

20CrNiMo 钢球化退火工艺研究

柳萍^{1,2} 李博鹏^{1,2} 郑文超^{1,2} 张光鸿^{1,2} 何英武^{1,2} 王震¹

(1 大冶特殊钢有限公司技术中心,黄石 435001;2 高品质特殊钢湖北省重点实验室,黄石 435001)

摘要 采用亚温球化退火、普通球化退火、等温球化退火对 20CrNiMo 钢进行热处理工艺试验,利用光学显微镜和布氏硬度计分别对球化后的显微组织进行观察和硬度检测。结果表明,20CrNiMo 钢经过普通球化退火、等温球化退火,硬度值 $\leq 160\text{HBW}$,且经过 710 °C 亚温球化退火,随着时间的延长,球化率有所上升,当球化退火时间达 25 h 以上时,亚温球化退火能获得 65% 以上的珠光体球化率;采用 750 °C 保温 6 h 后再以 10 °C/h 的冷却速度缓慢冷却的普通球化退火工艺,能获得 83% 以上的珠光体球化率;采用 750 °C 保温 6 h,经 30 min 炉冷到 650 °C 保温 6 h 的等温球化退火,能获得硬度值为 145HBW 和 93% 的球化率。

关键词 20CrNiMo 钢 球化退火 等温球化

Study on Spheroidizing Annealing Process of 20CrNiMo Steel

LIU Ping^{1,2}, LI Bo-peng^{1,2}, ZHENG Wen-chao^{1,2}, ZHANG Guang-hong^{1,2},
HE Ying-wu^{1,2}, WANG Zhen¹

(1 Daye Special Steel Co Ltd Teconolgy Center, Huangshi 435001;
2 Hubei Key Laboratory of High Quality Special Steel, Huangshi 435001)

Abstract The subcritical spheroidization annealing, ordinary spheroidizing annealing, and isothermal spheroidizing annealing heat treatment process experiment on 20CrNiMo steel are carried out. By means of optical microscope and brinell hardness tester is carried out to observe respectively after the spheroidizing microstructure. The results show that the hardness value in 20CrNiMo steel can be controlled below 160HBW through ordinary spheroidizing annealing and isothermal spheroidizing annealing; when the subcritical spheroidizing annealing at 710 °C, the spheroidization rate has increased with the extension of time, when the spheroidizing annealing time more than 25 h, the spheroidization rate may be more than 65%; the normal spheroidizing annealing process, which is held at 750 °C for 6 h and slow cooling, can obtain 83% spheroidizing rate; by using isothermal spheroidizing annealing, when at 750 °C for 6 h, the in 30 min furnace cooling to 650 °C for 6 h, the spheroidizing rate is 93% and the hardness value is 145HBW.

Material Index 20CrNiMo Steel, Spheroidizing Annealing, Isothermal Spheroidizing

随着中国汽车工业的飞速发展,锻造热成型的能耗高、污染大、毛坯脱碳严重,加工余量大等问题日趋严重,冷镦、冷挤压技术虽然能够顺利地解决上述难题^[1],但是该技术对材料要求较高,需选用硬度较低、塑性较好的材料,因此,用于冷镦、冷挤压的材料通常需要进行球化退火处理^[2]。目前球化退火工艺不仅在中、高碳钢,特别是高碳 Cr 轴承钢、工模具钢等领域有着较为广泛的应用^[3-6],而且在低碳钢方面也取得了相当卓越的研究成果^[7-10]。李兵等^[11]研究了 20CrMnTi 钢盘卷的等温球化退火工艺,采用辊底式连续炉能满足球化体 4~5 级要求。窦胜涛等^[12]通过对 18CrNiMo7-6 钢先进行预处理,再进行等温球化工艺获 $\geq 95\%$ 的球化体组织。柳生根^[13]对 20CrMo 和 35CrMo 钢进行等温球化退火,结果表明将等温温度控制在 A_{c1} 以下 20~30 °C,能够获得较好的球化体组织和硬度,并且随着等温温度的提高,硬度有所降低。闵永安等^[14]对不同状态的

20CrNi2Mo 钢进行了球化退火工艺试验,结果表明原始组织、奥氏体化程度及冷却速度是影响球化率的重要参数。近年来,随着智能化技术的发展,特别是计算机辅助技术的应用,逐渐揭开了球化过程中渗碳体颗粒微观行为的奥秘^[15-16],由此,人们对球化机理的认识不断加深,球化退火技术不断向纵深方向发展,如循环球化退火技术,快速球化退火处理技术,形变加速球化处理技术,在线软化处理技术,脉冲电场等温球化退火处理工艺已在实验室研究方面取得良好效果^[17-18]。

汽车齿轮用钢 20CrNiMo,是一种典型的合金渗碳钢,属于低碳合金钢,为适应冷挤压成型,其钢材毛坯必须具有优良的塑性和低的变形抗力,其技术要求是:HBW 硬度值 ≤ 160 ,珠光体球化率达到 70% 以上。

本研究以 20CrNiMo 钢为材料,研究了其亚温球化退火、普通球化退火、等温球化退火等工艺热处理后的组织形态,并结合试验结果对亚温球化退火、普

通球化退火、等温球化退火的组织转变机理做了进一步阐述。其中亚温球化退火是在原基体上片层状的渗碳体在缺陷处发生熔断转变为不规则的短棒状,随后 C 原子在晶界和铁素体内部不断扩散并完成不规则形状的球化转变,整个过程中贝氏体和铁素体组织没有奥氏体化。而普通球化退火则是原基体组织首先部分转变为奥氏体,随后以缓慢的冷速冷却,渗碳体不断析出均匀、弥散的相。等温球化退火是通过在 Ac_1 以上 $20 \sim 30 \text{ }^\circ\text{C}$ 将钢加热一段时间,使得钢材原始组织转变为不均匀的奥氏体和未溶碳化物,其中这些未溶的碳化物呈球状,在经过 30 min 冷却到 Ac_1 温度以下 $20 \sim 30 \text{ }^\circ\text{C}$,保温一段时间,使得未溶的碳化物充分扩散而不成聚集态析出。

1 试验材料和方法

试验钢为大冶特殊钢有限公司生产的 20CrNiMo 圆钢,生产工艺流程为:120 t 转炉-LF-RH-240 mm × 240 mm 连铸-步进式加热炉-小棒厂轧制成材。试样规格为 $\Phi 45 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$,其化学成分见表 1。

钢的初始组织对球化退火工艺有着重要的影响,Karadeniz 和 Gang 等研究认为,含有贝氏体 + 珠光体的初始组织有利于球化率的提高。本试验 20CrNiMo 钢采用控轧控冷技术,开轧温度为 $1080 \text{ }^\circ\text{C}$,终轧温度为 $860 \text{ }^\circ\text{C}$,钢材硬度值为 184HBW,其横截面组织如图 1 所示。由图 1 可以看出,轧态的 20CrNiMo 钢组织主要是铁素体、贝氏体和珠光体。

2 试验结果及分析

2.1 热处理工艺的制定

20CrNiMo 圆钢试样按照冶金标准 YB/T5127-1993 中规定,采用膨胀法测定的临界转变温度如表 2 所示。

根据试验测定 20CrNiMo 钢的临界转变温度 Ac_1 、 Ac_3 温度,采用 SX2-4-10 箱式电阻炉对试样进行球化退火试验,试样按照:亚温球化退火(工艺 1、工艺 2);普通球化退火(工艺 3、工艺 4);等温球化

表 1 试验 20CrNiMo 钢化学成分 /%

Table 1 Chemical composition of test 20CrNiMo steel /%

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	Al
0.20	0.80	0.011	0.007	0.24	0.56	0.49	0.03	0.22	0.034

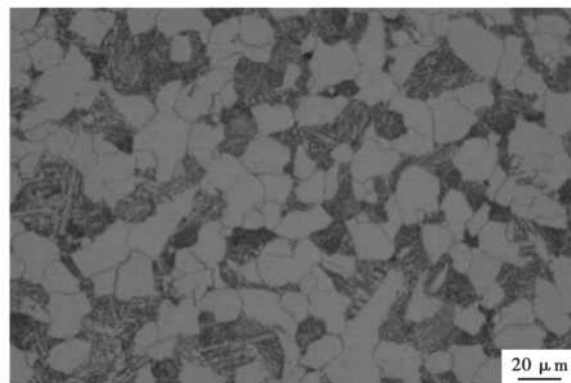


图 1 20CrNiMo 钢 $\Phi 45 \text{ mm}$ 热轧态组织

Fig. 1 Microstructure of $\Phi 45 \text{ mm}$ hot-rolled 20CrNiMo steel

表 2 20CrNiMo 钢的临界转变温度

Table 2 Critical transition temperature of 20CrNiMo steel

Ac_1	Ac_3
$727.7 \text{ }^\circ\text{C}$	$816.5 \text{ }^\circ\text{C}$

退火(工艺 5、工艺 6、工艺 7、工艺 8),进行热处理实验,热处理后的试样采用 LEICA DMI5000m 光学显微镜、MCO10-HBS-3000 布氏硬度计进行显微组织观察和硬度检测。

2.2 球化退火工艺及显微组织

2.2.1 亚温球化退火工艺及组织

亚温球化退火是将试样加热到 Ac_1 以下 $10 \sim 30 \text{ }^\circ\text{C}$,通过长时间保温,使得片层状的渗碳体在缺陷处发生熔断,并转变为不规则的短棒状渗碳体,随着熔断的不断进行,钢材的原始组织缓慢地完成不规则形状的球化转变,整个过程中贝氏体和铁素体组织没有奥氏体化。将初始组织为铁素体、贝氏体和珠光体组织的 20CrNiMo 试样,分别将其按照表 3 中的工艺 1 和工艺 2 进行亚温球化退火处理。球化

表 3 20CrNiMo 钢球化退火热处理试验工艺

Table 3 Spheroidizing annealing heat treatment experimental process of 20CrNiMo steel

工艺序号	球化退火类别	试验参数	球化率/%	HBW 硬度值
1	亚温	$710 \text{ }^\circ\text{C}$ 15 h, 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	50	165
2		$710 \text{ }^\circ\text{C}$ 25 h, 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	63	160
3	普通	$750 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 经 15 h 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	65	158
4		$750 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 经 25 h 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	83	149
5	等温	$790 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 h, 经 30 min 炉冷到 $690 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	55	155
6		$790 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 经 30 min 炉冷到 $690 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	38	157
7		$750 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 经 30 min 炉冷到 $690 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	59	153
8		$750 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 经 30 min 炉冷到 $650 \text{ }^\circ\text{C}$ 6 h, 炉冷至 $500 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷	90	145

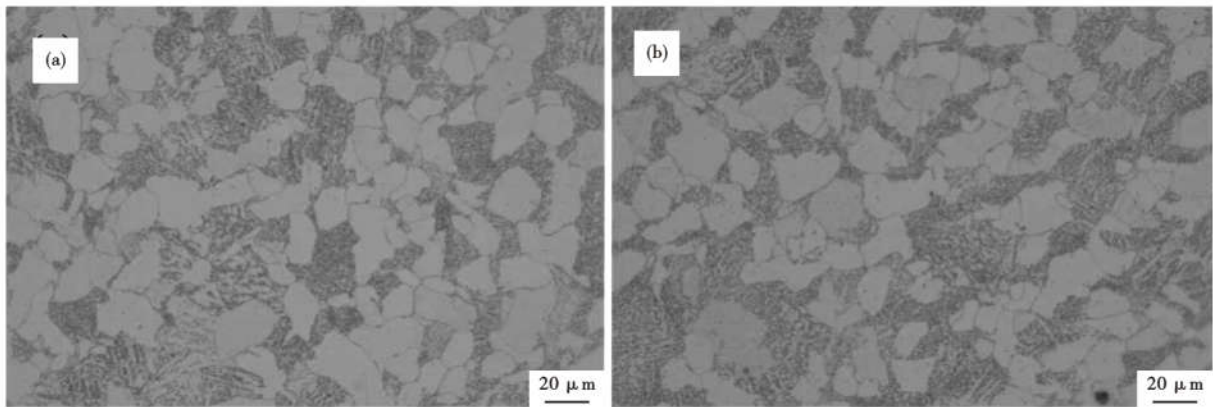


图2 20CrNiMo钢710℃亚温球化退火组织:(a)工艺1;(b)工艺2

Fig. 2 Microstructure of 20CrNiMo steel by subcritical spheroidizing annealing at 710 °C: (a) process 1 and (b) process 2

退火后的组织如图2所示。

从图2(a,b)可以看出,20CrNiMo钢原始组织中的贝氏体、珠光体经过在710℃保温15h和25h后,部分溶解断裂成短棒状或者球状的渗碳体。其球化率分别为50%和63%。图2组织表明20CrNiMo钢试样经过亚温球化退火后,原始组织中的贝氏体、珠光体在其内部的棱角、边角等表面能量较高处首先熔断转变为能量较低的短棒状渗碳体。随后C原子从贝氏体、珠光体中脱离后通过晶界快速扩散,并在晶界处析出,根据粒状渗碳体长大的Ostward熟化机制,晶界渗碳体能快速生长并部分保留着C原子沿晶界扩散的特征。其动力学影响因素是铁素体和碳化物界面能的降低,其转变机制是碳从碳化物的尖角、缺陷(曲率半径小)等高能处向平面处(曲率半径大)低能处扩散。从图2(a,b)可以看出,20CrNiMo钢试样在710℃的亚温球化退火时,随着亚温球化退火过程的进行,凹槽处渗碳体尖角将不断被溶解,曲率半径增大,逐渐球化。随着

保温时间由15h延长至25h,其中图2(b)中的渗碳体分布更为均匀,球化率相对较高。主要原因是随着20CrNiMo钢的亚温球化退火的延长,C原子向铁素体内部继续扩散,晶界渗碳体更加分散,均匀。因此,亚温球化退火的渗碳体球化速率除受表面能控制还受C原子的扩散速度控制。

2.2.2 普通球化退火工艺及组织

普通球化退火是一种传统退火处理工艺,是将20CrNiMo钢试样加热到 A_{c1} 以上20~30℃,保温适当时间,然后缓慢冷却至500℃以下出炉空冷。试验对20CrNiMo钢按照表3中的工艺3、工艺4进行普通球化退火,热处理后的试样金相组织如图3所示。

图3(a)中渗碳体聚集严重,部分呈块状,且面积相对较大。而图3(b)中渗碳体相对分散,均匀分布。冷却速率较快的工艺3,其球化率约为65%,而冷却速度较为缓慢的工艺4,其球化率约为83%。这是由于20CrNiMo钢原始组织中铁素体、贝氏体和

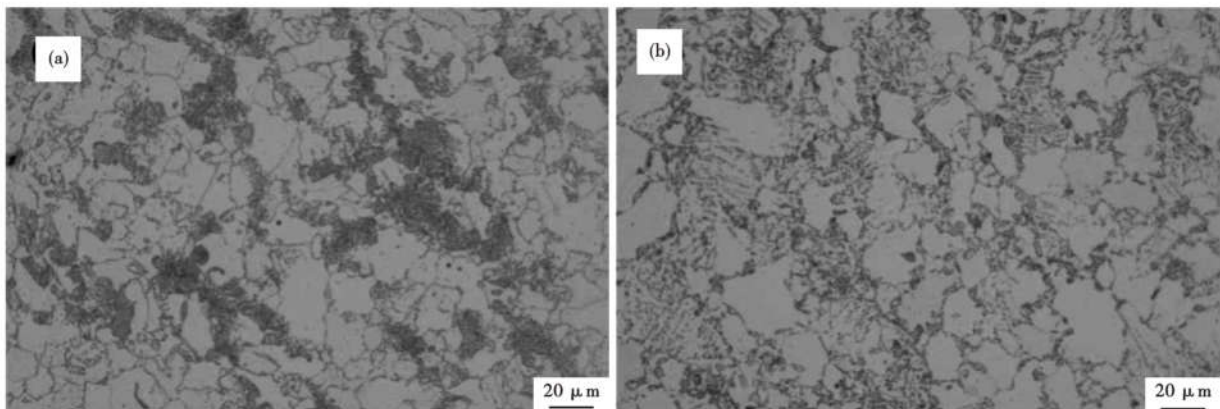


图3 20CrNiMo钢750℃普通球化退火组织:(a)工艺3;(b)工艺4

Fig. 3 Microstructure of 20CrNiMo steel by normal spheroidizing annealing at 750 °C: (a) process 3 and (b) process 4

珠光体经 750 °C 保温, 贝氏体和珠光体不断溶解, 并逐渐向奥氏体转变, 在随后冷却过程中, 过冷奥氏体转变为先共析铁素体析出, 然后开始渗碳体形核, 工艺 3 平均冷却速率为 16.67 °C/h, 冷却速度快的, 相变的驱动力较大, 渗碳体形核后快速长大聚集。而工艺 4 的冷却速率较慢, 相变的驱动力较小, 渗碳体形核后, 长大速率较慢。同时由于组织内部出现铁素体、珠光体析出相, 导致组织内部 C 浓度的极不平衡, 在冷却速度较慢, 渗碳体沿着先析出的铁素体晶界缓慢析出, 由于温度下降缓慢, 在 Ac_1 附近, Fe、C 原子具有较强的扩散能力, 其不断从高浓度的渗碳体聚集区域向铁素体聚集区域扩散。

因此, 普通球化退火是通过调节单位时间内体系能量下降的 $Q_{降}$ 的数值大小, 以防止其 $Q_{降}$ 过大, 若此时体系能量下降 $Q_{降}$ 大于渗碳体长大功 $Q_{长大}$, 相变驱动力较大, 造成渗碳体形核后快速长大聚集, 形成片状珠光体或片层状贝氏体组织, 达不到球化效果。因此, 普通球化退火的关键是缓慢冷却, 控制体系能量下降 $Q_{降} < Q_{长大}$, 此时 Fe、C 原子不断扩散, 随着时间的延长, 渗碳体扩散到铁素体组织内

部, 形成较为弥散、均匀的球状珠光体组织。

2.2.3 等温球化退火工艺及组织

等温球化退火方法是将钢加热至奥氏体化, 钢材组织转变为不均匀奥氏体和未溶碳化物, 这些未溶的碳化物在随后的冷却过程中, 以残留碳化物颗粒为核心开始析出, 并逐渐长大成球状。试验对 20CrNiMo 钢按照表 3 中的工艺 5、工艺 6、工艺 7、工艺 8 进行球化退火, 热处理后的试样金相组织如图 4 所示。

对比图 4(a)(工艺 5)、图 4(b)(工艺 6) 可以看出, 图 4(a) 球化退火后的渗碳体组织分布弥散、均匀, 而图 4(b) 中的渗碳体已经长大成片状、块状珠光体, 且呈明显簇聚状, 球化率由 55% 下降至 38%。其主要原因是 20CrNiMo 试样, 采用 790 °C 保温不同时间, 当保温时间为 3 h(工艺 5) 时, 其原始组织中的贝氏体、珠光体转变为不均匀奥氏体和未溶碳化物的比例相对较高。而保温 6 h(工艺 6), 20CrNiMo 钢的原始组织中铁素体、贝氏体和珠光体全部转化为奥氏体。当经过 30 min 冷却至 690 °C 保温的过程中, 奥氏体开始进行组织转变, 不断析出珠光体,

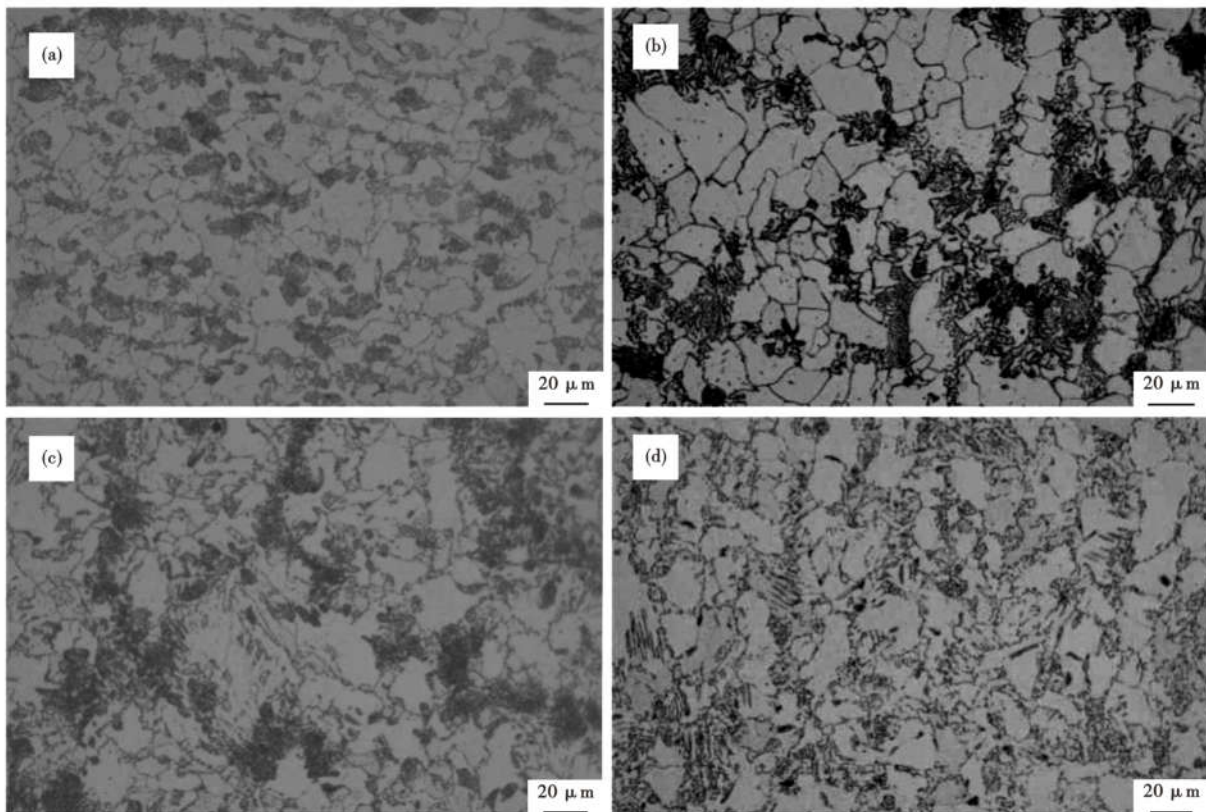


图 4 20CrNiMo 钢 790 ~ 690 °C (a)(b), 750 ~ 690 °C (c) 和 750 ~ 650 °C (d) 等温球化退火组织: (a) 工艺 5; (b) 工艺 6; (c) 工艺 7; (d) 工艺 8

Fig. 4 Microstructure of 20CrNiMo steel by 790 ~ 690 °C (a) (b), 750 ~ 690 °C (c) and 750 ~ 650 °C (d) isothermal spheroidizing process: (a) process 5; (b) process 6; (c) process 7; (d) process 8

其中图4(a)的不均匀奥氏体和未溶碳化物的比例相对图4(b)较高,形核质点较多,因此,保温3 h的工艺5较保温6 h的工艺6,球化退火后的组织分布相对更弥散、均匀。

对比图4(c)(工艺7)、图4(d)(工艺8)可以看出,20CrNiMo钢试样经过750℃,保温6 h后,原始组织中铁素体、贝氏体和珠光体基本转化为弥散的未溶碳化物。在后续650℃的等温条件(工艺8)下,保温6 h,球化退火组织相对较好,其球化率达90%。在后续690℃的等温条件(工艺7)下,保温6 h,其组织中存在部分直径20 μm左右的较大块状、片状珠光体,其球化率达59%。

等温球化退火的关键是等温温度和时间、保温温度和控制。从图4(b)可以看出,790℃等温6 h和690℃保温6 h时,钢中存在明显的晶界线[图4(b)]。而790℃等温3 h和750℃等温6 h炉冷至690℃保温6 h的工艺5和工艺7[图4(a)(c)]的钢中存在直径20 μm左右的较大块状、片状珠光体,其球化率分别为55%和59%。

2.3 硬度

对亚温球化退火、普通球化退火、等温球化退火后的20CrNiMo钢试样,进行布氏硬度检测,其结果见表3。

从表3中可以看出,20CrNiMo钢试样在经过较

长时间的亚温球化退火,普通球化退火、等温球化退火硬度值均能满足标准 $\leq 160\text{HBW}$ 要求,其中工艺4和工艺8,其球化率分别83%和90%,均能够满足标准球化率 $\geq 70\%$ 要求,且钢的硬度相对较低。其主要原因是工艺4和工艺8的球化组织较好,其片状珠光体相对较少,球状珠光体较多,均匀地被铁素体包裹,塑性相对较好。

3 结论

(1)通过对20CrNiMo钢的亚温球化退火,其原始组织中的渗碳体不断溶解,球化退火过程的主要限制性环节是C原子的扩散,随着保温时间由15 h延长至25 h,其球化退火后的球化率由50%上升至65%。

(2)20CrNiMo钢的普通球化退火较亚温球化退火的球化率有所上升,比相同保温时间的普通球化退火,球化率上升20%~30%。经过冷速10℃/h的缓慢冷却,球化率达83%。

(3)采用750℃,保温6 h,经30 min快速冷却至650℃,保温6 h的工艺对20CrNiMo钢试样进行等温球化退火,能够获得93%的球化率组织,球化体分布均匀、弥散,且硬度值 $\leq 160\text{HBW}$,具有良好的塑性和冷挤压性能。

参考文献

- [1] 惠卫军,于同仁,苏世怀,等.中碳钢球化退火行为和力学性能的研究[J].钢铁,2005,40(9):60-64.
- [2] 张万里,王辉,徐海峰,等.2%铝质量分数超高碳钢的球化退火工艺[J].钢铁,2017,52(12):67-74.
- [3] 姜婷,汪开忠,于同仁,等.弹性挡圈用C75S碳素弹簧钢热轧盘条的研发与生产[J].特殊钢,2021,42(5):56-59.
- [4] 刘向艳,杨建华,康瀚,等.退火温度对刃具钢6CrW2Si组织和硬度的影响[J].特殊钢,2018,39(4):63-65.
- [5] 张洪奎,刘笑莲,金曼.高碳铬过共析钢球化退火工艺研究[J].热处理,2012,27(2):35-40.
- [6] 王坤,胡锋,周雯,等.轴承钢研究现状及发展趋势[J].中国冶金,2020,30(9):119-128.
- [7] 周志伟,徐海卫,李飞.20钢热轧卷板的球化退火工艺[J].金属热处理,2010,35(4):82-84.
- [8] 刘晓荣,黄丽荣,石海莲.大型齿圈的热处理工艺及畸变控制[J].金属热处理,2008,33(4):55-57.
- [9] 任福东,田增芬,赵润娟,等.20CrMnTi钢等温球化退火工艺研究[J].天津冶金,1994,1(3):37-39.
- [10] 袁世丹,李星逸,马野,等.TiO钢快速球化退火工艺研究[J].佳木斯大学学报(自然科学版),2019,37(4):596-600.
- [11] 李兵,郑秀仿.20CrMnTi钢球化退火工艺的开发[J].河北冶金,2009,173(5):15-16.
- [12] 窦胜涛.18CrNiMo7-6球化退火工艺[J].四川冶金,2018,40(6):29-31.
- [13] 柳生根,陈质如,周月琴,等.亚共析钢球化退火的应用[J].机械制造,1981,7(8):17-19.
- [14] 闵永安,许路萍,顾治吉,等.冷挤压用20CrNi2Mo齿轮钢球化退火工艺研究[C].洛阳:第七次全国热处理大会.1999:275-278.
- [15] 马植甄,张晖.亚共析钢片状渗碳体球化行为及轧制变形量的影响[J].金属热处理,2017,42(8):26-29.
- [16] 庞佳琛,王国栋,易红亮.临界区等温球化退火对低密度轴承钢组织和硬度的影响[J].钢铁研究学报,2020,32(12):1077-1083.
- [17] 夏秀丽,郭延林.预变形上贝氏体组织对GCr15轴承钢球化退火质量的影响[J].天津冶金,2000,16(2):57-58.
- [18] 邹志军.脉冲电场实现模具钢的等温球化退火效率的改进[J].热加工工艺,2014,43(20):167-169.

柳萍(1986-),女,工程师,2006年东北大学(本科)毕业,低碳齿轮钢研发。E-mail:liuping@citicsteel.com

收稿日期:2021-10-27