

# 冷轧汽车中锰钢的逆相变退火与组织性能研究<sup>①</sup>

张丽凤<sup>1</sup>, 王社则<sup>2</sup>, 田博彤<sup>2</sup>

(1.山西工程科技职业大学, 山西 太原 030031; 2.太原理工大学, 山西 太原 030024)

**摘要:** 为提高汽车中锰钢的强塑积, 对冷轧态中锰钢进行了不同温度(650~680 °C)和不同时间(10~50 min)的逆相变退火处理, 研究了退火温度和退火时间对中锰钢显微组织和力学性能的影响。结果表明, 原始冷轧态中锰钢板的组织由铁素体(F)+马氏体(M)组成, 微观结构中可见弥散分布的尺寸20~45 nm的碳化物。退火温度从650 °C升至680 °C, 中锰钢屈服强度、断后伸长率、强塑积和残余奥氏体体积分数均先增大后减小, 而抗拉强度一直增大。退火时间从10 min增至50 min, 中锰钢屈服强度、抗拉强度、断后伸长率、强塑积和残余奥氏体体积分数均先增大后减小。冷轧中锰钢适宜的退火制度为: 退火温度660 °C、退火时间30 min, 此时中锰钢组织为F+M+奥氏体( $\gamma$ ), 奥氏体体积分数24.12%, 超细晶铁素体平均晶粒尺寸0.29  $\mu\text{m}$ , 板条马氏体平均宽度0.27  $\mu\text{m}$ , 强塑积23.33  $\text{GPa}\cdot\%$ 。

**关键词:** 中锰钢; 逆相变退火; 退火温度; 退火时间; 显微组织; 力学性能; 汽车用钢

中图分类号: TG142; U465

文献标识码: A

doi:10.3969/j.issn.0253-6099.2024.05.032

文章编号: 0253-6099(2024)05-0159-04

## Microstructure & Properties of Cold Rolled Medium Manganese Steel Used in Automobile After Austenitic Reverse Transformation by Annealing

ZHANG Lifeng<sup>1</sup>, WANG Sheze<sup>2</sup>, TIAN Botong<sup>2</sup>

(1. Shanxi Vocational University of Engineering Science and Technology, Taiyuan 030031, Shanxi, China; 2. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China)

**Abstract:** In order to improve the strength-ductility balance of medium manganese steel for automobiles, cold-rolled medium manganese steel was treated by annealing at different temperatures (650–680 °C) and for different time (10–50 min) for austenitic reverse transformation. Then, effects of annealing temperature and holding time on the microstructure and mechanical properties of medium manganese steel were explored. It is found that the microstructure of the original cold-rolled medium manganese steel plate is composed of ferrite (F) and martensite (M), and the dispersed carbides with sizes ranging from 20 nm to 45 nm can be observed in the microstructure. As the annealing temperature rises from 650 °C to 680 °C, the yield strength, elongation, strength-ductility balance, and residual austenite volume fraction of medium manganese steel increase followed by a decrease, but tensile strength increases all the time. As the annealing time is prolonged from 10 min to 50 min, the yield strength, tensile strength, elongation, strength-ductility balance and residual austenite volume fraction of medium manganese steel decrease after an initial increase. It is found that after annealing treatment at 660 °C for 30 min, the cold-rolled medium manganese steel has a structure composed of F + M + austenite ( $\gamma$ ), with austenite at a volume fraction of 24.12%, ultrafine grained ferrite with an average grain size of 0.29  $\mu\text{m}$ , lath martensite with an average width of 0.27  $\mu\text{m}$ , and strength-ductility balance of 23.33  $\text{GPa}\cdot\%$ .

**Key words:** medium manganese steel; austenite reverse transformation by annealing; annealing temperature; annealing time; microstructure; mechanical property; automobile steel

随着汽车工业对汽车轻量化、安全指标要求的提高, 在整车质量中占比高达70%左右的汽车钢不断向高强度和高塑性方向发展, 且强塑积(抗拉强度 $\times$ 断后

伸长率)已作为衡量汽车钢性能的关键指标<sup>[1]</sup>, 已经从第一代汽车钢强塑积不低于15  $\text{GPa}\cdot\%$ 发展到第三代汽车钢强塑积不低于21  $\text{GPa}\cdot\%$ <sup>[2]</sup>。无论是第一代

① 收稿日期: 2024-05-06

基金项目: 国家重点研发计划(2020YFB0301012-4); 山西省重点研发计划项目(2017KKJH)

作者简介: 张丽凤(1980—), 女, 山西太原人, 硕士, 副教授, 主要研究方向为汽车材料。E-mail: hopethatok@126.com

汽车钢中的相变诱发塑性钢(TRIP钢)还是第三代汽车钢中的淬火延性钢(QP钢),都主要通过成分中的C元素配分来稳定奥氏体,并在室温下产生相变诱导塑性来提升强塑积<sup>[3]</sup>,但是这些汽车钢中的奥氏体体积分数通常低于15%,无法单纯依靠C元素配分来调控亚稳奥氏体并提升奥氏体含量<sup>[4]</sup>。汽车用中锰钢通过C/Mn复合配分与亚稳态控制方法,可以调控亚稳态奥氏体体积分数并获得高强度和高塑性<sup>[5]</sup>,其制备流程为浇铸-均匀化-锻造-均匀化-热轧-冷轧-退火,目前的研究主要集中在成分(C、Mn、Al、Nb等)设计、轧制工艺和淬火及回火热处理工艺优化<sup>[6-8]</sup>上,对于冷轧后进行逆相变退火(ART)方面的研究报道较少,具体ART温度和时间对中锰钢组织与性能的影响规律尚不清楚<sup>[9-11]</sup>。本文以厚度1.5 mm的汽车用冷轧中锰钢板为研究对象,对冷轧态中锰钢进行了不同温度(650~680℃)和不同时间(10~50 min)的逆相变退火处理,研究了退火温度和退火时间对中锰钢显微组织和力学性能的影响,结果可为高强塑积汽车用中锰钢的退火工艺优化提供参考,并有助于高强塑积汽车用中锰钢的开发与应用。

## 1 材料与方法

### 1.1 原材料

以厚度1.5 mm的汽车用冷轧中锰钢板为研究对象,采用OPTIMA 2100DV型电感耦合等离子体发射光谱仪测试其化学成分(质量分数)为:0.13% C、5.38% Mn、0.23% Cu、0.041% Al、0.23% Ni、0.031% Nb、0.016% Ti、0.068% Si、0.007% S、0.009% P,余量为Fe。其室温拉伸性能为:屈服强度1 950 MPa、抗拉强度1 980 MPa、断后伸长率4.6%。采用DSC-60Plus/60A Plus型差示扫描量热仪测得冷轧中锰钢的奥氏体开始形成温度 $A_{c1}$ 和奥氏体完全形成温度 $A_{c3}$ 分别为592℃和737℃。

### 1.2 热处理工艺

图1为冷轧中锰钢板的热处理工艺示意图。首先将冷轧中锰钢进行925℃保温30 min的奥氏体化处理,水冷至室温,然后对水淬后的钢板进行不同时间和不同温度的逆相变退火(ART)处理。逆相变退火温度试验:设定逆相变退火时间30 min不变,调整ART温度(介于 $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$ 之间),退火结束后以空冷的方式冷却至室温;逆相变退火时间试验:设定逆相变退火温度660℃不变,调整ART时间(10~50 min),退火结束后以空冷的方式冷却至室温。

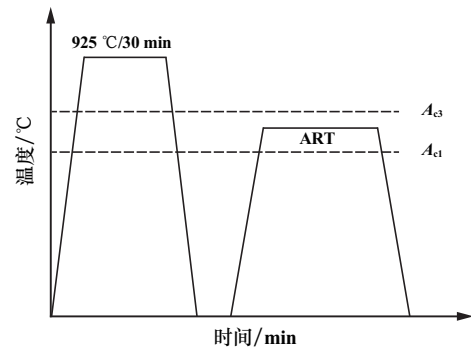


图1 冷轧中锰钢板的热处理工艺

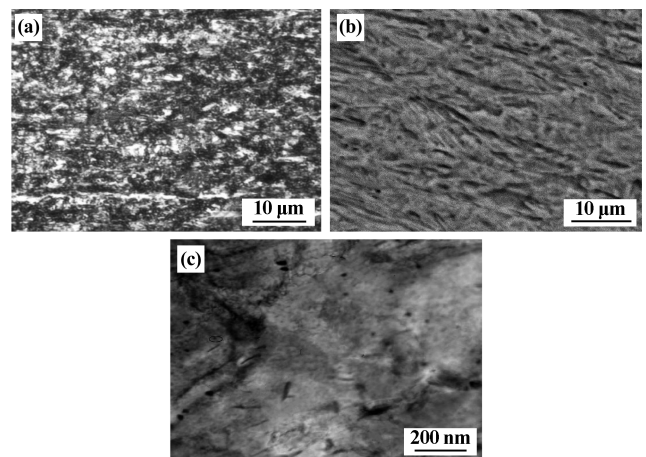
### 1.3 测试与表征

采用奥林巴斯GX83型光学显微镜观察样品光学显微组织;采用TESCAN AMBER X型扫描电子显微镜观察样品显微组织;试样经打磨、冲压、双喷离子减薄后在JEOL 2100型透射电子显微镜上观察样品微观结构;采用日本理学SmartLabX型X射线衍射仪进行物相分析,工作电压和工作电流分别为20 kV和35 mA,并测试奥氏体体积分数<sup>[12]</sup>;在MTS CMT4000电子万能材料试验机上进行室温拉伸性能测试,拉伸速率1.5 mm/min,每组试样取5根并求其平均值作为结果。

## 2 结果与分析

### 2.1 原始冷轧钢板组织

图2为原始冷轧钢板的显微组织。从光学显微(OM)组织中可见,原始冷轧板的组织为铁素体(F)和马氏体(M)(其中F呈灰白色、M呈黑色);从扫描电镜显微(SEM)组织中可见,冷轧变形处理后,冷轧板中的F主要为条带状,M为板条状;从透射电镜显微(TEM)组织中可见,冷轧板中还可见弥散分布的细小碳化物,尺寸20~45 nm。



(a) OM; (b) SEM; (c) TEM

图2 原始冷轧钢板的显微组织

### 2.2 退火温度对冷轧钢板组织性能的影响

图 3 为退火时间 30 min 时不同退火温度下中锰钢 X 射线衍射图谱。退火温度 650~680 °C 时,中锰钢 XRD 图谱中都可见(200)、(211)晶面的  $\alpha$ -Fe 衍射峰以及(200)、(220)、(311)晶面的  $\gamma$  衍射峰,不同退火温度下中锰钢都主要由  $\alpha+\gamma$  相组成。退火温度 660 °C 和 670 °C 时中锰钢中  $\gamma$  衍射峰强度较高;退火温度 650 °C 和 680 °C 时中锰钢中  $\gamma$  衍射峰强度减弱。退火温度 650 °C、660 °C、670 °C 和 680 °C 时中锰钢中奥氏体体积分数分别为 5.21%、24.12%、20.73% 和 4.54%。

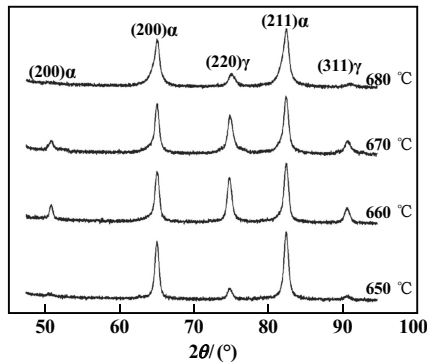
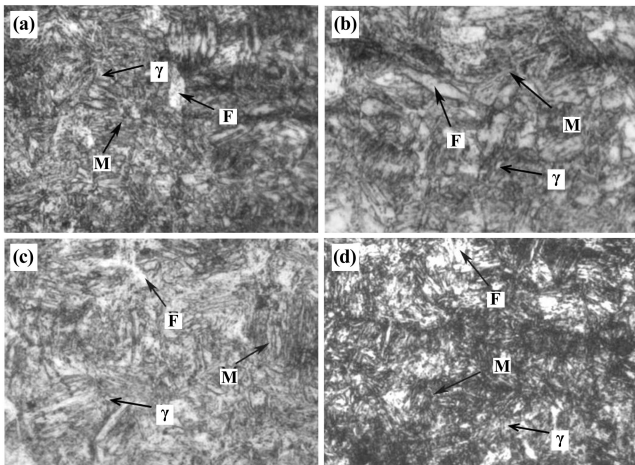


图 3 不同退火温度下中锰钢 XRD 图谱

图 4 为退火时间 30 min 时不同退火温度下中锰钢的显微组织。退火温度 650 °C 时,中锰钢中可见超细晶铁素体(F)和马氏体(M),局部可见碳化物;退火温度 660 °C 时,中锰钢主要由 F+M+奥氏体( $\gamma$ )组成,奥氏体体积分数相对退火温度 650 °C 时明显增加;继续提升退火温度至 670 °C,中锰钢组织主要由 F+ $\gamma$  组成, M 组织相对较少,块状  $\gamma$  组织平均尺寸约 0.31  $\mu\text{m}$ ,升高退火温度会使得  $\gamma$  组织稳定性变差并向马氏体转变<sup>[13]</sup>,此时中锰钢的奥氏体体积分数相较退火温度 660 °C 时有所减小;退火温度 680 °C 时,中锰钢组织主



(a) 650 °C; (b) 660 °C; (c) 670 °C; (d) 680 °C

图 4 不同退火温度下中锰钢的显微组织

要由 M+F 组成, $\gamma$  组织较少,这主要是因为升高退火温度会使奥氏体内 C、Mn 等元素发生扩散并降低其稳定性,在冷却过程中会发生  $\gamma$  向 M 的转变<sup>[14]</sup>。退火温度 650 °C、660 °C、670 °C、680 °C 时,中锰钢中超细晶铁素体平均晶粒尺寸分别为 0.26  $\mu\text{m}$ 、0.29  $\mu\text{m}$ 、0.31  $\mu\text{m}$ 、0.33  $\mu\text{m}$ ,板条马氏体平均宽度分别为 0.27  $\mu\text{m}$ 、0.27  $\mu\text{m}$ 、0.29  $\mu\text{m}$ 、0.31  $\mu\text{m}$ ,可见,升高退火温度使超细晶铁素体平均晶粒尺寸( $d_F$ )和板条马氏体平均宽度( $W_M$ )增大。

表 1 为不同退火温度下中锰钢力学性能和残余奥氏体体积分数测试结果。退火温度从 650 °C 升至 680 °C,中锰钢屈服强度、断后伸长率、强塑积和残余奥氏体体积分数均先增大后减小。中锰钢强塑积与残余奥氏体体积分数具有一定正相关性,这主要是因为中锰钢在拉伸变形过程中会产生相变诱导塑性(TRIP 效应)<sup>[15]</sup>,奥氏体向马氏体转变并引起加工硬化<sup>[16]</sup>,中锰钢在具有较高强度的同时具有良好塑性;随着退火温度升高,中锰钢中奥氏体体积分数减小、超细晶铁素体平均晶粒尺寸和板条马氏体平均宽度增大,TRIP 效应减弱的同时碳化物会产生粗化与长大,从而使强化作用减弱<sup>[17]</sup>,强塑积有所降低。

表 1 不同退火温度下中锰钢力学性能和残余奥氏体体积分数

退火温度/°C	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	强塑积/(GPa·%)	残余奥氏体体积分数/%
650	723	855	19.20	16.42	5.21
660	762	989	23.59	23.33	24.12
670	785	1 098	20.47	22.48	20.73
680	624	1 321	14.42	19.05	4.54

### 2.3 退火时间对冷轧中锰钢组织与性能的影响

图 5 为退火温度 660 °C 时不同退火时间下中锰钢的 X 射线衍射图谱。退火时间 10~50 min 时,中锰钢的 XRD 图谱中都可见(200)、(211)晶面的  $\alpha$ -Fe 衍射峰以及(200)、(220)、(311)晶面的  $\gamma$  衍射峰,且退火时间 30 min 时  $\gamma$  衍射峰较强。退火时间 10 min、20 min、30 min、40 min 和 50 min 时,中锰钢中奥氏体体积分数分别为 15.23%、16.12%、24.12%、7.34% 和 7.01%。

图 6 为不同退火时间下中锰钢的显微组织。退火时间 10 min 时,中锰钢中可见 F、M 和  $\gamma$  组织, $d_F$  和  $W_M$  分别为 0.26  $\mu\text{m}$  和 0.21  $\mu\text{m}$ ,由于退火时间较短,基体组织中的碳化物溶解不充分, $\gamma$  形核驱动力较低<sup>[18]</sup>,此时奥氏体体积分数相对较低(15.23%);延长退火时间至 20 min,组织仍然由 M+F+ $\gamma$  组成, $d_F$  和  $W_M$  分别为 0.28  $\mu\text{m}$  和 0.23  $\mu\text{m}$ ,相较退火时间 10 min 的中锰钢,延长退火时间使得更多的 M 破裂形成 F 并

促使碳化物发生溶解,  $\gamma$  形核驱动力增加而形成更多的奥氏体<sup>[19]</sup>, 奥氏体体积分数增至 16.12%; 退火时间 40 min 时, 基体组织中大部分 M 发生破裂形成 F,  $d_F$  约 0.31  $\mu\text{m}$ , 且延长退火时间使得奥氏体稳定性变差而向 M 转变<sup>[20]</sup>, 奥氏体体积分数降至 7.34%; 进一步延长退火时间至 50 min, 基体组织中 M 几乎完全破裂形成 F,  $d_F$  约 0.32  $\mu\text{m}$ , F 逐渐趋于等轴化的同时  $\gamma$  逐渐趋于稳定, 此时奥氏体体积分数与退火时间 40 min 时相当。

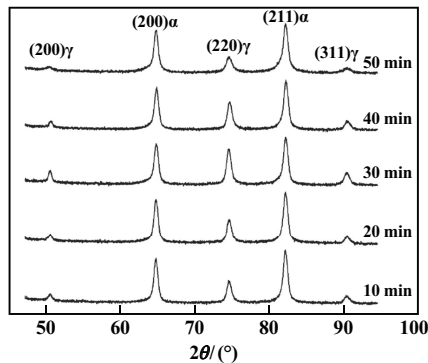
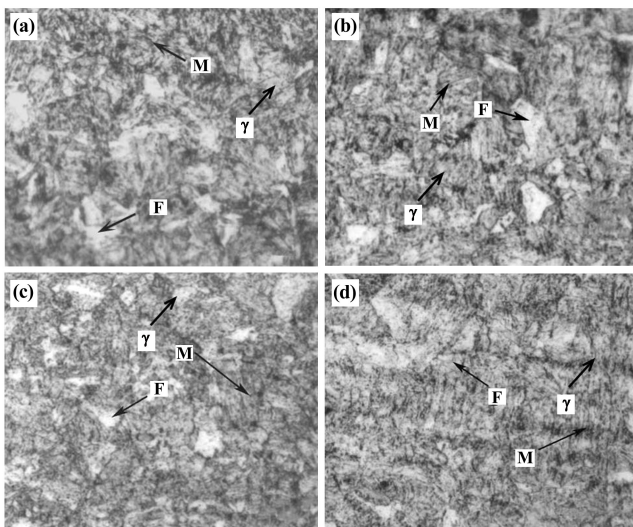


图5 不同退火时间下中锰钢的 XRD 图谱



(a) 10 min; (b) 20 min; (c) 40 min; (d) 50 min

图6 不同退火时间下中锰钢的显微组织

表2为不同退火时间下中锰钢力学性能和残余奥氏体体积分数测试结果。退火时间从 10 min 增至 50 min, 中锰钢屈服强度、抗拉强度、断后伸长率、强塑积和残余奥氏体体积分数均先增大后减小。退火温度 660  $^{\circ}\text{C}$  时, 对中锰钢进行不同时间的退火处理, 中锰钢的强塑积与残余奥氏体体积分数也具有一定正相关性, 这主要与拉伸变形过程中的 TRIP 效应有关<sup>[21]</sup>。退火时间 30 min 时, 中锰钢组织为 F+M+ $\gamma$ , 奥氏体体积分数最大(24.12%)且  $d_F$  和  $W_M$  较小, 中锰钢取得最

大的强塑积(23.33  $\text{GPa}\cdot\%$ ), 中锰钢在具有较高强度的同时具有良好塑性。

表2 不同退火时间下中锰钢力学性能和残余奥氏体体积分数

退火时间/min	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	强塑积/( $\text{GPa}\cdot\%$ )	残余奥氏体体积分数/%
10	698	861	17.62	15.17	15.23
20	736	878	18.34	16.10	16.12
30	762	989	23.59	23.33	24.12
40	755	863	21.27	18.36	7.34
50	752	852	18.52	15.78	7.01

### 3 结 论

1) 原始冷轧态中锰钢板的组织由 F 相和 M 相组成, 微观结构中可见弥散分布的尺寸 20~45 nm 的碳化物。

2) 退火时间 30 min, 不同退火温度下中锰钢主要由  $\alpha+\gamma$  相组成; 退火温度 650  $^{\circ}\text{C}$ 、660  $^{\circ}\text{C}$ 、670  $^{\circ}\text{C}$  和 680  $^{\circ}\text{C}$  时中锰钢中奥氏体体积分数分别为 5.21%、24.12%、20.73% 和 4.54%。退火温度从 650  $^{\circ}\text{C}$  升至 680  $^{\circ}\text{C}$ , 中锰钢屈服强度、断后伸长率、强塑积和残余奥氏体体积分数均先增大后减小, 而抗拉强度一直增大。

3) 退火温度 660  $^{\circ}\text{C}$ , 退火时间 10 min、20 min、30 min、40 min 和 50 min 时, 中锰钢中奥氏体体积分数分别为 15.23%、16.12%、24.12%、7.34% 和 7.01%。退火时间从 10 min 增至 50 min, 中锰钢屈服强度、抗拉强度、断后伸长率、强塑积和残余奥氏体体积分数均先增大后减小。

4) 退火温度 660  $^{\circ}\text{C}$ 、退火时间 30 min 时, 中锰钢组织为 F+M+ $\gamma$ , 中锰钢强塑积达 23.33  $\text{GPa}\cdot\%$ , 超细晶铁素体平均晶粒尺寸 0.29  $\mu\text{m}$ , 板条马氏体平均宽度 0.27  $\mu\text{m}$ , 奥氏体体积分数 24.12%。

### 参考文献:

- [1] 李麟. 汽车用高强钢的发展与展望[J]. 上海金属, 2022, 44(3): 1-8.
- [2] 校振华, 冯亚磊, 冯启生, 等. 高强汽车中锰钢的热压缩变形行为研究[J]. 精密成形工程, 2023, 15(2): 125-131.
- [3] 景财年, 刘磊, 林涛, 等. 高强韧中锰钢研究现状及发展趋势[J]. 上海金属, 2023, 45(2): 1-10.
- [4] 张丽凤, 王社则, 田博彤. 不同工艺热处理后汽车用中锰钢的显微组织与力学性能[J]. 机械工程材料, 2023, 47(10): 55-61.
- [5] KACZMARCZYK J, GRAJCAR A, KOZŁOWSKA A, et al. Modeling of strain-induced martensite formation in advanced medium-Mn automotive sheet steel[J]. Continuum Mechanics and Thermodynamics, 2023, 35(5): 1841-1858.

(下转第 167 页)

表2 稀土金属制备用石墨阳极使用寿命影响因素评估

石墨阳极	内部形貌			晶体结构			热重分析		电阻率	使用48 h后情况
	外观	内部裂纹	夹杂物	结晶程度	石墨化度	晶粒尺寸	氧化峰值	质量残留量		
A	裂纹麻点	较多长裂纹	大块不规则	高	低	大	相当	多	高	损坏严重
J	孔洞坑疤	裂纹尺寸小	小块分布均匀	低	高	小		少	低	良好

### 3 结 论

1) 稀土金属制备用石墨阳极的电阻率是影响其使用寿命极关键的因素。

2) 石墨阳极内部缺陷,如超长裂纹、大块夹杂物是影响其使用寿命的次要因素。选购石墨阳极时,不仅要关注其表面形态,更需要关注其内部缺陷。

3) 石墨阳极结晶程度、石墨化度、晶粒大小、热稳定性对其使用寿命影响程度相对较小。

#### 参考文献:

- [1] 刘玉宝,陈国华,于兵,等. 熔盐电解法制备稀土金属技术研究进展[J]. 稀土, 2021,42(5):133-143.
- [2] 林海. 稀土电解工艺中影响石墨阳极寿命的因素分析[J]. 机电技术, 2012,35(6):43-46.
- [3] 廖林,尹伟乐,叶昱昕. 石墨化温度对人造石墨微观结构及电化学性能的影响[J]. 炭素技术, 2023,42(1):46-50.
- [4] 刘建华. 熔盐电解法生产稀土金属的阳极消耗[J]. 稀有金属, 1996,20(5):361-364.
- [5] 魏致慧,杨健壮. 电解氧化镨工艺过程中石墨阳极的消耗研究[J]. 甘肃科技, 2017,33(13):32-33.
- [6] 许聚良,鄢文,吴大军. 分峰拟合法测定炭材料的石墨化度和结晶度[J]. 武汉科技大学学报, 2009,32(5):522-525.
- [7] 钱崇梁,周桂芝,黄启忠. 测定炭素材料的石墨化度[J]. 中南工业大学学报, 2001,32(3):285-288.
- [8] 张存禄,孔繁凯,郭海涛,等. 一种石墨碳素材料的生产方法:CN 201110005456[P].
- [9] 薛娟琴,刘妮娜,刘志飞,等. 熔盐电解用石墨阳极失效及浸渍磷酸盐防护[J]. 稀有金属, 2016,40(8):806-815.
- [10] ALIAN MOGHADAM H, JABBARI M, DANESHMAND S, et al. Effects of TiO<sub>2</sub>/SiC/SiO<sub>2</sub> coating on graphite electrode consumption in sublimation and oxidation states as determined by EAF simulation and experimental methods[J]. Surface and Coatings Technology, 2021,420:127340.
- [11] 石志强. 一种石墨碳素材料表面抗氧化SiC复合保护层的制备方法:CN201610118185.5[P].
- [12] 姜鹏飞,吴晃,周星明,等. 氧化速率对石油基中间相沥青碳纤维结构和性能的影响[J]. 炭素技术, 2023,3(42):30-35.
- [13] WANG R, LU G, QIAO W, et al. Catalytic effect of praseodymium oxide additive on the microstructure and electrical property of graphite anode[J]. Carbon, 2015,95:940-948.
- 引用本文: 贾宝玲,徐仰涛,朱珍旭,等. 稀土金属制备用石墨阳极特性分析[J]. 矿冶工程, 2024,44(5):163-167.
- (上接第162页)
- [6] DING H, MISRA R D. Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: the effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments[J]. Materials Science & Engineering: A, 2017,682:211-219.
- [7] 苏张磊,李玮,罗志敏. 高强度汽车用中锰钢的热变形与组织性能[J]. 锻压技术, 2022,47(8):241-248.
- [8] 陈学双,黄兴民,刘俊杰,等. 一种含富锰偏析带的热轧临界退火中锰钢的组织调控及强化机制[J]. 金属学报, 2023,59(11):1448-1456.
- [9] 芦永发,董瑞峰,毕晓宏,等. 热处理工艺对高强中锰汽车用钢成形性能的影响[J]. 轧钢, 2023,40(5):18-24.
- [10] BI N N, TANG H G, SHI Z M, et al. Effects of vanadium microalloying and intercritical annealing on yield strength-ductility trade-offs of medium-manganese steels[J]. Materials, 2023,16(6):2220-2229.
- [11] MUELLER J J, HU X, SUN X, et al. Austenite formation and cementite dissolution during intercritical annealing of a medium-manganese steel from a martensitic condition[J]. Materials & Design, 2021,203(11):109598-109604.
- [12] 贾庚霖,李岩,定巍. FeCMnAlSi中锰钢临界退火奥氏体生长模拟[J]. 钢铁研究学报, 2023,35(9):1131-1141.
- [13] TEIXEIRA J, MORENO M, ALLAIN S Y P, et al. Intercritical annealing of cold-rolled ferrite-pearlite steel: microstructure evolutions and phase transformation kinetics[J]. Acta Materialia, 2021,212:116920-116931.
- [14] 葛锐,杨睿,刘子奇,等. 钒对中锰热成形钢性能的影响及其强化机制[J]. 钢铁研究学报, 2023,35(2):166-172.
- [15] FENG Y, JING C N, LIN T, et al. Microstructure and mechanical properties of medium manganese steel in intercritical annealing[J]. Materials Science and Technology, 2023,39(15):2102-2110.
- [16] ZHANG Z R, SONG R B, ZHOU N P, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 67GPa·% grade medium manganese steel[J]. Materials Science Forum, 2021,1035:404-409.
- [17] 张洁,岑琼瑛,汪杨,等. 预淬火对冷轧Fe-0.15C-7Mn钢板力学性能的影响[J]. 上海金属, 2023,45(1):73-78.
- [18] FAN L F, LI S, ZHAO Y, et al. Effect of a two-phase region annealing process on microstructure and mechanical properties of medium manganese steel[J]. Ironmaking & Steelmaking, 2020,47(8):865-872.
- [19] 史术华,高擎,钱亚军. 低温回火对低碳马氏体超高强钢组织及力学性能的影响[J]. 矿冶工程, 2023,43(6):174-178.
- [20] WANG Z J, GUO X M, DING H L, et al. Research on hot stamping-carbon partition-intercritical annealing process of medium manganese steel[J]. Materials, 2023,16(2):576-283.
- [21] LIAO Z H, DONG Y, DU Y, et al. Effects of different intercritical annealing processes on microstructure and cryogenic toughness of newly designed medium-Mn and low-Ni steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023,23:1471-1486.
- 引用本文: 张丽凤,王社则,田博彤. 冷轧汽车中锰钢的逆相变退火与组织性能研究[J]. 矿冶工程, 2024,44(5):159-162.