基于硬度和组织演化的含硼高速钢淬火工艺研究

陈守东^{1, 2},魏 帅^{1, 2},孙文平^{1, 2},王 银³

(1.铜陵学院 机械工程学院,安徽铜陵 244061; 2.铜陵学院 工程液压机器人安徽普通高校重点实验室, 安徽铜陵 244061; 3.安徽环渤湾高速钢轧辊有限公司 技术中心,安徽铜陵 244000)

> **摘要:**通过对比分析了含硼高速钢经退火+不同温度/不同冷却速率淬火+三次回火处理的硬 度和组织演化规律,获得最佳的淬火热处理工艺。结果表明:低硼高速钢随着淬火温度的降 低,冷却速率对其硬度的影响作用减小,二次回火后硬度最高,为HRC 64。高硼高速钢随着 淬火温度的升高,冷却速率对其硬度的影响作用减小,二次回火后硬度最高,为HRC 65。低 硼高速钢经1 050 ℃风冷淬火+两次回火处理和高硼高速钢经1 100 ℃风冷淬火+两次回火处理 后都存在二次硬化,回火马氏体呈现细针状和细小硬质相分布均匀,使硬度增加,为最佳淬 火工艺。

关键词: 高速钢; 淬火; 工艺; 硬度; 组织

降低特殊棒线材的终轧温度,可进一步提升其力学性能,但更低的终轧温度 对轧辊综合性能的要求更高,棒线材轧机的轧辊周期性循环接触高温轧件和冷却介 质,因此轧辊需要更加优异的高温耐磨能力和抗氧化性。高速钢材料具有较好的红 硬性(硬度)、耐磨性和热稳定性,被广泛用于复合轧辊的外工作层,其中高碳高 合金高速钢兼具硬度和热稳定性优势而成为轧辊材料的首选^[1-3]。传统高速钢通过添 加合金元素形成较高硬度的碳化物,以提高其耐磨性,但因合金碳化物较多且分布 均匀性较差,导致轧辊抗热疲劳性能较低,容易产生热龟裂,同时较高含量的合金 元素增加了轧辊的制造成本^[4-5]。

为降低企业轧辊制造成本和节能减排,提出向高速钢中添加硼元素,以部分替 代合金元素,形成更高硬度的硼化物和碳硼化合物作为高速钢的硬质增强相,提高 了轧辊的热稳定性。硼元素部分固溶到基体,提升基体硬度,显著提高轧辊的高温 耐磨性[6-7]。高速钢的硬度、耐磨性以及热稳定性等主要与基体马氏体特征和硬质 相的形态分布有关,但含硼高速钢经离心铸造后一次硼化物、碳硼化合物主要以网 状形态存在,隔离基体组织,硬质相与基体间的协调性较差,一般需要经退火、淬 火、多次回火处理改善硬质相的形态及分布,优化铸造组织和性能^[8-11]。退火处理 主要是降低高速钢的铸造应力和硬度,为粗车提供预备处理,粗车后高速钢硬度很 低,不能使用,需经淬火处理;淬火处理后高速钢组织主要由马氏体基体、硬质相 和残余奥氏体组成,淬火后高速钢内应力较大,需经回火处理;回火处理后显微组 织转变为回火马氏体、均匀分布的硬质相和少量残余奥氏体。其中淬火工艺对高速 钢组织性能的影响最大,如淬火温度和冷却速率^[12-14]。Fu等^[15]研究了淬火温度对高速 钢组织性能的影响,淬火温度1000℃时,基体全部转为马氏体,硬度随淬火温度提 升到1 050 ℃时逐渐增加,但淬火温度超过1 050 ℃后硬度降低。苏铭等^[16]研究了含 Nb高速钢轧辊的淬火工艺,表明淬火温度为1 050 ℃时,硬度最高为HRC 63.6。马 征等^[17]研究了淬火后高速钢的组织与性能,表明淬火温度为1180℃时,硬度最高为 HRC 54.7,同时提高冷却速率可以抑制马氏体的转变,导致残余奥氏体增多。

由此可见,可使含硼高速钢具有高硬度的最佳淬火温度和淬火冷却速率的淬火 工艺尚不确定,通过设计合适的淬-回火工艺,提高合金综合性能,降低复合轧辊的

作者简介: 陈守东(1987-),男,副 教授,博士,主要研究方 向为机械成形加工工程。 电话:15056817605,E-mail csdong0910@sina.com

中图分类号:TG156 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2022) 09-1120-07

基金项目: 安徽省重点研究与开发计划 项目(202004a05020011)。 收稿日期: 2022-04-20收到初稿, 2022-05-25收到修订稿。 制造成本和实现企业的节能减排。本研究通过对比不 同淬火温度和淬火冷却速率下含硼高速钢经退火一淬 火一三次回火处理的硬度和组织演化规律,确定最佳 的淬火工艺,为企业实际生产复合轧辊制定热处理工 艺提供参考。

1 材料制备与淬火工艺

1.1 含硼高速钢制备与测试方法

根据经验和所设计的试验钢化学成分,将含各设 计元素的原料投入到10 kg感应炉熔炼,加入稀土镁合 金变质剂,熔炼结束出炉浇入金属铸型,获得Ф50 mm ×10 mm的试验铸锭(图1a)。采用X射线荧光光谱仪 检测试验铸锭的化学成分,结果如表1、表2所示。

热处理试样切割和试样硬度测试示意图如图1所示,采用线切割机从原始铸锭两条垂直平分线上等距离中心12.5 mm处切割出10 mm × 10 mm × 10 mm的试样件(图1b),采用小型箱式电阻炉对已切割的试样进行加热。对热处理后的试样进行硬度测试,每个试样



铸钢・铸铁

、铸诰

图1 试样切割(a)、试样(b)和试样硬度测试(c)示意图 Fig. 1 Schematic diagram of specimen cutting (a), specimen (b) and hardness testing (c)

都选择同一表面进行测试,在表面上选取5个点,如图 1c所示,表面中心1点、表面两条垂直平分线等距离中 心2.5 mm处4点,取5点平均值,采用HRS-150型洛氏硬 度计,压头为120°金刚石圆锥形压头,负载为150 kg。 采用LEICAQ550IW光学显微镜检测试验钢在热处理各 阶段的显微组织。

	表1 低硼高速钢的化字成分 Table 1 Chemical composition of low-boron high speed steel														
С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	Co	Ti	Cu	Al	В
1.78	0.54	0.50	0.020	0.019	4.42	0.71	3.86	3.75	2.12	0.19	0.32	0.009	0.077	0.043	0.33

表2 高硼高速钢的化学成分 Table 2 Chemical composition of high-boron high speed steel

 $w_{\rm B}/\%$

С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	Со	Ti	Cu	Al	В
1.76	0.54	0.50	0.021	0.019	4.39	0.70	3.83	3.85	2.11	0.20	0.31	0.009	0.077	0.044	0.80

1.2 含硼高速钢淬火工艺

实际企业生产复合高速钢轧辊制造流程是在熔炼 铸造后,复合轧辊需经过退火、淬火和多次回火工艺 处理,以改善组织和为粗精机加工做准备,根据实际 生产经验,且试样尺寸较小,设计的含硼高速钢热处 理工艺为:试验钢铸造后先经870 ℃/30 min的退火,然 后经1 050 ℃/30 min和1 100 ℃/30 min风/水冷淬火,再 经560 ℃/30 min三次循环回火,最后随炉冷却至室温, 详细热处理工艺如图2所示。

2 试验结果与分析

2.1 低硼高速钢淬火工艺研究

通过添加硼元素可以形成更高硬度的硼化物和碳 硼化合物,但在离心铸造过程会产生严重的偏析,一 般高速钢需要经淬火和多次回火处理以均匀成分和调 控组织性能。图3为低硼高速钢经退火+1050℃风、 水冷淬火+三次回火处理的硬度分布规律。在风冷方 式淬火模式下,退火态高速钢硬度最低,且分布波动





最大,经淬火后硬度显著升高,一次回火处理后硬度 降低,但经二次回火处理后硬度有较大幅度的提升, 出现较强的二次硬化效应,二次硬度平均值达到HRC 64,经三次回火后硬度有微弱的再降低,从淬火到整 个回火过程,硬度分布更加均匀。在水冷方式淬火模 式下,硬度分布规律与风冷淬火模式相似,经一次回

一時世 1122 铸钢 · 铸铁

火处理后硬度明显降低,二次回火处理后硬度升高, 二次硬度平均值为HRC 63,经三次回火处理后硬度降 低HRC 1。1050 ℃淬火温度下,低硼高速钢采用风和 水冷却方式在整个热处理阶段硬度的分布及其演化基 本一致,冷却方式对硬度的调控作用较小,但相比较 采用风冷淬火+二次回火处理可获得较强的二次硬化效 应,且以达到工厂实际高速钢轧辊出厂硬度标准,即 HRC 62~65,为大型复合轧辊制备采用加速风冷代替水 冷提供参考依据。

图4为低硼高速钢经退火+1 100 ℃风冷、水冷淬 火+三次回火处理的硬度分布规律。在风冷方式淬火模 式下,退火态高速钢硬度最小,且分布波动最大,从 淬火一一次回火一二次回火过程硬度则一直升高,并 没有出现低温淬火中硬度从淬火一一次回火一二次回 火过程是先降低再升高的趋势,虽经一次回火处理硬 度没有下降,但二次回火处理后仍出现了显著的二次 硬化效应,硬度平均值达HRC 64,经三次回火处理后 平均硬度下降了HRC 2。在水冷方式淬火模式下,硬 度在淬火态达到最大值,且明显高于风冷淬火态,经 一次回火处理后迅速下降至最小值,基本达到退火软 化状态,但经二次回火处理后平均硬度值升高了HRC 3,达到HRC 62.5,经三次回火处理后硬度升高至HRC 63.5。1 100 ℃淬火温度下,采用水冷方式淬火,硬度 在退火一淬火一一次回火期间的变化较大,可能对应 显微组织的剧烈转变,造成很大的内应力,但两种冷 却速度下试验钢都出现了二次硬化效应,二次回火态 平均硬度值分别为HRC 64和HRC 62~65范围内。试 验钢硬度在退火+风冷淬火+回火各阶段的变化较为平 稳,且二次硬化效应优于水冷淬火。

在风冷方式淬火模式下,试验钢经二次回火处理 后同样具有较强的二次硬化效应,且二次回火态硬度 分布非常均匀。采用风冷淬火时,淬火温度对试验钢 硬度的调控作用和影响较小,因此工厂实际复合高速 钢轧辊生产可采用较低温度的加速风冷淬火作为现场 热处理工艺,三次回火处理后两种淬火温度下的试验 钢硬度平均值相差小于HRC 1,可用两次回火代替三次 回火。在水冷方式淬火模式下,试验钢硬度在退火一











Fig. 4 Evolution of hardness of the low boron high speed steel after annealing + 1 100 °C air cooling, water cooling quenching + tempering



淬火— 一次回火—二次回火阶段的分布规律基本相似。 含硼量较低的大型复合高速钢轧辊应采用退火一1 050 ℃/风冷淬火— 一次回火—二次回火处理作为现场实际 的制造工艺。采用较低的温度和风冷进行淬火处理, 具备了工厂实际应用的可能。

图5为试验钢在铸造、退火以及1050℃风冷淬火 阶段的显微组织演化过程,铸态组织主要由珠光体、 铁素体和少量碳硼化合物硬质相组成;经退火处理 后,珠光体减少、铁素体增多以及硬质相也减小,退 火态试验钢硬度最小;风冷淬火后,珠光体、铁素体 转变成马氏体、析出大量网格状分布的碳硼化合物硬 质相,试验钢硬度显著提升。试验钢从铸态到淬火态 的组织分布状态与其硬度分布规律基本一致,试验钢 退火后为最软状态以便进行粗加工,淬火处理得到淬 火马氏体基体,且组织较为细小。经淬火处理后的试 验钢残余内应力较大、硬质相主要呈网状分布,网状 硬质相割裂了显微组织的连续性。图6为试验钢在 1 050 ℃风冷淬火后再经三次循环回火处理的显微组织 演化过程,经一次回火处理后,淬火马氏体转变成回 火马氏体、网状碳硼化合物硬质相出现了不同程度的 断网和缩颈,残余内应力得到释放,硬度较淬火态大 幅降低;经二次回火处理后,淬火马氏体、残余奥氏 体进一步转变成回火马氏体,且呈细针状,碳硼化合 物硬质相大量析出以及更加均匀分布,出现二次硬化 效应; 经三次回火处理后, 析出的硬质相数量较二次 回火态有所减少,网格状硬质相基本消失。

低硼高速钢显微组织在铸造一退火一1 050 ℃风冷 淬火一三次回火处理阶段的演化规律是与其对应各阶 段硬度的变化一致,退火态铁素体较多,硬度最小, 淬火处理析出大量一次共晶碳硼化合物硬质相和马氏 体,硬度升高,一次回火处理淬火马氏体继续转变回 火马氏体和硬质相断网,硬度降低,但二次回火处理 后回火马氏体组织更加细小呈细针状,硬质相析出更 多,且分布均匀,使硬度升高,经三次回火后基体组织 几乎无变化,但硬质相析出数量减少,硬度略微降低。

2.2 高硼高速钢淬火工艺研究

图7显示了高硼高速钢经退火+1 050 ℃风、水冷 淬火+三次回火处理的硬度分布规律。在风冷淬火模式 下,退火态高速钢硬度分布较为均匀,经淬火后硬度 大幅升高且分布均匀,试验钢从一次回火到二次回火 硬度持续降低,二次回火后平均硬度值接近HRC 62, 没有二次硬化效应,但三次回火态的平均硬度值达到 了HRC 64,具有较好的硬化效果。在水冷方式淬火模 式下,试验钢硬度变化率在退火一淬火和淬火一一次 回火阶段呈对称分布,经二次回火后硬度升高,二次 回火平均硬度值也是接近HRC 62, 出现较弱的二次 硬化效应,经三次回火处理后硬度进一步升高到HRC 63,达到当前复合高速钢轧辊出厂标准硬度范围值 HRC 62~65。高硼高速钢风冷淬火硬度高于水冷淬火,



图5 低硼高速钢铸态、退火态及1050℃风冷淬火态组织

Fig. 5 Microstructure of low boron high speed steel as cast, annealed and air-cooled quenched at 1 050 $^\circ$ C



(a) 一次回火

(b) 二次回火

图6 1050 ℃风冷淬火后低硼高速钢一次回火、二次回火和三次回火的组织

Fig. 6 Microstructure of low boron high speed steel quenched by air cooling at 1 050 °C after primary tempering, secondary tempering and tertiary







这与低硼高速钢淬火硬度分布正好相反,两种冷却速 率下的试验钢在二次回火态都没有二次硬化效应或是 硬度弱化,但经三次回火处理后的试验钢则具有较强 的硬化效果。这表明,提高硼含量的高速钢如要达到 出厂标准硬度则需要增加回火次数来获得较强的硬化 效果,即进行三次回火工艺。

雨時浩

铸钢 · 铸铁

1124

图8显示了高硼高速钢1 100 ℃淬火后的硬度分布 规律,与低温淬火相比,其硬度分布更加均匀和具有 较强的二次硬化效应。提高淬火温度后,两种冷却速 率下的试验钢硬度在退火一淬火一一次回火一二次回 火-三次回火的分布规律相似,即经淬火后硬度大幅升 高、一次回火后降低、二次回火后又提升、三次回火 后略微下降。但依然是风冷淬火硬度高于水冷淬火, 两种冷却速率下试验钢都出现很强的二次硬化效应, 两者的二次回火后平均硬度值都达到了较高的HRC 65,经三次回火处理后的硬度减小值小于HRC 2,表 明三次回火处理对高硼高速钢硬度的调控作用较小。 提高高速钢硼含量后,淬火冷却速率对其硬度的影响 作用显著降低,对于高硼高速钢最佳制造工艺 为:退火一1 100 ℃/加速风冷淬火一一次回火一二次 回火,仅仅是提高了淬火温度,热处理工艺就可以采用 更加便捷操作的加速风冷淬火以及减少回火次数,更 具实际应用可行性。

在风冷方式淬火模式下,退火一淬火一一次回火 过程硬度对淬火温度的依赖性较弱,两者硬度变化趋 势一致,低温淬火一二次回火后硬度持续降低、高温 淬火一二次回火后硬度则显著升高,高温淬火+二次 回火处理,试验钢具有较强的二次硬化效应,两者三 次回火后的平均硬度差值小于HRC1,低温淬火+三次 回火处理,试验钢才能获得较强的硬化效果。在水冷 方式淬火模式下,试验钢硬度在退火一高/低温淬火一 一次回火阶段的变化几乎一样,经二次回火处理后两 者的硬度都升高,只是高温淬火提升幅度大于低温淬 火,提高淬火温度可以获得更强的二次硬化效应,高 温淬火试验钢硬度经三次回火处理后继续升高HRC1,同 样需要经过三次回火处理才可获得硬化效果。高速钢 提高硼含量后,采用较高的淬火温度,风/水冷两种冷





Fig. 8 Evolution of hardness of the test steel after annealing + 1 100 $^{\circ}$ C air cooling, water cooling quenching + tempering



却速率下高速钢都具有较强的二次硬化效应,采用加 速风冷代替水冷淬火。对于高硼高速钢,如采用较低 的淬火温度,无论风或水冷却,都需要进行三次回火 处理以获得标准硬化效果。

图9显示了高硼试验钢在铸造、退火以及1 100 ℃ 风冷淬火阶段的显微组织演化过程,其铸态主要由珠 光体、铁素体和较多碳硼化合物硬质相组成,且一次 共晶硬质相析出数量明显多于低硼高速钢的铸态组 织,提高硼含量后,高速钢在铸态时可析出更多的硬 质相,两者的铸态基体组织基本一样;退火处理后, 珠光体有所减少、铁素体增多以及更多的硬质相重溶 到奥氏体中,硬质相减少,低-高硼高速钢的退火态组 织几乎一样, 两者的退火态硬度也一样; 经淬火处理 后,珠光体等转变成马氏体,与低硼高速钢淬火组织 相比,最为明显的是高硼高速钢淬火后析出了更多的 一次共晶碳硼化合物,呈网格状分布,导致其淬火硬 度明显高于低硼高速钢。

提高硼含量后,其在铸态、退火态以及淬火态 时析出的碳硼化合物硬质相数量明显增多,这在提高 基体强度的同时,第二相强化作用更加显著。高温

风冷淬火后的高硼高速钢轧辊经循环三次回火处理的 组织演化过程如图10所示。一次回火处理后,淬火马 氏体大部分转化成综合性能更优的回火马氏体,最明 显的是网格状的硬质相发生缩颈和断网,形成大量分 布均匀的类球形的碳硼化合物硬质相;二次回火处理 后,基体组织进一步转化成回火马氏体,硬质相大量 析出,网格状硬质相基本消失,且均匀分布,硬度显 著升高,出现二次硬化效应;三次回火处理后,基体 组织保持不变,硬质相的数量略微减少,硬度有所降 低。

低硼高速钢采用低温加速风冷淬火+两次回火工艺 和高硼高速钢采用高温加速风冷淬火+两次回火工艺处 理的硬度呈现从退火态到二次回火态为淬火先升高、 然后一次回火降低、再二次回火升高,表现出显著的 二次硬化效应,其组织呈现出从铸态的珠光体+硬质相-退火态的珠光体+硬质相-淬火态的马氏体+硬质相-一次 回火态的回火马氏体+网格状的硬质相-二次回火态的回 火马氏体+类球形分布均匀的硬质相的转变过程,硬度 演化规律与其对应的显微组织转变过程一致。



(a)铸态

(c) 淬火态(1100 ℃风冷) 图9 高硼高速钢铸态、退火态及1100℃风冷淬火态组织

Fig. 9 Microstructure of high boron high speed steel as cast, annealed and air-cooled quenched at 1 100 $^\circ C$

(b) 退火态



图10 1100 ℃风冷淬火后低硼高速钢一次回火、二次回火和三次回火的组织

Fig. 10 Microstructure of low boron high speed steel quenched by air cooling at 1 100 °C after primary tempering, secondary tempering and tertiary tempering

3 结论

(1)对于低硼高速钢,降低淬火温度,高速钢硬 度对淬火冷却速率的依赖性小,都可获得较强的二次 硬化效应,三次回火处理对高速钢硬度的调控作用很 小。确定退火+1 050 ℃/加速风冷淬火+一次回火+二次 回火处理作为现场实际高速钢复合轧辊的制造工艺。

(2) 对于高硼高速钢,高温淬火时,淬火冷却速 率对高速钢硬度影响较小,高温淬火后二次回火使试 验钢具有很强的二次硬化效应。降低淬火温度,高速 钢需经过三次回火处理才可达到较强的硬化效果,确

1126 **诗话** 铸钢 · 铸铁

定退火+1 100 ℃/加速风冷淬火+一次回火+二次回火或 退火+1 050 ℃/加速风/水冷淬火+一次回火+二次回火+ 三次回火处理作为现场实际的热处理工艺。

(3)低硼高速钢采用低温风冷淬火+两次回火工 艺和高硼高速钢采用高温风冷淬火+两次回火工艺处理

参考文献:

- [1] 靳长青,宋长林,宋杰.高速钢轧辊加工及应用 [J]. 河南冶金, 2018, 26 (4): 40-43.
- [2] 韩翔. 高速钢复合轧辊材料及制造技术的研究进展 [J]. 热加工工艺, 2013, 42(18): 10-12.
- [3] 万敏,杨秀霞,王晋涛,等.复合轧辊球墨铸铁辊芯铸模底箱优化设计及生产验证 [J].铸造,2021,70(6):722-726.
- [4] WANG J M, LI Y M, WANG Z X, et al. Effect of rare earth elements on the thermal cracking resistance of high speed steel rolls [J]. Journal of Rare Earths, 2011, 29 (5): 489–493.
- [5] DEARVALHO M A, XAVIER R R, FILHO C S P, et al. Microstructure, mechanical properties and wear resistance of high speed steel rolls for hot rolling mills [J]. Iron & Steel Maker, 2002, 29 (1) : 27–32.
- [6] ZHANG J J, GAO Y M, XING J D, et al. Effects of plastic deformation and heat treatment on microstructure and properties of high boron cast steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20 (9): 1658–1664.
- [7] 苑振涛. 高硼高速钢相平衡热力学设计及硼碳化物硬质相形成机制研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2018.
- [8] 陈守东,王银. 热处理对高速钢轧辊工作层硬度和组织的影响 [J]. 蚌埠学院学报, 2022, 11(2): 29-35.
- [9] 鲍姚亮. 高硼高速钢热处理工艺研究 [D]. 昆明:昆明理工大学,2013.
- [10] 陈祥,胡潇,李言祥.等温淬火含硼高硅铁基合金的韧化研究 [J].铸造,2014,63 (2):105-109.
- [11] 吴自翔,陈祥,刘源,等. 临界回火处理对高合金铸钢组织和力学性能影响 [J]. 铸造,2021,70(10):1156-1161.
- [12] 徐桂丽,黄鹏,孙溪,等. 高速钢制备和热处理工艺的研究现状及发展趋势 [J]. 中国材料进展,2020,39(1):70-77.
- [13] 陈翰韬,马胜超,罗洋,等.淬火保温时间对高硼高速钢组织和硬度的影响[J].铸造技术,2021,42(6):482-485.
- [14] FU H G, XIAO Q, XING J D. A study of microstructure and performance of quenching Fe-V-W-Mo alloy [J]. Steel Research International, 2006, 77 (1): 44–44.
- [15] FU H G, QU Y H, XING J D, et al. Investigations on heat treatment of a high-speed steel roll [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2008, 17 (4): 535–542.

[16] 苏铭,肖志霞,冯建航,等.含Nb高速钢轧辊的淬火工艺研究 [J]. 热加工工艺,2021,50(6):150-153.

[17] 马征,吕广焱,付莹,等.W2Mo9Cr4VCo8高速钢淬火处理后的组织与性能[J].材料热处理学报,2020,41(6):121-127.

Research on Quenching Process of High Speed Steel Containing Boron Based on Hardness and Microstructure Evolution

CHEN Shou-dong^{1, 2}, WEI Shuai^{1, 2}, SUN Wen-ping^{1, 2}, WANG Yin³

(1. School of Mechanical Engineering, Tongling University, Tongling 244061, Anhui, China; 2. Key Laboratory of Construction Hydraulic Robots of Anhui Higher Education Institutes, Tongling University, Tongling 244061, Anhui, China; 3. Technique Center, Anhui Huanbowan High Speed Steel Mill Roll Co., Ltd., Tongling 244000, Anhui, China)

Abstract:

The hardness and microstructure of high speed steel containing boron after annealing + quenching at different temperatures/different cooling rate + three times tempering were compared and analyzed, and the best quenching heat treatment process was obtained. The results show that the effect of cooling rate on the hardness of low boron high speed steel decreases with the decrease of quenching temperature and the hardness is HRC 64, the highest after two times tempering. The effect of cooling rate on the hardness of low boron high speed steel decreases of quenching temperature and the hardness is HRC 65, the highest after two times tempering. The effect of C + two times tempering of low boron high speed steel and air-cooled quenching at 1 050 $^{\circ}C$ + two times tempering of low boron high speed steel and air-cooled quenching at 1 100 $^{\circ}C$ + two times tempering of high boron high speed steel, the tempered martensite presents fine needle-like and fine hard phase distribution is uniform, there is secondary hardening to increase the hardness, which are the best quenching process.

Key words:

high speed steel; quenching; process; hardness; microstructure

后都可获得较强的二次硬化效应,试验钢组织主要由 细针状的回火马氏体和分布均匀的细小碳硼化合物硬 质相组成,起到节能减排和简化热处理装置的作用, 具有实际应用效果。