



M35 高速工具钢连铸的工艺探索与实践

王田军¹, 王延钊¹, 王安国², 刘璐华¹, 孙晨洋², 宫博洋¹

(1 江苏申源集团有限公司炼钢厂, 泰州 225300; 2 沈阳航空航天大学, 沈阳 110136)

摘要:针对 M35 含钴高速钢传统模铸效率低、损耗大、碳化物偏析严重等问题, 申源集团采用电磁搅拌弧形连铸机探索 150 mm×150 mm 小方坯连铸工艺。M35 合金元素(质量分数)总量约 22%, 凝固区间宽, 易产生裂纹、漏钢与粗大共晶碳化物, 连铸难度大。通过窄区间精准控成分、开发低熔点低黏度专用保护渣, 匹配 90~95 mm 水口插入深度、40~50 °C 钢液过热度、1.00~1.20 m/min 稳定拉速, 优化结晶器振动、结晶器+末端双电磁搅拌、弱冷二冷制度与 950~1 000 °C 高温矫直工艺, 形成成套稳定生产方案。累计工业化生产连铸坯 200 余吨, 铸坯内外质量满足后续加工要求。与模铸对比, 热轧盘条碳化物由 3.0 级细化至 1.5 级, 碳化物尺寸明显减小, 物相组织更优, 成品塑性良好, 夹杂物达标。该工艺成功替代模铸, 成材率提升 7%~10%, 大幅降低生产成本, 为高合金含钴高速钢连续化稳定量产提供工程实践参考。

关键词:高速工具钢; M35; 连铸坯; 工艺探索; 成材率

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260103 **中图分类号:**TF70

Exploration and Practice of Continuous Casting Process for High-Speed Tool Steel M35 Series

Wang Tianjun¹, Wang Yanzhao¹, Wang Anguo², Liu Luhua¹, Sun Chenyang², Gong Boyang¹

(1 Steel Plant of Jiangsu Shenyuan Group Co., Ltd., Taizhou 225300, China;

2 Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: Aiming at the drawbacks of low production efficiency, high metal loss and severe carbide segregation existing in the conventional ingot casting process of cobalt-containing M35 high-speed steel, Jiangsu Shenyuan Group carried out research on the continuous casting process for 150 mm × 150 mm square billets by adopting a curved continuous caster equipped with electromagnetic stirring. M35 steel has a total alloy element content of approximately 22% and a wide solidification temperature range, which brings great difficulties to continuous casting, such as cracks, breakout and coarse eutectic carbides. A complete and stable production scheme was established through precise composition control within narrow ranges, development of special mold flux with low melting point and low viscosity, matching submerged nozzle insertion depth of 90 mm–95 mm, molten steel superheat of 40 °C–50 °C and stable casting speed of 1.00 m/min–1.20 m/min, as well as the optimization of mold oscillation, dual electromagnetic stirring at mold and strand end, soft secondary cooling system and high-temperature straightening process at 950 °C–1 000 °C. More than 200 tons of continuous casting billets were produced in industrial trials, and both internal and surface quality of the billets met the requirements of downstream processing. Compared with ingot casting, the eutectic carbide segregation grade of hot-rolled wire rods is reduced from Grade 3.0 to Grade 1.5, the carbide size is significantly refined, the phase microstructure is improved, the finished product exhibits favorable ductility, and inclusion levels meet the standard requirements. This process can completely replace ingot casting, raise the yield by 7%–10% and greatly reduce production costs, which provides a practical engineering reference for continuous and stable mass production of high-alloy cobalt-bearing high-speed steel.

Key Words: High-speed Tool Steel; M35; Continuous Casting Billet; Process Exploration; Yield

M35 高速钢牌号对应国标 W6Mo5Cr4V2Co5, 属于典型含钴高速钢, 凭借高硬度、优异红硬性、良好韧性与突出耐磨性能, 广泛用于制备强力切削刀具、高端冲模、铰刀、铣刀等复杂成型刀具。该钢种合金体系复杂, 合金元素质量分数总占比约 22%, 高含量钨、钼、铬、钒、钴共存带来显著冶金难点, 整

体工艺控制难度远高于常规无钴高速钢^[1]。刘文彬等^[2]针对 M35 钢凝固与热处理组织开展系统试验, 证实钴元素会扩大钢液凝固两相区范围, 提升铸坯热裂纹敏感系数, 从成分-凝固耦合角度解释 M35 连铸缺陷高发的内在机理。

李志聪等^[3]借助热模拟试验证实, 高 W-Mo-V

作者简介: 王田军(1984—), 男, 大专, 工程师; **E-mail:** 153137515@qq.com; **收稿日期:** 2026-07-06

通信作者: 王安国(1979—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** 13604188303@163.com

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

系高速钢缓慢冷却凝固时,会产生严重枝晶偏析,晶界持续析出粗大网状 M_6C 莱氏体碳化物,直接劣化钢材后续热加工性能。张慧星等^[4]针对M35钢熔炼组织开展系统性研究,对比传统模铸与快凝工艺组织差异:传统模铸冷却速率低,钢中一次碳化物尺寸粗大且呈连续网状分布,刀具服役阶段易发生崩刃失效;快速凝固工艺可显著改善碳化物尺寸、形态与分布特征,为M35连铸采用快速冷却工艺提供理论支撑。

国外学者Boccalini^[1]系统总结各类高速钢凝固基础理论,揭示高合金钢两相区脆性是铸坯裂纹产生的核心机理,但研究仅停留在理论层面。Furuya等^[6]采用粉末冶金制备含Co-W-Mo-V系高速钢,观测到高钴组分更易在枝晶间富集并形成连续网状 M_2C 、 M_6C 碳化物,但研究采用粉末烧结路线,未涉及液态连铸凝固行为分析。

当前高速钢连铸研究对象多聚焦M2(W6Mo5Cr4V2)等无钴高速钢,针对M35含钴高速钢稳定工业化连铸成套工艺的公开系统性研究十分稀缺。Wei等^[7]针对电渣重熔制备的AISI M35钢开展研究,明确M35凝固过程易析出连续网状 M_6C 、 M_2C 碳化物,会严重损害钢材热加工性能与使用性能,但研究仅围绕电渣重熔铸锭展开,完全未涉及连铸工艺优化相关内容。朱喜达等^[8]完成M2无钴高速钢150 mm×150 mm方坯连铸工业化生产实践,验证专用结晶器保护渣、电磁搅拌技术可有效缓解碳化物偏析缺陷;但M2钢不含钴元素,其全套工艺参数无法直接移植适配M35含钴高速钢生产。赵志刚等^[9]开展W6Mo5Cr4V2无钴高速钢立式连铸试验,证实高合金高速钢宽凝固温度区间极易诱发热裂纹,但试验全程未针对含钴M35钢开展工艺调试与参数匹配研究。姜盛鑫^[10]围绕Cr12MoV高合金模具钢完成完整连铸工业化技术探索,证实窄区间成分管控、专用保护渣、弱冷却二冷制度、高温矫直等工艺手段可改善高合金钢裂纹、疏松缺陷;但Cr12MoV不属于含钴高速钢体系,相关工艺参数无法直接照搬用于M35生产。

行业通用核心调控手段是解决高合金钢连铸卷渣、坯壳厚度不均、中心疏松缺陷的关键技术;目前行业内成熟的保护渣配方、电磁搅拌配套工艺参数大多仅适配普通高碳钢、无钴M2类高速钢,与M35含钴高速钢宽凝固区间、高裂纹敏感性的材质特性不匹配^[11-12]。仲红刚等^[13]开展脉冲磁致振荡改

善高合金高速钢连铸偏析试验,验证磁场调控可细化枝晶、弱化网状碳化物,但试验钢种仅为无钴M2高速钢,未引入钴元素对溶质分配行为的干扰机制。Liu等^[14]建立高合金钢连铸多场耦合数值模型,定量解析二冷+电磁搅拌协同调控宏观偏析的规律,但模型热力学数据库未纳入钴元素参数,不能直接用于M35钢凝固仿真预测。Wang等^[15]发表高合金钢宏观偏析模拟综述,指出钴会大幅改变糊状区溶质分配系数,现有通用连铸偏析模型均缺少钴元素修正项,难以精准表征M35钢凝固阶段碳化物析出、长大与偏析演化规律。

基于现有研究存在的空白与传统工艺参数的诸多弊端,本研究系统开展M35含钴高速钢连铸关键工艺技术研究,与工业化浇铸试验,研究调控渣系下,其凝固行为、组织演变规律及工艺参数优化策略,对推动该材料连铸生产技术的实质性进步、实现高质量稳定生产具有重要的理论指导价值与工程应用。

1 连铸机主要工艺参数

实验用方/圆连铸机,为两机两流带电磁搅拌的弧形连铸机,弧形半径为8.0 m,可生产150 mm×150 mm、180 mm×180 mm方坯;经后期改造后,还可实现 $\phi 160$ mm、 $\phi 200$ mm圆坯的转换生产。连铸机主要工艺参数见表1。

表1 方圆坯连铸机主要工艺参数

Table 1 Main process parameters of billet and round billet continuous casting machine

项目	参数
铸机断面/mm	150×150、180×180、 $\phi 160$ 、 $\phi 200$
铸机流数/流	2
流间距/mm	1 400
弧形半径/m	8
矫直点/个	3
冶金长度/m	24
工作拉速/(m·min ⁻¹)	0.8~1.70

2 M35钢种特性与连铸难点机理

2.1 钢种化学成分

M35高速钢属于高合金工具钢,合金元素(质量分数)总含量高达约22%,主要包括钨、钼、铬、钒和钴等,GB/T 9943—2025 国标中W6Mo5Cr4V2Co5(M35)成分见表2。该钢种的成分特点决定了其凝固组织与相变规律具有特殊性,也为连铸生产带来

表 2 M35 高速工具钢化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical composition of M35 high-speed tool steel											%
C	Si	Mn	P	S	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Cu
0.87~0.95	0.20~0.45	0.15~0.40	≤0.030	≤0.030	3.80~4.50	1.75~2.25	5.50~6.50	4.50~5.50	4.50~5.50	≤0.30	≤0.25

了先天难点。

2.2 凝固与相变特性

利用 JMatPro 热力学软件对 M35 钢的凝固与相变特性进行计算分析,结合 M35 钢合金相图可知,该钢种在凝固过程中最先析出的相为奥氏体相,液相凝固温度区间为 1 235~1 390 °C;在凝固末期(约 1 270 °C),剩余液相发生 L→ γ 奥氏体+ M_6C 型碳化物的共晶反应,且随温度降低, M_6C 型碳化物数量持续增加,最终形成残余奥氏体+共晶莱氏体 M_6C +弥散 MC 的复合组织,并有严重的枝晶偏析。M35 钢合金相图如图 1 所示。

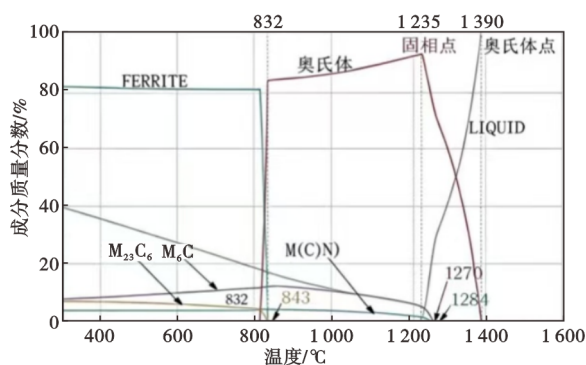


图 1 M35 钢合金相图

Fig. 1 Alloy phase diagram of M35 steel

2.3 连铸核心难点

M35 钢的高合金特性使其连铸生产的技术难度显著高于普通钢材,核心难点主要体现在三个方面:一是液相线温度低、凝固两相脆性区间宽,连铸过程中坯壳易产生热裂纹,且高温强度低,增加了漏钢风险;二是碳化物偏析严重,凝固过程中易形成粗大的共晶碳化物并沿晶界分布,影响铸坯后续加工性能;三是钢种热膨胀系数小,连铸过程中坯壳冷却不均易导致厚度不均、应力集中,同时,低温矫直时易出现翘头现象,影响生产顺行。

3 连铸工艺探索与实践

针对 M35 钢的材质特性与连铸难点,本研究优先开展钢种成分窄范围优化,匹配开发专用保护渣并确定最佳理化参数;在水口插入深度、过热度、拉

速等核心工艺参数恒定的前提下,建立成套 M35 钢连铸生产方案并完成工业化试生产实践。

3.1 钢种成分调控

M35 钢国标规定的合金元素范围较宽,原成分见表 2,且碳含量、合金含量高导致钢种液相线温度偏低,不利于保护渣熔化与成渣,也易加剧碳化物偏析。为此,在国家标准范围内对 M35 钢主元素成分进行调控,通过缩小合金元素控制范围,降低成分偏析风险。

根据刘文彬等^[2]系统实验证实钴元素会显著扩大 M35 钢凝固两相区,提升铸坯热裂纹敏感系数;Furuya 等^[6]、Wang 等^[15]指出高钴组分极易在凝固枝晶间富集,因此,将 $w[Co]$ 波动压缩至 0.2% 窄区间,固定糊状区宽度,弱化钴对溶质分配行为的干扰,从源头降低表面、内部热裂纹概率,同时,保证刀具红硬性、耐磨性能稳定。根据李志聪等^[3]热模拟试验证明,高 W-Mo-V 系高速钢慢速凝固时,W、Mo、V 极易在枝晶间残余液相富集,析出连续粗大网状 M_6C 莱氏体,严重恶化热加工性能;Wei 等^[7]针对 M35 电渣锭研究表明,枝晶间 W、Mo 富集是粗大 M_6C 、 M_2C 脆性碳化物形成核心诱因;因此,压缩 W、Mo、V 波动窗口,缩小炉次间溶质总量差异,减小凝固末期枝晶间溶质富集梯度;配合双电磁搅拌破碎枝晶。依据 Boccacini^[1]系统总结高速钢凝固理论,C 是 M_6C 、 M_2C 碳化物核心形成元素;姜盛鑫^[10]高合金钢研究表明,碳含量过宽会造成钢液液相线波动,引发保护渣熔化不良、水口堵塞、坯壳厚度不均。国标 $w[C]$ 波动范围要求不超过 0.08%,优化后要求控制在 0.05% 区间,稳定液相线温度,统一各炉次共晶碳化物析出总量;避免碳偏高扩大凝固区间、碳偏低造成保护渣难熔。张慧星等^[4]对比 M35 模铸与快凝组织发现,模铸未窄控成分试样基体存在严重贫铬现象;Liu 等^[14]高合金钢多场耦合模型指出,Cr 大幅波动会改变相变应力,提升裂纹风险。将 $w[Cr]$ 压缩至 3.90%~4.25%,抑制粗大共晶碳化物生长,同时,均衡基体合金分布,弱化相变应力,降低二冷阶段裂纹产生概率。朱喜达等^[8]M2 高速钢连铸实践证实,适度提升 Si、Mn 可提升钢液高温塑

性,缓解高合金钢两相区脆性;姚建等^[5]综述指出,P、S形成低熔点晶界薄膜,是高合金工模具钢热裂纹核心诱因,通过抬高Si、Mn下限,改善M35钢高温塑性,适配950~1 000℃高温矫直工艺,避免铸坯翘头;全程锁定 $w[\text{P}] \leq 0.030\%$ 、 $w[\text{S}] \leq 0.030\%$,消除晶界低熔点杂质相,减少裂纹萌生源头。优化后的成分范围见表3。

3.2 专用保护渣的开发与应用

保护渣熔化特性、润滑性与传热性直接影响结晶器内坯壳形成质量,是解决M35钢连铸表面裂纹、黏结漏钢的关键因素。针对M35钢液相线温度低、热膨胀系数小的特点,开发了低熔点、低粘度的M35钢连铸专用2#保护渣,设计思路与应用效果如下:

1)通过调整保护渣各组元配比及总碳含量,降低其熔化温度,减缓渣膜传热,防止铸坯表面纵向裂纹;降低保护渣黏度,提高其消耗量,保证结晶器内良好的润滑效果,确保浇铸顺利进行。

2)专用2#保护渣的理化指标见表4,其熔点控制在910~990℃,1 300℃时粘度为0.14~0.34 Pa·s,碱度 $R=0.53\sim 0.63$,可在结晶器内形成厚度均匀的渣膜,多批次实践证明其比1#碱度 $R=0.75\sim 0.95$ 的保护渣更适配本研究工艺下M35钢连铸要求。

3)使用该专用保护渣可在结晶器内形成稳定的三层渣膜结构,液渣层厚度稳定在10 mm左右,总渣层厚度约35 mm,如图2所示;保护渣平均渣耗量为0.40~0.44 kg/t,熔化速度与液渣流入效果良好,有效减少了坯壳与结晶器壁的黏结。使用该专用保护渣连铸坯表面裂纹等缺陷明显改善甚至消除,无黏结漏钢等情况发生,保护渣优化前后铸坯表面对比如图3所示。

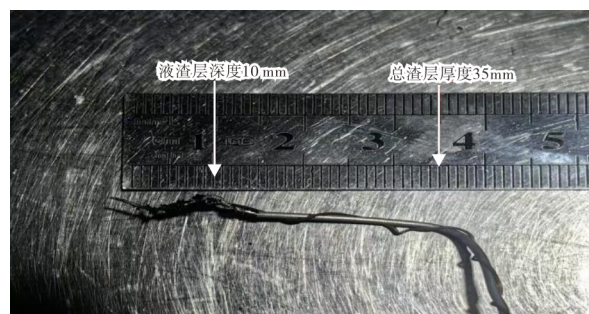


图2 M35钢保护渣的渣层厚度

Fig. 2 Slag layer thickness of M35 steel mould flux

3.3 浸入式水口插入深度选择

生产所用连铸机方坯断面为150 mm×150 mm,配套单孔形式的浸入式水口。水口插入深度直接影响结晶器液面温度与钢液流动状态,过深会导致液面温度偏低,影响保护渣熔化;过浅则易造成钢液冲击过大,引发卷渣问题。

两种渣1#渣和2#渣的生产实践中浸入式水口的插入深度等相同,工艺不变。原生产采用浸入式水口插入深度为100~110 mm,结合生产实践试验,以提高结晶器液面温度、保证保护渣熔化效果、避免卷渣为目标,最终确定M35钢连铸生产中,浸入式水口的插入深度为90~95 mm。

3.4 过热度及拉速控制

1)M35钢因合金元素含量高,液相线与固相线温差约155℃,钢液过热度对铸坯质量和浇铸稳定性影响显著。生产原工艺钢液过热度控制区间为45~60℃,过热度偏高会导致柱状晶过度生长,加剧中心偏析;过热度偏低则易引发水口堵塞,影响浇铸顺利进行。同时,过热度需兼顾保护渣熔化速率与坯壳形成厚度。经多次试验验证,M35钢连铸的钢液过热度控制在40~50℃为最佳区间。

表3 M35高速工具钢优化成分(质量分数)

Table 3 Optimized composition of M35 high-speed tool steel

C	Si	Mn	P	S	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Cu
0.88~0.93	0.35~0.45	0.25~0.40	≤0.030	≤0.030	3.90~4.25	1.80~2.05	5.95~6.20	4.80~5.10	4.60~4.80	≤0.30	≤0.25

表4 M35钢连铸专用保护渣理化指标

Table 4 Physicochemical indicators of special mould flux for continuous casting of M35 steel

编号	保护渣成分(质量分数)/%							熔点/℃	黏度(1 300℃)/(Pa.s)
	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	F ⁻	Na ₂ O	C.total		
优化前1#渣	26.5~34.5	22~30	2.8~6.8	≤3.0	1.7~5.7	7.5~11.5	12~16	1 050~1 130	0.25~0.65
优化后2#渣	28.0~34.0	16.5~22.5	≤4.0	≤3.0	5.8~9.8	12.0~16.0	11.5~15.5	910~990	0.14~0.34



图3 M35 高速钢 150 mm×150 mm 方坯保护渣优化前后铸坯表面对比:(a)(b) 保护渣优化前 1#渣铸坯表面, (c) 保护渣优化后 2#渣铸坯表面

Fig. 3 Comparison of billet surface of 150 mm × 150 mm square billet of M35 high-speed steel before and after mold flux optimization: (a, b) slab surface before optimization using No. 1 mold flux, (c) slab surface after optimization using No. 2 mold flux

2) 拉速是连铸生产的核心参数, 直接决定坯壳凝固厚度与凝固末端位置, 需满足两大要求: 一是保证铸坯出结晶器下口时具有足够的坯壳厚度与强度, 抵抗钢水静压力, 防止鼓破漏钢; 二是将铸坯凝固末端控制在末端电磁搅拌位置, 改善铸坯中心缩孔与中心偏析。生产原工艺拉速控制区间为 0.90~1.10 m/min, 该参数区间易造成坯壳厚度不均、凝固末端位置偏移, 芯部质量稳定性较差。

根据凝固定律, 坯壳凝固厚度遵循平方根公式。

$$d = k\sqrt{t} = k\sqrt{(L/v)} \quad (1)$$

式中, d 为凝固坯壳厚度, mm; k 为综合凝固系数, mm/min^{1/2}; t 为凝固时间, min; L 为结晶器有效长度, m; v 为拉坯速度, m/min。

结合公式计算与工业化试验, 确定 M35 钢连铸的拉速控制在 1.00~1.20 m/min {最佳拉速 (1.10±0.1) m/min}, 此时铸坯出结晶器下口的坯壳厚度为 18~20 mm, 处于安全范围; 且该拉速可将凝固末端精准控制在电磁搅拌区域, 有效改善铸坯芯部质量, 同时稳定的拉速可保证坯壳厚度均匀, 减少应力集中。

3.5 结晶器振动参数及电磁搅拌参数

1) 结晶器振动参数

结晶器采用正弦振动形式, 振动参数的选择与保护渣协同配合, 以促进液渣流入、保证渣膜厚度均匀为核心目标, 适当提高振动频率并降低负滑脱率。确定振动参数为: 振幅=3.5× V_c 、振频=120× V_c , 式中 V_c 为拉速, m/min。在 1.00~1.20 m/min 的拉速范围内, 结晶器负滑脱时间可控制在 0.15~0.18 s, 满足 M35 钢的连铸工艺要求。

2) 电磁搅拌参数选择

为细化铸坯晶粒、破碎粗大共晶碳化物、减轻中心偏析, 本研究在结晶器与凝固末端均设置电磁搅拌装置。通过试验优化, 确定 M35 钢连铸的电磁搅拌参数见表 5, 该参数可实现钢液的温和搅拌, 避免搅拌过强造成的卷渣与成分偏析。

表 5 M35 钢连铸电磁搅拌参数

Table 5 Electromagnetic stirring parameters for continuous casting of M35 steel

电磁搅拌类型	电流/A	频率/Hz
MEMS	280	3.5
FEMS	350	7.0

3.6 结晶器选择与冷却工艺优化

M35 钢热膨胀系数小, 坯壳的均匀冷却是避免裂纹、漏钢的关键。为此, 对结晶器类型与冷却参数进行针对性优化:

1) 结晶器选择: 采用精密水套结晶器, 严格控制结晶器水缝为 (4±0.2) mm, 结晶器锥度设定为 1.24 %/m。通过精准控制冷却介质通道与优化结晶器几何形态, 确保 M35 钢在结晶器内形成均匀、稳定的凝固坯壳, 避免冷却不均引发的坯壳厚度不均、应力集中等问题。

2) 冷却参数控制: 结晶器冷却的核心目标是保证铸坯出结晶器下口时坯壳达到安全厚度。基于凝固定律与热流密度公式计算, 确定结晶器冷却水流量控制在 1 500~1 600 L/min, 进出水温差控制在 5~7 °C, 可实现坯壳的均匀快速凝固。

3.7 二次冷却工艺设计

M35 钢凝固过程伴随奥氏体析出与 M_6C 碳化物共晶反应, 冷却过快易产生相变应力, 加剧裂纹风险。为此, 确定 M35 钢的二冷工艺思路为弱冷, 采

用“足辊段全水冷却+扇形段气雾冷却”的分段冷却方式,将方坯冷却分为三个区段:一区为零段足辊段全水冷却,二、三区为扇形一&二段气雾冷却。

根据拉速的变化,对二冷水流量进行动态调控,优化后的二冷水分配制度见表6,铸坯比水量控制在0.20~0.22 L/kg,可实现铸坯的缓慢均匀冷却,有效降低相变应力与热裂纹风险。

表6 M35钢二冷配水表

Table 6 M35 steel secondary cooling water distribution

拉速/ (m·min ⁻¹)	水量/(m ³ ·h ⁻¹)			比水量/(L·kg ⁻¹)
	足辊	一段	二段	
1.00	0.93	0.90	0.40	0.22
1.10	0.93	0.96	0.40	0.20
1.20	1.02	1.03	0.40	0.20
1.30	1.14	1.11	0.40	0.20
1.40	1.29	1.22	0.40	0.20

3.8 矫直温度确定

M35钢的高硬度与红硬性使其在低温下塑性差,矫直温度偏低时铸坯极易出现翘头现象,导致生产中断。通过多次工业化实践验证,最终确定M35钢连铸的矫直前温度控制在950~1 000 ℃,该温度区间内铸坯塑性良好,可有效避免矫直翘头问题,保证生产顺利进行。

3.9 铸坯质量检验结果

对优化工艺生产的M35钢连铸坯进行内外部质量检验,验证工艺方案的可行性:

1)横切面检验:将铸坯经锯切、车光,做盐酸水溶液(容积比1:1)的浸蚀实验,2#渣铸坯中心疏松≤1.5级、中心偏析≤1.0级、缩孔≤1.5级;明显好于1#渣铸坯中心疏松≤2级、中心缩孔2级。且无角部裂纹、皮下裂纹等缺陷,芯部质量良好,如图4所示。

2)表面质量检验:铸坯表面平整,无裂纹、凹陷、结疤等明显缺陷,连铸过程中无黏结漏钢现象,表面质量满足后续加工工序要求,表面如图5所示。

3.10 M35钢连铸热轧盘条的组织性能

通过上述连铸工艺的优化调整成功使M35钢达到了高速钢的标准要求,还需进一步对钢坯热轧成品盘条检测验证,以实现从原料到产品的全流程贯通,同时与M35钢模铸盘条组织性能进行对比,探讨连铸替代模铸工艺生产最终成品的可行性。对同炉M35连铸中间包的剩余钢水采用模铸浇铸,将模铸锭开坯成与连铸坯相同的150 mm×150 mm

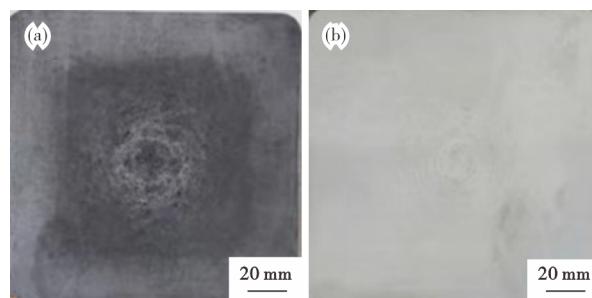


图4 M35钢横切面检验:(a) 1#渣试检验件,(b) 2#渣试检验件

Fig. 4 Cross-section inspection of M35 steel: (a) No. 1 slag test specimen, (b) No. 2 slag inspectionspecimen



图5 M35高速钢150 mm×150 mm方坯铸坯表面

Fig. 5 Surface of 150 mm × 150 mm square billet of M35 high-speed steel

钢坯并在同一批次进行热轧,成品盘条规格为φ5.5 mm。

1)φ5.5 mmM35钢盘条共晶碳化物不均匀度如图6所示

由图6可知,M35钢模铸盘条的纵向组织中有明显的白色条带状碳化物偏析带,宽度约100 μm,连铸盘条的纵向碳化物条带显著细化。根据GB/T14979—1994钢的共晶碳化物不均匀度评定法对M35模铸、连铸盘条评级分别为3.0级和1.5级。模铸时高温钢液在相对庞大且绝热的铸模中缓慢冷却,极低的凝固速率为形成碳化物的合金元素(W、Mo、V)的充分扩散和偏析提供了充足的时间。而连铸过程中,钢液与水冷结晶器接触形成了强烈的冷却效应和极高的凝固速率。这使得过冷度显著增大,极大地提高了形核率。在快速凝固时,碳化物来不及充分长大因而尺寸细小。同时,其形态也由模铸中粗大的层片状转变为更易在后道热加工和热处理中分解、球化的纤维状。

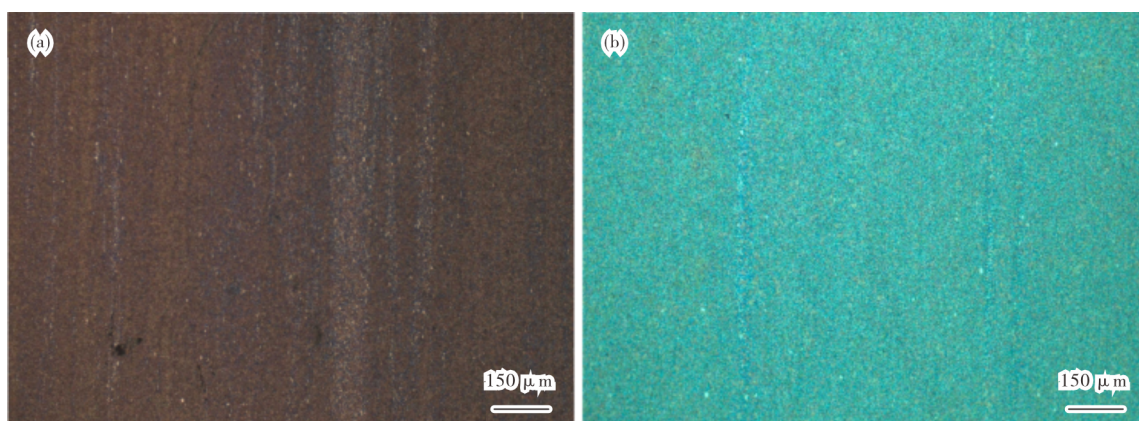


图6 $\phi 5.5$ mm M35 钢盘条共晶碳化物不均匀度:(a) 模铸,(b) 连铸

Fig. 6 Inhomogeneity of eutectic carbides in $\phi 5.5$ mm M35 steel wire rods: (a) ingot casting, (b) continuous casting

2) $\phi 5.5$ mm M35 钢盘条金相组织及碳化物尺寸如图 7 所示

图 7 显示了 M35 钢盘条的截面金相组织,热轧盘条的退火态组织为索氏体基体上弥散分布颗粒型及大块状的碳化物。与以往不同的是,本次连铸试验采用自主开发的低熔点、低黏度 2[#]保护渣。连铸和模铸盘条的碳化物分布均匀无明显偏析,但 M35 模铸碳化物尺寸比连铸更大,且模铸碳化物呈米粒状而连铸碳化物更接近椭圆形。分别在 M35 模铸和连铸盘条截面金相选取大块碳化物分布最严重的五个区域,以碳化物最长边为 A,垂直于长边为短边 B 测量大块碳化物尺寸,并将五个碳化物尺寸平均值作为该支盘条的碳化物平均水平,测量结果见表 7。

表 7 M35 钢模铸、连铸 $\phi 5.5$ mm 盘条碳化物尺寸

Table 7 Carbide size in $\phi 5.5$ mm M35 steel wire rods from ingot casting and continuous casting

坯料 类型	评级标准/ μm					平均 值
	1A/1B	2A/2B	3A/3B	4A/4B	5A/5B	
模铸	22.7/10.0	19.8/11.4	15.3/10.4	19.9/6.1	18.6/7.7	14.2
连铸	12.8/7.4	14.1/8.1	15.2/7.7	13.2/9.1	12.7/7.0	10.7

M35 模铸和连铸盘条的平均碳化物尺寸分别为 14.2、10.7 μm ,由此可知铸件组织更细小且接近球形的碳化物与基体结合较好,在后续热处理及加工过程中不易产生应力集中,同时,细小的碳化物颗粒均匀弥散分布可有效抵抗磨粒磨损,从而提高耐磨性,延长刀具、钻头的使用寿命。

3) M35 钢连铸 $\phi 5.5$ mm 盘条非金属夹杂物如图 8 所示

图 8 为 M35 钢盘条轴向截面的抛光态图片,显示了 2 个试样(1[#]、2[#])沿轧制方向排成一行的形态比(长度/宽度)小的 B 类夹杂物以及单颗粒近圆形的 D 类和 DS 类夹杂物。参照 GB/T 10561—2023 钢中非金属夹杂物含量的测定标准评级图显微检验法对试样进行评级,优化 2[#]专用保护渣工艺生产的 M35 高速钢连铸盘条,评级结果:B 细 1.0~1.5 级,D 细 1.0 级,A、C 类均为 0 级。根据 2[#]渣的初步实验结果可知连铸在生产过程在流程较长,接触的耐火材料、覆盖剂、保护渣等都可能成为夹杂物来源,而模铸生产流程相对较短,钢水受到污染的概率更低。上述夹杂物检测结果已满足高速钢相关国家标准的要求,M35 采用连铸代替模铸生产热轧盘条的工艺在成品微观组织得到了成功验证。

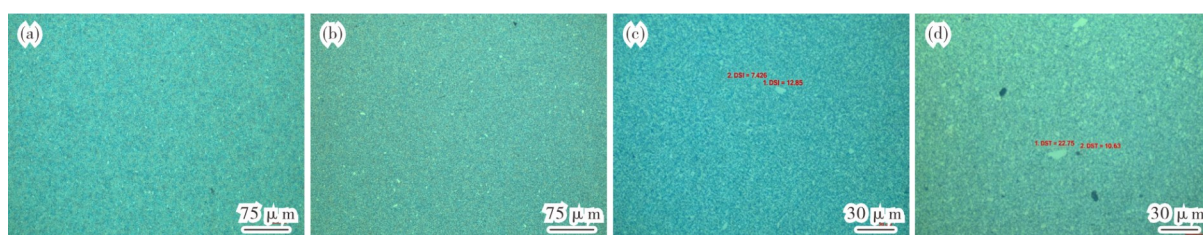
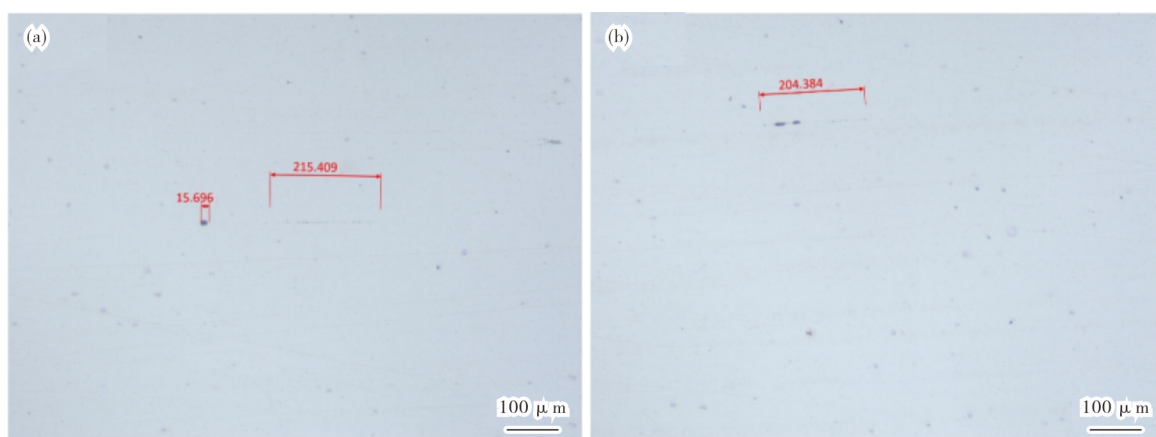


图 7 $\phi 5.5$ mm M35 钢盘条金相组织及碳化物尺寸:(a)(c) 连铸,(b)(d) 模铸

Fig. 7 Microstructure and carbide size of $\phi 5.5$ mm M35 steel wire rod: (a)(c) continuous casting, (b)(d) ingot casting

图8 M35钢连铸 $\phi 5.5$ mm盘条非金属夹杂物:(a)1*样,(b)2*样Fig. 8 Non-metallic inclusions in $\phi 5.5$ mm wire rods of continuously cast M35 steel: (a) sample 1, (b) sample 2

3.11 M35 模铸连铸EDS分析

模铸件微区成分两极分化特征显著,图9(b)枝晶间共晶碳化物区域成分(质量分数)/%:13.32C, 14.87V, 26.14Mo, 33.96 W(W、Mo合计为60.10), 0.46Co, 6.69Fe。W、Mo、V、C在枝晶间残余液相大幅富集,为凝固末期共晶反应生成的粗大 M_6C 网状莱氏体;图9(d)奥氏体基体区域 $w[Fe]$ 达74.32%, W、Mo、V、C明显贫化,Co均匀固溶于基体,但 $w[Cr]$ 仅3.49%,存在明显基体贫铬现象;图9(c)过渡偏析区W、Mo总质量分数升至67.27%,溶质偏析程度进一步加剧,反映该区域凝固末期液相停留时间更长,溶质扩散偏析充分,与传统模铸慢速冷却、枝晶间碳化物严重偏析的组织特征高度吻合。

连铸各微区元素分布梯度更平缓,偏析程度显

著弱化。图10(b)碳化物富集区 $w[W]$ 与 $w[Mo]$ 总占比59.94%, $w[Fe]$ 为11.83%高于A试样同类区域,碳化物内部固溶更多基体相,网状连续性大幅降低;图10(c)基体区域 $w[Fe]$ 为70.42%, $w[Cr]$ 提升至9.07%,基体铬元素充足,可促进细小 $M_{23}C_6$ 二次碳化物析出,抑制粗大共晶碳化物生长;图10(d)过渡区域 $w[W]$ 与 $w[Mo]$ 合计仅42.17%, $w[Fe]$ 升至28.82%,无极端溶质富集现象,碳化物以细小弥散颗粒形态分布,无连续粗大莱氏体组织,与优化连铸工艺下快速冷却、双电磁搅拌破碎枝晶、弱化元素偏析的成分分布规律一致。

两组试样成分差异本质由凝固冷却速率与磁场调控条件决定。M35钢合金质量分数总量约22%,凝固两相区间宽,模铸工艺冷却速率低,W、

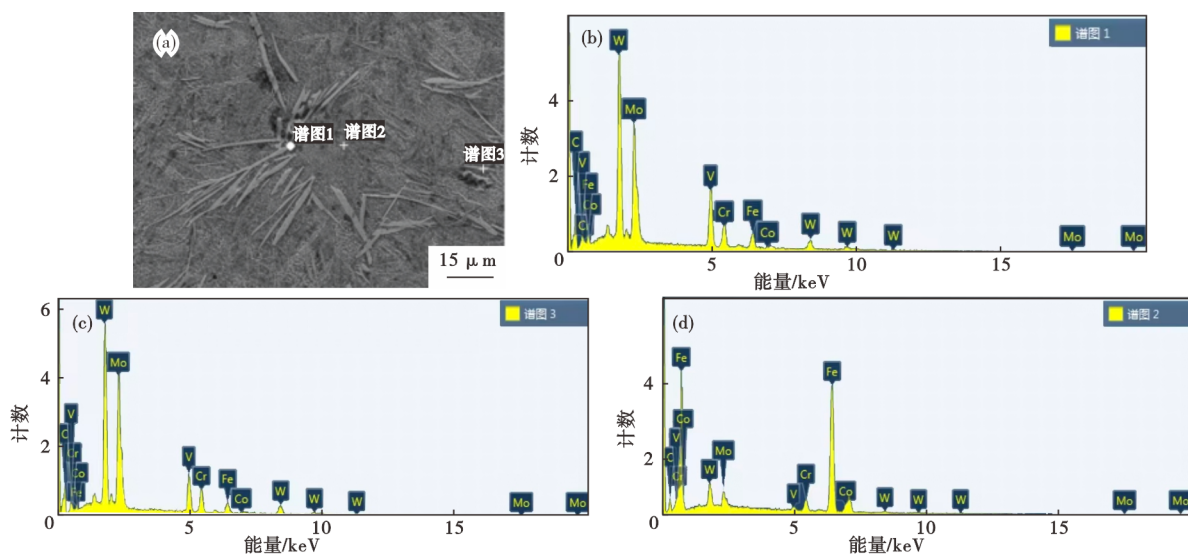


图9 M35钢模铸EDS点扫结果:(a)金相图,(b)-(d)谱图1-3

Fig. 9 EDS point analysis results of ingot-cast M35 steel: (a) metallographic micrograph, (b)-(d) EDS 1-3

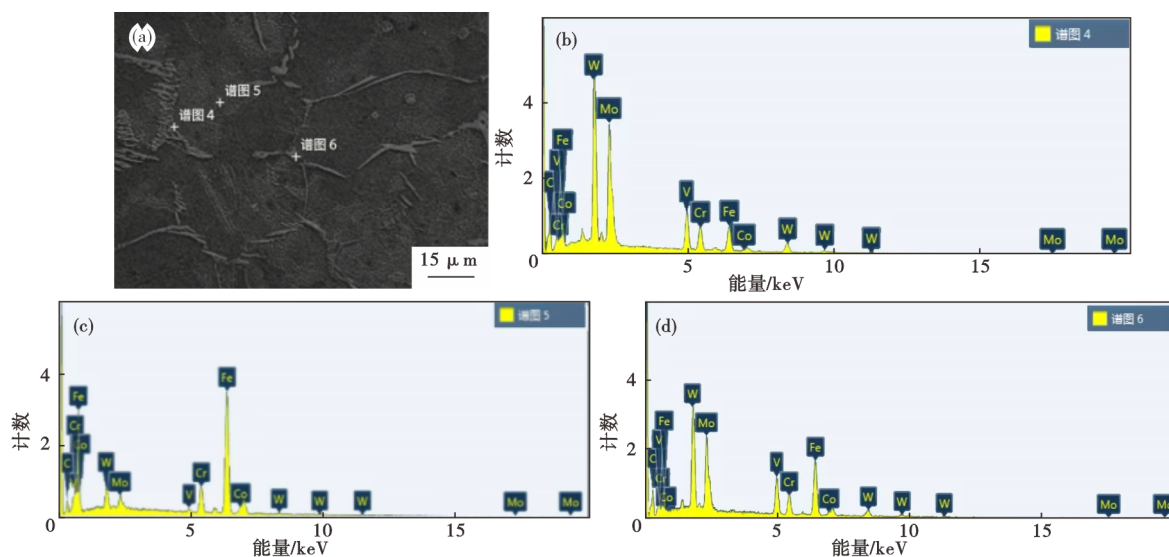


图 10 M35 钢连铸 EDS 点扫结果: (a) 金相图, (b)–(d) 谱图 1–3

Fig. 10 EDS point analysis results of continuously cast M35 steel: (a) metallographic micrograph, (b)–(d) EDS 1–3

Mo、V 溶质具备充足扩散时间,持续在枝晶间液相聚集,形成粗大连续碳化物;连铸工艺依靠结晶器强制水冷提升凝固过冷度,搭配结晶器+末端双电磁搅拌破碎发达枝晶,有效阻滞碳化物形成元素在枝晶间富集,弱化宏观偏析。从微区成分结果可判定,传统模铸 M35 钢,微观组织均匀性差,粗大网状碳化物易割裂基体,劣化材料塑性与服役寿命;而优化连铸工艺制备试样,元素分布均匀、碳化物细化弥散,基体铬含量充足,退火态塑性、碳化物均匀性均优于模铸试样,印证连铸工艺可显著改善 M35 高速钢微观组织,实现高质量稳定生产。

3. 12 M35 钢 XRD 分析

M35 连铸、模铸工艺制备的热轧退火盘条开展 X 射线衍射分析,结合 M35 钢凝固相变规律与金相

组织检测结果,对衍射图谱物相、峰形、峰强差异进行解析。由 M35 凝固热力学可知,钢液凝固末期发生 $L \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{M}_6\text{C}$ 共晶反应,铸坯原始物相包含奥氏体、共晶 M_6C 、弥散 MC;经热轧完全相变与退火处理后,基体转变为 $\alpha\text{-Fe}$ 铁素体,同时析出二次 M_{23}C_6 碳化物,最终稳定物相体系为 $\alpha\text{-Fe} + \text{MC} + \text{M}_6\text{C} + \text{M}_{23}\text{C}_6$, Co 元素全部固溶于金属基体,无独立钴基衍射相。

M35 钢连铸和模铸工艺的 XRD 分析图如图 11 所示,两种工艺试样均出现 $\alpha\text{-Fe}$ 基体特征衍射峰, $2\theta = 44.7^\circ$ 为全谱最强主峰,同时检测到 37.4° 处 MC、 41.3° 处 M_6C 、 39.0° 处 M_{23}C_6 碳化物特征衍射峰。对比图谱峰形与相对强度可明显区分连铸与模铸试样组织差异,模铸试样 41.3° M_6C 衍射峰尖锐、相对强度更高,且在 37.2° 位置可观测到微量亚稳态 M_2C

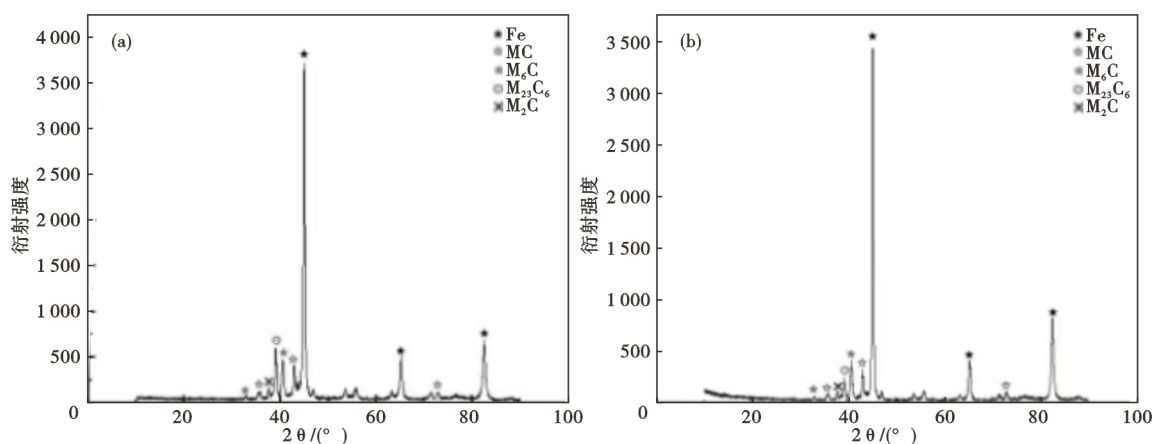


图 11 M35 钢 XRD 分析图: (a) 连铸, (b) 模铸

Fig. 11 XRD patterns of M35 steel: (a) continuous casting, (b) ingot casting

衍射峰;而采用2#低熔点、低黏度专用保护渣优化工艺制备的连铸试样 M_6C 峰强度显著降低、衍射峰宽化,且 M_2C 峰值很弱,而 39° 位置的 $M_{23}C_6$ 含量要高于模铸试样,说明连铸工艺下VC硬质相弥散均匀分布,无局部团聚现象;模铸因严重枝晶偏析,VC局部聚集,单位体积有效衍射信号偏弱。该差异源于两种工艺凝固冷却速率不同,模铸冷却速度慢,合金元素W、Mo、V扩散充分,枝晶偏析严重,晶界形成大量粗大、连续网状共晶 M_6C ,局部高Mo区域生成亚稳态 M_2C ;而连铸工艺采用自主开发的专用保护渣,可在结晶器内形成厚度均匀、传热稳定的渣膜,规避了1#常规保护渣传热不均、液面波动大的缺陷,实现结晶器内均匀快速冷却,大幅提升钢液凝固过冷度,显著提高碳化物形核率,配合结晶器与末端电磁搅拌破碎网状莱氏体,有效抑制粗大 M_6C 与 M_2C 生成。基体 α -Fe主峰半高宽存在明显区别,连铸试样衍射峰半高宽更大,反映连铸快凝固+电磁搅拌作用下基体晶粒细化、晶格微观畸变程度更高,细晶强化效果更显著。

3.13 M35拉伸数据及其分析

四个试样的抗拉强度在764.74~791.09 MPa,断后伸长率在23.90%~26.90%,断面收缩率在43.00%~46.68%。M35退火态的抗拉强度接近800 MPa,符合高速工具钢退火态的一般特性。断后伸长率普遍在24%以上,在高速工具钢退火态中属于较高水平,说明材料塑性良好也验证了连铸M35钢的碳化物更细小、分布更均匀(图6、表7),有利于提高塑性和韧性。断面收缩率(43%~46.68%)也反映了材料在拉伸断裂前具有较好的局部塑性变形能力。表8为拉伸数据,图12为拉伸曲线。

4 结论

1) M35含钴高速钢合金质量分数总量为22%、

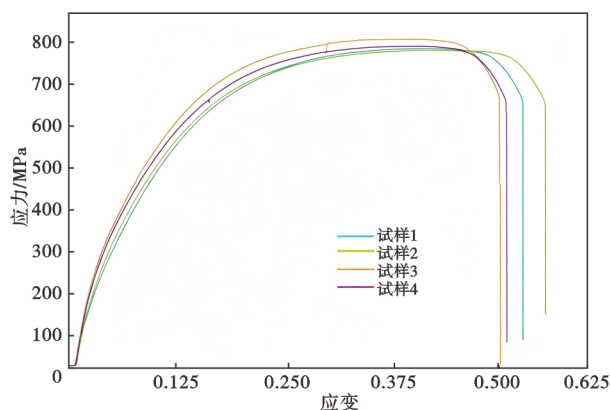


图12 M35钢拉伸曲线

Fig. 12 M35 steel tensile curves

凝固区间宽、裂纹敏感性强,常规无钴高速钢连铸工艺无法直接套用。依托8 m弧形电磁搅拌连铸机,开发150 mm×150 mm小方坯成套连铸工艺,解决漏钢、裂纹、碳化物偏析、矫直翘头等问题,完成200余吨工业化稳定生产,铸坯质量满足下游加工要求。

2) 窄区间控成分、低粘低熔专用保护渣、90~95 mm水口插入深度、40~50 °C过热度、1.00~1.20 m/min拉速、结晶器+末端双电磁搅拌、弱冷二冷、950~1 000 °C高温矫直形成整套适配工艺,有效细化枝晶、缓解凝固应力。

3) 对比模铸,连铸热轧盘条碳化物偏析由3.0级降至1.5级,碳化物尺寸细化,粗大网状 M_6C 、 M_2C 大幅减少,基体晶粒细化;成品塑性优良,夹杂物达标,综合使用性能显著提升。

4) 连铸工艺可完全替代模铸,成材率提升7%~10%,生产成本降低,为高钴高速钢连续量产提供工程参考。

5) 后续可拓展大断面铸坯生产,搭配新型磁场调控、钴元素凝固仿真,进一步优化芯部组织均匀性。

表8 M35钢拉伸数据

Table 8 Tensile test results of M35 steel

试样号	试样直径(d)/mm	抗拉强度(Rm)/MPa	屈服强度(Rp0.2)/MPa	断后伸长率(A)/%	断面收缩率(Z)/%
试样1	5.56	769.93	384.39	23.90	46.68
试样2	5.59	764.74	349.82	26.03	44.62
试样3	5.51	791.09	352.82	26.90	43.82
试样4	5.55	773.88	331.85	24.63	43.00

参考文献

- [1] Boccalini M, Goldenstein H. Solidification of high speed steels [J]. International Materials Reviews, 2001, 46(2): 92-115.
- [2] 刘文彬, 孙中华, 胡洁, 等. 冷处理对 M35 高速钢组织和性能的影响[J]. 上海金属, 2026, 48(2): 20-27+33.
- [3] 李志聪, 陈杨珉, 陈湘茹, 等. 连铸 M2 高速钢碳化物和宏观偏析热模拟[J]. 钢铁研究学报, 2023, 35(10): 1228-1240.
- [4] 张慧星, 李明芬, 谭毅. 电子束熔炼 M35 高速钢的微观组织及力学性能[J]. 材料工程, 2025, 53(9): 115-124.
- [5] 姚健, 朱喜达, 刘宇, 等. 高碳高合金工模具钢连铸工艺发展现状[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 66-72.
- [6] Furuya K, Jitsukawa S, Saito T. Application of the sinter-HIP method to manufacture Cr - Mo - W - V - Co high-speed steel via powder metallurgy[J]. Materials, 2022, 15(6): 2300.
- [7] Liang W, Li J, Li J H. Formation and decomposition mechanism of carbides in AISI M35 high-speed steel produced by ESR [M]. TMS 2024 153rd Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. Cham: Springer Nature Switzerland, 2024: 1418-1427.
- [8] 朱喜达, 李朋, 徐乐钱, 等. M2 高速钢连铸连轧短流程工艺生产实践[J]. 连铸, 2023(4): 73-80.
- [9] 赵志刚, 颜慧成, 仇圣桃, 等. 立式连铸高速钢 W6Mo5Cr4V2 Φ 100 mm 坯的工艺试验[J]. 特殊钢, 2015, 36(1): 41-44.
- [10] 姜盛鑫, 汤健, 林立民等. 高合金钢 Cr12MoV 系列连铸工艺研究探讨[J]. 特钢技术, 2023, 29(1): 12-16.
- [11] 白丙中, 李震. 连铸结晶器保护渣生产及应用技术的发展[J]. 冶金信息导刊, 1998, 35(6): 18-24.
- [12] 彭霞林, 易兵, 李伟红. 优化工艺下电磁搅拌对板坯冶金效果的影响[J]. 连铸, 2021(3): 13-17.
- [13] 朱守豪, 刘海宁, 徐智帅, 等. PMO 对 M2 高速钢连铸坯凝固组织及碳化物析出的影响[J]. 上海大学学报(自然科学版), 2025, 31(3): 403-419.
- [14] Liu D W, Zhang G F, Zeng J H, et al. Numerical simulation of segregation in slabs under different secondary cooling electromagnetic stirring modes[J]. Materials, 2024, 17(11): 2721.
- [15] Wang Y D, Zhang L F. A review of macrosegregation simulation for the continuous casting process [J]. Steel Research International, 2026, 97(5): 2370-2382.