是增强组织韧性的关键举措. 从图 5(a) 至图 5(c) 能够看出, 添加 Ce 后 AF 数量显著增多, 块状铁素体尺寸变小, 夹杂物数量增多. 然而, 随着添加量的增加, PF 尺寸变大, AF 变得更为粗大. 同时, 在图 5(d) 至图 5(e) 中可以发现, Ce 元素的添加使 M-A 组元分布更弥散, 由细小链条状变为均匀颗粒, 但在图 5(f) 中, M-A 组元和夹杂物尺寸又重新变大.

借助 EBSD 对 0%Ce、0.02%Ce、0.04%Ce 的 1000 MPa 级高强钢熔敷金属显微组织展开分析, 晶粒取向形貌, 如图 6 所示, 扫描位置选在焊缝中心两焊道交接处. 可以观察到晶粒呈典型的柱状晶, 0%Ce 和 0.04%Ce 的晶粒取向区域性更显著, 0.02%Ce 的取向则较为随机. 另外, 添加 Ce 后, 熔敷金属组织的柱状晶变细变短, 等轴晶尺寸减小, 实现显著细化. 于彦冲等人^[14] 还指出, Ce 能提高凝固组织中等轴晶的比例. 从图 6(c) 可以看出, 随着 Ce 含量增加, 晶粒变得更加粗大. 由图 4 可知平均晶粒尺寸分别为 1.60、1.41、1.87 μm , 平均晶粒面积为 3.99、2.82、4.93 μm^2 . 含有 0.02%Ce 的 1000 MPa 级高强钢中小于 1 μm 的晶粒占比大幅提高, 从 33% 升至 45%, 而 1 ~ 3 μm 的晶粒占比则有所减少, 但若添加过量 Ce, 晶粒会变粗大, 大尺寸晶粒增多, 导致抗拉强度先增大后减小. 含有 0.04%Ce 的熔敷金属在 1 ~ 3 μm 尺寸范围的晶粒占比仍在降低, 其平均晶粒尺寸相对较小, 且存在大量大角度晶界, 使得裂纹在扩展过程中发生偏转钝化, 阻碍了裂纹的快速传播, 所以 0.04%Ce 的熔敷金属依然具备较好的低温冲击韧性. 运用 EBSD 相区分功能对不同 Ce 含量的 1000 MPa 级高强钢熔敷金属进行分析, 残余奥氏体沿枝晶和晶界呈弥散质点状分布, 如图 7 所示, 且随 Ce 含量增加, 每

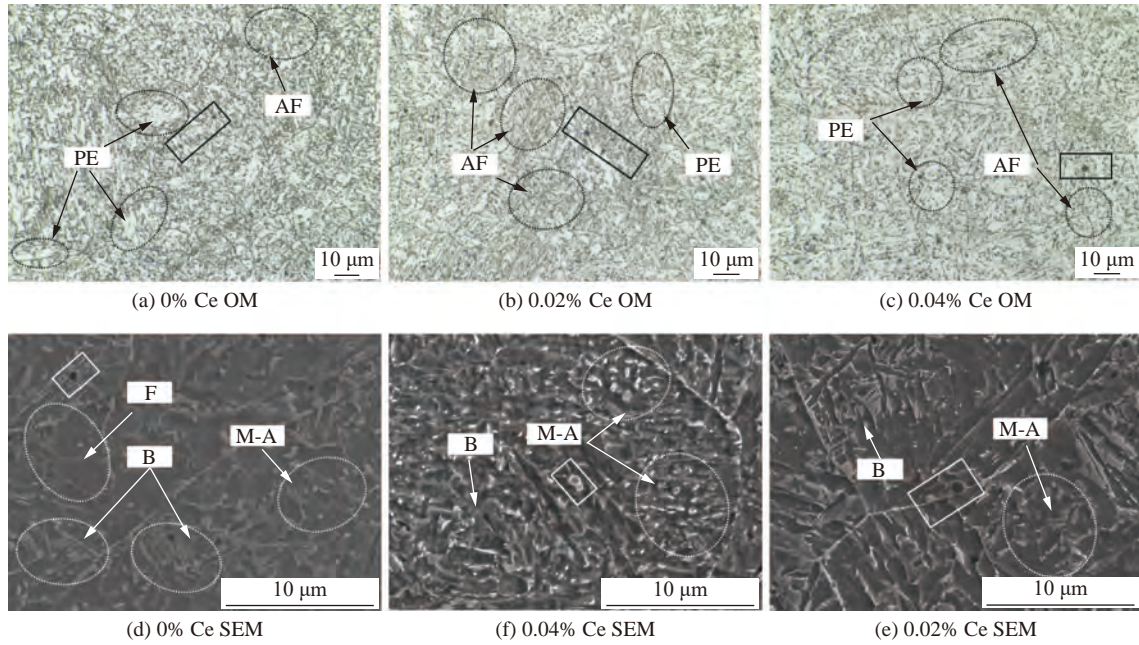


图 5 不同 Ce 含量 1000 MPa 级高强钢熔敷金属显微组织

Fig. 5 Microstructure of 1000 MPa grade high strength steel deposited metal with different Ce contents. (a) OM of 0% Ce; (b) OM of 0.02% Ce; (c) OM of 0.04% Ce; (d) SEM of 0% Ce; (e) SEM of 0.02% Ce; (f) SEM of 0.04% Ce

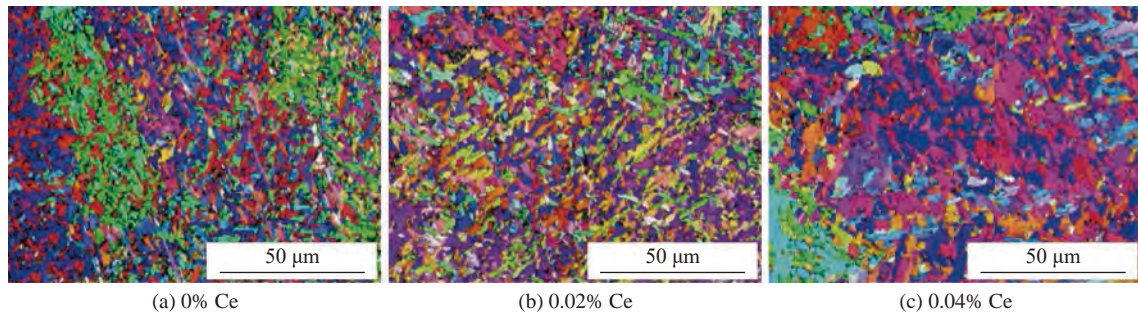


图 6 不同 Ce 含量 1000 MPa 级高强钢熔敷金属的 EBSD 取向图像

Fig. 6 EBSD orientation images of deposited metal for 1000 MPa grade high strength steel with different Ce contents. (a) 0% Ce; (b) 0.02% Ce; (c) 0.04% Ce

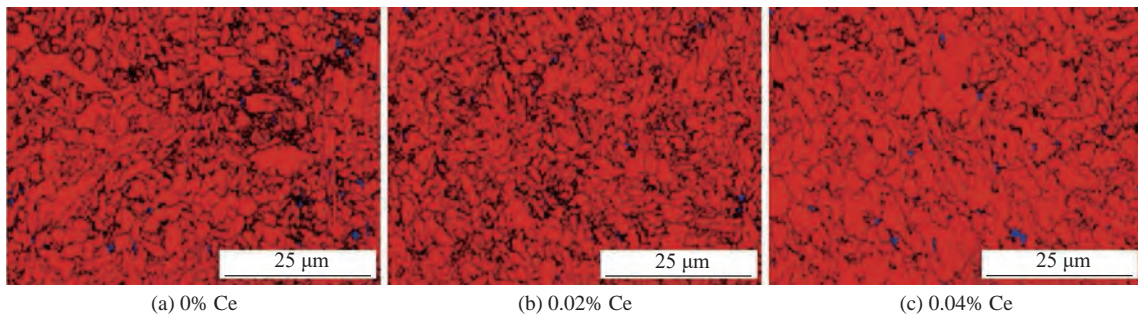


图 7 不同 Ce 含量 1000 MPa 级高强钢熔敷金属相区分 EBSD 图

Fig. 7 EBSD phase-distinguished maps of deposited metal for 1000 MPa grade high strength steel with different Ce contents. (a) 0% Ce; (b) 0.02% Ce; (c) 0.04% Ce

个奥氏体区的面积先减小后增大, 经统计分别为 0.25%, 0.51%, 0.41%.

采用 TEM 对 0%Ce、0.02%Ce 和 0.04%Ce 的熔敷金属组织展开观察, 如图 8 所示. 由图 8(a) 可

知, 观察到了层片状的奥氏体晶粒, 其形貌相较于板条状更加多样, 出现了薄膜状、片状、颗粒状等不同形态. 这类奥氏体晶粒稳定性欠佳, 在材料发生变形的初始阶段, 就极有可能转变为马氏体, 而且

在相变过程中, 材料会损失一部分韧性和塑性. 图 8(b) 呈现的是具有面心立方结构的残余奥氏体, 有着清晰的板条结构, 位错密度较高, 不过未发现位错塞积群的存在. 而在图 8(c) 中的残余奥氏体内部观察到了位错塞积群, 高密度位错之间的相互作用能够提高材料强度, 但同时会引起应力集中现

象. 这会促使材料内部裂纹的萌生和扩展, 进而降低材料的韧性和疲劳寿命. 于彦冲等人^[14]研究发现, 适量添加 Ce 元素可影响位错运动和塞积行为. 这主要是通过增加碳含量等方式实现的, 进而减少位错塞积情况, 让材料在保持强度的同时, 改善其韧性.

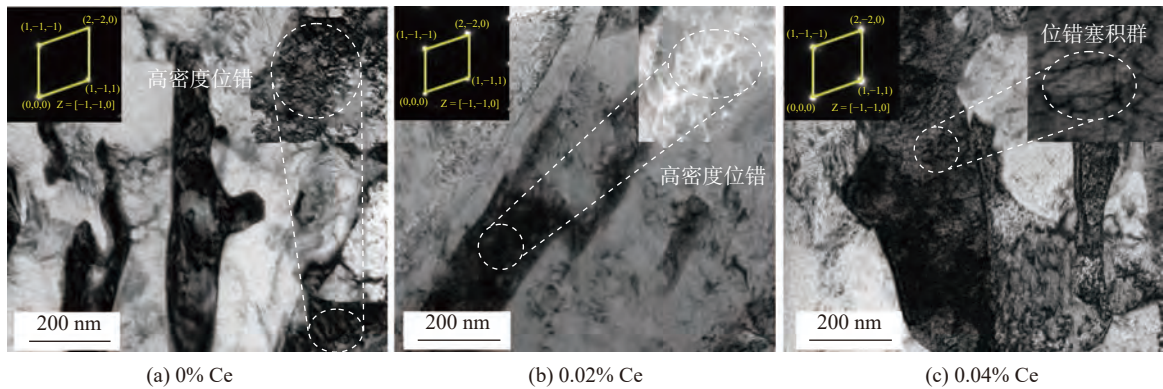


图 8 不同含量 1000 MPa 级高强钢熔敷金属奥氏体组织 TEM

Fig. 8 TEM microstructures of deposited metal for 1000 MPa grade high strength steel with different Ce additions. (a) 0% Ce; (b) 0.02% Ce; (c) 0.04% Ce

在探究 Ce 对 TRIP 钢显微组织的作用机制时, 刘朋^[15]揭示了 Ce 原子以纳米尺度团簇形式析出时产生的特殊强化效应, 这种纳米级分布的 Ce 元素可通过位错钉扎机制显著提升铁素体基体的位错存储能力. 如图 9 所示, 未添加 Ce 的试样见图 9(a) 中铁素体晶粒内部位错分布呈现随机特征, 而随着 Ce 元素的引入见图 9(b) ~ 图 9(c), 相变界面处出现位错网络重构现象, 高密度位错

在晶界交汇区形成亚晶粒结构. 这种异质结构的形成源于 Ce 元素的拖曳效应延缓了位错湮灭过程, 进而影响了相变动力学. 试验观测表明, 熔敷金属在受到低温冲击时产生了与 TRIP 钢类似的多重强化机制的协同作用, 使晶界区域形成高密度缠结区. 亚晶结构的引入不仅通过晶界强化直接提升屈服强度, 其独特的位错通道效应还优化了材料的塑性^[16].

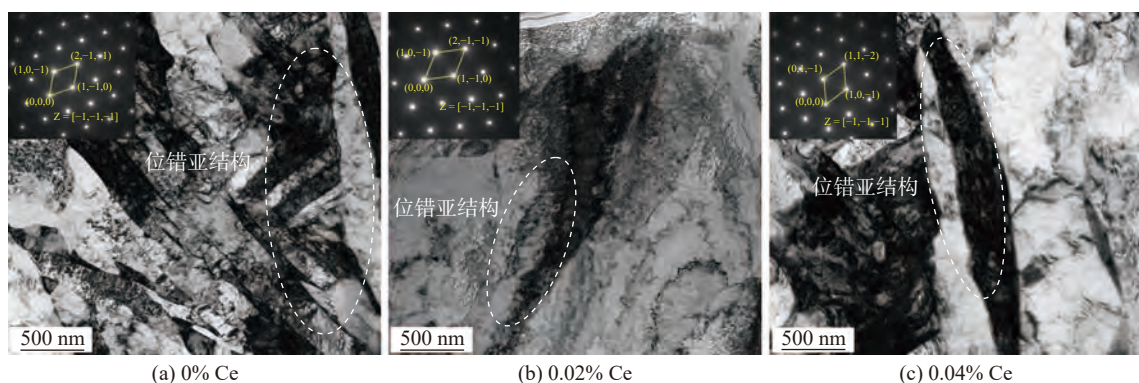


图 9 不同含量 1000 MPa 级高强钢熔敷金属 AF 组织 TEM

Fig. 9 TEM microstructures of deposited metal for 1000 MPa grade high strength steel with different Ce additions. (a) 0% Ce; (b) 0.02% Ce; (c) 0.04% Ce

2.3 Ce 含量对组织演变的影响

对含 Ce 的奥氏体组织周边开展面扫描, 结果显示组织中普遍存在原子百分比约为 1.5 的 Ce 元素, 而且在奥氏体中的含量要远高于铁素体. 如

图 10(a) 所示, 左侧是奥氏体, 右侧是铁素体, 由此可知 Ce 在该组织中存在一定程度的固溶情况. 能谱图表明 Ce 元素和 C 元素存在富集现象, 由于 Ce 元素的固溶, 奥氏体晶粒内部会出现晶格畸变

区域,其产生的应力场会吸引半径较小的C原子,并且,Ce元素与C原子的电负性相差较大,使得碳原子会聚集在Ce原子周围,从而形成碳聚集区.碳化物会在此区域形核并生长,减少了对晶界或铁素体生长的依赖,最终在奥氏体内部形成粒状贝氏体.然而,当Ce含量较高时,其在晶界的偏析会增加,如图10(b)所示,碳原子也会倾向于向晶界偏析,从而在晶界形成含Ce的块状脆性析出物.相关文献[17]指出,Ce容易在奥氏体晶界偏聚,降低晶界能,推迟先共析铁素体的形核.在连续冷却时,使 A_{3} 、 A_{1} 降低,扩大奥氏体相区,提高奥氏体的稳定性.同时,固溶Ce会增加马氏体相切变阻力,降低 M_s 点,因此,含有0.02%Ce和0.04%Ce的熔敷金属残余奥氏体含量比0%Ce更多.

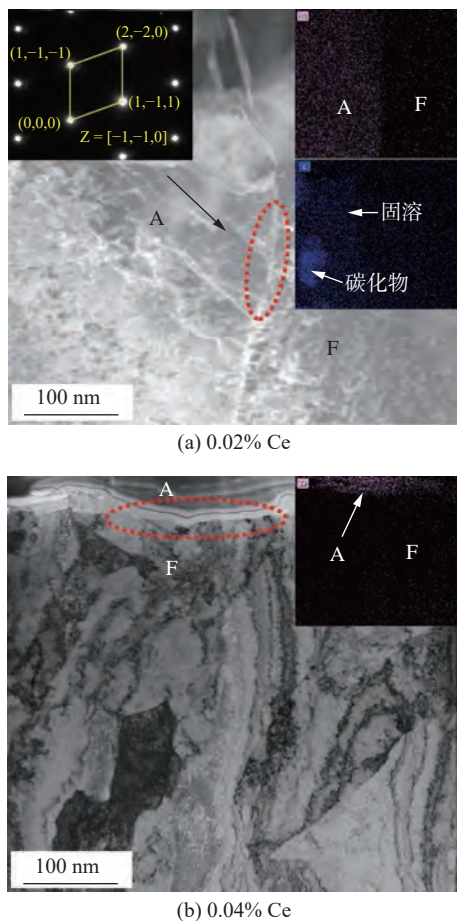


图10 不同含量Ce元素在奥氏体晶界处的分布

Fig. 10 Distribution of Ce element with different contents at austenite grain boundaries. (a) 0.02% Ce; (b) 0.04% Ce

残余奥氏体在受到冲击形变时,会发生TRIP^[18],有助于提高材料的塑性变形能力.生成的马氏体硬相颗粒有利于韧窝的形成,提高裂纹扩展功.随着Ce添加量的增加,熔敷金属中残余奥氏体

的含量先增加后减少.此外,LIU等人^[19]的研究显示,由于固溶Ce与位错之间存在交互作用,导致C元素在 γ/α 相界面偏析聚集,Mn元素在奥氏体内呈阶梯分布,这些都有利于稳定晶内奥氏体.添加Ce还会影响位错的重排和湮灭,而且Ce与C之间存在较强的交互作用.Ce能够同时推迟铁素体静态再结晶和奥氏体相变,并且随着Ce含量的增加,对再结晶的推迟作用会更加明显,这两种竞争行为会对新生奥氏体的形态和分布产生影响.最终M-A组元中奥氏体韧性相和马氏体脆性相的竞争行为对熔敷金属的低温冲击韧性平台整体先升高后降低起到作用.

采用VL2000DX-SVF17SP型超高温激光共聚焦显微镜对不同Ce含量的熔敷金属凝固过程进行原位观察,试验条件为100 °C/min速率升温至200 °C,1 000 °C/min速率升温至1 400 °C,保温20 s使熔敷金属完全奥氏体化,以1 800 °C/min速率降温至800 °C,以1 000 °C/min速率降温至500 °C;以500 °C/min速率降温至300 °C;以100 °C/min速率降温至室温,模拟埋弧焊熔敷金属以20~24 kJ/cm的热输入进行升降温的过程^[20].熔敷金属在凝固过程中不同阶段的组织形貌和组织转变起始时间,如图11所示,从图11(a)、图11(d)、图11(g)完全奥氏体化的组织可以观察到Ce元素对后续固态相变的晶粒形状尺寸产生很大影响.经过图11(b)、图11(e)、图11(h)和图11(c)、图11(f)、图11(i)对比可以发现添加Ce后铁素体和贝氏体的转变起始温度均有所提高,且随着添加量增加逐渐降低.为进一步研究相变规律,将熔敷金属进行同步热分析,如图12所示,从峰值温度可以看出组织转变温度的趋势与高温金相观察到的规律相同.研究文献[21-22]研究表明,稀土Ce可通过增大形成激活能、提高形核率的方式使先共析铁素体和贝氏体的孕育期缩短,相变终了线右移,增大转变区域,最终达到细化晶粒的效果.

观察演变至相同程度时不同Ce含量熔敷金属的贝氏体形态,可以看到两种不同的贝氏体,如图13所示.一种是由晶内产生、平行排列的针状铁素体条和分布于条间的短棒状或片状渗碳体组成呈羽毛状的上贝氏体,在未添加Ce的微观组织中大量存在;另一种是在晶界处产生向晶内延伸、由过饱和针状铁素体和内部弥散分布的碳化物组成的呈竹叶或透镜状的下贝氏体,在0.02%Ce的熔

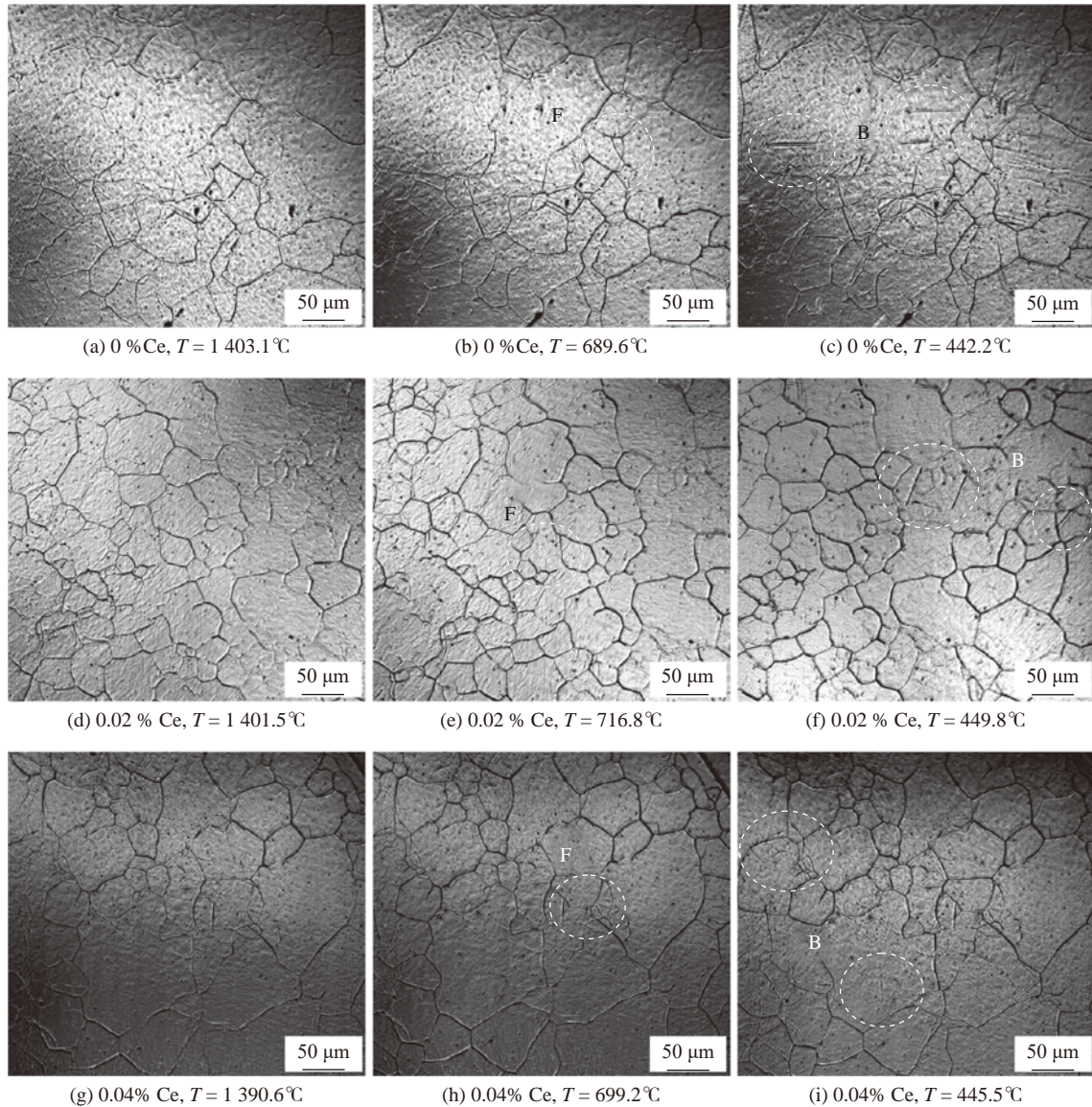


图 11 不同 Ce 含量的 1000 MPa 级高强钢熔敷金属组织演变高温金相观察

Fig. 11 High-temperature metallographic observation of microstructure evolution of deposited metal in 1000 MPa-grade high-strength steel with different Ce contents. (a) 0%Ce $T = 1403.1\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) 0%Ce $T = 689.6\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) 0%Ce $T = 689.6\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) 0.02%Ce $T = 1401.5\text{ }^{\circ}\text{C}$; (e) 0.02%Ce $T = 716.8\text{ }^{\circ}\text{C}$; (f) 0.02%Ce $T = 449.8\text{ }^{\circ}\text{C}$; (g) 0.04%Ce $T = 1390.6\text{ }^{\circ}\text{C}$; (h) 0.04%Ce $T = 699.2\text{ }^{\circ}\text{C}$; (i) 0.04%Ce $T = 480.5\text{ }^{\circ}\text{C}$

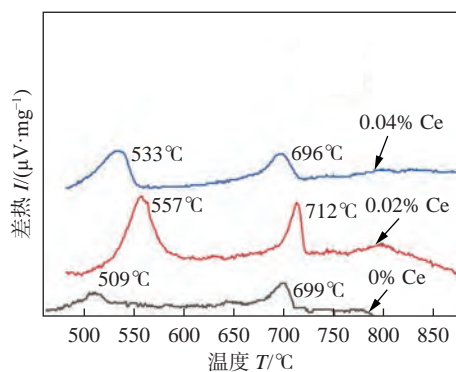


图 12 不同含量 Ce 元素的同步热分析结果

Fig. 12 Differential thermal analysis results of samples with different contents of Ce element

敷金属中数量较多,随着添加量增加占比逐渐减少.由此可以得知 Ce 元素通过减少先共析铁素体和贝氏体的孕育期,提高转变温度,在转化相同奥氏体情况下增加了板条状铁素体和针状铁素体的数量.铁素体及贝氏体转变后富碳的残余奥氏体在 Ce 的影响下残余量增加,且弥散程度增大,部分转变成马氏体,使 M-A 组元的分布更加均匀接近粒状.由于在贝氏体转变过程中 Ce 的添加对其激发形核和台阶生长之间的竞争产生了重要影响,进而抑制了上贝氏体的形成,且使贝氏体亚结构的细化程度更加明显,细小的亚片条和亚单元之间被稳定的残余奥氏体薄膜所分割,最终形成下贝氏体多层

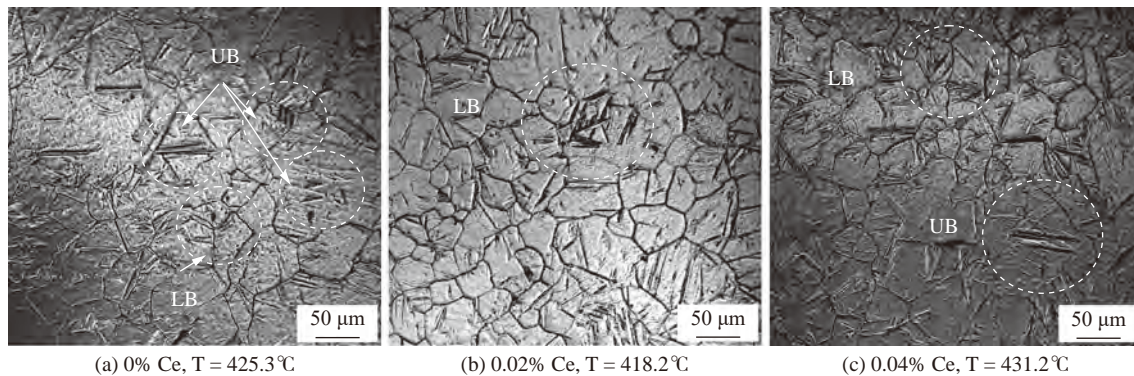


图 13 不同 Ce 含量的 1000 MPa 级高强钢熔敷金属贝氏体形核规律观察

Fig. 13 Observation of bainite nucleation behavior in deposited metal of 1 000 MPa-grade high-strength steel with different Ce contents. (a) 0%Ce T = 425.3 °C; (b) 0.02% Ce T = 418.2 °C; (c) 0.04% Ce T = 431.2 °C

次精细结构^[23]. 下贝氏体通过纳米级碳化物弥散强化、高密度位错、残余奥氏体增韧、细晶结构等综合作用实现了强度与韧性的协同提升, 相比之下上贝氏体因组织粗化、碳化物分布不均等缺陷使力学性能劣化^[24-25]. 而持续添加 Ce, 则会使 Ce 元素偏聚于晶界, 削弱对组织的影响, 导致上贝氏体的占比重新增加, 最终使冲击性能呈现出整体提高, 但局部先增加后降低的现象.

3 结论

(1) 1 000 MPa 级高强钢埋弧焊熔敷金属由无 Ce 提高到 0.04%Ce, 抗拉强度先升高后下降、屈服强度整体提高, Ce 含量为 0.02% 时的抗拉强度和屈服强度分别提高 3.7% 和 17.2%, 低温冲击韧性整体提升, Ce 含量为 0.01% 时提升最大, -40 °C 和 -60 °C 环境下冲击能量分别提升 24.3% 和 42.2%. 经试验确定 Ce 含量为 0.02% 时熔敷金属的强韧匹配效果最好.

(2) Ce 元素可以显著细化晶粒, 使 M-A 组元分布更弥散, 从而增强组织的韧性. Ce 含量增加会导致块状铁素体尺寸变大, 针状铁素体变得粗大, 大尺寸晶粒增多, 一定程度上降低材料的抗拉强度. Ce 元素还会影响残余奥氏体的形态和分布, 以及位错运动和塞积行为, 进而影响材料的强度和韧性.

(3) Ce 在固溶状态下与 C 协同富集引发晶格畸变, 促进 M-A 组元生成. 0.02%Ce 增加残余奥氏体含量, 通过 TRIP 效应提升塑性, 细化晶粒, 提高相变温度, 诱导铁素体形成, 促进下贝氏体转变, 增强强度与韧性. 0.04%Ce 则加剧晶界偏析, 形成脆

性相, 降低奥氏体稳定性, 阻碍铁素体形核, 改变奥氏体形貌, 增加上贝氏体比例, 导致冲击韧性相对于 0.02% 时劣化.

参考文献

- [1] LI X Z, CHEN Z J, FAN X C, *et al.* Hydropower development situation and prospects in China[J]. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2018, 82: 232 – 239.
- [2] PéREZ-DÍAZ J I, CHAZARRA M, GARCÍA-GONZÁLEZ J, *et al.* Trends and challenges in the operation of pumped-storage hydropower plants[J]. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2015, 44: 767 – 784.
- [3] HORIKAWA K, WATANABE N. Application of extra-high tensile strength steel for hydropower plants[J]. *Welding in the World: Journal of the International Institute of Welding*, 2008, 52: 3-1 – 3-8.
- [4] HARA N, SATO M. Development and application of welding consumables for 950 MPa class high strength steels [C]//Conference on High Strength Steels for Hydropower Plants, Takasaki, Japan, 2009.
- [5] KIPPENHAN N, GSCHNEIDNER Jr K A. RARE-EARTH METALS IN STEELS[R]. Iowa State Univ. of Science and Technology, Ames. Rare-Earth Information Center, 1970.
- [6] PREINFALK C, MORTEANI G. The industrial applications of rare earth elements[C]//Lanthanides, Tantalum and Niobium: Mineralogy, Geochemistry, Characteristics of Primary Ore Deposits, Prospecting, Processing and Applications Proceedings of a workshop in Berlin, November 1986. Springer Berlin Heidelberg, 1989: 359 – 370.
- [7] 李春龙. 稀土在钢中应用与研究新进展 [J]. *稀土*, 2013, 34(3): 78 – 85.
LI Chunlong. New progress in the application and research of rare earth in steel[J]. *Chinese Rare Earths*, 2013, 34(3): 78 – 85.
- [8] 王力锋, 刘凤德, 张宏, 等. 氧化铈对高强钢复合焊接焊缝组织

- 与韧性的影响[J]. 机械工程学报, 2016, 52(22): 70 – 77.
WANG Lifeng, LIU Fengde, ZHANG Hong, *et al.* Effect of cerium oxide on the microstructure and toughness of hybrid welding joints of high-strength steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(22): 70 – 77.
- [9] 孟祥海, 王伟, 毕胜, 等. Ce/Ce-Zr 夹杂物诱导高强船板钢中针状铁素体形核行为的研究[J]. 钢铁钒钛, 2022, 43(2): 146 – 151.
MENG Xianghai, WANG Wei, BI Sheng, *et al.* Study on nucleation behavior of acicular ferrite induced by Ce/Ce-Zr inclusions in high-strength ship plate steel[J]. Iron and Vanadium Titanium, 2022, 43(2): 146 – 151.
- [10] 臧若愚, 李晶, 黄飞. 稀土 Ce 对高强工程机械用钢夹杂物和高温塑性的影响[J]. 有色金属科学与工程, 2024, 15(3): 449 – 456.
ZANG Ruoyu, LI Jing, HUANG Fei. Effect of rare earth Ce on inclusions and high temperature ductility of high-strength engineering machinery steel[J]. Nonferrous Metals Science and Engineering, 2024, 15(3): 449 – 456.
- [11] 郜慧敏, 方琪, 孙伟. 稀土 La 对 C-Mn-Si 钢静态软化行为的影响[J]. 世界有色金属, 2017(11): 267 – 269.
GAO Huimin, FANG Qi, SUN Wei. Effect of rare earth La on static softening behavior of C-Mn-Si steel[J]. World Nonferrous Metals, 2017(11): 267 – 269.
- [12] 勤牧, 杨雄, 杨维宇. 包钢含稀土 Q690CF 高强钢的研制[J]. 包钢科技, 2020, 46(2): 52 – 55.
QIN Mu, YANG Xiong, YANG Weiyu. Development of rare earth-containing Q690CF high-strength steel at baogang[J]. Science & Technology of Baotou Steel, 2020, 46(2): 52 – 55.
- [13] 冯伟, 于庭祥, 徐锴, 等. 1 000 MPa 级高强钢埋弧焊熔敷金属组织及性能[J]. 焊接, 2023(11): 6 – 12.
FENG Wei, YU Tingxiang, XU Kai, *et al.* Microstructure and properties of submerged arc welding deposit metal for 1 000 MPa grade high-strength steel[J]. Welding & Joining, 2023(11): 6 – 12.
- [14] 于彦冲, 陈伟庆, 郑宏光. 铈及混合稀土对 Fe-36Ni 低膨胀合金凝固组织的影响[J]. 中国稀土学报, 2012, 30(2): 175 – 180.
YU Yanchong, CHEN Weiqing, ZHENG Hongguang. Effect of cerium and mixed rare earths on the solidification structure of Fe-36Ni low-expansion alloy[J]. Journal of Rare Earths, 2012, 30(2): 175 – 180.
- [15] 刘朋. 稀土在相变诱发塑性钢中的组织细化与微合金化效应研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2024.
LIU Peng. Study on the microstructure refinement and microalloying effect of rare earth in transformation-induced plasticity steels [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2024.
- [16] 蔡恒君. 1 000 MPa 以上级别汽车用冷轧高强钢超快冷物理冶金行为及变形特性研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.
CAI Hengjun. Study on the ultrafast cooling physical metallurgy behavior and deformation characteristics of cold-rolled high-strength steel for automotive applications with a strength level above 1 000 MPa [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.
- [17] 王龙妹. 稀土在低合金及合金钢中的应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2016.
WANG Longmei. Application of rare earths in low-alloy and alloy steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2016.
- [18] SOLEIMANI M, KALHOR A, MIRZADEH H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review[J]. Materials Science & Engineering A, 2020, 795(9): 140023.
- [19] LIU P, HOU X, YANG C, *et al.* Tailoring microstructure evolution and austenite stability of TRIP steels by Rare-Earth microalloying[J]. Materials Characterization, 2023, 203: 1 – 16.
- [20] 冯伟, 于庭祥, 陈波, 等. Cr 含量对 1 000 MPa 级高强钢熔敷金属组织演变的作用机制[J]. 焊接学报, 2024, 45(9): 76 – 83.
FENG Wei, YU Tingxiang, CHEN Bo, *et al.* Mechanism of the effect of Cr content on the microstructure evolution of deposited metal in 1 000 MPa grade high-strength steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(9): 76 – 83.
- [21] JIANG Y Y, WANG Z D, DENG X T, *et al.* Effect of cerium addition on the bainite transformation behavior of medium carbon microalloyed steel[J]. Materials Research Express, 2019, 6(10): 106526.
- [22] HSU T Y. Effects of rare earth element on isothermal and martensitic transformations in low carbon steels[J]. Transactions of the Iron & Steel Institute of Japan, 2007, 38(11): 1153 – 1164.
- [23] 梁益龙, 谭起兵, 李光新, 等. 不同稀土含量的 GDL-1 钢中贝氏体相变研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2008(3): 31 – 34.
LIANG Yilong, TAN Qibing, LI Guangxin, *et al.* Study on bainitic transformation in GDL-1 steel with different rare earth contents[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2008(3): 31 – 34.
- [24] CAI G J, LI C S. Effects of Ce on inclusions, microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of AISI 202 stainless steel[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2015, 24(10): 3989 – 4009.
- [25] WANG Y J, CHEN J G, YANG J, *et al.* Effect of La₂O₃ on granular bainite microstructure and wear resistance of hardfacing layer metal[J]. Journal of Rare Earths, 2014, 32(1): 83 – 89.

第一作者: 徐锴, 学士, 正高级工程师, 博士生导师; 主要研究方向为焊接材料和工艺; Email: xkwelding@163.com.

(编辑: 刘启明)