

高铁轴承轧制热处理组织演化与高性能制造

华林^{1,2,3} 周光华^{1,2,3}

(1. 高温轻合金及应用技术全国重点实验室, 武汉 430070)

(2. 现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 武汉 430070)

(3. 武汉理工大学材料科学与工程学院, 武汉 430070)

摘要: 为研究高铁轴承轧制成形、渗碳热处理、深冷处理组织性能遗传演化规律,建立了高铁轴承成形制造条件、组织状态、机械性能定量关系,确定了高铁轴承高性能成形制造最优工艺条件。采用电子背散射衍射(Electron Back-Scatter Diffraction, EBSD)、扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)、X射线衍射(X-Ray Diffraction, XRD)等微观组织测试技术和拉伸、摩擦磨损、滚动接触疲劳性能测试技术,揭示了高铁轴承环件在成形制造过程中的组织状态和机械性能演化规律,提出了高性能高铁轴承环件成形制造工艺方法。研究表明,轧制成形可以细化晶粒,促使渗碳一次淬回火后碳化物细化和位错密度增加,减小二次淬回火后晶粒和碳化物尺寸,提升碳化物体积分数。深冷处理工艺促进残余奥氏体分解和碳化物析出,降低残余奥氏体含量,提升残余奥氏体稳定性,减小碳化物平均尺寸,提升碳化物体积分数。应用最优轧制成形和渗碳热处理工艺,使高铁轴承耐磨性能提升82.7%,接触疲劳性能提升322.1%。研究成果可为高铁轴承高性能成形制造提供科学依据和技术方法。

关键词: 高铁轴承环件; 轧制渗碳热处理; 二次淬火; 深冷处理; 组织性能演化; 高性能制造

中图分类号: TG156 **DOI:** 10.16579/j.issn.1001.9669.2025.09.002

0 引言

高铁轴承在工作中承受高速、重载和振动冲击,其服役寿命和可靠性有着极高的要求^[1]。工作中的高载荷应力循环会使高铁轴承产生裂纹缺陷,表面裂纹萌生扩展导致出现剥离、磨损和疲劳破坏等^[2-4]。高铁轴承耐磨性和抗接触疲劳性能与基体的组织状态和机械性能紧密关联,通过优化生产工艺改善组织状态和机械性能是提升高铁轴承服役寿命和可靠性的关键。高铁轴承由内圈、外圈、滚动体、保持架等构成。内圈、外圈合称轴承环件,是轴承基体,直接决定了高铁轴承工作性能、服役寿命和可靠性。华林等^[5-6]经过长期研究,建立了轴承环件轧制成形理论计算方法、有限元分析^[7-9]和试验测试方法^[10-11],发明了轴承环件轧制技术^[12],为高铁轴承环件轧制成形提供了技术支撑。

高铁轴承主要使用G20CrNi2MoA渗碳轴承钢,其经过渗碳热处理后表层具有高硬度高强度,且心部有较好的冲击韧性。高铁轴承环件轧制成形与渗碳热处理存在复杂遗传演化作用,对基体晶粒度、碳化物、残余奥氏体等组织状态有着显著影响,进而显著

影响高铁轴承工作性能和服役寿命。CLARK等^[13]发现,后续淬火可以降低残余奥氏体含量。曾宋文^[14]发现,二次淬火热处理后马氏体细化,残余奥氏体含量降低。张建^[15]发现,提高二次淬火温度,可使钢的强度增加,冲击韧性下降。LIU等^[16]发现,二次淬火中碳化物会优先在晶格缺陷密度较高的边界处析出。二次淬火后深冷处理会促进残余奥氏体的转变和碳化物的析出^[17-18],进而影响组织稳定性和耐磨性^[19-24]。本文深入揭示高铁轴承环件轧制成形-渗碳热处理组织性能演化规律,确定高铁轴承成形条件、组织状态和机械性能定量关系,优化设计高铁轴承高性能成形制造技术方法,为高性能长寿命高铁轴承制造提供科学依据。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

本文试验研究的材料为G20CrNi2MoA渗碳轴承钢,其化学成分如表1所示。

表1 G20CrNi2MoA渗碳轴承钢化学成分

Tab. 1 Chemical composition of G20CrNi2MoA bearing steel %					
C	Cr	Ni	Si	Mn	Fe
0.22	0.54	1.77	0.35	0.64	余量 Balance

收稿日期: 2025-04-27 修回日期: 2025-06-15

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(2011CB706605); 国家自然科学基金项目(52433016)

作者简介: 华林,男,1962年生,湖北蕲春人,博士,教授; 主要研究方向为节能与新能源汽车、运载装备、能源装备等高性能制造; E-mail: hualin@whut.edu.cn.

引用格式: 华林,周光华. 高铁轴承轧制热处理组织演化与高性能制造[J]. 机械强度,2025,47(9):38-49.

HUA Lin, ZHOU Guanghua. Microstructure evolution during the ring rolling and heat treatment and high-performance manufacturing of high-speed railway bearings[J]. Journal of Mechanical Strength, 2025, 47(9): 38-49.

1.2 轧制成形和渗碳热处理

G20CrNi2MoA 渗碳轴承钢首先加热到 1 200 °C, 经过高温剪切、墩粗和穿孔平高后得到热轧环坯 (HR-0), 用于后续轧制成形和渗碳热处理。

1) 轧制成形。热轧环坯 HR-0 在驱动辊和芯辊作用下产生连续壁厚减小直径扩大变形, 成形为轴承环热轧锻件 HR-45, 热轧锻件 HR-45 的壁厚减薄量为 45%。轧制成形工艺条件如图 1(a) 所示。

2) 渗碳一次淬回火。首先将热轧环坯 HR-0 和热轧锻件 HR-45 加热到 470 °C, 保温一定时间后进行预氧化, 使环件表面形成均匀致密的 Fe_3O_4 膜。该氧化膜在达到渗碳温度前保持稳定, 在高温还原气氛的作用下能还原, 从而保证渗碳层的均匀性。在强渗、扩散和保温阶段, 温度和碳势单独控制。最后在 190 °C 保温 4 h 进行回火, 回火后空冷至室温。渗碳一次淬回

火工艺流程如图 1(b) 所示。

3) 二次淬回火。为兼顾渗碳层和心部的微观组织, 避免因二次淬火温度过高导致晶粒粗大和碳化物过多溶解, 降低环件的耐磨性和疲劳性能, 分别选取淬火温度 (780、810、840 °C) 与保温时间 (40、60、80 min) 为二次淬火核心工艺参数。随后在 190 °C 下保温 4 h 进行回火处理。二次淬回火工艺流程如图 1(c) 所示。

4) 深冷处理。本研究采用二次淬火+深冷处理+回火的工艺方案, 深冷处理温度分别选取为 -90 °C 和 -196 °C。具体工艺流程为: 先将经过渗碳一次淬回火处理后的样品在碳势保护气氛炉中加热至 810 °C 保温 1 h, 然后缓慢冷却至指定的深冷处理温度并保温 6 h, 再缓慢升温至室温, 最后在 190 °C 下保温 4 h 进行回火处理。深冷处理工艺流程如图 1(d) 所示。

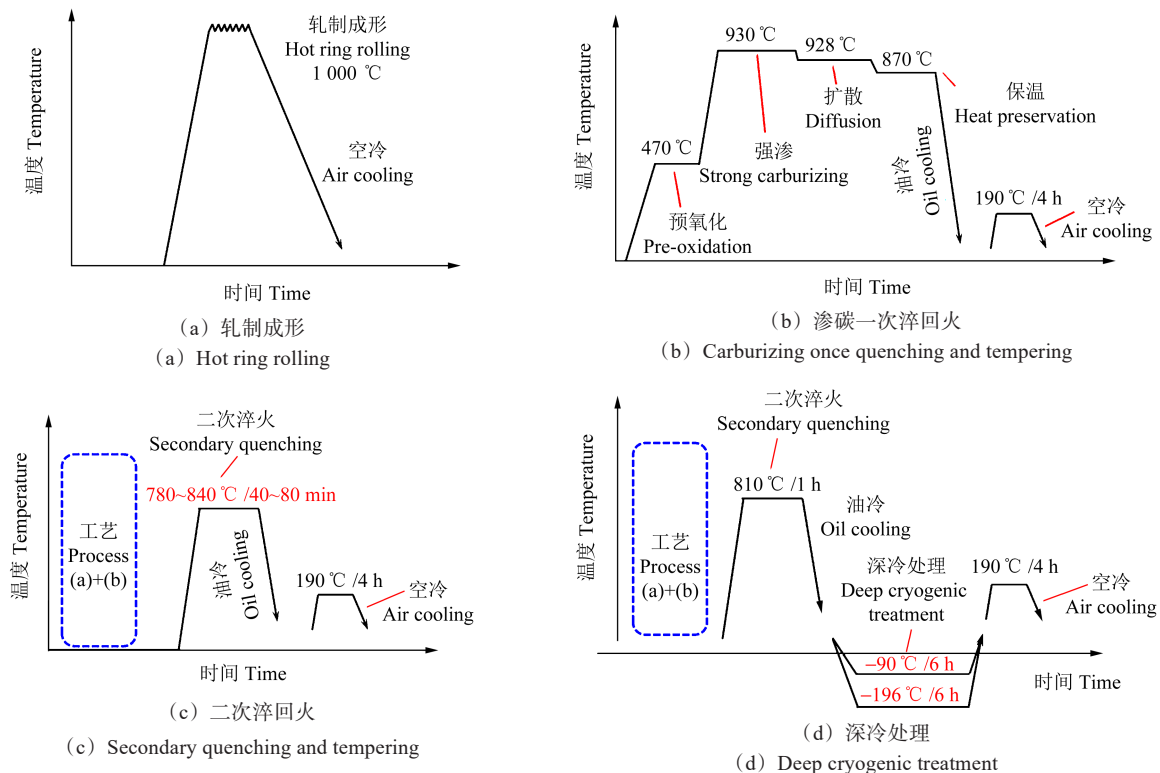


图 1 轧制成形和渗碳热处理工艺

Fig. 1 Process of hot ring rolling and carburizing heat treatment

不同轧制成形和渗碳热处理工艺下样品的定义如表 2 所示。

1.3 微观组织测试和性能表征

对轧制成形和不同渗碳热处理的样品进行研磨和抛光, 后进行微观组织测试。采用 JEM-7500F 场发射扫描电子显微镜观测样品组织形貌。采用 Image Pro Plus 软件对组织图中的碳化物进行统计分析, 获得碳化物的尺寸和含量数据。通过 X 射线衍射仪 (X-Ray Diffraction, XRD) (D/max-2500) 对残余奥氏体含量进行测定。采用华银 HV-1000A 型多功能维氏硬度

计测量不同渗碳热处理工艺下样品的显微硬度。受环件尺寸限制, 拉伸试样选用非标准尺寸。拉伸试验至少需制备 3 个拉伸样品, 取平均值作为样品的最终抗拉强度。拉伸样品尺寸如图 2 所示。

摩擦磨损性能测试在 HT-1000 型摩擦磨损设备上开展, 设备如图 3(a) 所示。试验样品直径和高度分别为 20 mm 和 10 mm。试验前后对样品进行超声波清洗并对样品进行称重, 计算出摩擦试验前后的体积损失, 获得磨损率。磨损率采用式 (1) 计算。其中, W 为磨损率, 表示单位长度和单位载荷下的磨损体积; P

表2 轧制成形和渗碳热处理工艺参数

Tab. 2 Process parameters of hot ring rolling and carburizing heat treatment

样品 Specimens	壁厚减薄量 Ring rolling recdution/%	渗碳热处理 Carburizing heat treatment
HR-0	0	热轧环坯 Hot ring blank
HR-45	45	热轧锻件 Hot rolled ring
RQT-0	0	热轧环坯+渗碳一次淬回火+二次淬回火 Hot ring blank+carburizing once quenching and tempering +secondary quenching and tempering
RQT-45	45	热轧锻件+渗碳一次淬回火+二次淬回火 Hot rolled ring+carburizing once quenching and tempering +secondary quenching and tempering
QDCT90-0	0	热轧环坯+渗碳一次淬回火+二次淬火(810 °C/1 h)+深冷处理(-90 °C/6 h)+回火(190 °C/4 h) Hot ring blank+carburizing once quenching and tempering +secondary quenching (810 °C/1 h)+deep cryogenic treatment (-90 °C/6 h)+tempering (190 °C/4 h)
QDCT90-45	45	热轧锻件+渗碳一次淬回火+二次淬火(810 °C/1 h)+深冷处理(-90 °C/6 h)+回火(190 °C/4 h) Hot rolled ring+carburizing once quenching and tempering +secondary quenching (810 °C/1 h)+deep cryogenic treatment (-90 °C/6 h)+tempering (190 °C/4 h)
QDCT196-0	0	热轧环坯+渗碳一次淬回火+二次淬火(810 °C/1 h)+深冷处理(-196 °C/6 h)+回火(190 °C/4 h) Hot ring blank+carburizing once quenching and tempering+secondary quenching (810 °C/1 h)+deep cryogenic treatment (-196 °C/6 h)+tempering (190 °C/4 h)
QDCT196-45	45	热轧锻件+渗碳一次淬回火+二次淬火(810 °C/1 h)+深冷处理(-196 °C/6 h)+回火(190 °C/4 h) Hot rolled ring+carburizing once quenching and tempering +secondary quenching (810 °C/1 h)+deep cryogenic treatment (-196 °C/6 h)+tempering (190 °C/4 h)

为载荷压力; S 为相对滑动距离; V 为磨损体积损失。

$$W = \frac{V}{PS} \quad (1)$$

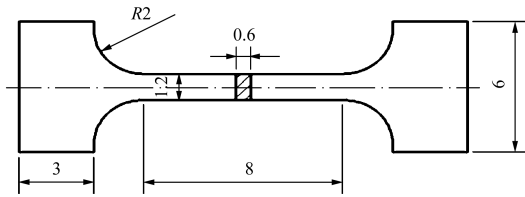
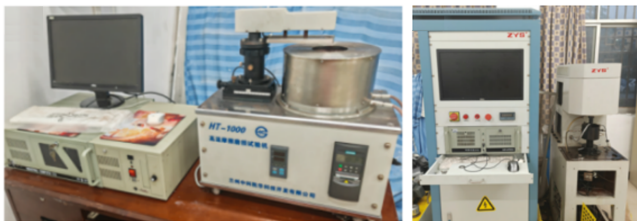


图2 拉伸样品尺寸

Fig. 2 Tensile specimen dimensions



(a) 摩擦磨损试验机 (b) 滚动接触疲劳试验机
(a) Friction and wear testing machine (b) Rolling contact fatigue testing machine

图3 摩擦磨损和滚动接触疲劳试验机

Fig. 3 Friction and rolling contact fatigue testing machine

滚动接触疲劳性能测试在 TPB5-25f 型滚动接触疲劳试验机上开展, 设备如图 3(b) 所示, 采用完全接触疲劳失效方法对接触疲劳性能进行测试。其中主轴旋转速度为 2 040 r/min, 试验机最大轴向载荷为 20 kN, 采用油润滑方式。接触疲劳样品为圆环状样品, 其外径为 35 mm, 内径为 15 mm, 高度为 8 mm。试验机上的振动传感器可实时监测试验过程中样品的振动状态, 并可以通过电脑操作系统观测。样品在即将疲劳破

坏时, 振动数值会急剧增加。当振动值为 1.2g ($g = 9.8 \text{ m/s}^2$) 时试验停止, 即判定样品疲劳失效。试验后微拉伸、摩擦磨损和接触疲劳样品如图 4 所示。



(a) 拉伸 (b) 摩擦磨损 (c) 滚动接触疲劳
(a) Tensile (b) Friction and wear (c) Rolling contact fatigue

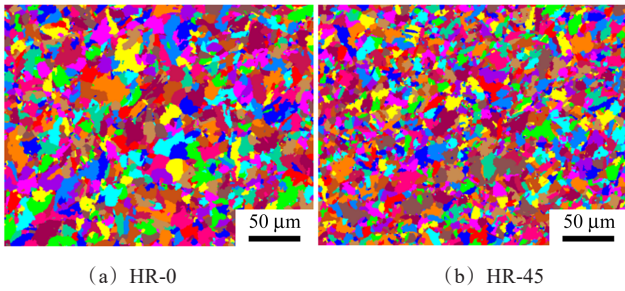
图4 拉伸、摩擦磨损和接触疲劳试验后样品

Fig. 4 Specimens after tensile, friction and wear, and rolling contact fatigue tests

2 研究结果与讨论

2.1 轧制成形和渗碳热处理对微观组织的影响

轧制成形后样品的晶粒形貌如图 5 所示。在热轧环坯 HR-0 中存在较大尺寸晶粒, 且晶粒尺寸分布均匀性差, 最大晶粒约 35 μm 。热轧锻件 HR-45 样品的晶粒尺寸明显减小, 且晶粒尺寸分布均匀性增强。经统计发现, 热轧环坯和热轧锻件样品中平均晶粒尺寸分别为 12.99 μm 和 10.41 μm 。热轧成形是在热力作用下形变累积的过程, 经过热轧成形后, 会发生明显的动态再结晶。热轧成形会引起形变储能增加, 为晶粒的再结晶行为提供驱动力, 使得再结晶能更加充分进行, 从而引起热轧成形后晶粒尺寸减小。



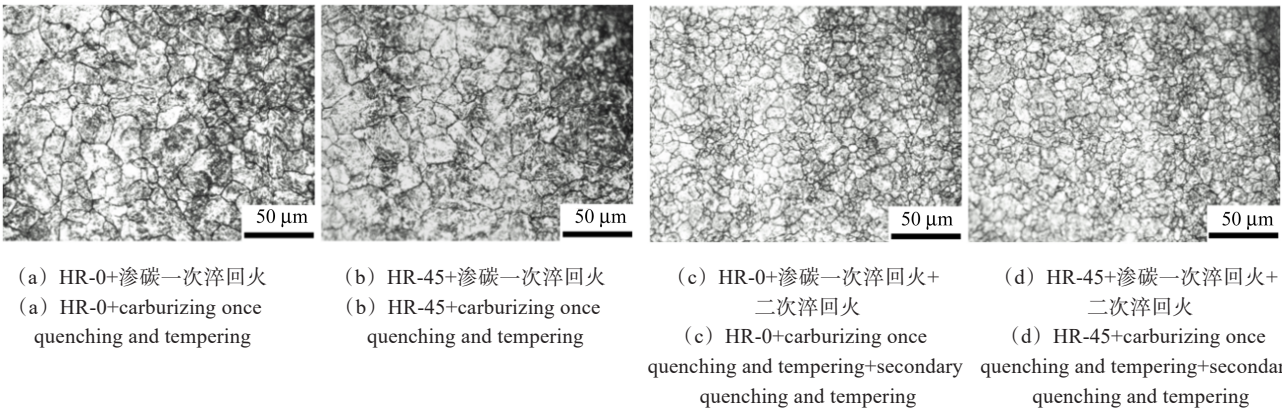
(a) HR-0 (b) HR-45

图 5 轧制成形样品晶粒形貌

Fig. 5 Grain morphology of hot ring rolling specimens

轧制成形样品经过渗碳热处理后的晶粒形貌如图 6 所示。经过渗碳一次淬回火后,热轧环坯和热轧锻件样品的平均晶粒尺寸分别为 17.1 μm 和 16.2 μm; 经过

二次淬回火后,对应的平均晶粒尺寸分别为 4.9 μm 和 4.1 μm。相比于轧制成形样品,渗碳一次淬回火后,平均晶粒尺寸明显增加。这是由于样品渗碳温度为 930 °C,长时间保温会引起晶粒粗化。在随后的二次淬回火过程中,平均晶粒尺寸显著减小。这说明,二次淬回火工艺能显著细化组织,二次淬回火是在渗碳淬回火后的非平衡态组织的基础上进行的,与平衡态组织相比,基体中存在大量的碳化物和位错。在二次淬火中,晶粒会在以上位置优先形核,形核点相较于平衡组织增加,这促使二次淬回火样品晶粒细化。同时,轧制成形样品在渗碳热处理后晶粒尺寸更细,说明轧制成形对晶粒细化具有遗传效应。

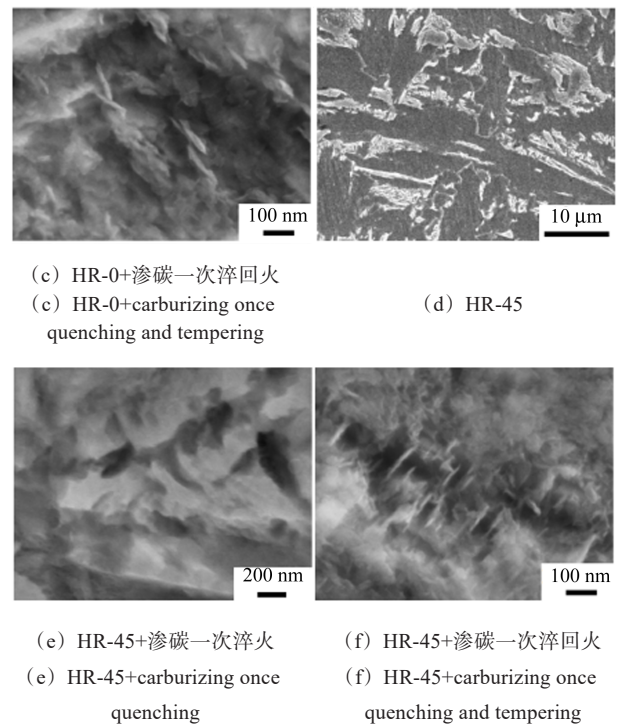


(a) HR-0+carburizing once quenching and tempering (b) HR-45+carburizing once quenching and tempering (c) HR-0+carburizing once quenching and tempering+secondary quenching and tempering (d) HR-45+carburizing once quenching and tempering+secondary quenching and tempering

图 6 轧制成形和渗碳热处理后样品晶粒形貌

Fig. 6 Grain morphology of the specimens after hot ring rolling and carburizing heat treatment

轧制成形和渗碳一次淬回火后的扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 微观组织形貌如图 7 所示。与热轧环坯 HR-0 相比,热轧锻件 HR-45 样品中渗碳体尺寸减小,并沿轧制方向均匀分布。这是因为热轧成形通过细化晶粒尺寸,降低了珠光体片层间距,从而细化了渗碳体尺寸。在图 7(c) 和图 7(f) 所示的回火样品中可以发现,条状碳化物从基体中析出。其中,未经过轧制成形和经过轧制成形后条状碳化物的宽度分别为 20.4 nm 和 11.9 nm。这主要是因为渗碳一次淬回火后样品中残余奥氏体和马氏体的碳含量较高,在回火过程中,过饱和的碳会在位错等缺陷处以碳化物的形式析出。热轧成形使基体中残余奥氏体和马氏体的碳含量增加,畸变程度增加,导致碳化物析出能力增强,进而形成了尺寸更细的碳化物。

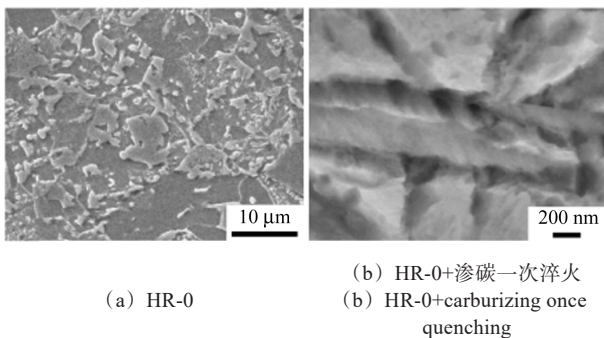


(c) HR-0+carburizing once quenching and tempering (d) HR-45 (e) HR-45+carburizing once quenching (f) HR-45+carburizing once quenching and tempering

图 7 轧制成形和渗碳一次淬回火后样品 SEM 微观组织形貌

Fig. 7 SEM microstructure morphology of the specimens after hot ring rolling and carburizing once quenching and tempering

热轧环坯 RQT-0 和热轧锻件 RQT-45 在不同二次淬火温度下的微观组织形貌如图 8 所示。二次淬火保



(a) HR-0 (b) HR-0+carburizing once quenching

温时间设定为 60 min。当二次淬火温度为 780 °C 时, 可以清晰地观察到基体中存在大量的未溶碳化物和残余奥氏体。二次淬火温度较低, 碳原子的扩散速率较小, 碳化物溶解速率降低。当二次淬火温度升高至 810 °C 时, 碳化物尺寸和数量均显著减小。温度升高导致碳扩散加剧, 碳化物溶解速率增加。当二次淬火温度进一步升高至 840 °C 时, 样品中仅存在极少量碳化物。这表明, 在此温度下, 碳化物几乎完全溶解到基体中。同时可以发现, 热轧锻件 RQT-45 样品中的碳化物尺寸明显低于热轧环坯。这是因为经过热轧成形+渗碳一次淬回火后组织细化, 为二次淬火过程中碳化物形核提供了有利条件, 碳化物形核点位增加引起碳化物尺寸减小。

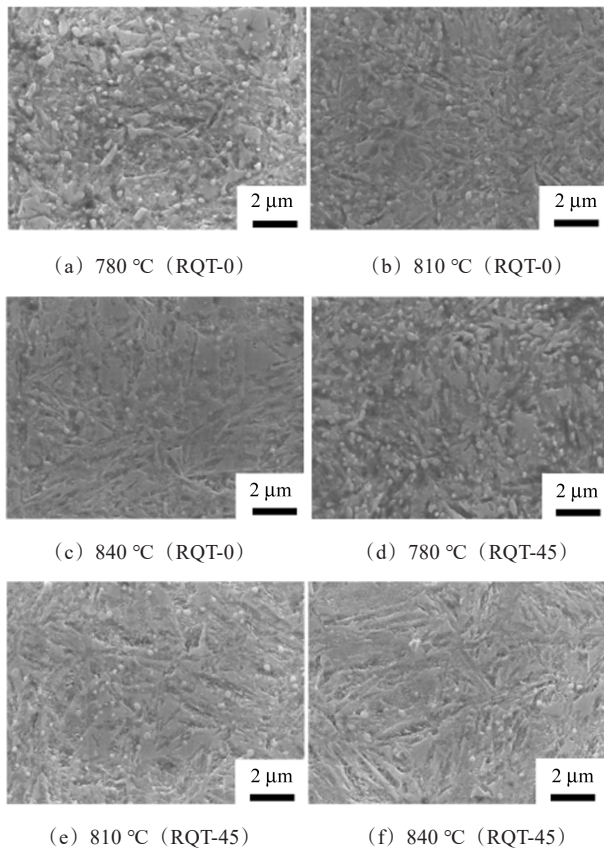


图 8 不同二次淬火温度下样品 SEM 微观组织形貌
(保温时间为 60 min)

Fig. 8 SEM microstructure morphology of the specimens at different secondary quenching temperatures (holding time is 60 min)

从式(2)可以得到碳在奥氏体中的平衡固溶度, 当温度升高时, 平衡固溶度升高, 这表明在奥氏体中会固溶更多的碳原子。因此可以确定, 随着二次淬火温度升高, 碳原子会逐渐由碳化物向奥氏体中扩散, 从而引起碳化物颗粒尺寸和数量的降低。

$$\lg[C]_y = 1.36 - 1480/T \quad (2)$$

式中, $[C]_y$ 为残余奥氏体中的碳含量; T 为淬火温度。

热轧环坯 RQT-0 和热轧锻件 RQT-45 在不同二次

淬火保温时间下的微观组织形貌如图 9 所示。二次淬火温度设定为 810 °C。随着二次淬火保温时间增加, 碳化物数量明显降低。这是因为虽然碳原子的扩散速度在一定的二次淬火温度下保持不变, 但碳化物中的碳含量明显高于基体, 随着二次淬火保温时间增加, 碳化物会逐渐溶解到基体中, 碳化物尺寸减小, 含量降低。当二次淬火保温时间为 40 min 时, 热轧锻件 RQT-45 样品中的碳化物数量高于热轧环坯 RQT-0。这归因于轧制成形提升了表层的碳含量。但当二次淬火保温时间提升到 80 min 时, 由于碳化物大量溶解, 轧制成形对碳化物数量的影响减弱。

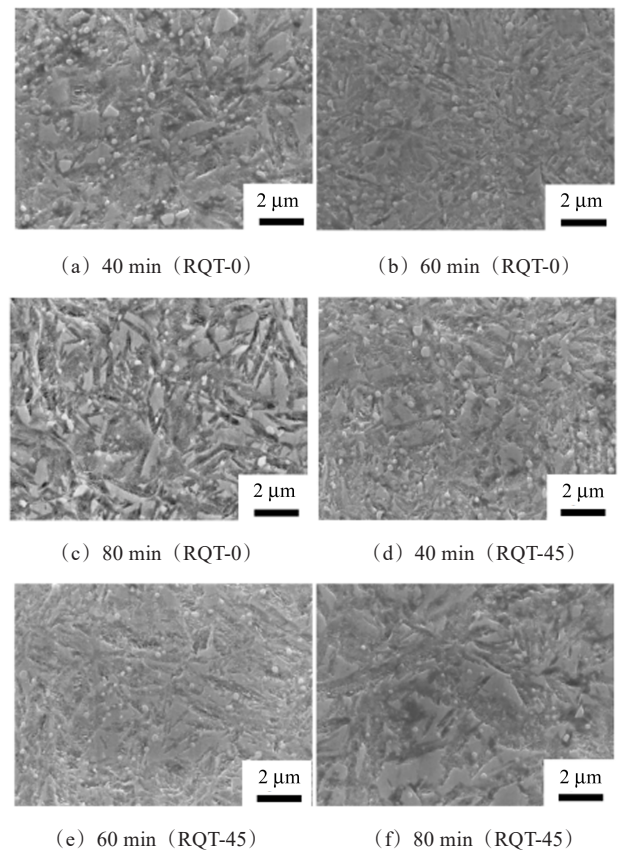


图 9 不同二次淬火保温时间下样品 SEM 微观组织形貌
(淬火温度为 810 °C)

Fig. 9 SEM microstructure morphology of the specimens at different secondary quenching holding time (quenching temperature is 810 °C)

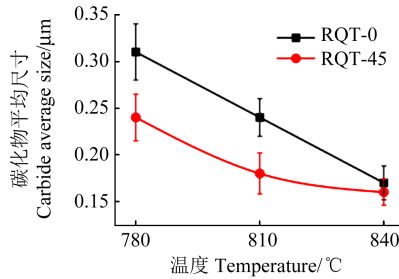
在二次淬火过程中, 碳化物的溶解行为决定了基体中未溶碳化物的尺寸和含量。高温奥氏体中碳原子的扩散系数和基体内的碳含量是影响碳化物溶解的关键因素。在恒定温度下, 经过特定的时间, 碳化物尺寸会按照式(3)的规律演化, 即

$$r = r_0 - \sqrt{\alpha Dt} \quad (3)$$

式中, r 为经过 t 时间后碳化物的半径; r_0 为碳化物的起始半径; α 为基体中与碳化物和奥氏体相关的碳含量系数; D 为碳在奥氏体中的扩散系数。

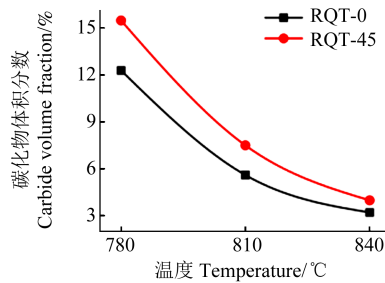
为定量分析不同二次淬火温度和保温时间下碳

化物的演变行为,对热轧环坯 RQT-0 和热轧锻件 RQT-45 样品中碳化物平均尺寸和体积分数进行统计,结果如图 10 所示。由图 10 可知,随着二次淬火温度升高和保温时间增加,RQT-0 和 RQT-45 样品中碳化物平均尺寸和体积分数均呈降低趋势。



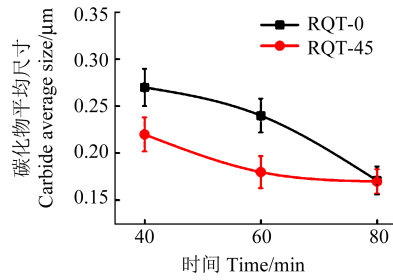
(a) 二次淬火温度对碳化物平均尺寸的影响

(a) Influence of secondary quenching temperature on carbide average size



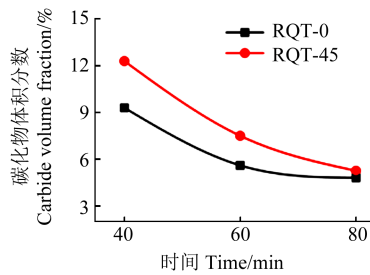
(b) 二次淬火温度对碳化物体积分数的影响

(b) Influence of secondary quenching temperature on carbide volume fraction



(c) 二次淬火保温时间对碳化物平均尺寸的影响

(c) Influence of secondary quenching holding time on carbide average size



(d) 二次淬火保温时间对碳化物体积分数的影响

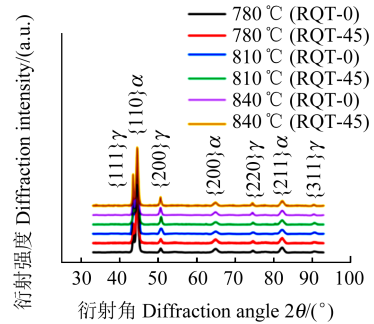
(d) Influence of secondary quenching holding time on carbide volume fraction

图 10 二次淬火温度和保温时间对碳化物平均尺寸和体积分数的影响

Fig. 10 Influence of secondary quenching temperature and holding time on the carbide average size and volume fraction

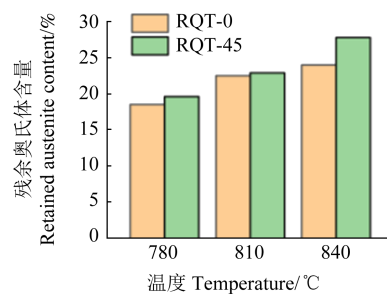
随着二次淬火温度升高,碳在高温奥氏体中的平衡固溶度增加,高温奥氏体中会固溶更多碳原子,加剧碳化物溶解。在相同的二次淬火温度下,由于碳化物中的碳原子含量高于高温奥氏体,随着二次淬火保温时间增加,碳化物中的碳原子会向高温奥氏体中扩散,导致碳化物尺寸和含量降低。另外,轧制成形提高了二次淬火前基体组织的缺陷密度,有助于提高热轧锻件样品中碳的扩散,加速碳化物的溶解,同时轧制成形为碳化物提供了更多的形核点位,因此相比于热轧环坯,热轧锻件样品中碳化物尺寸减小,体积分数增加。

对不同二次淬火温度和保温时间下热轧环坯 RQT-0 和热轧锻件 RQT-45 进行 XRD 测试,得到样品中残余奥氏体含量,如图 11 所示。随着二次淬火温度和保温时间增加,残余奥氏体衍射强度增加,残余奥氏体含量呈升高趋势。这是因为随着二次淬火温度和保温时间增加,碳化物溶解加剧,基体中高温奥氏体碳含量增加,过冷奥氏体稳定性提高,导致淬火时 C 曲线右移,残余奥氏体含量增加。其次,在相同的二次淬火工艺下,RQT-45 样品中残余奥氏体含量始终高于 RQT-0。轧制成形促进了渗碳过程中碳原子的扩散,增加了样品中的碳含量,是出现此现象的主要原因。



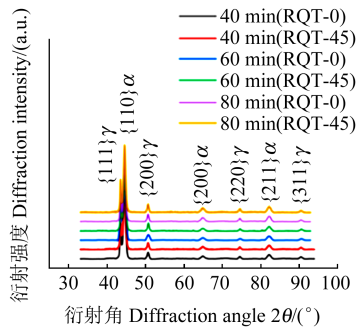
(a) 二次淬火温度对衍射强度的影响

(a) Influence of secondary quenching temperature on diffraction intensity



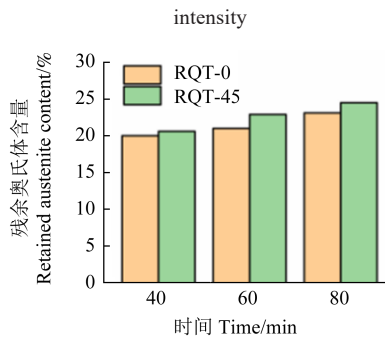
(b) 二次淬火温度对残余奥氏体含量的影响

(b) Influence of secondary quenching temperature on retained austenite content



(c) 二次淬火保温时间对衍射强度的影响

(c) Influence of secondary quenching holding time on diffraction



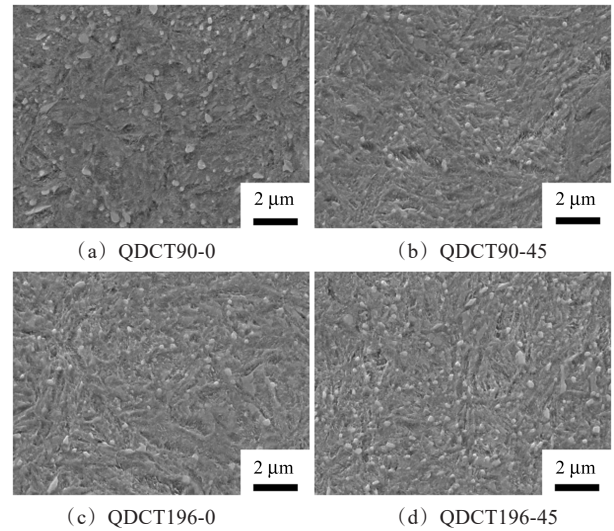
(d) 二次淬火保温时间对残余奥氏体含量的影响

(d) Influence of secondary quenching holding time on retained austenite content

图 11 二次淬火温度和保温时间对残余奥氏体衍射强度和含量影响
Fig. 11 Influence of secondary quenching temperature and holding time on the diffraction intensity and content of retained austenite

不同深冷处理工艺下热轧环坯和热轧锻件样品的微观组织形貌如图 12 所示。相较于二次淬回火样品,经过-90 °C深冷处理后,碳化物含量明显增加。这是因为在-90 °C深冷处理过程中,基体中马氏体和残余奥氏体分解引起碳化物析出。当深冷温度达到-196 °C时,样品中碳化物含量进一步增加,这说明深冷温度降低,可以促进碳化物的析出。深冷处理过程中析出的碳化物颗粒细小并弥散分布于基体中,有利于性能的提升。此外,热轧锻件 QDCT90-45 和 QDCT196-45 样品中的碳化物含量相比于对应的热轧环坯呈增加趋势。这表明在相同的深冷处理工艺下,轧制成形对碳化物含量的影响具有遗传效果。

对经过深冷处理样品的碳化物平均尺寸、体积分数和残余奥氏体含量进行统计,如图 13 所示。随着深冷温度降低,热轧环坯和热轧锻件表层碳化物平均尺寸均呈现减小趋势。这是因为在深冷过程中,低温下马氏体晶格收缩,马氏体中碳的过饱和度升高,提升了碳原子的析出能力。但在低温下碳原子仅能短距离迁移,析出的碳原子在晶界和位错处聚集。在随后的回火过程中,合金元素的扩散能力增强,在碳原子的聚集

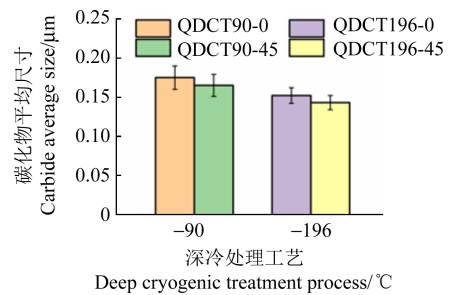


(a) QDCT90-0 (b) QDCT90-45 (c) QDCT196-0 (d) QDCT196-45

图 12 不同深冷处理工艺下样品 SEM 微观组织形貌

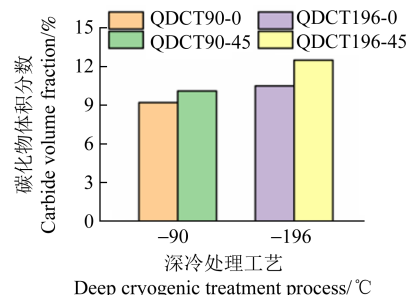
Fig. 12 SEM microstructure morphology of the specimens under different deep cryogenic treatment processes

区会优先析出碳化物。深冷处理温度降低,进一步提升了马氏体中碳原子的析出能力,碳化物的形核点位增加,从而降低了碳化物平均尺寸。其次,在相同深冷温度下,热轧锻件中碳化物平均尺寸均低于热轧环坯。这是因为热轧成形减小了深冷处理前二次淬火过程中碳化物尺寸,当深冷温度相同时,碳化物平均尺寸减小。深冷处理后碳化物的体积分数如图 13(b)所示。由图 13(b)可知,深冷温度降低,碳化物体积分数增加。这主要归因于深冷处理促进碳化物析出,且随着深冷温度降低,碳化物析出能力增强。



(a) 碳化物平均尺寸

(a) Carbide average size



(b) 碳化物体积分数

(b) Carbide volume fraction

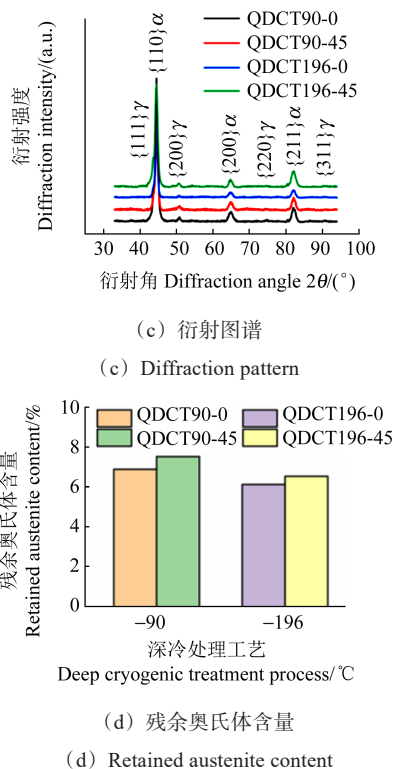


图 13 深冷处理对碳化物和残余奥氏体含量的影响

Fig. 13 Influence of deep cryogenic treatment on the contents of carbides and retained austenite

对不同深冷处理工艺下样品进行 XRD 测试,衍射图谱如图 13(c)所示。根据图 13(c)计算残余奥氏体含量,可知随着深冷温度降低,热轧环坯和热轧锻件样品中残余奥氏体含量均呈现降低趋势,如图 13(d)所示。未经过深冷处理的样品中残余奥氏体含量在 20% 以上,深冷处理可以显著降低残余奥氏体含量。在深冷过程中,马氏体中碳原子在位错和晶界处偏聚,这些碳原子在回火过程中一方面促进碳化物析出,另一方面会扩散到残余奥氏体中,使残余奥氏体中碳含量增加,亦即其稳定性增加。因此当深冷温度为 -196°C 时,基体中仍存在一定量的残余奥氏体。此外,热轧二次淬火深冷的 QDCT90-45、QDCT196-45 样品的残余奥氏体含量高于热轧环坯。这是因为热轧锻件 HR-45 经过二次淬火及深冷处理,基体中残余奥氏体含量增加且残余奥氏体的稳定性增加。

2.2 轧制成形和渗碳热处理对机械性能的影响

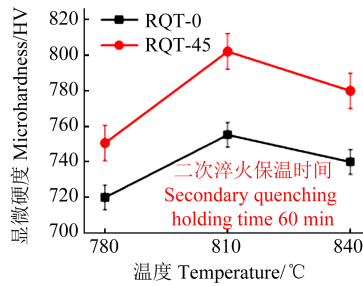
热轧环坯和热轧锻件在不同二次淬火温度和保温时间下的显微硬度分别如图 14(a)、14(b)所示。随着二次淬火温度和保温时间增加,硬度呈先升高后降低的趋势。在二次淬火温度较低、保温时间短时,高温奥氏体中碳含量低,导致马氏体和残余奥氏体中碳含量低,样品硬度低;当二次淬火温度和保温时间增加时,马氏体和残余奥氏体中碳含量增加,基体硬度

升高;然而,过高的二次淬火温度或过长的保温时间使样品中残余奥氏体含量急剧增加,从而使硬度降低。另外,不同二次淬火工艺下热轧锻件 RQT-45 样品硬度始终高于热轧环坯。这是因为轧制成形一方面提升了样品表面的碳含量,增强了马氏体的强度;另一方面细化了碳化物尺寸,从而提升了硬度。抗拉强度随二次淬火温度和保温时间增加,同样呈现先升高后降低的趋势,如图 14(c)、14(d)所示。在相同二次淬火工艺下,热轧锻件 RQT-45 样品的抗拉强度均高于热轧环坯。这是因为抗拉强度与马氏体固溶碳含量成正相关。热轧成形通过提升环件渗碳层的碳含量,增加了马氏体中的固溶碳含量,从而引起抗拉强度的增加。

图 15 所示为经过深冷处理后热轧环坯和热轧锻件的工程应力-应变曲线与显微硬度和抗拉强度的规律。由图 15 可知,热轧锻件 QDCT90-45 和 QDCT196-45 样品表层硬度分别为 829.3 HV 和 854.5 HV。此外,在相同深冷处理工艺下,热轧锻件样品的硬度始终高于热轧环坯,并随着深冷温度的降低,提升效果增加。深冷处理后,马氏体含量的升高和细小弥散碳化物的析出共同促进了硬度升高。不同深冷处理工艺下热轧锻件 QDCT90-45 和 QDCT196-45 样品抗拉强度分别为 2 031 MPa 和 2 101 MPa。在相同深冷处理工艺下,热轧锻件样品的强度始终高于热轧环坯。抗拉强度提升的原因是深冷处理中析出的超细碳化物引起的第二相强化和马氏体的细化作用。

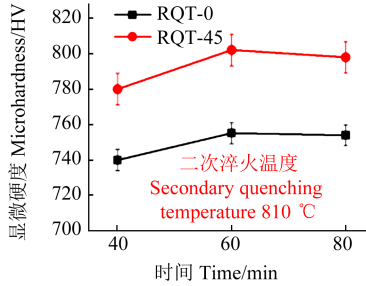
采用二次淬火温度为 810°C 、保温时间为 1 h 的二次淬回火样品为对象,分析轧制成形和渗碳热处理工艺对耐磨性能的影响,如图 16 所示。由图 16(a)可知,未经过轧制成形的热轧环坯 RQT-0 样品的摩擦因数较高;经过轧制成形后,热轧锻件 RQT-45 样品摩擦因数明显降低。经过深冷处理后,摩擦因数进一步降低,且随着深冷温度降低,摩擦因数有降低趋势。平均摩擦因数和磨损率的变化规律如图 16(b)所示。由图 16(b)可知,热轧成形可以显著提升样品的耐磨性能,且深冷处理后样品的耐磨性能也得到了提升,同时随着深冷温度降低,样品的耐磨性能进一步得到提升。

对磨痕表面进行 SEM 观测,样品磨痕表面形貌如图 17 所示。由图 17(a)、17(b)可知,热轧环坯 RQT-0 样品中磨痕表面存在大量明显平行于摩擦磨损方向的犁沟,同时存在较多的剥落区域。这是因为热轧环坯样品硬度和强度较低且碳化物较大,样品表面抵抗塑性变形的能力较弱,大颗粒碳化物脱落后被压入磨痕表面,在摩擦磨损过程中磨料的犁沟作用使磨痕表面产生槽状磨痕并伴随大量的剥落区域。经过轧



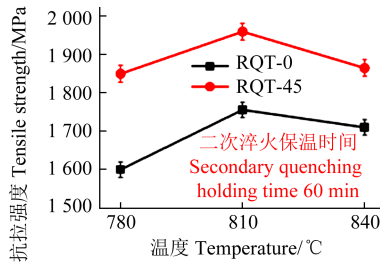
(a) 二次淬火温度对显微硬度的影响

(a) Influence of secondary quenching temperature on microhardness



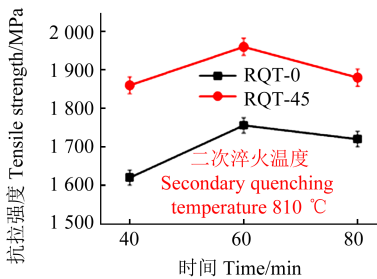
(b) 二次淬火保温时间对显微硬度的影响

(b) Influence of secondary quenching holding time on microhardness



(c) 二次淬火温度对抗拉强度的影响

(c) Influence of secondary quenching temperature on tensile strength



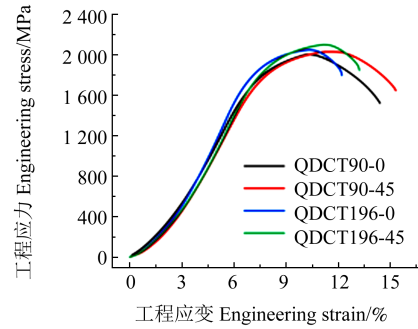
(d) 二次淬火保温时间对抗拉强度的影响

(d) Influence of secondary quenching holding time on tensile strength

图 14 二次淬火工艺对显微硬度和抗拉强度的影响

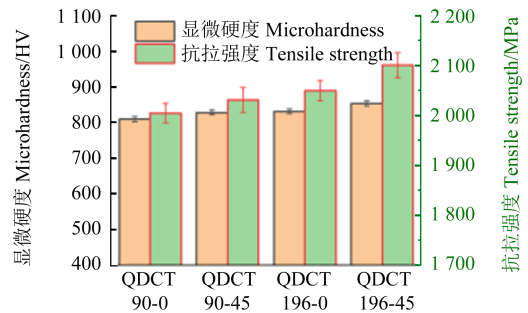
Fig. 14 Influence of secondary quenching process on microhardness and tensile strength

制成形的热轧锻件 RQT-45 样品表面的硬度和强度增加且碳化物较小,磨痕表面较为光滑,犁削和塑性变形程度明显减弱,剥落区域也有减小趋势,这说明磨粒磨损的影响减小。由图 17(c)、图 17(d)可知,经过深冷处理后样品磨痕表面均存在犁沟。相比于未经过深冷处理的样品,经过深冷处理后样品的犁沟数量和深度有明显降低趋势并伴有一定的塑性变形,剥落区域



(a) 工程应力-应变曲线

(a) Engineering stress-strain curve

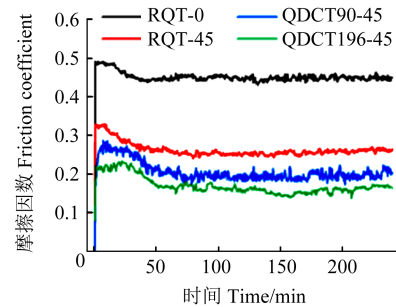


(b) 显微硬度和抗拉强度

(b) Microhardness and tensile strength

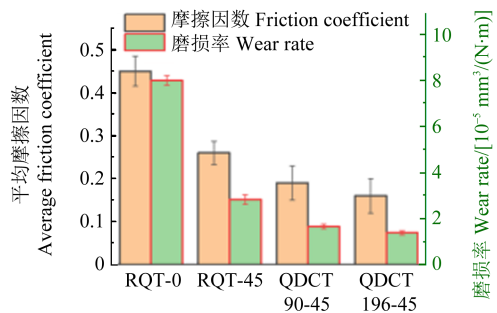
图 15 深冷处理工艺对显微硬度和抗拉强度的影响

Fig. 15 Influence of deep cryogenic treatment process on microhardness and tensile strength



(a) 摩擦因数曲线

(a) Friction coefficient curve



(b) 平均摩擦因数和磨损率

(b) Average friction coefficient and wear rate

图 16 轧制成形和渗碳热处理工艺对耐磨性能的影响

Fig. 16 Influence of hot ring rolling and carburizing heat treatment processes on wear resistance

面积显著减小。同时随着深冷温度降低,犁削程度进一步减小。这是因为深冷处理后样品强度高、硬度高且碳化物尺寸小,高硬度、小尺寸微细碳化物犁削程度较小,不易诱发裂纹的形成,缓解磨屑磨损,进而提升耐磨性。

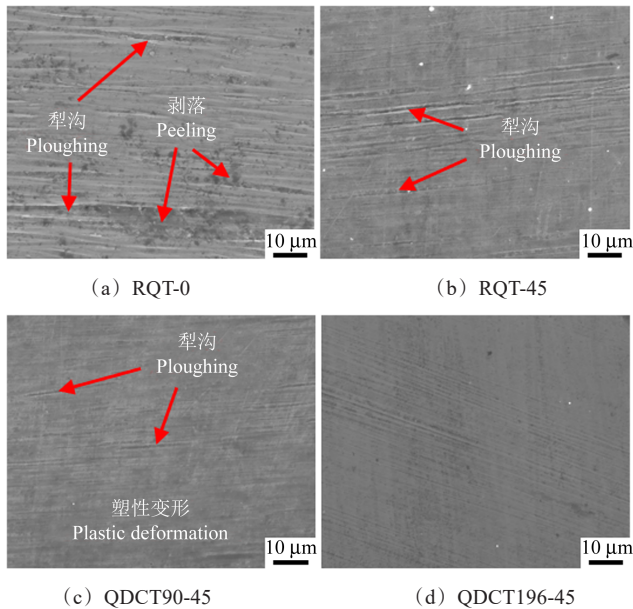


图 17 样品磨痕表面形貌

Fig. 17 Surface morphology of sample wear marks

对热轧环坯和热轧锻件采用完全疲劳失效方法进行滚动接触疲劳寿命试验,根据试验数据点进行线性拟合得到接触疲劳寿命和破坏概率的关系,如图 18 所示。由线性拟合结果可计算出, RQT-0、RQT-45、QDCT90-45 和 QDCT196-45 样品的额定寿命分别为 1.024×10^7 、 2.338×10^7 、 3.697×10^7 、 4.322×10^7 。这说明深冷处理在提升材料耐磨性的同时,也可以延长疲劳寿命。这是因为深冷处理可以促进微细碳化物的析出,大量均匀分布的微细碳化物会阻碍磨屑进入基体,减少磨屑对基体的犁削磨损,同时微细碳化物可以减少裂纹的萌生,从而降低对磨痕表面的破坏。

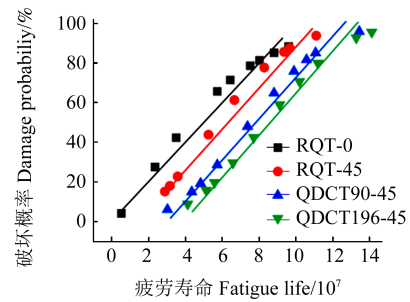


图 18 样品疲劳寿命和破坏概率之间的关系

Fig. 18 Relation between fatigue life and damage probability of the specimens

2.3 轧制成形和渗碳热处理组织性能优化

轧制成形可以细化组织,提升高铁轴承渗碳热处理后的性能。与热轧环坯相比,热轧锻件中碳化物平均尺寸更小,含量更多。但渗碳一次淬回火后,晶粒粗大,残余奥氏体含量高。二次淬回火可显著细化晶粒,降低残余奥氏体含量,并细化碳化物,进而显著提升高铁轴承机械性能。深冷处理可以显著降低基体中残余奥氏体含量,并促进细小碳化物析出,降低碳化物平均尺寸。因此,热轧成形、二次淬回火和深冷处理工艺的结合,可以优化轴承组织状态,显著提升高铁轴承性能和寿命。二次淬火工艺是决定晶粒尺寸、碳化物尺寸和含量的主要因素。二次淬火温度和保温时间直接影响残余奥氏体含量;淬火温度和保温时间增加,会提升残余奥氏体含量。深冷处理可以显著减小碳化物平均尺寸,提升碳化物体积分数。深冷处理温度远低于马氏体相变点,可以有效促进残余奥氏体向马氏体转变,对残余奥氏体含量有重要影响。轧制成形和渗碳热处理直接决定了基体的组织状态与力学性能,如图 19 所示。由图 19 可知,轧制成形可以显著减小碳化物尺寸,但对残余奥氏体含量的影响较小;深冷处理在减小碳化物尺寸的同时可以有效降低残余奥氏体含量,显著提升硬度和强度。

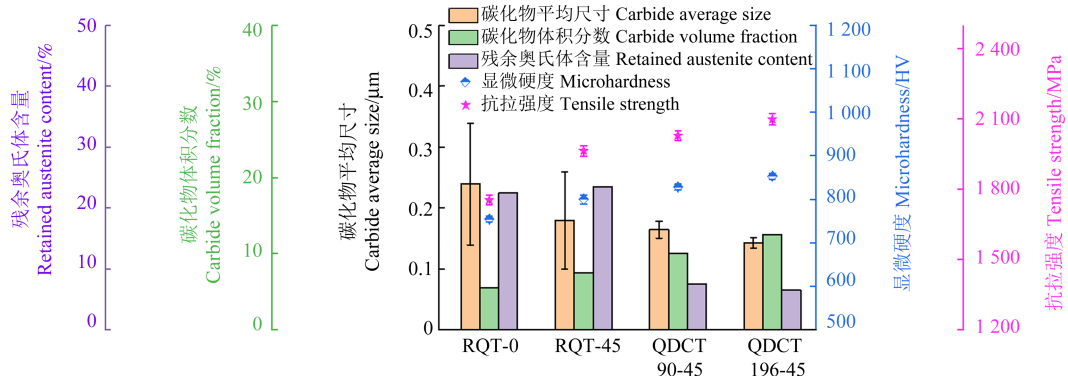


图 19 轧制成形和渗碳热处理工艺参数-组织状态-力学性能的关系

Fig. 19 Relation of process parameters, microstructure and mechanical properties after hot ring rolling and carburizing heat treatment

在高铁轴承环件成形制造过程中,保证基体存在细小、弥散分布且高含量的碳化物和适量的残余奥氏体能显著提升环件的耐磨性能和抗接触疲劳性能。研究发现,热轧壁厚减薄量为 45%,渗碳温度为 930 °C,保温时间为 21 h;一次回火温度为 190 °C,保温时间为 4 h;二次淬火温度为 810 °C,保温时间为 1 h;深冷处理温度为-196 °C,保温时间为 6 h;二次回火温度为 190 °C,保温时间为 4 h;满足以上条件,高铁轴承环件可以获得最优组织性能。其碳化物平均尺寸为 0.143 μm;碳化物体积分数为 12.5%;残余奥氏体含量为 6.53%;显微硬度为 854.5 HV;抗拉强度为 2 101 MPa;磨损率为 $1.38 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$;额定寿命为 4.322×10^7 。

3 结论

以高铁轴承环件为研究对象,揭示了轧制成形和渗碳热处理后组织性能演化规律,提出了高性能高铁轴承环件成形制造工艺方法,主要研究结论如下:

1) 轧制成形可以显著细化晶粒和碳化物组织,对后续渗碳热处理组织演化具有遗传效应。

2) 经过轧制成形+渗碳一次淬火+二次淬火+深冷处理+回火,高铁轴承环件显微硬度提升 13.1%,抗拉强度提升 19.6%,耐磨性能提升 82.7%,抗接触疲劳性能提升 322.1%。

3) 确定了高铁轴承环件高性能成形制造工艺流程及条件:轧制成形-渗碳一次淬火(930 °C-21 h)-回火(190 °C-4 h)-二次淬火(810 °C-1 h)-深冷处理(-196 °C-6 h)-回火(190 °C-4 h)。

参考文献(References)

- [1] 中国轴承工业协会. 中国战略性新兴产业研究与发展: 轴承[M]. 北京: 机械工业出版社, 2012: 84-146.
China Bearing Industry Association. R&D of China's strategic new industries: bearing [M]. Beijing: China Machine Press, 2012: 84-146. (In Chinese)
- [2] 杜永明, 刘吉远, 张斌. 铁路货车轴承失效机理及损伤图谱[M]. 北京: 中国铁道出版社, 2015: 28-48.
DU Yongming, LIU Jiyuan, ZHANG Bin. Failure mechanism and damage map of railway freight car bearings [M]. Beijing: China Railway Publishing House, 2015: 28-48. (In Chinese)
- [3] 张关震, 丛韬, 张弘, 等. 铁路滚动轴承典型损伤形式及原因分析[J]. 铁道技术监督, 2016, 44(1): 22-25.
ZHANG Guanzhen, CONG Tao, ZHANG Hong, et al. Typical damage forms and cause study of rolling bearings in railway [J]. Railway Quality Control, 2016, 44(1): 22-25. (In Chinese)
- [4] LIU D K, LI Q, HU W G, et al. Fatigue life prediction of the axle box bearings for high-speed trains [J]. DYNA, 2017, 92 (5) : 538-544.
- [5] LIN H, ZHI Z Z. The extremum parameters in ring rolling [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 69 (1/2/3) : 273-276.
- [6] 华林. 环件轧制理论和技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2001: 101-197.
HUA Lin. Theory and technology of ring rolling [M]. Beijing: China Machine Press, 2001: 101-197. (In Chinese)
- [7] HUA L, PAN L B, LAN J. Researches on the ring stiffness condition in radial-axial ring rolling [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(5): 2570-2575.
- [8] ZHOU G, HUA L, LAN J, et al. FE analysis of coupled thermo-mechanical behaviors in radial-axial rolling of alloy steel large ring [J]. Computational Materials Science, 2010, 50(1): 65-76.
- [9] TIAN D Y, HAN X H, HUA L, et al. Constraining ring rolling of thin-walled conical rings with transverse ribs [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2022, 226: 107394.
- [10] QIAN D S, HUA L. Blank design optimization for stepped-section profile ring rolling [J]. Science China Technological Sciences, 2010, 53(6): 1612-1619.
- [11] QIAN D S, HUA L, PAN L B. Blank design optimisation for T-section ring rolling [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2009, 36(6) : 462-469.
- [12] HUA L, DENG J D, QIAN D S. Recent development of ring rolling theory and technique [J]. International Journal of Materials and Product Technology, 2017, 54(1/2/3): 65-87.
- [13] CLARK A, BOWERS R J, NORTHWOOD D O. Heat treatment effects on distortion, residual stress, and retained austenite in carburized 4320 steel [J]. Materials Science Forum, 2014, 783/784/785/786: 692-697.
- [14] 曾宋文. G20CrNi2MoA 重载铁路轴承钢冷形变-热处理组织性能研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2020: 30-33.
ZENG Songwen. Study on microstructure and properties of G20CrNi2MoA heavy-haul railway bearing steel after cold deformation-heat treatment [D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2020: 30-33. (In Chinese)
- [15] 张建. 20CrNi2MoV 轴承钢热轧过程的组织与性能[D]. 沈阳: 东北大学, 2017: 93-103.
ZHANG Jian. Microstructure and properties of 20CrNi2MoV bearing steel during hot rolling [D]. Shenyang: Northeastern University, 2017: 93-103. (In Chinese)
- [16] LIU Y S, TANG J Y, LIU H M, et al. The influence of carbon content gradient and carbide precipitation on the microstructure evolution during carburizing-quenching-tempering of 20MnCr₃ bevel gear [J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 494: 131387.
- [17] DAS D, DUTTA A K, RAY K K. Sub-zero treatments of AISI D2 steel: part I: microstructure and hardness [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(9): 2182-2193.

- [18] OHMORI Y, SUGISAWA S. The precipitation of carbides during tempering of high carbon martensite[J]. Transactions of the Japan Institute of Metals, 1971, 12(3):170-178.
- [19] LI S H, YUAN X H, JIANG W, et al. Effects of heat treatment influencing factors on microstructure and mechanical properties of a low-carbon martensitic stainless bearing steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 605:229-235.
- [20] GILL S S, SINGH J, SINGH R, et al. Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels: a review on the current state of science [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 54(1):59-82.
- [21] GHOSH P, DHOKEY N B. Refinement of tempered martensite structure and its effect on wear mechanism in SAE 8620 [J]. Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces, 2016, 10(4):178-184.
- [22] LI B Z, LI C S, WANG Y, et al. Effect of cryogenic treatment on microstructure and wear resistance of carburized 20CrNi₂MoV steel [J]. Metals, 2018, 8(10):808.
- [23] 姚国林, 王合闯. 不同工艺渗碳淬火和深冷处理后 20CrNi₂Mo 轴承钢的组织与性能 [J]. 机械工程材料, 2024, 48(1):79-84. YAO Guolin, WANG Hechuang. Microstructure and properties of 20CrNi₂Mo bearing steel after different carburization quenching and deep cooling treatments [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2024, 48(1):79-84. (In Chinese)
- [24] ZHOU G H, WEI W T, LIU Q L. Effect of hot rolling on microstructural evolution and wear behaviors of G20CrNi₂MoA bearing steel [J]. Metals, 2021, 11(6):957.

Microstructure evolution during the ring rolling and heat treatment and high-performance manufacturing of high-speed railway bearings

HUA Lin^{1, 2, 3} ZHOU Guanghua^{1, 2, 3}

(1. State Key Laboratory of Super Alloys and Application Technology, Wuhan 430070, China)

(2. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan 430070, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

Abstract: In order to study the evolution laws of microstructure and properties during the hot ring rolling, carburizing heat treatment, and deep cryogenic treatment of high-speed railway bearings, the quantitative relationships among the forming manufacturing conditions, microstructure states, and mechanical properties of high-speed railway bearings were established. The optimal process conditions for high-performance forming manufacturing of high-speed railway bearings were determined. The electron back-scatter diffraction (EBSD), scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD) microstructural testing technologies and tensile, friction and wear, rolling contact fatigue performance testing technologies were used to reveal the evolution laws of the microstructure and mechanical properties of high-speed railway bearing rings during the forming and manufacturing process, and a forming and manufacturing process method for high-performance high-speed railway bearing rings was proposed. The research shows that ring rolling can refine grains, promote the refinement of carbides and increase the dislocation density after carburizing once quenching and tempering, reduce the grain size and carbides, and improve the volume fraction of carbides after secondary quenching and tempering. The deep cryogenic treatment process promotes the decomposition of retained austenite and the precipitation of carbides, reduces the content of retained austenite, enhances the stability of retained austenite, decreases the average size of carbides, and increases the volume fraction of carbides. The wear resistance of high-speed railway bearings is improved by 82.7%, and the contact fatigue performance is improved by 322.1% by applying the optimal hot ring rolling and carburizing heat treatment processes. The research can provide a scientific basis and technical method for the high-performance forming manufacturing of high-speed railway bearings.

Key words: High-speed railway bearing rings; Rolling and carburizing heat treatment; Secondary quenching; Deep cryogenic treatment; Microstructure and property evolution; High-performance manufacturing

Corresponding author: HUA Lin, E-mail: hualin@whut.edu.cn

Fund: National Key Basic Research Program of China (2019YFB0106005); National Natural Science Foundation of China (52433016)

Received: 2025-04-27 Revised: 2025-06-15