

变形终止温度对 GCr15 轴承钢 显微组织的影响

Effect of Final Deformation Temperature on
Microstructure of GCr15 Bearing Steel

李振兴¹, 李长生¹, 马永强², 李 涛², 张 建¹

(1 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819;

2 抚顺特殊钢股份有限公司, 辽宁 抚顺 113001)

LI Zhen-xing¹, LI Chang-sheng¹, MA Yong-qiang², LI Tao², ZHANG Jian¹

(1 State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University,

Shenyang 110819, China; 2 Fushun Special Steel Co., Ltd.,

Fushun 113001, Liaoning, China)

摘要: 采用 MMS300 热模拟试验机对 GCr15 轴承钢的热变形工艺进行模拟, 研究变形终止温度对其显微组织的影响。结果表明, 变形终止温度在 770~870℃ 内变化时, 其显微组织均为片层状珠光体+沿晶界分布的先共析碳化物, 并且先共析碳化物周围存在铁素体薄膜。随着变形终止温度的升高, 晶粒尺寸和珠光体团的尺寸均增加, 珠光体的片层间距略微减小, 硬度增加。通过回归分析获得维氏硬度与片层间距倒数的拟合方程 $HV = 38.3S^{-1} + 92.7$ 。变形终止温度在 810~870℃ 内升高时, 碳化物的网状程度增加。与 810℃ 相比, 变形终止温度为 770℃ 和 790℃ 时, 碳化物的网状程度较严重。

关键词: GCr15 轴承钢; 变形终止温度; 珠光体; 网状碳化物; 片层间距

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.10.005

中图分类号: TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)10-0028-07

Abstract: The hot deformation process of GCr15 bearing steel was simulated by the MMS300 thermal mechanical simulator. The effect of final deformation temperature on microstructure was investigated. The results show that, within the range of 770-870℃, the microstructure of GCr15 bearing steel consists of lamellar pearlite plus proeutectoid carbide which is distributed along the grain boundary and surrounded by ferrite thin film. With the increase of the final deformation temperature, the grain size and pearlite colony size both increase, the mean interlamellar spacing of pearlite decreases slightly and the hardness increases. By means of regression analysis, the fitted curve of Vickers hardness *vs* the reciprocal of mean interlamellar spacing is given by $HV = 38.3S^{-1} + 92.7$. The degree of carbide network increases when the final deformation temperature increases within the range of 810-870℃. Compared with 810℃, the degree of carbide network is more serious at the final deformation temperature of 770℃ and 790℃.

Key words: GCr15 bearing steel; final deformation temperature; pearlite; carbide network; lamellar spacing

GCr15 轴承钢具有优良的综合性能, 是目前主要的轴承用钢^[1-3]。其作为过共析钢, 热变形后的室温组织中容易出现网状碳化物, 在随后的热处理过程中难以消除, 影响轴承的寿命。控制热变形工艺可以改善 GCr15 轴承钢的显微组织, 并抑制网状碳化物的析出^[4]。因此, 关于 GCr15 轴承钢的热变形工艺的实验研究具有重要意义。

Gembalova 等^[5]指出热变形后采取合适的冷速, 网状碳化物可以完全消除。Sun 等^[6]通过实验发现, 热变形后直接空冷, 碳化物的网状程度较严重, 若先水冷至 690℃ 后再空冷, 碳化物的网状程度明显减弱。李胜利等^[7]发现, GCr15 轴承钢棒材于 850℃ 终轧变形后, 心部的快速冷却速率小于 3℃/s 时, 碳化物的网状程度较严重。以上研究侧重于 GCr15 轴承钢热变

形后的控冷工艺,并未对变形工艺,如变形终止温度的影响进行探讨。目前,轴承钢多以棒线材供货^[8]。对于尺寸较大的 GCr15 轴承钢棒材,心部的冷却速率较慢,单一的控冷难以减小碳化物的网状程度^[9]。因此,为了减小 GCr15 轴承钢中碳化物的网状程度,需要进一步明确变形工艺对网状碳化物的影响。

目前,关于 GCr15 轴承钢变形终止温度的实验研究仍然较少。本工作采用 MMS300 热模拟试验机,对 GCr15 轴承钢的热变形工艺进行了模拟,详细研究了变形终止温度对显微组织的影响,包括晶粒尺寸、珠光体团的尺寸、珠光体的片层间距和碳化物网状程度。通过回归分析,建立了硬度与片层间距倒数的拟合方程。

1 实验方法

实验所用的原材料为抚顺特殊钢股份有限公司提供的 GCr15 轴承钢。其化学成分如表 1 所示。热模拟实验所采用的试样尺寸为 $\phi 8\text{mm} \times 15\text{mm}$ 。实验过程中,为了控制变形温度和冷却速率,将热电偶点焊到试样的纵向中心。

表 1 GCr15 实验钢化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of the experiment steel

(mass fraction/%)

C	Si	Mn	Cr	P	S	Cu	Al	Fe
1.000	0.280	0.340	1.570	0.011	0.003	0.100	0.029	Bal

图 1 为热变形实验的工艺图。首先,试样以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速率加热到 $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 3min ,随后试样以 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速率冷却到相应温度进行三道次的热压缩变形。各道次的变形量分别为 $30\%, 30\%, 25\%$,各道次的应变速率分别为 $2, 5, 10\text{ s}^{-1}$ 。第一、二道次的变形温度分别为 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$,第三道次的变形温度,即所模拟的变形终止温度,取值分别为 $770, 790, 810, 830, 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。为了使试样温度均匀,变形前试样在相应温度下保温了 3s 。经过三道次的变形后,试样以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速率快速冷却至 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$,最后以 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速率缓慢冷至室温。

将热变形后的试样沿中心纵向切开,并进行抛光。经过 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后,利用电子探针(JEOL JXA8530F)观察显微组织。透射试样经电解双喷减薄制成,电解液为 $10\% \text{HClO}_4 + 90\%$ 无水乙醇,采用 FEI Tecnai G2 F20 透射电镜进行观察。观察碳化物的网状程度时,采用的金相显微镜为 LEICA

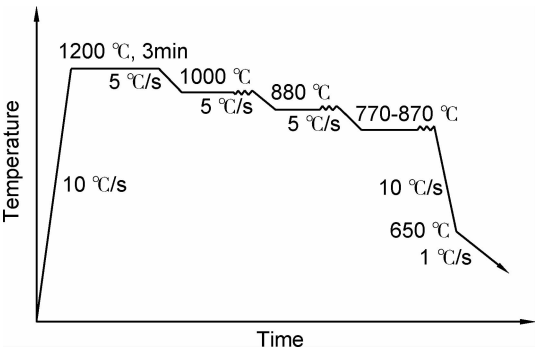


图 1 热变形实验工艺图

Fig. 1 The schematic of the hot deformation experiment

DMIRM。利用万能硬度计(KB3000BVRZ-SA)测量了不同变形终止温度下试样的硬度。

2 实验结果和讨论

2.1 显微组织特征和硬度

采用电子探针观察了不同变形终止温度下 GCr15 轴承钢的显微组织,如图 2 所示。其中沿晶界分布,并且颜色较亮的组织为先共析碳化物。分析发现不同变形终止温度下的显微组织均为片层状珠光体+先共析碳化物,并且先共析碳化物的厚度为珠光体中渗碳体片层厚度的 $3\sim 5$ 倍。采用透射电镜进一步观察了变形终止温度为 $790\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的显微组织,如图 3 所示。颜色较深的组织为碳化物,较浅的为铁素体,其中箭头处的显微组织为先共析碳化物。通过分析先共析碳化物的衍射斑可知,其属于正交晶系,即先共析碳化物为渗碳体。此外,可以看出先共析碳化物与珠光体中的渗碳体之间存在铁素体薄膜,即珠光体中的渗碳体不是直接在先共析碳化物上形成的^[10]。因此,可以认为 GCr15 轴承钢中珠光体的有效晶核为沿先共析碳化物分布的铁素体薄膜。

直线截点法常用来统计晶粒尺寸和珠光体团尺寸^[11,12],本研究采用该方法统计了不同变形终止温度下试样的晶粒尺寸(原奥氏体晶粒尺寸)和珠光体团尺寸,如图 4 所示。结果表明,变形终止温度在 $770\sim 870\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内增加时,试样的晶粒尺寸从 $16.2\text{ }\mu\text{m}$ 增加至 $22.1\text{ }\mu\text{m}$,珠光体团尺寸从 $5.2\text{ }\mu\text{m}$ 增加至 $6.9\text{ }\mu\text{m}$,即晶粒尺寸增加了 36% ,珠光体团的尺寸增加了 33% 。可以看出珠光体团的尺寸和晶粒尺寸存在正的相关性,这种相关性在一些文献中已有报道^[12,13]。其原因是珠光体优先在晶界附近形核,随着晶粒尺寸的增加,单位体积内的晶界面积减小,即珠光体的形核位置减少,进而珠光体团从形成到相互碰撞所需的时间延长,最

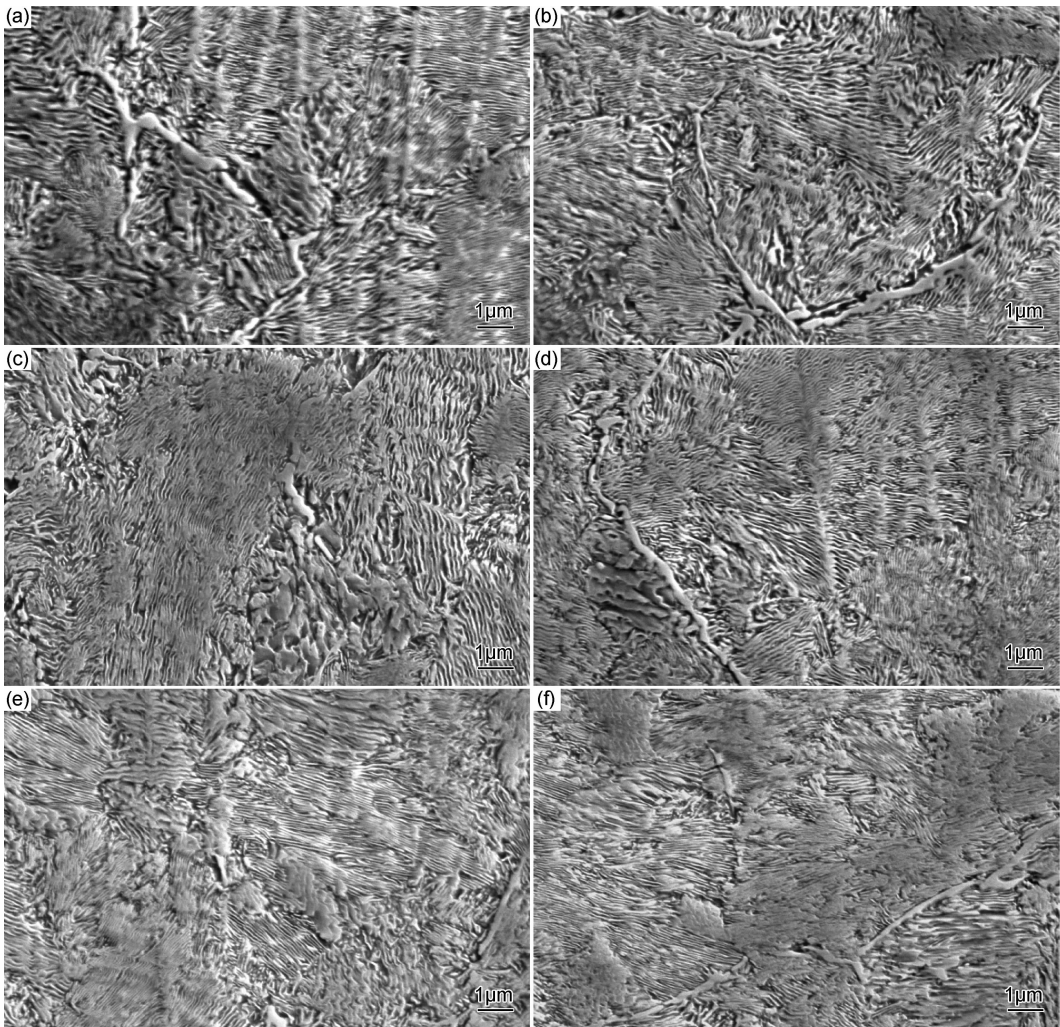


图 2 不同变形终止温度下 GCr15 轴承钢的显微组织
(a)770 °C ; (b)790 °C ; (c)810 °C ; (d)830 °C ; (e)850 °C ; (f)870 °C
Fig. 2 The microstructure of GCr15 bearing steel at different final deformation temperatures
(a)770 °C ; (b)790 °C ; (c)810 °C ; (d)830 °C ; (e)850 °C ; (f)870 °C

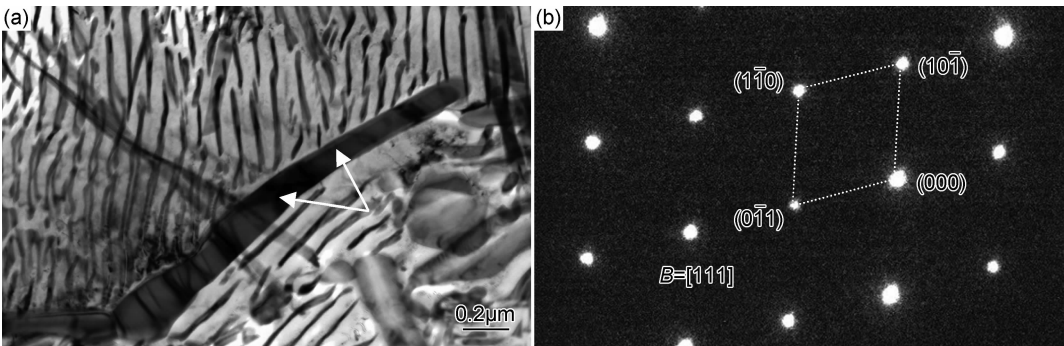


图 3 变形终止温度为 790 °C 时试样的透射照片(a)和图(a)箭头处共析碳化物的衍射斑(b)
Fig. 3 The specimen with the final deformation temperature of 790 °C (a) TEM micrograph; (b) diffraction pattern of the poeutectoid carbide indicated by arrow in (a)

终导致珠光体团的尺寸增加。此外,变形终止温度较低时,奥氏体晶粒内的变形带较多,而变形带处可以形成新的珠光体晶核,这进一步减小了珠光体团的尺寸。

采用圆形线法统计了珠光体的平均片层间距,用到的公式为 $S=0.5\pi d/(nM)$,其中 S 为平均片层间距, d 为所用圆的直径, n 为圆与渗碳体或铁素体片层

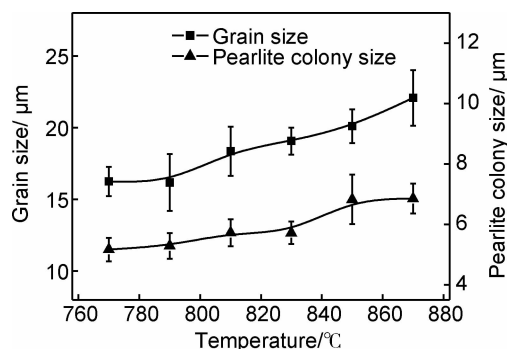


图 4 不同变形终止温度下试样的晶粒尺寸和珠光体团尺寸

Fig. 4 The grain size and pearlite colony size of specimens at different final deformation temperatures

的交点个数, M 为图片的放大倍数^[14, 15]。统计结果, 如图 5 所示。发现变形终止温度从 770℃ 增加至 870℃ 时, 平均片层间距从 0.104 μm 减小至 0.091 μm。研究表明^[15, 16], 珠光体的片层间距与相变温度密切相关, 两者近似满足方程(1):

$$S = \frac{4\sigma_{\alpha/\beta}T_e}{\rho Q(T_e - T)} \quad (1)$$

式中: S 为片层间距; T 为相变温度; T_e 为共析温度; ρ 为密度; Q 为珠光体相变过程中单位质量的相变热; $\sigma_{\alpha/\beta}$ 为单位面积的铁素体-渗碳体界面的界面能。根据上式可知, 相变温度较低时, 珠光体的片层间距较小。其原因为当相变温度较低时, 相变驱动力较大, 并且溶质原子的扩散距离较小, 使得片层间距较小。本工作通过测量发现, 变形终止温度在 770~870℃ 内变化时, 珠光体的平均片层间距随着变形终止温度的升高而略微减小。这是由于变形诱导析出作用, 使得珠光体的相变温度发生变化。变形终止温度较高时, 变形诱导析出作用较弱, 珠光体相变的初始温度较低, 造成片层间距较小^[17]。此外, 变形终止温度较低时, 原奥氏体晶粒尺寸较小, 使得 CCT 曲线向左上方移动, 即珠光体相变的初始温度升高, 进一步增加了片层间距。

值得一提的是, 为了改善加工性能, GCr15 轴承钢热轧后通常需要进行球化退火。当渗碳体片层的厚度较小时, 加热过程中渗碳体溶解速率较快, 有利于缩短球化时间。对于过共析钢, 珠光体的片层间距 S 与渗碳体片层厚度 T_c 之间近似满足 $T_c = 0.15S \cdot C$, 其中 C 为碳的质量分数^[16]。因此, 片层间距越小, 球化速度越快。本工作的测量结果表明, 虽然片层间距随着变形终止温度的升高而减小, 但变形终止温度 $\geq 810^\circ\text{C}$ 时, 平均片层间距变化幅度较小。因此, 从提高球化速度的角度考虑, 变形终止温度应 $\geq 810^\circ\text{C}$ 。

本工作利用万能硬度计测量了不同变形终止温度下试样的维氏硬度, 如图 5 所示, 发现试样的硬度随着

变形终止温度的升高而增加。这主要是因为随着变形终止温度的升高, 试样的片层间距不断减小, 而单位体积内的铁素体与渗碳体之间的界面面积为 $S_v = 2/S^{18}$ 。因此, 变形终止温度较高时, 单位体积内的铁素体-渗碳体界面的面积较大, 进而试样的硬度较大。实验表明, 珠光体钢的维氏硬度与片层间距的倒数近似呈线性关系^[19, 20]。本文通过回归分析, 获得了硬度与片层间距倒数的拟合曲线, 如图 6 所示, 可以看出实验钢的硬度与片层间距的倒数呈正比。硬度与片层间距倒数之间的拟合方程, 如方程(2)所示, 其相关系数约为 0.97。

$$HV = 38.3 S^{-1} + 92.7 \quad (2)$$

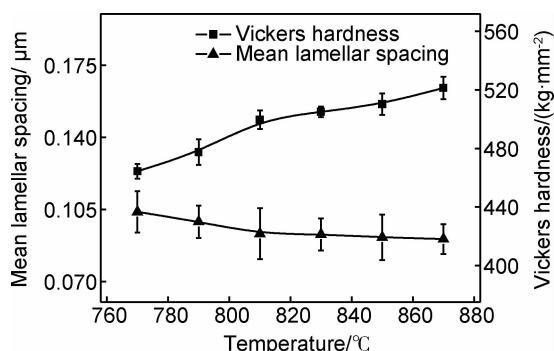


图 5 不同变形终止温度下珠光体的平均片层间距以及硬度值

Fig. 5 The mean lamellar spacing of pearlite and hardness at different final deformation temperatures

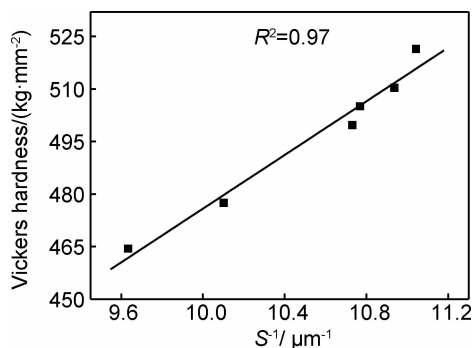


图 6 硬度与片层间距倒数的拟合曲线

Fig. 6 Fitted curve for hardness and reciprocal of interlamellar spacing

2.2 碳化物的网状程度

为了观察碳化物的网状程度, 将不同变形终止温度下的试样进行淬火+低温回火处理。淬火温度为 820℃、保温时间为 4min, 低温回火温度为 150℃、回火时间为 2h。经过淬火+低温回火处理后, 采用 4% 的硝酸酒精溶液进行深腐蚀, 腐蚀时间在 30s 左右。图 7 为不同变形终止温度下的试样深腐蚀后得到的金相

图片,其中沿晶界分布、颜色较亮组织为先共析碳化物。可以看出,在 810~870℃内,随着变形终止温度的增加,碳化物的网状程度增加;与 810℃相比,变形终止温度为 770℃和 790℃时,碳化物的网状程度较严重。按照国标 GB/T 18254—2002 对网状碳化物进行

评级,变形终止温度 $\geq 850^{\circ}\text{C}$ 时,碳化物网状程度较严重,网状级别为 3 级;变形终止温度为 810℃和 830℃时,碳化物的网状级别 ≤ 2 级,符合标准要求;变形终止温度为 770℃和 790℃时,碳化物的网状级别为 3 级。

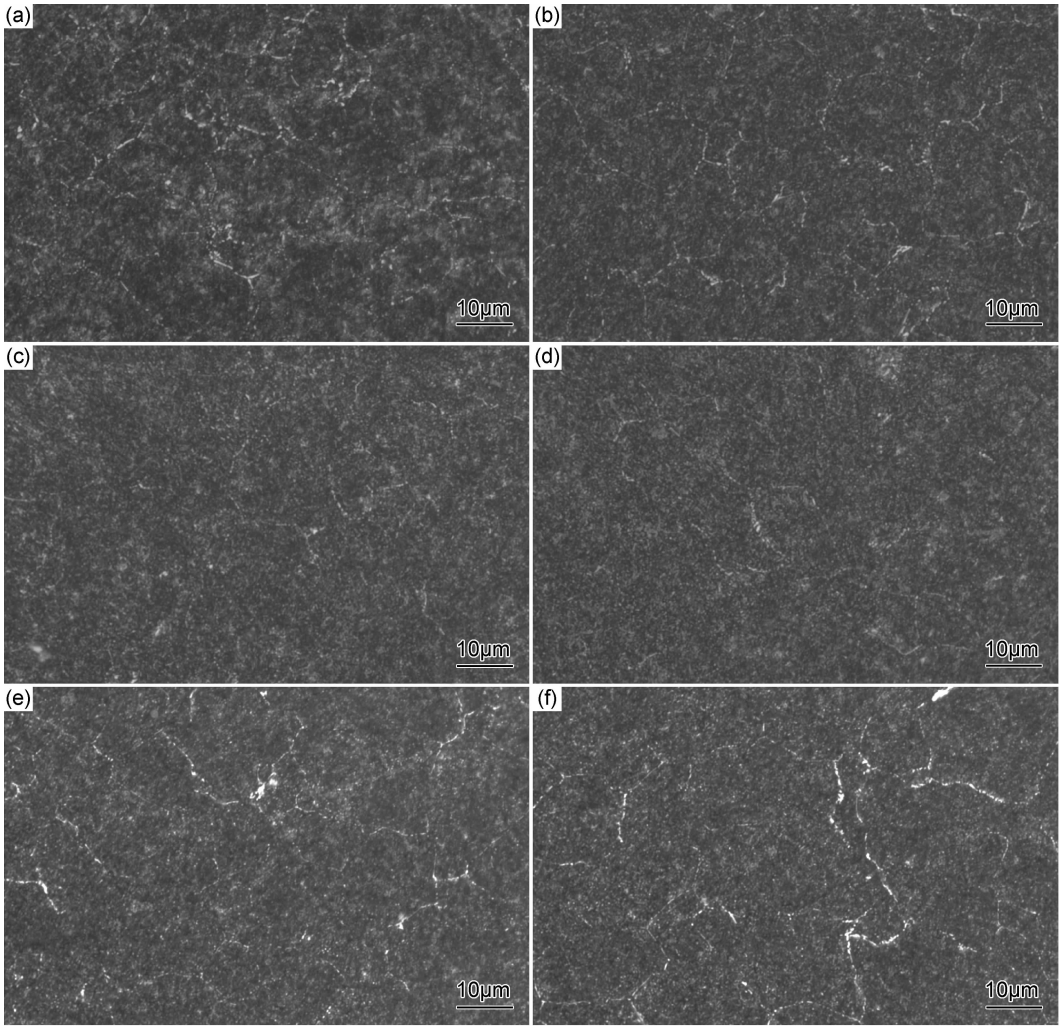


图 7 不同变形终止温度下的试样深腐蚀后得到的金相图片
(a)770℃;(b)790℃;(c)810℃;(d)830℃;(e)850℃;(f)870℃

Fig. 7 The micrographs of deep-etched experimental samples at different final deformation temperatures
(a)770℃;(b)790℃;(c)810℃;(d)830℃;(e)850℃;(f)870℃

由于晶界处的能量较高,并且碳化物形成元素在晶界处的扩散系数较大,使得先共析碳化物主要在原奥氏体晶界处形核^[21]。理论上在先共析碳化物析出过程中,原奥氏体晶粒尺寸越小,单位体积内的晶界面越多,先共析碳化物的形核位置越多,进而碳化物的网状程度越小。本文利用 Thermo-Calc V5. 0 的 TCFE6 数据库,计算了各平衡相质量分数随温度的变化曲线,如图 8 所示。图 8 中的①、②两点分别对应先共析碳化物的开始析出温度和停止析出温度。由①、②两点的横坐标可知,平衡状态下先共析碳化物的开

始析出温度为 912℃,停止析出温度为 751℃,与 MT-DATA 的计算结果相近^[4]。此外,赵宪明^[22]通过测量 GCr15 轴承钢的动态 CCT 曲线,发现该钢于 980℃变形 40%后,先共析碳化物大量析出的温度区间为 700~850℃。因此,本工作第三道次的变形温度(变形终止温度)均在先共析碳化物的析出温度区间内,即处于 $\gamma + \text{M}_3\text{C}$ 的两相区内。但不同变形终止温度下,奥氏体的晶粒尺寸必然存在差异。如图 4 所示,试样的变形终止温度越高,晶粒尺寸越大,即原奥氏体的晶粒尺寸越大,进而先共析碳化物的形核位置

越少。因而,变形终止温度较高时,碳化物的网状程度较严重。

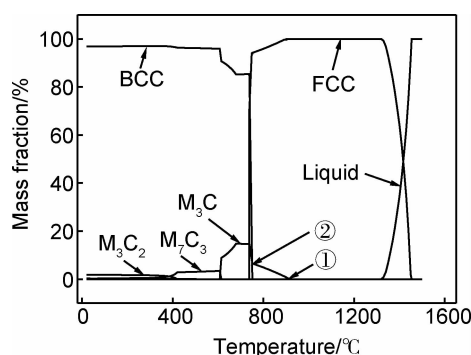


图 8 GCr15 轴承钢不同温度下各平衡相的质量分数

Fig. 8 The mass fraction of each equilibrium phase in GCr15 bearing steel at different temperatures

在 $\gamma + M_3C$ 两相区内变形时,除了奥氏体晶粒发生变形外,已析出的先共析碳化物也会发生变形,使得碳化物内形成了大量的位错。高密度位错的存在,为碳的扩散、沉积以及碳化物的溶断创造了条件,使得已析出的先共析碳化物破碎成细小、分散的碳化物颗粒。细小的碳化物颗粒可以作为新的未析出碳化物的形核点,进一步促进碳化物的弥散析出。因此,随着变形终止温度的降低,已析出的先共析碳化物大量破碎,先共析碳化物的形核点增加,使得碳化物的网状程度减小。但变形终止温度过低时,先共析碳化物已大量析出,变形只起到简单的破碎作用,并未进一步促进先共析碳化物的弥散析出,将会造成碳化物的网状程度增加。此外,GCr15 轴承钢热变形后常进行快速冷却,以缩短在先共析碳化物析出温度区间内的停留时间,而变形终止温度较低时,试样在先共析碳化物析出温度区间内的停留时间较长,也会导致碳化物的网状程度增加。因此,与 810℃ 相比,变形终止温度为 770℃ 和 790℃ 时,碳化物的网状程度较严重。实际生产中,变形终止温度可控制在 810~830℃ 内。此外,为了进一步减小碳化物的网状程度,应适当增加 GCr15 轴承钢于 810~912℃ 内的变形量,并且变形道次间的温度间隔不应过大。

3 结论

(1)变形终止温度在 770~870℃ 内变化时,随着变形终止温度的升高,晶粒尺寸和珠光体团的尺寸不断增加,珠光体的平均片层间距略微减小,硬度逐渐增加。回归分析发现,硬度与片层间距的倒数近似呈线性关系,其拟合方程为 $HV = 38.3S^{-1} + 92.7$ 。

(2)先共析碳化物属于渗碳体,并且先共析碳化物周围存在铁素体薄膜,可以认为 GCr15 轴承钢中珠光体的有效晶核为沿先共析碳化物分布的铁素体薄膜。

(3)Thermo-Calc 的计算表明,先共析碳化物的开始析出温度为 912℃,停止析出温度为 751℃。

(4)变形终止温度在 810~870℃ 内变化时,随着变形终止温度的升高,碳化物的网状程度增加;与 810℃ 相比,变形终止温度为 770℃ 和 790℃ 时,碳化物的网状程度较严重。为了获得理想的显微组织,变形终止温度应控制在 810~830℃ 内。

参考文献

- [1] ZARETSKY E V. Rolling bearing steels-a technical and historical perspective[J]. Materials Science and Technology, 2012, 28 (1): 58-69.
- [2] 廖舒伦,张立文,岳重祥,等. GCr15 热变形行为与流变应力模型的研究[J]. 材料工程, 2008, (4): 8-10.
LIAO Shu-lun, ZHANG Li-wen, YUE Chong-xiang, et al. Research on thermal deformation behaviour and flow stress of GCr15 steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2008, (4): 8-10.
- [3] 李永德,徐娜,郭卫民,等. 高压气相热充氢对 SUJ2 轴承钢超高周疲劳行为的影响[J]. 材料工程, 2014, (2): 87-93.
LI Yong-de, XU Na, GUO Wei-min, et al. The influence of high pressure thermal hydrogen charging on very high cycle fatigue behavior of SUJ2 bearing steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2014, (2): 87-93.
- [4] BHADESHIA H K D H. Steels for bearings[J]. Progress in Materials Science, 2012, 57 (2): 268-435.
- [5] GEMBALOVA P, BORUTA J, GRYZE E, et al. Hot forming parameters research of bearing steel[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2007, 7 (2): 21-28.
- [6] SUN Y K, WU D. Effect of ultra-fast cooling on microstructure of large section bars of bearing steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2009, 16 (5): 61-65.
- [7] 李胜利,徐建忠,王国栋,等. 大断面轴承钢控轧控冷工艺的模拟与分析[J]. 东北大学学报:自然科学版, 2006, 27 (6): 658-661.
LI Sheng-li, XU Jian-zhong, WANG Guo-dong, et al. Simulation and analysis of large cross-section bearing steel's TMCP process [J]. Journal of Northeastern University: Natural Science, 2006, 27 (6): 658-661.
- [8] 岳重祥,张立文,阮金华. $\phi 70 \sim 80$ 轴承钢热轧棒材轧制过程的孔型设计及三维模拟[J]. 材料工程, 2011, (2): 60-64.
YUE Chong-xiang, ZHANG Li-wen, RUAN Jin-hua. Pass design and 3D simulation for the rolling process of $\phi 70 \sim 80$ bearing steel rod[J]. Journal of Materials Engineering, 2011, (2): 60-64.
- [9] 李胜利,王国栋,刘相华,等. 大断面轴承钢控温轧制工艺与实验研究[J]. 钢铁, 2007, 42 (3): 41-43.
LI Sheng-li, WANG Guo-dong, LIU Xiang-hua, et al. Technics and experimental research on controlled rolling for large-cross-

- section bearing steel parts[J]. *Iron and Steel*, 2007, 42 (3): 41—43.
- [10] ZHANG M X, KELLY P M. The morphology and formation mechanism of pearlite in steels[J]. *Materials Characterization*, 2009, 60 (6): 545—554.
- [11] MARDER A R, BRAMFITT B L. Effect of continuous cooling on the morphology and kinetics of pearlite[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1975, 6 (11): 2009—2014.
- [12] FERNÁNDEZ-VICENTE A, CARSÍ M, PENÁLBA F, et al. Toughness dependence on the microstructural parameters for an ultrahigh carbon steel (1.3 wt. % C)[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 335 (1—2): 175—185.
- [13] ELWAZRI A M, WANJARA P, YUE S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 404 (1—2): 91—98.
- [14] YAHYAOUÏ H, SIDHOM H, BRAHAM C, et al. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: experimental results and self-consistent modeling[J]. *Materials & Design*, 2014, 55 (3): 888—897.
- [15] CABALLERO F G, GARCÍA DE ANDRÉS C, CAPDEVILA C. Characterization and morphological analysis of pearlite in a eutectoid steel[J]. *Materials Characterization*, 2000, 45 (2): 111—116.
- [16] PARK K T, CHO S K, CHOI J K. Pearlite morphology in hypereutectoid steel[J]. *Scripta Materialia*, 1997, 37 (5): 661—666.
- [17] 孙本荣, 朱荣林, 赵佩祥, 等. 热变形对动态 CCT 曲线的影响[J]. *钢铁*, 1987, 22 (5): 16—22.
- SUN Ben-rong, ZHU Rong-lin, ZHAO Pei-xiang, et al. Effect of hot deformation on dynamic CCT curves[J]. *Iron and Steel*, 1987, 22 (5): 16—22.
- [18] RIDLEY N. A review of the data on the interlamellar spacing of pearlite[J]. *Metallurgical Transaction A*, 1984, 15 (6): 1019—1036.
- [19] RAY K K, MONDAL D. The effect of interlamellar spacing on strength of pearlite in annealed eutectoid and hypoeutectoid plain carbon steels[J]. *Acta Metallurgical et Materialia*, 1991, 39 (10): 2201—2208.
- [20] WU K M, BHADESHIA H K D H. Extremely fine pearlite by continuous cooling transformation[J]. 2012, 67 (1): 53—56.
- [21] KRAL M V, SPANOS G. Crystallography of grain boundary cementite dendrites[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51 (2): 301—311.
- [22] 赵宪明, 孙艳坤, 吴迪. 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.
- ZHAO Xian-ming, SUN Yan-kun, WU Di. Controlled cooling of GCr15 bearing steel after high temperature[J]. *Materials Science & Technology*, 2010, 18 (2): 216—220.
-
- 基金项目:** 国家高新技术研究发展计划 (863 计划) 项目 (2012AA03A503); 国家自然科学基金项目 (51174057, 51274062); 高等学校博士学科点专项科研基金项目 (20130042110040)
- 收稿日期:** 2014-04-11; **修订日期:** 2015-04-09
- 通讯作者:** 李长生 (1964—), 男, 教授, 博导, 主要从事高品质钢轧制技术研究工作, 联系地址: 辽宁省沈阳市和平区文化路 3 巷 11 号, 东北大学 105 信箱, 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 (110819), E-mail: lics@ral.neu.edu.cn
-