

热变形工艺对 100Cr6 轴承钢线材网状碳化物的影响

左锦中^{1,2}, 何西¹, 赵阳¹, 周苑¹, 陈廷军¹

(1 中天钢铁集团有限公司技术中心, 常州 213011; 2 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444)

摘要:利用热膨胀仪、热模拟试验机、金相显微镜、场发射扫描电镜等测定了 100Cr6 轴承钢的 CCT 曲线, 试验研究了热压缩及控轧控冷对网状碳化物析出行为的影响。结果表明: 第二道次压缩温度从 850 °C 降低至 700 °C 时, 奥氏体再结晶细化向未再结晶转变, 二次碳化物逐步由晶界封闭网状向半封闭条状、短杆状再向沿拉长的奥氏体晶界链状转变, 750 ~ 800 °C 内变形碳化物细小、分散; $\Phi 10$ mm 100Cr6 线材采用 910 °C 降至 770 °C 温度控轧 + 快速冷却工艺, 其热轧态、球化退火及淬回火后碳化物分布均匀性逐步提升, 奥氏体晶粒由 8.0 级细化至 10.0 级, 晶界碳化物由封闭网状向断续条状转变, 平均厚度从 0.54 μm 降低至 0.11 μm , 网状级别由 3.0 级占比 33% 降低至 ≤ 2.0 级占比 100%, 可缩短球化退火时间及提高轴承的疲劳寿命。

关键词: 100Cr6 轴承钢; CCT; 动态相变; 控轧控冷; 网状碳化物

Influence of Hot Deformation Process on Network Carbide of 100Cr6 Bearing Steel Wire

Zuo Jinzhong^{1,2}, He Xi¹, Zhao Yang¹, Zhou Yuan¹, Chen Tingjun¹

1 Technology Center of Zhongtian Iron & Steel Group Co., Ltd., Changzhou 213011;

2 School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444

Abstract: The CCT curve of 100Cr6 bearing steel was measured by using thermal expansion instrument thermal simulation tester, metallographic microscope, field emission SEM, etc, it also studied the influence of thermal compression and controlled rolling and controlled cooling on network carbide precipitation behavior. The results show that: when the temperature of the secondary compression deformation decreases from 850 °C to 700 °C, the recrystallization refinement of austenite changes to non-recrystallization, and the secondary carbide gradually changed from closed network of grain boundary to semi-closed strip, short rod and then to chain along elongated austenite grain boundary, and the carbide was fine and dispersed in the range of 750-800 °C. The $\Phi 10$ mm 100Cr6 wire adopts to control rolling and rapid cooling process from 910 °C to 770 °C. After hot rolling, spheroidal annealing and quenching and tempering, the carbide distribution uniformity is gradually improved, the austenite grain is refined from 8.0 grade to 10.0 grade, and the grain boundary carbide is transformed from closed mesh to discontinuous strip. The average thickness is reduced from 0.54 μm to 0.11 μm , and the network carbide level is reduced from 33% of 3.0 grade to 100% of 2.0 grade, which can shorten the spheroidizing annealing time and improve the fatigue life of bearings.

Key Words: 100Cr6 Bearing Steel; CCT; Dynamic Phase Transformation; Controlled Rolling and Controlled Cooling; Network Carbide

轴承广泛应用于航空航天、机械制造、汽车工业、风电家电等领域, 被称为“工业心脏”^[1-2]。100Cr6 轴承钢线材主要用于制造轴承的滚动体及小型套圈, 因其碳含量 0.95% ~ 1.05% 及冶金偏析存在, 热轧后冷却过程易沿奥氏体晶界析出网状碳化物, 且具有一定组织遗传性, 后续在 γ + 碳化物两相区球化退火和淬火热处理中难以消除, 而影响碳化物的均匀化、增加钢的脆性、降低轴承的疲劳性能^[3-5]。网状碳化物升高 1.0 级, 可使轴承寿命降低 1/3^[6], 因此, 轴承钢的网状碳化物一直成为行业关

注的焦点。

有关轴承钢网状碳化物的试验研究报道较多, 王国栋、赵宪明等^[7-10]研究了轴承钢棒材高温轧制后穿水超快冷却至 A_{r1} 以下, 有效抑制或消除网状碳化物的析出, 减小珠光体球团直径和珠光体片层间距, 缩短球化退火时间, 缺点是奥氏体晶粒较粗, 芯表组织不均及易形成穿水环组织, 适用于棒材轧制; 杨洪波等^[11]研究基于轧后空冷的条件下, 得出 750 ~ 900 °C 最佳轧制温度与规格相关, 低温轧制可细化晶粒增加界面面积, 由于形变诱导作用, A_{rem} 温度

升高,促进碳化物析出^[12],因此,无论哪种控轧方式,轧后需结合快冷工艺抑制奥氏体晶粒长大,降低 A_{cm} 温度,控制碳化物低温析出、细薄而分散。

本文结合热模拟试验与实际生产现状,研究轧后快冷条件下的控轧方式对 100Cr6 轴承钢线材热轧态、球化退火及淬回火态网状碳化物的影响规律,以指导实践生产。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料与设备

镜、WAW-2000D 200 t 电液伺服万能试验机、THERM-CONCEPT KM110/13 热处理炉、4% 硝酸酒精腐蚀液、在线或手持雷泰 Raytek 3i 红外线测温仪。

1.2 试验工艺方法

试验采用 DIL805L 淬火热膨胀仪,奥氏体化温度 $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1\text{ h}$,分别以 0.1、0.3、0.5、1、3、5、10、30、50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率冷却至室温,切线法确定不同冷却速率下的相变开始温度和终止温度,结合金相和硬度试验,绘制出 100Cr6 轴承钢的连续冷却转变(CCT)曲线。

通过两道次压缩试验模拟研究 100Cr6 轴承钢的动态相变行为,圆柱形试样尺寸 $\Phi 10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$,工艺设计如图 1 所示,试样先加热至 $1\text{ }000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 5 min,以 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速降至 T_1 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 5 s 以 10 s^{-1} 的应变速率压缩 ε_1 50%。第一道次变形后以 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 降温至 T_2 (700 、 750 、 800 、 850) $^{\circ}\text{C}$,以 10 s^{-1} 的

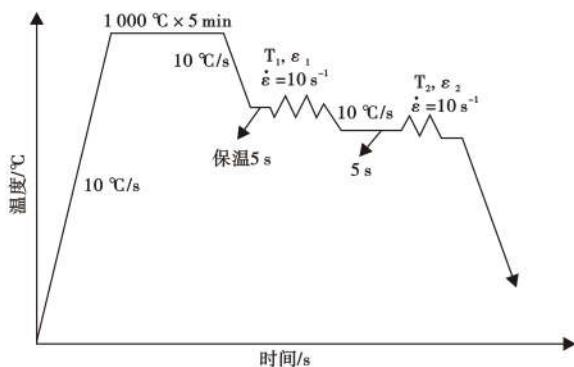


图 1 100Cr6 轴承钢两道次压缩热模拟工艺

Fig. 1 Thermal simulation process of 100Cr6 bearing steel two-pass compression

试验用 100Cr6 轴承钢的化学成分见表 1,其生产流程为:铁水 + 清洁废钢 \rightarrow 120 t BOF \rightarrow LF \rightarrow RH \rightarrow CC 160 mm \times 160 mm (轻/重压下) \rightarrow 加热 \rightarrow 除鳞 \rightarrow 粗中轧、预精轧 \rightarrow 1 $^{\#}$ -2 $^{\#}$ 水箱 \rightarrow Morgan 精轧机 \rightarrow 3 $^{\#}$ -5 $^{\#}$ 水箱 \rightarrow Morgan RSM 减定径机 \rightarrow 6 $^{\#}$ -7 $^{\#}$ 水箱 \rightarrow 吐丝 \rightarrow 斯太尔摩冷却 (26 万 m^3/h /台的风机) \rightarrow 集卷。

试验设备为 DIL805L 淬火热膨胀仪、Gleeble3800-GTC 热模拟试验机、蔡司 Axio ImagerM2 金相显微镜、Sigma300 蔡司场发射扫描电

表 1 100Cr6 试验钢的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of 100Cr6 test steel/%

项目	C	Si	Mn	Cr	P	S	Al	Ti	O
试验钢	0.98	0.22	0.35	1.45	0.009	0.002	0.020	0.0012	0.0005
标准	0.95 ~ 1.05	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	1.40 ~ 1.60	≤ 0.020	≤ 0.006	≤ 0.04	≤ 0.0020	≤ 0.0008

表 2 100Cr6 线材控轧控冷工艺参数

Table 2 Controlled rolling and controlled cooling process parameters of 100Cr6 wire rod

试验工艺	入精轧温度/ $^{\circ}\text{C}$	入 RSM (减定径机) 温度/ $^{\circ}\text{C}$	吐丝温度 ^① / $^{\circ}\text{C}$	冷却速率 ^② / ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)
①	890 ~ 910	905 ~ 915	805 ~ 825	10 ~ 15
②	890 ~ 910	835 ~ 845	790 ~ 810	10 ~ 15
③	890 ~ 910	765 ~ 775	775 ~ 795	10 ~ 15

注:①指相变前冷却速率,相变过程控制近似“等温”。

②因水箱能力限制,提高终轧温度后,吐丝温度存在较小差异。

应变速率第二道次压缩 ε_2 35%,再以 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率冷却至 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 10 min 后空冷至室温。

结合网状碳化物的物理冶金理论及实际产线设备能力,基于轧制变形量和变形速率不变的条件下,对 $\Phi 10\text{ mm}$ 规格 100Cr6 钢线材进行控轧和控冷试验,工艺参数见表 2。

针对不同试验工艺的热轧态、球化退火、淬回火态试样,6 支/批号,经 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后,采用金相或场发射扫描电镜观察显微组织并评级。球化工艺:升温至 $790\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 3 h, $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 降温至 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h,再炉冷至 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下空冷;淬回火热处理:加热至 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 油淬,再经 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火保温 1.5 h。

2 试验结果与分析

2.1 100Cr6 钢连续冷却组织转变

借助热膨胀仪绘制了 100Cr6 钢的 CCT 曲线,如图 2 所示, A_{c1} $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, A_{cm} $893\text{ }^{\circ}\text{C}$, M_s 点 $210\text{ }^{\circ}\text{C}$,冷速 $\leq 1.0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,组织为珠光体和断续网状碳化物;冷速为 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时以珠光体为主,仅有少量的点状碳化物(可忽略不计);当冷速达到 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时为马氏

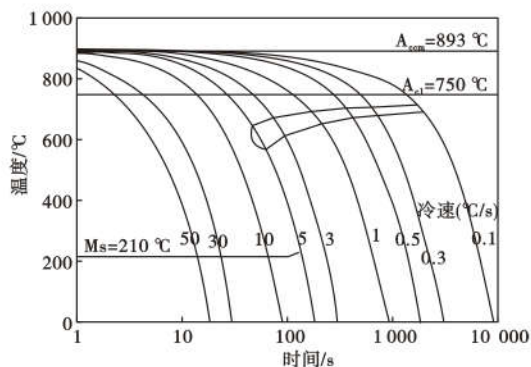


图 2 100Cr6 轴承钢 CCT 的曲线
Fig. 2 CCT curve of 100Cr6 bearing steel

体和屈氏体组织 (各占 50% 左右), 冷速达到 30 °C/s 时, 为 100% 的马氏体组织, 如图 3 所示。由此可见, 要获得低级别的网状组织, 冷却速率控制应 > 5 °C/s 穿过两相区。

2.2 两道次压缩热模拟试验

试验研究了在 20 °C/s 冷却条件下, 两道次变形温度对二次碳化物析出的影响。第一道次在 850 °C 压缩变形 50% 后快速降温至 700、750、800、850 °C, 并以 10 s⁻¹ 的应变速率第二道次压缩变形 35% (真应变 0.43)。结果表明: 第二道次 850 °C 变形

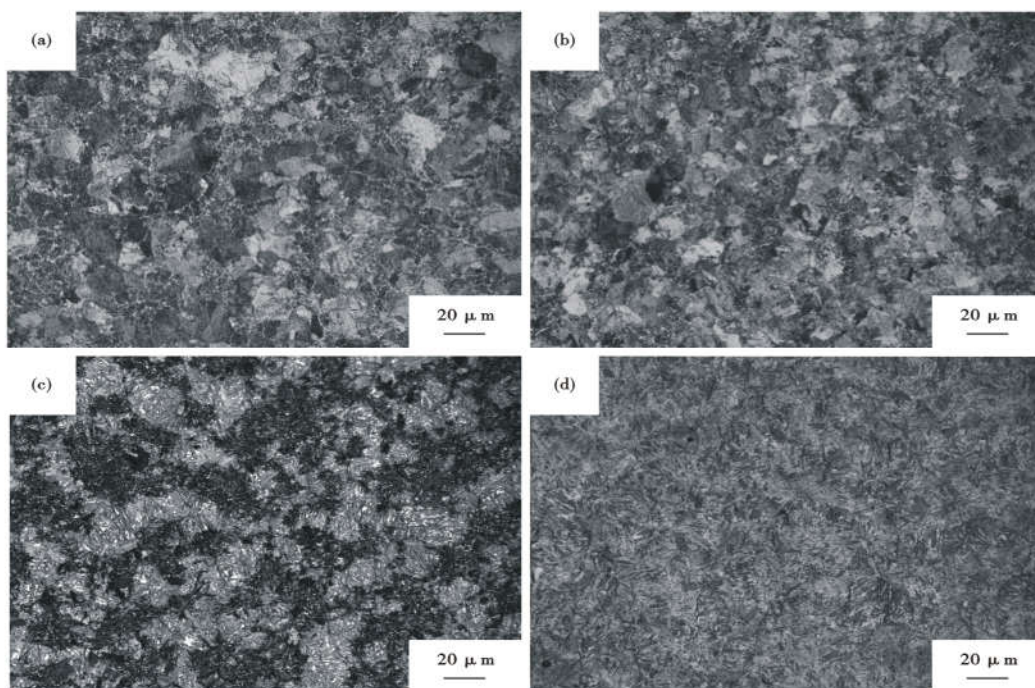


图 3 100Cr6 轴承钢连续冷却的显微组织: 冷却速率/(°C · s⁻¹) (a) 1; (b) 5; (c) 10; (d) 30

Fig. 3 Microstructure of continuous cooling transition of 100Cr6 bearing steel: cooling rate/(°C · s⁻¹) (a) 1; (b) 5; (c) 10; (d) 30

时, 碳化物部分晶界处呈细网状分布, 奥氏体晶粒度 9.0 级, 存在少量马氏体组织, 未见片层珠光体; 800 °C 变形时, 奥氏体晶粒细于 10.0 级, 碳化物晶界处呈半封闭、细条状分布; 750 °C 变形时, 碳化物在晶界处断续细小点状、短杆状分布, 可见少量“晶内”点状析出, 奥氏体仅完成部分再结晶, 再结晶晶粒较为细小; 700 °C 变形时, 碳化物沿拉长的未再结晶奥氏体晶界以点链状形貌充分析出, 颗粒较粗, 未见碳化物晶内析出。如图 4 所示。图 4 (a) 为 (850 + 700) °C, P + 点链状晶界碳化物; 图 4 (b) 为 (850 + 750) °C, P + 细点状和短杆状碳化物; 图 4 (c) 为 (850 + 800) °C, P + 半网状碳化物 + 少量马氏体; 图 4 (d) 为 (850 + 850) °C, P + 细网状碳化物

+ 少量马氏体. 2.3 100Cr6 钢线材控轧控冷试验

采用表 2 中工艺① ~ ③进行控轧控冷工艺试验, 三种工艺的冷却温度及速率曲线, 如图 5 所示。

从图 5 中可以看出: (1) 降低入 RSM (减定径机) 温度, 变形储能诱导相变, 缩短相变孕育期, 工艺③第 2 台风机 (吐丝后约 11 s) 处已开始相变, 但工艺①低于 700 °C 的时间较工艺②③长; (2) 相变前 1# 风机的冷却速率达到 10 °C/s 以上, 吐丝机至 1# 风机之间的“空冷段”冷却速率 < 5 °C/s, 对减轻网状碳化物析出不利; (3) 工艺① ~ ③相变过程表面回温均达到 680 °C 以上, 芯部温度则更高, 不利于索氏体组织及芯部二次碳化物析出控制, 可采用加大风机能力、水雾冷却等措施。

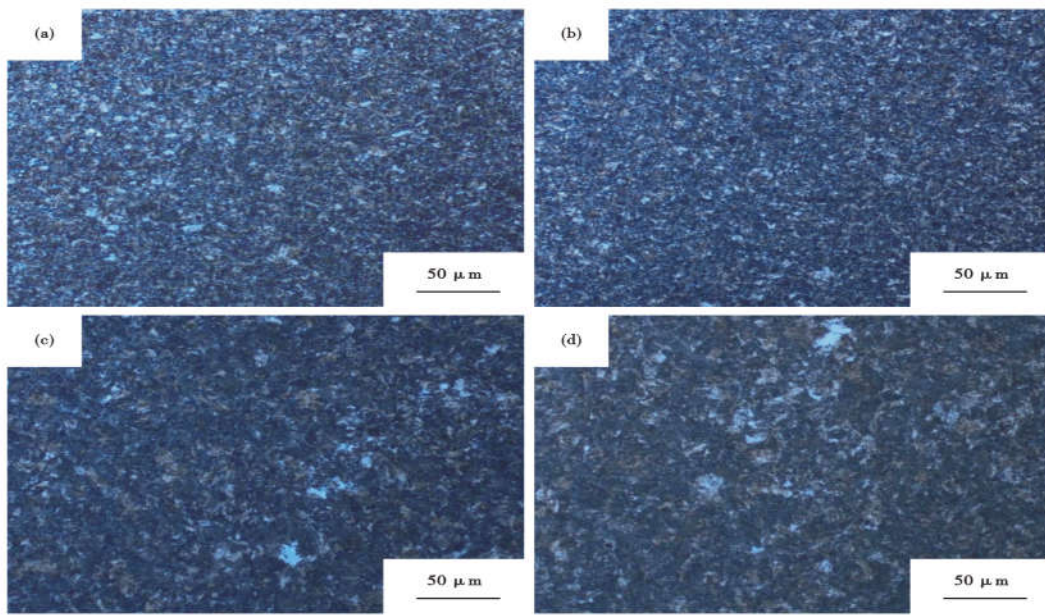


图 4 100Cr6 轴承钢两道次压缩的显微组织

Fig. 4 Microstructures of 100Cr6 bearing steel of two passes of compression

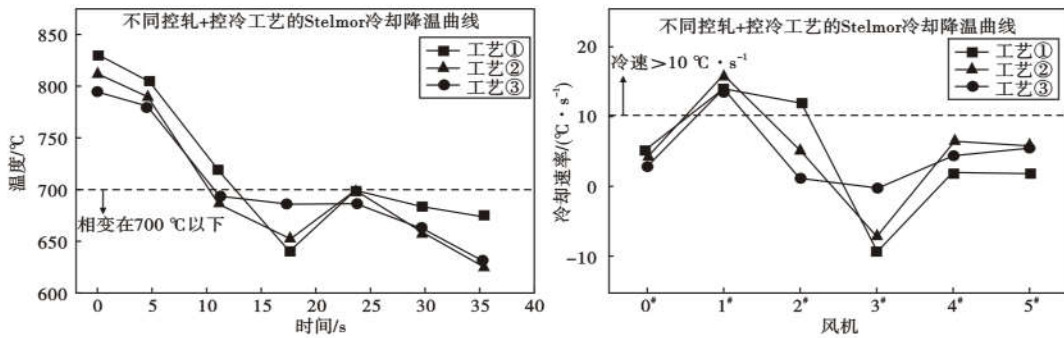


图 5 不同冷却工艺的温度及速率曲线

Fig. 5 Temperature and rate curves of different cooling processes

工艺①~③典型样品中心区域的金相组织,见表 3 和图 6 所示,原奥氏体晶粒从 8.0 级细化至 10.0 级,晶界碳化物由较厚的封闭网状转变为细薄的半封闭网状。 $\Phi 10$ mm 盘条的终轧变形量较大,由芯部纵向组织可知:3 个工艺均完成了动/静态再结晶,未见碳化物诱导析出“破碎”和晶内析出现象。

工艺①~③典型样品的芯部区域经场发射扫描电镜(SEM)观察,如图 7 所示,工艺①样品的晶界处

碳化物几乎完全封闭,其平均厚度 $0.54 \mu\text{m}$;工艺②样品的晶界碳化物半封闭,厚度明显减薄,平均厚度 $0.21 \mu\text{m}$;工艺③样品的晶界碳化物以条状不连续分布,碳化物厚度进一步减薄,平均厚度 $0.11 \mu\text{m}$,结果表明:从工艺①→③,晶粒逐步细化,晶界碳化物封闭程度减轻且厚度越来越薄,碳化物的析出受到抑制。

对工艺①~③的热轧盘条样品经球化退火→淬+回火→网状评级检验,三种工艺的球化组织、网状形貌及评级,如表 4 所示,结果表明:热轧态样品晶界碳化物越厚越封闭,球化退火后的碳化物越不均匀,原晶界处的碳化物颗粒尺寸越大,网状趋势越明显。

球化退火后试样经 840°C 加热,保温 1h 后油淬火,根据 Fe-C 相图,100Cr6 轴承钢碳含量超过奥氏体中的饱和溶解度,细小碳化物优先溶解,工艺①样品晶界处大尺寸碳化物溶解不充分,呈条状、短杆状分

表 3 不同控轧控冷工艺的金相组织

Table 3 Metallographic structure of different controlled rolling and controlled cooling processes

试验工艺	原奥氏体晶粒/级	碳化物形貌
①	8.0	碳化物晶界封闭网状分布,厚度较厚
②	9.0	碳化物晶界多数以半封闭网存在,厚度较薄
③	10.0	碳化物仅少数以晶界半封闭网存在,厚度薄

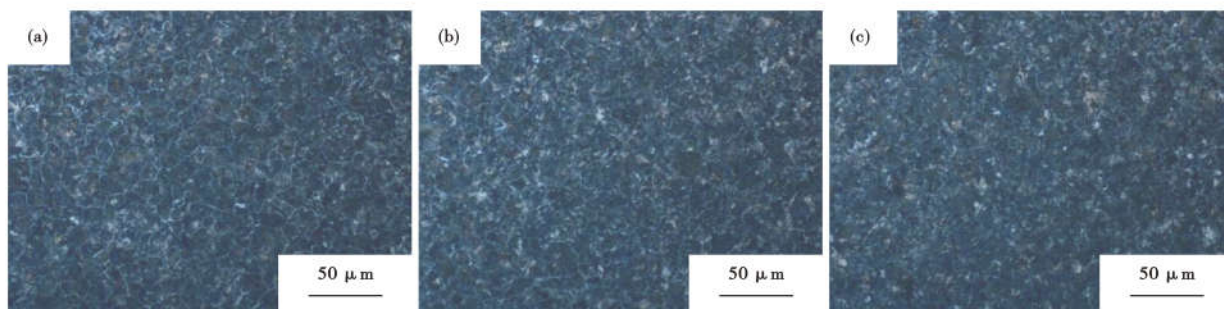


图 6 不同控轧控冷工艺的金相组织:(a)工艺①,(b)工艺②,(c)工艺③

Fig. 6 Metallographic structure of different controlled rolling and controlled cooling processes: (a) process ①, (b) process ②, (c) process ③

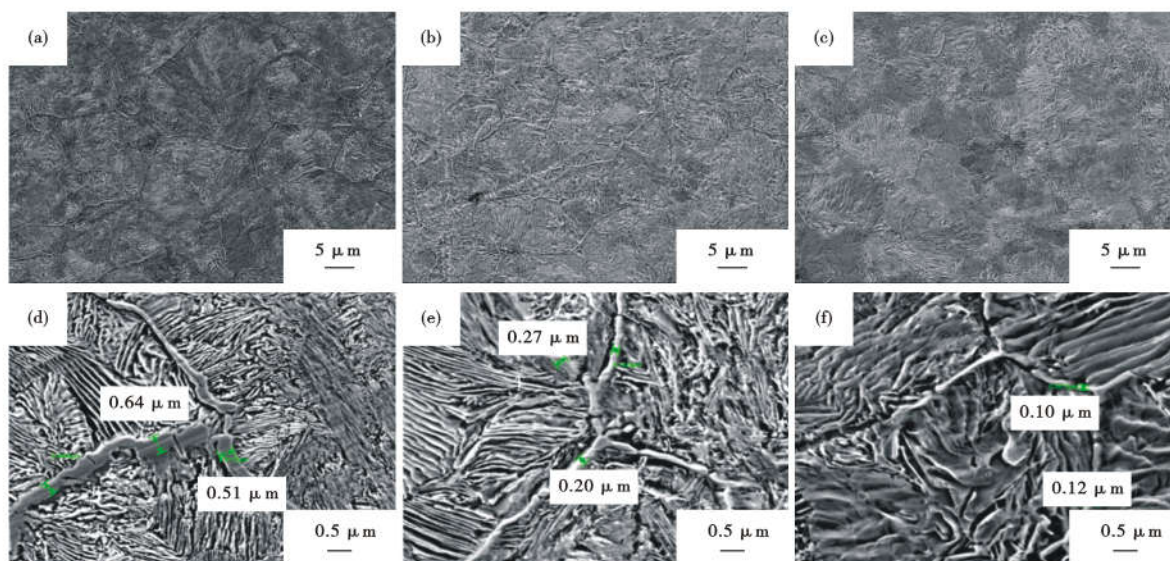


图 7 不同控轧控冷工艺的 SEM 形貌:(a)工艺①,(b)工艺②,(c)工艺③;(d)工艺①,(e)工艺②,(f)工艺③

Fig. 7 SEM morphology of different controlled rolling and controlled cooling processes: (a) process ①, (b) process ②, (c) process ③; (d) process ①, (e) process ②, (f) process ③

表 4 不同控轧控冷工艺的球化组织

Table 4 Spheroidized microstructure of different controlled rolling and controlled cooling processes

试验工艺	球化组织形貌
①	碳化物尺寸不均匀,晶界处的网状碳化物熔断后以条状、短棒状呈网状趋势分布
②	晶界处网状熔断后以颗粒状断续分布,网状趋势不明显
③	碳化物均匀性显著改善,颗粒大小均匀,无大颗粒碳化物

布,网状趋势明显,碳化物分布不均匀;工艺②优于工艺①,工艺③样品淬火后碳化物均匀性最优。

按照 GB/T 18254-2016 要求评级,工艺①有 33% 的试样评为 3 级,不合格(标准 ≤ 2.5 级);工艺③ 100% ≤ 2.0 级,如图 8 所示。结果表明:球化退火后的碳化物颗粒越均匀,淬火热处理后的网状级别越低,未溶碳化物越细小弥散,疲劳性能越好^[14]。

3 讨论

100Cr6 轴承钢的控轧有再结晶区、未再结晶

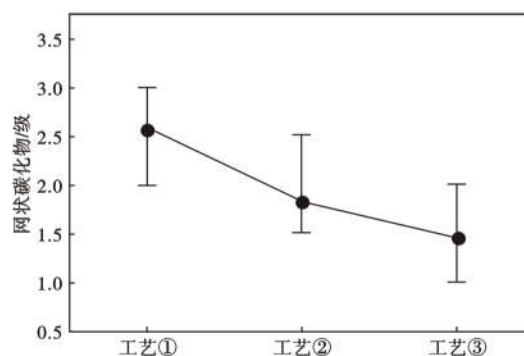


图 8 不同控轧控冷工艺的网状碳化物级别

Fig. 8 Network carbide levels of different controlled rolling and controlled cooling processes

区、两相区三种方式,无论哪种方式,轧后需增大冷却速率,降低 A_{rcm} 和珠光体相变温度,减弱 C、Cr 等元素向晶界扩散,缩短穿过 $\gamma +$ 碳化物两相区时间,控制二次碳化物析出,达到 620℃ 时不再有二次碳化物析

出^[13],同时细化珠光体团和片间距^[7-10]。

低温热变形可大量增加奥氏体中的晶格畸变和位错密度,相变过冷度 ΔT 和变形储能诱导二次碳化物快速析出,图4(a)清晰可见经700℃压缩变形时,碳化物沿着拉长的奥氏体晶界断续分布。晶界处“缺陷”多,C、Cr等元素沿晶界的扩散速度远大于晶内的扩散速度(相差 $10^2 \sim 10^3$ 倍),因此,在热变形和冷却过程中,C、Cr优先扩散到晶界处,析出断续或连续网状碳化物组织^[8],诱导析出的先共析碳化物变形时,其内部形成大量的位错,碳化物沿位错密度高的位错线溶解、扩散直到熔断成条状或半球状碳化物而“破碎”;Verhoeven JD研究得出当过冷奥氏体中不含碳化物颗粒时,不能通过共析转变得得到球化组织^[15]。同时,试验证明低温变形过程中,碳化物不会在晶内“缺陷”处析出,而是诱导晶界析出后变形“破碎”的过程。图4(b)为750℃压缩变形时,相变过冷度 ΔT 和变形储能相对较小,晶界诱导析出的先共析碳化物,在变形碳化物“破碎”的同时奥氏体发生了再结晶,此时碳化物颗粒看似“晶内”析出。

与高温轧制相比,低温控轧具有以下特点:一方面,推迟再结晶,变形带和位错密度增加再结晶的形核率和驱动力,可有效细化奥氏体晶粒尺寸并减缓晶粒长大,为碳化物析出提供了更多的形核位,使得碳化物析出分散、变薄;其次,诱导析出的先共析碳化物“破碎”有利于细化碳化物颗粒^[12],同时降低未转变奥氏体中的碳浓度;另一方面,再结晶晶粒细化及变形储能残留促使二次碳化物的析出温度 A_{cm} 提高,100Cr6钢的二次碳化物析出温度在850~700℃^[8],750~700℃析出最为激烈^[12],因此,提高轧后冷却速率以降低碳化物析出温度 A_{cm} ,C、Cr等元素的扩散速率D受温度的影响很大,同时,减少在二次碳化物

析出区的停留时间,可有效抑制网状碳化物析出。

试验工艺③采用低温控轧+轧后快速冷却至 A_{cm} 以下,晶粒细化达到10.0级,二次碳化物晶界析出位置成倍增加,网状碳化物析出形态明显优于工艺①②的原因还有轧后水箱冷却能力限制,吐丝温度升高导致冷却至700℃以下的时间延长及相变回温较高有关。

轴承钢热轧态碳化物在后道热处理过程中具有遗传性^[13],由Fe-C相图可知,固定温度下C在奥氏体中的最大溶解度是一定的,所以,细薄的网状碳化物易于溶解,而粗厚网状碳化物仅在其厚度较薄的部位发生熔断,导致球化退火及淬火热处理后碳化物不均匀,晶界处碳化物呈条状、短杆状分布,张丹研究发现热处理后完全消除的临界网状碳化物厚度为 $0.29 \mu\text{m}$ ^[13],因此,控制热轧过程网状碳化物析出形态是关键。

4 结论

热变形工艺对100Cr6轴承钢线材网状碳化物影响的主要结论有:

(1)降低第二道次热变形温度,奥氏体由再结晶向未再结晶转变,二次碳化物由晶界封闭网状向半封闭条状、短杆状再向沿拉长的奥氏体晶界链状转变,在750~800℃内二次碳化物细小分散。

(2)控轧从910℃降至770℃温度+快速控冷工艺,奥氏体晶粒由8.0级细化至10.0级,晶界碳化物平均厚度从 $0.54 \mu\text{m}$ 降低至 $0.11 \mu\text{m}$,球化退火及淬回火热处理后的碳化物均匀性显著改善,网状碳化物级别由3.0级占比33%降低至 ≤ 2.0 级占比100%。

(3)低温轧制+快速冷却有利于轴承钢线材热轧、球化退火及淬回火后的碳化物均匀化。

参考文献

- [1]王 蕾,刘玉坤,余万华,等.低温轧制终冷温度对GCr15轴承钢组织性能的影响[J].材料热处理学报,2019,40(3):109-114.
- [2]H. K. D. H. Bhadeshia. Steels for bearings[J]. Progress in Materials Science,2011,57(2):268-435.
- [3]C. A. STICKLS. Carbide refining heat treatments for 52100 bearing steel[J]. Metallurgical Transactions,1974,5(4):865-874.
- [4]Xu Xiaolei,Yu Zhiwei. Failure analysis of GCr15SiMn steel bearing sleeve[J]. Engineering Failure Analysis,2006,13(5):857-865.
- [5]李文竹,马惠霞,黄 磊,等.高碳铬轴承钢网状组织遗传性及其危害[J].金属热处理,2012,37(8):36-38.
- [6]钟顺思,王昌生.轴承钢[M].北京:冶金工业出版社,2002:7.
- [7]王国栋.新一代TMCP的实践和工业应用举例[J].上海金属,2007,30:1-4.
- [8]赵发明,孙艳坤.GCr15轴承钢高温变形后控冷工艺的研究[J].材料科学与工艺,2010,18(2):216-220.
- [9]孙艳坤,吴 迪.超快冷终冷温度对轴承钢棒材组织性能影响[J].东北大学学报,2008,29(11):1572-1575.
- [10]韩东序,杜林秀,吴红艳,等.轧后冷却速率对GCr15轴承钢球化组织的影响[J].东北大学学报,2019,40(10):1392-1296.
- [11]杨洪波,朱伏先,马宝国,等.终轧温度对轴承钢网状碳化物的析出影响[J].特殊钢,2010,31(1):55-56.
- [12]池 武.轴承钢棒线材控轧控冷工艺研究[D].上海:上海交通大学,2009.
- [13]张 丹.盾构机用大断面高碳铬轴承钢组织性能控制研究[D].北京:北京科技大学,2014.
- [14]郑逸昭,夏玉洲,陈文耀.GCr15轴承钢接触疲劳亚表面孔洞的形成[J].材料科学与工艺,1996,4(3):29-33.
- [15]Verhoeven J D. The role of the divorced eutectoid transformation in the spheroidization of 52100 steel[J]. Metall Mater Trans A,2000,31(10):2431-2438.