



温度与气氛对 GCr15 钢等温脱碳行为的影响

张博睿¹, 陈金童², 徐金龙¹, 李翅鹏¹, 胡冬东¹, 刘小江³, 贾涛²

(1 宁波钢铁有限公司制造部, 宁波 315807; 2 东北大学, 数字钢铁全国重点实验室, 沈阳 110819;

3 沈阳工业大学机械工程学院, 沈阳 110870)

摘要: GCr15 钢是高碳铬轴承钢的典型代表, 表面脱碳会严重降低其表面质量与服役性能。对 GCr15 钢在空气、 $N_2+H_2+H_2O$ 和 N_2+H_2O 中的等温脱碳行为开展了实验研究与机理分析。结果表明, 在空气气氛下, 700 °C 时未发现脱碳层, 800 °C 时存在完全脱碳层和部分脱碳层, 900 °C 以上时仅有部分脱碳层。相对于亚共析钢, GCr15 钢脱碳层覆盖较宽的碳含量区间, 叠加室温组织对等温脱碳后冷却过程冷速的强敏感性, 脱碳层室温组织随脱碳时间的演变行为复杂, 硬度法而非金相法是测定脱碳层深度的优选方法。总脱碳层厚度随温度、时间的增加而增加, 在 700、800、900、1 000 °C 等温 120 min 后的厚度分别达到 511、690、960、1 270 μm 。相对于 $N_2+H_2+H_2O$, N_2+H_2O 中因其强氧化性导致脱碳铁素体层甚至一定比例的部分脱碳层被氧化烧蚀。研究结果对于 GCr15 钢热加工工艺设计时的脱碳层控制具有指导意义。

关键词: GCr15 轴承钢; 表面脱碳; 加热气氛; 硬度法

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260019 **中图分类号:** TG335. 1

Effects of Temperature and Atmosphere on the Isothermal Decarburization Behavior of GCr15 Steel

Zhang Borui¹, Chen Jintong², Xu jinlong¹, Li Chipeng¹, Hu Dongdong¹, Liu Xiaojiang³, Jia Tao²

(1 Manufacturing Department of Ningbo Iron and Steel Co., Ltd., Ningbo 315807, China; 2 State Key Laboratory of Digital Steel, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 3 School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: GCr15 is a typical representative of high-carbon chromium bearing steel, and surface decarburization can severely degrade its surface quality and service performance. This paper presents an experimental investigation and mechanism analysis on the isothermal decarburization behavior of GCr15 bearing steel in air, $N_2+H_2+H_2O$ and N_2+H_2O atmospheres. The results show that in air atmosphere, no decarburization layer was observed at 700 °C, a fully decarburized layer and a partially decarburized layer were observed at 800 °C, and only a partially decarburized layer was present above 900 °C. Compared with hypoeutectoid steel, GCr15 exhibits a decarburization layer covering a wide range of carbon content. Coupled with the strong sensitivity of room-temperature microstructure to the cooling rate after isothermal decarburization, the evolution of room-temperature microstructure in the decarburization layer with decarburization time is complex. The hardness method, rather than the metallographic method, is the preferred method for measuring decarburization depth. The total decarburization layer thickness increases with rising temperature and holding time, reaching 511, 690, 960, and 1 270 μm after isothermal treatment at 700, 800, 900, and 1 000 °C for 120 min respectively. In comparison with the $N_2+H_2+H_2O$ atmosphere, the strong oxidizability of the N_2+H_2O atmosphere results in the oxidative ablation of the decarburized ferrite layer and even a certain proportion of the partially decarburized layer. The results of this study provide guidance for decarburization layer control during the thermal processing design of GCr15 steel.

Key Words: GCr15 Bearing Steel; Surface Decarburization; Heating Atmosphere; Hardness Method

作为高碳铬轴承钢的典型代表, GCr15 钢因其优异的力学性能在滚动轴承制造领域获得了极为广泛的应用^[1-2]。然而, 轴承钢在热机械加工、高温热处理等过程中, 会发生显著的表面脱碳现象, 它会严重降低钢材的表面质量与性能^[1, 3]。研究表明^[4], 即使少量残留脱碳层, 也会使疲劳寿命显著下

降。目前, 对于在热轧前加热炉中的钢坯脱碳问题, 主要是通过优化加热窗口、使用保护性涂层或者控制炉内气氛中的氧含量进行控制^[5-6]。

实验表明^[7-10], GCr15 钢的脱碳层厚度随加热温度和保温时间呈显著正相关关系。与时间相比, 脱碳对加热温度更加敏感。在 900 ~ 1 150 °C 总脱碳

作者简介: 张博睿(1987—), 男, 本科, 高级工程师; **E-mail:** zhangborui@ningbosteel.com; **收稿日期:** 2026-01-30

通信作者: 贾涛(1981—), 男, 博士, 副教授; **E-mail:** jiatao@ral.neu.edu.cn

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

层厚度随温度单调增加,并在高温区呈现明显加速特征。特别是在1 080 ℃附近存在脱碳行为的“拐点”,该温度以上脱碳层厚度快速增加^[8]。在1 200 ℃以上,GCr15钢脱碳尤为严重,1 230 ℃×120 min条件下脱碳层深度可达1 280 μm^[6]。GCr15钢脱碳动力学表现为扩散控制特征,脱碳层厚度与保温时间的平方根成正比^[11],这与经典碳扩散控制模型相一致^[12]。此外,加热气氛也是影响脱碳的重要因素^[9-10, 13-14]。轴承钢脱碳层厚度随气氛中氧气含量^[6, 14]和H₂O蒸汽含量^[13]增加而增厚。目前,关于混合气氛中含H₂O和H₂对表面脱碳影响的研究较少。

本文以轴承钢GCr15为研究对象,开展了等温脱碳实验研究,确定了温度、时间、气氛对脱碳层形貌的定量影响规律,讨论了过共析钢的脱碳机理,有助于加深对过共析钢脱碳行为机理的理解。

1 实验材料与方法

实验钢为GCr15热轧棒料,化学成分见表1。采用ThermoCalc(数据库TCFE9)软件计算了A_{e1}、A_{cm}和T_c温度分别为737、770、879 ℃,其中,T_c温度为碳含量等于零时的A_{c3}温度。

表1 GCr15实验钢的成分(质量分数)

Table 1 Composition of GCr15 experimental steels %							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe
0.95	0.254	0.335	0.024 3	0.007 3	1.56	0.050 7	Bal.

试样尺寸为10 mm×13 mm×5 mm,所有试样经1000#的砂纸打磨获得一致的表面粗糙度。在箱式电阻炉、空气气氛下开展等温脱碳实验,温度、时间分别为700~1 000 ℃和45~120 min,基本覆盖GCr15

热加工工艺区间。如图1(a)所示,将炉子加热至预设温度并稳定10 min,然后装入试样同时开始计时,在等温至预设时间后空冷至室温,部分试样在等温后淬火至室温以固定高温组织。考虑到试样尺寸较小,因而忽略试样加热至炉温所需时间。在气氛控制热处理炉中开展了不同气氛条件下850 ℃等温脱碳实验,气氛包括氧化性的“N₂+H₂O”和还原性的“N₂+H₂+H₂O”,气体流量为10 L/min,水蒸气发生器温度为85 ℃,等温时间为15~60 min。如图1(b)所示,在N₂气氛下将炉子加热至850 ℃,在炉温稳定后将气氛快速切换为“N₂+H₂O”或“N₂+H₂+H₂O”,然后将试样由冷室推入热室;在等温至预设时间后,将试样由热室拉出至冷室并在N₂气氛下冷却至室温。

脱碳实验后,完成脱碳试样的热镶嵌、研磨、抛光和4%硝酸酒精侵蚀,采用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)对观察试样截面的脱碳层组织。

依据GB/T 224—2019《钢的脱碳层深度测定法》中的硬度法确定脱碳层深度。使用FM-700显微硬度计,采用斜线法测量试样不同截面位置处的硬度值。载荷和保载时间分别为500 g、10 s,相邻压痕中心间距>170 μm。

2 实验结果与分析

2.1 等温温度、时间对脱碳层组织的影响

1) 脱碳温度

图2(a)为700 ℃等温45 min后脱碳层形貌,试样表层未观察到脱碳层组织,推测是氧化对脱碳层的烧蚀导致;基体为球化退火后的珠光体组织。在图2(b)即800 ℃等温45 min试样中,可以观察到表层由柱状铁素体主导的完全脱碳层形貌^[5],在其之下深入基体方向难以观察到组织形貌的变化,可以

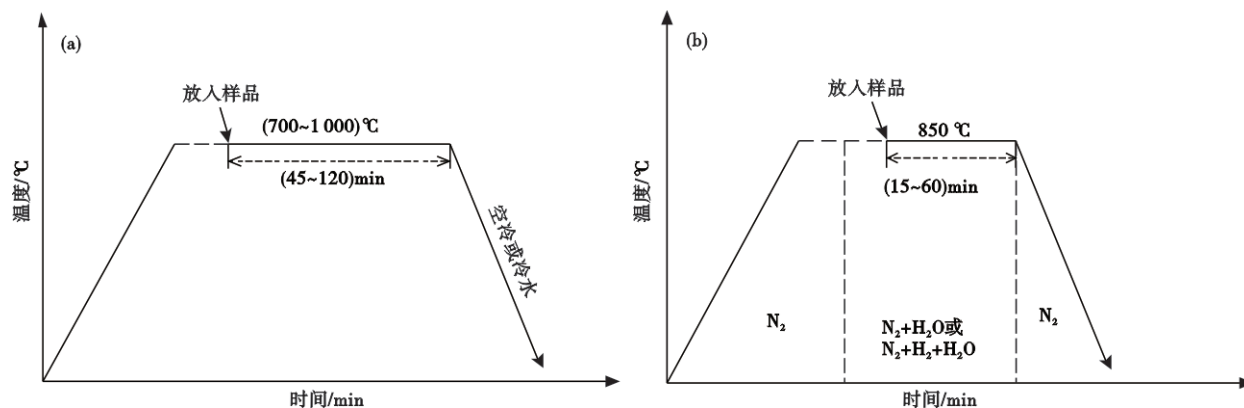


图1 GCr15实验工艺示意图:(a)空气气氛,(b)“N₂+H₂O”或“N₂+H₂+H₂O”气氛

Fig. 1 Schematic diagram of GCr15 experimental process: (a) Air atmosphere, (b) N₂+H₂O or N₂+H₂+H₂O atmosphere

通过硬度法判断是否存在部分脱碳层。图2(c-e)为900、1 000、1 100 °C等温45 min试样的脱碳层形貌,在试样表层可以观察到晶界铁素体。在深入基体方向,可以确认存在贝氏体和马氏体;与此同时,也可观察到合金偏析导致的带状组织特征^[3],以及1 000、1 100 °C等温时导致的奥氏体晶粒显著粗化。

2) 等温时间

图3为800 °C等温不同时间的脱碳层形貌。随着等温时间的延长尤其是在 ≥ 90 min时,可以明确脱

碳层为“完全脱碳层+部分脱碳层”结构,采用金相法及ImageJ软件统计表明,45、60、90、120 min的完全脱碳层厚度分别为97.76、107.39、115.15、155.6 μm 。图4为900 °C等温不同时间后的脱碳层形貌,均为部分脱碳层。在相同的放大倍数下,可以观察到脱碳层中晶界铁素体深度随等温时间延长而增加的趋势。

2.2 脱碳层深度测量

在显微硬度法中,脱碳层深度可以定义为^[15-16]

①由试样表面测至硬度平稳处,②由试样表面测至

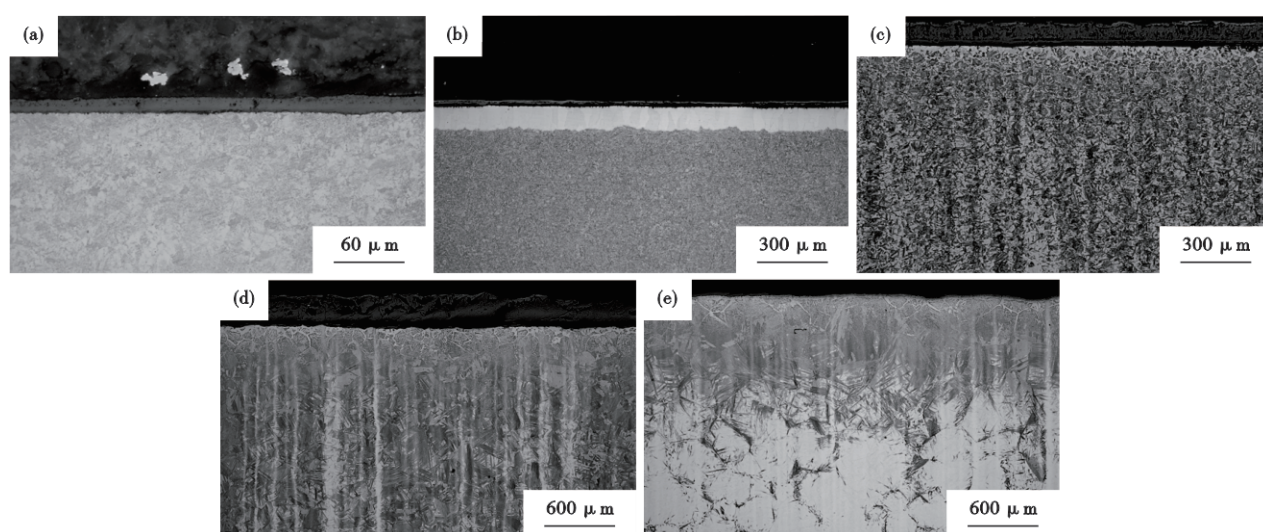


图2 不同温度下的脱碳层组织形貌:(a)700 °C,(b)800 °C,(c)900 °C,(d)1 000 °C,(e)1 100 °C

Fig. 2 Morphology of decarburized layer at different temperatures : (a)700 °C, (b)800 °C, (c)900 °C, (d)1 000 °C, (e)1 100 °C

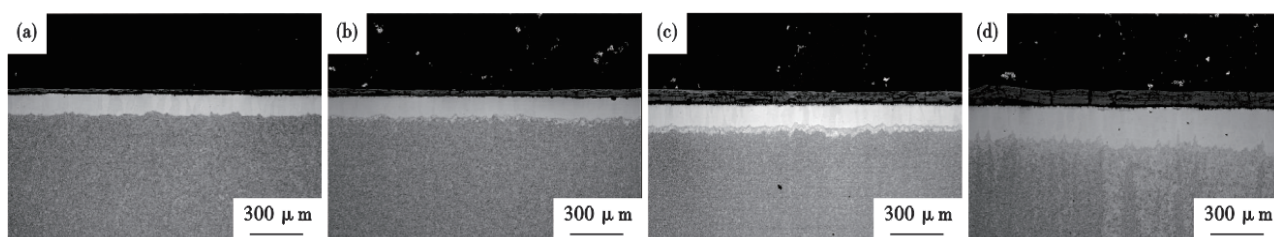


图3 800 °C等温不同时间后的脱碳层形貌:(a) 45 min,(b) 60 min,(c) 90 min,(d) 120 min

Fig. 3 Morphology of decarburized layer after isothermal holding for different times at 800 °C : (a) 45 min, (b) 60 min, (c) 90 min, (d) 120 min

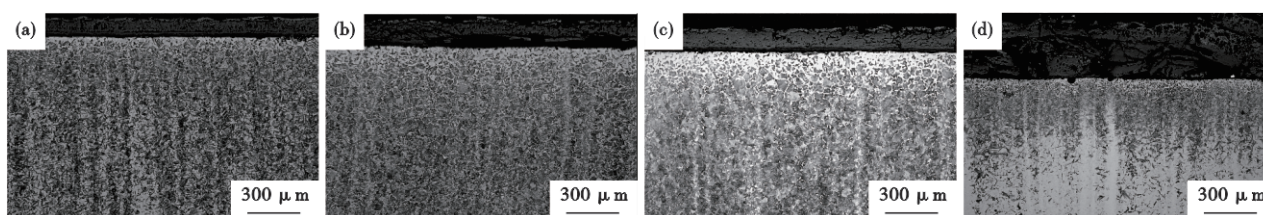


图4 900 °C等温不同时间后的脱碳层形貌:(a) 45 min,(b) 60 min,(c) 90 min,(d) 120 min

Fig. 4 Morphology of decarburized layer after isothermal holding for different times at 900 °C : (a) 45 min, (b) 60 min, (c) 90 min, (d) 120 min

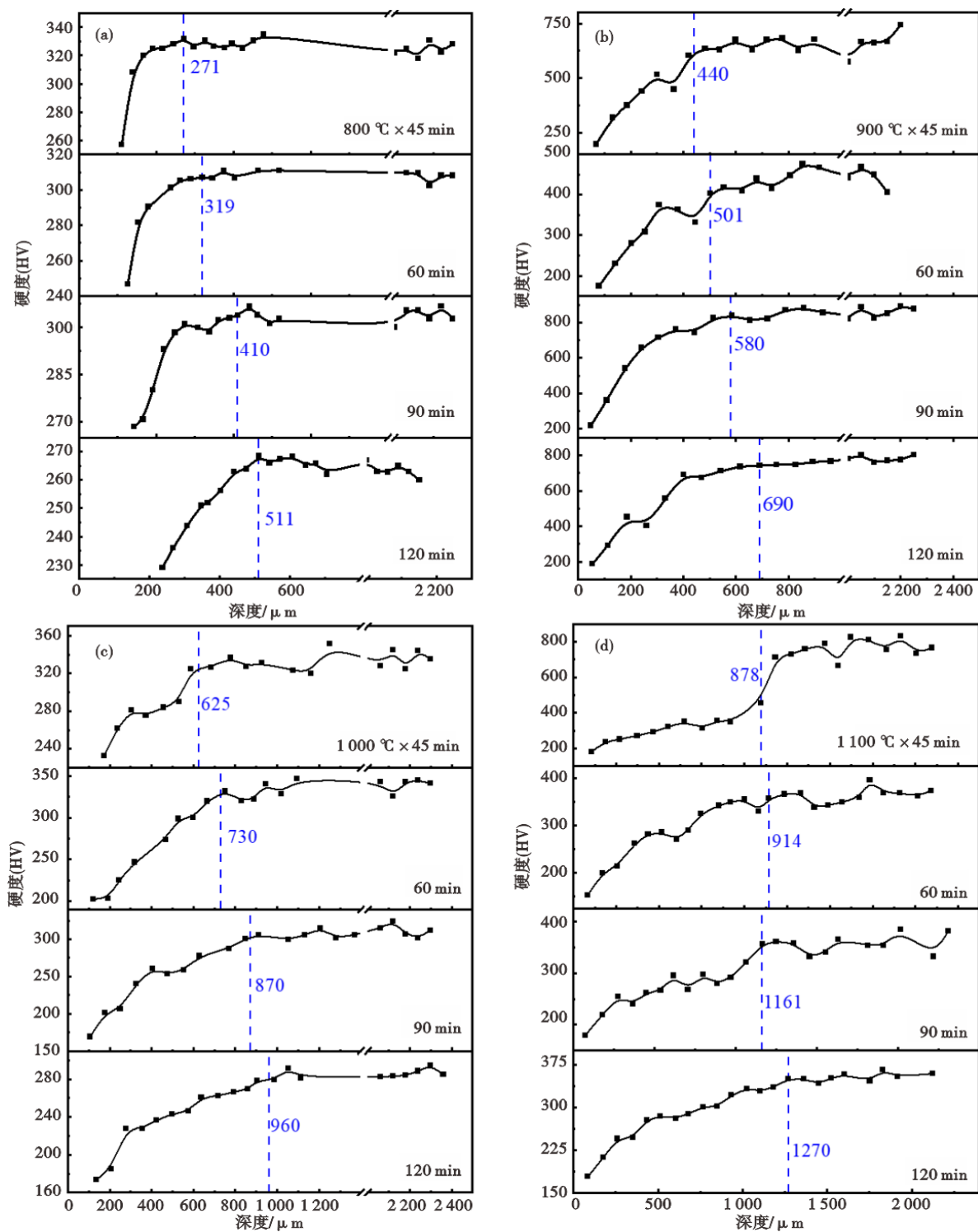


图5 脱碳层硬度-深度曲线: (a) 800 °C, (b) 900 °C, (c) 1000 °C, (d) 1100 °C

Fig. 5 Hardness-depth curves of decarburized layer : (a) 800 °C, (b) 900 °C, (c) 1000 °C, (d) 1100 °C

硬度平稳处的某一百分数,或③由试样表面测至产品标准或技术协议规定的硬度值处。采用方法①测量脱碳层深度。如图5所示,脱碳层硬度梯度曲线在部分试样中不平滑,这可能与试样中存在合金偏析相关,压痕斜线与带状偏析组织相交,导致硬

度随脱碳层深度呈现为波动增加。另一方面,即便在相同实验温度,不同等温时间试样的基体硬度也差异明显,推测主要原因是,其一是较小尺寸试样会随实验环境的轻微变化导致空冷冷速波动,其二是较高碳含量使脱碳层以及基体室温组织对冷速

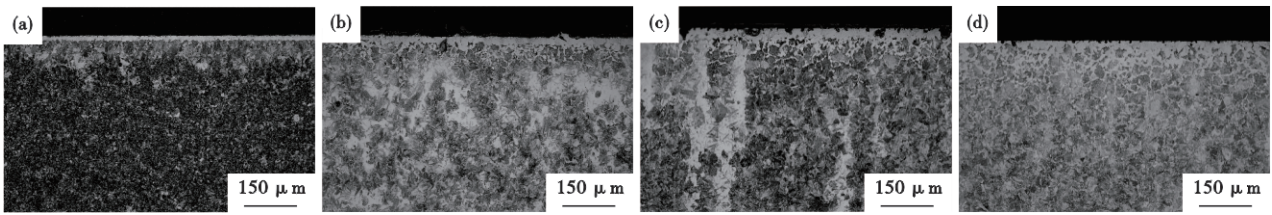
图6 “N₂+H₂+H₂O”、850 °C等温脱碳形貌: (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 45 min, (d) 60 min

Fig. 6 Decarburization morphology after isothermal treatment at 850 °C in N₂+H₂+H₂O atmosphere : (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 45 min, (d) 60 min

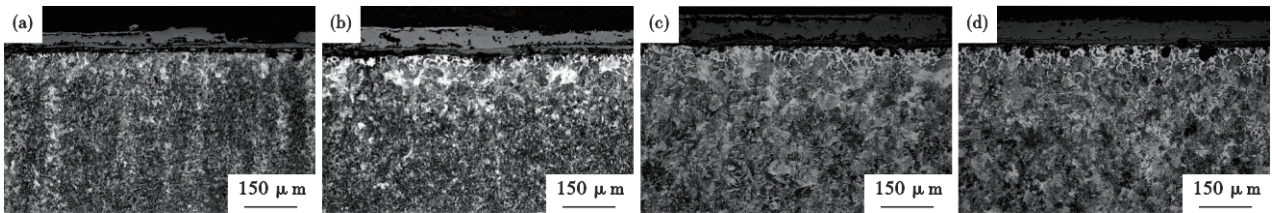
图7 “N₂+H₂O”、850 °C等温脱碳形貌: (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 45 min, (d) 60 min

Fig. 7 Decarburization morphology after isothermal treatment at 850 °C in N₂+H₂O atmosphere : (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 45 min, (d) 60 min

较为敏感^[17]。

2.3 气氛对脱碳行为的影响

图6和图7分别为N₂+H₂+H₂O、N₂+H₂O的气氛、等温温度为850 °C时的脱碳层形貌。在N₂+H₂+H₂O的还原性气氛,850 °C等温脱碳获得了与空气气氛下800 °C等温脱碳相似的脱碳层组织,即“完全脱碳层+部分脱碳层”;然而,由于H₂O的加入导致氧化行为加剧对基体的烧蚀,可以看到完全脱碳层被减薄。在N₂+H₂O氧化性气氛下,气氛中缺失H₂导致环境的氧化性加强,完全脱碳层甚至部分脱碳层被氧化烧蚀,仅能观察到部分脱碳层组织。事实上,N₂+H₂+H₂O为强脱碳气氛,氧化性极低^[18],这是图6中无明显氧化,存在明显脱碳铁素体的原因。由于H₂的持续供应,N₂+H₂+H₂O中生成的极薄氧化层也被还原成纯Fe^[19]。氧化层的还原会进一步增加气氛中的H₂O蒸汽[FeO + H₂(g) = Fe + H₂O(g)],增强整体气氛的脱碳性{[C] + H₂O(g) = CO(g) + H₂(g)}。因此在N₂+H₂+H₂O中以脱碳为主。相反,如图7所示,在N₂+H₂O的强氧化性气氛中,由于缺少还原性的H₂,氧化相对剧烈^[5]。生成的脱碳铁素体基本被氧化烧蚀完毕。

2.4 脱碳机理分析

图8为GCr15钢热力学相图,基于前人的研究可推测GCr15钢脱碳时碳浓度曲线将覆盖C_s-C_B区间,其中,C_s、C_B分别为脱碳时的表面碳含量、合金名义碳含量。因此,部分脱碳层的空冷或淬火组

织包括铁素体(F)、渗碳体(pro-θ/θ)、珠光体(P)、贝氏体(B)和马氏体(M)。下面以800 °C×60 min和900 °C×60 min脱碳试样阐明GCr15的脱碳机理,两个温度分别位于A_{c1}-T_C和>T_C温度区间。

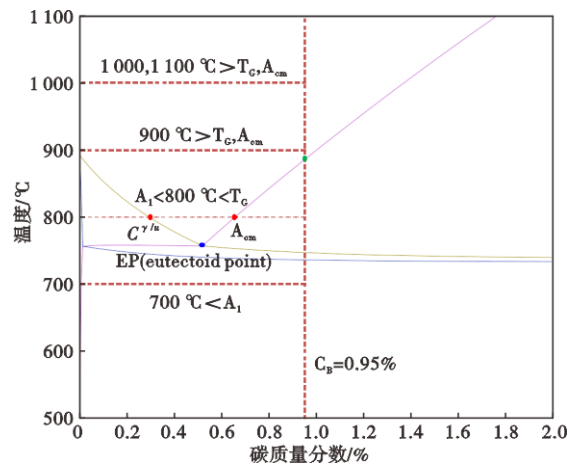


图8 GCr15实验钢热力学相图

Fig. 8 Thermodynamic phase diagram of GCr15 experimental steel

1) 800 °C×60 min

图9(a)(b)为部分脱碳层第一个压痕附近组织,在试样表层可以看到全脱碳层中的铁素体。根据图8所示,部分脱碳层碳含量涵盖C^{γ/α}-C_B区间,对于邻近全脱碳层的区域,水淬时应获得低碳马氏体,而空冷时可以得到“铁素体+珠光体”。这

与图9(a)(b)中基体组织一致,然而与此同时观察到了大量弥散碳化物,且碳化物密度沿基体方向逐渐增多。推测其原因如图9(e)所示,在等温过程中, t_1 时刻的较高碳含量的部分脱碳区域(浅灰、深灰/“渗碳体+奥氏体”)在 t_2 时刻可能转变为完全脱碳层(浅红/铁素体)或部分脱碳层(深红/奥氏体);在此过程中渗碳体会逐步溶解且其溶解速率取决于渗碳体的合金成分,在邻近全脱碳层/部分脱碳层界面的全脱碳层一侧仍可以观察到少量的渗碳体,支撑上述推断。图9(c)(d)为基体在空冷、水冷条

件下的室温组织,前者为“渗碳体+珠光体”,后者是“渗碳体+马氏体”,这与基体在 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 时位于“渗碳体+奥氏体”两相区对应。

2) $900\text{ }^\circ\text{C}\times 60\text{ min}$

图10(a)(b)为部分脱碳层第一个压痕(近试样表层)附近组织,部分脱碳层碳含量依据图8覆盖 $C_s - C_b$ 区间。该区域在水淬时应获得低碳贝氏体或“少量铁素体+低碳贝氏体”,而空冷时可以得到“先共析铁素体+珠光体”,这与图10(a)(b)的结果吻合。图10(c)(d)为等温脱碳后基体在空冷、水冷

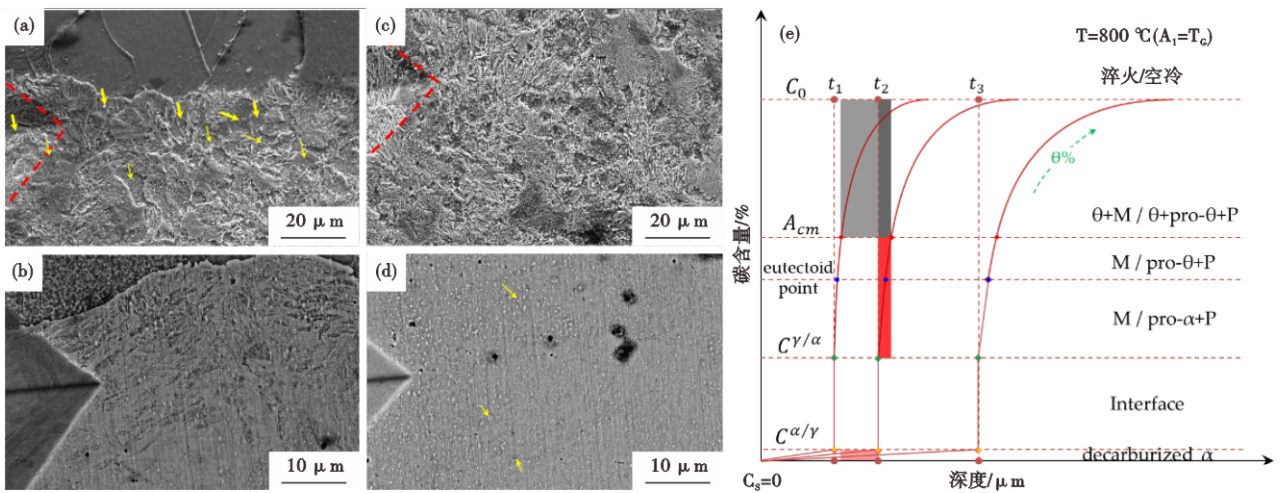


图9 $800\text{ }^\circ\text{C}\times 60\text{ min}$ 脱碳试样压痕位置形貌和碳梯度演变示意图: (a)(c)空冷的表层与基体; (b)(d)水冷的表层与基体; (e)碳梯度

Fig. 9 Schematic diagram of the microstructure at indentation positions and carbon gradient evolution of decarburized specimen after $800\text{ }^\circ\text{C}\times 60\text{ min}$ treatment : (a)(c) Surface layer and matrix under air cooling; (b)(d) Surface layer and matrix under water cooling; (e) Carbon gradient

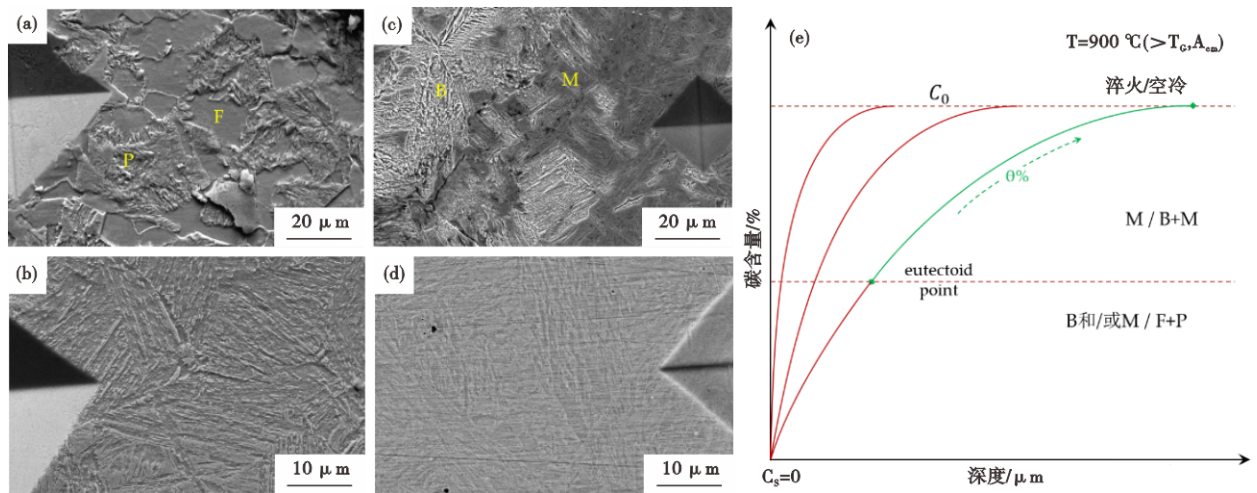


图10 $900\text{ }^\circ\text{C}\times 60\text{ min}$ 脱碳试样压痕位置形貌和碳梯度演变示意图: (a)(c)空冷的表层与基体; (b)(d)水冷的表层与基体; (e)碳梯度

Fig. 10 Schematic diagram of the microstructure at indentation positions and carbon gradient evolution of decarburized specimen after $900\text{ }^\circ\text{C}\times 60\text{ min}$ treatment : (a)(c) Surface layer and matrix under air cooling; (b)(d) Surface layer and matrix under water cooling; (e) Carbon gradient

条件下的室温组织,分别为“贝氏体+马氏体”和马氏体组织。由于 $900\text{ }^{\circ}\text{C} > A_{cm}$, 因此,在基体水淬组织中未观察到先共析渗碳体,即便在空冷条件下,空冷冷速也使基体在穿过“奥氏体+渗碳体”两相区时未发生先共析渗碳体相变。

综上所述,以 GCr15 钢为代表的过共析钢,等温脱碳之后的部分脱碳层组织较为丰富,这是因为该区域覆盖较宽的碳含量范围即 C_s 或 $C^{\gamma/\alpha} - C_B$, 且组织转变对冷速较为敏感。然而,该区域复杂的组织形貌以及对冷速的强相关性对依赖于组织特征进行脱碳层深度判定的方法带来巨大挑战。因此,硬度法成为了一个相对合理的选择,但在实施该方法时也需要注意高碳钢或高碳合金钢中普遍存在的合金偏析对硬度梯度带来的波动干扰。

参考文献

- [1] 张平,官跃辉,王猛,等. GCr15 热轧盘条脱碳层深度控制的生产实践[J]. 特钢技术, 2023, 29(3): 38-41.
- [2] Wang H, Su F Y, Wen Z. Study on decarburization mechanism and law of GCr15 bearing steel during heat treatment[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2022: 3723680.
- [3] 赵永桥,李明,何星,等. 脱碳层对 GCr15 轴承钢带状组织的影响[J]. 上海金属, 2017, 39(4): 39-42.
- [4] 夏卓凡,吴迪,张晓晨,等. 残余脱碳层对轴承钢滚动接触疲劳失效机制的影响[J]. 失效分析与预防, 2025, 20(1): 33-38.
- [5] 张凯,陈银莉,孙彦辉,等. 加热过程中 $\text{H}_2\text{O}(\text{g})$ 对 55SiCr 弹簧钢脱碳的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(10): 1350-1358.
- [6] 胡正伟,姜添翼,张晓辉,等. 加热工艺及残氧含量对高碳铬轴承钢 GCr15 表面脱碳与氧化的影响[J]. 河北冶金, 2025, (9): 15-23+49.
- [7] 毛莹. 高碳铬轴承在加热过程中氧化与脱碳特性研究[J]. 中国金属通报, 2018(1): 141.
- [8] 阮士朋,崔娟,阴峻峰. 加热及冷却条件对轴承钢 GCr15 表面氧化脱碳的影响[C]. 2012 年河北省轧钢技术暨学术年会论文集. 2012: 367-370.
- [9] 史学星,鞠新华,蔡宁,等. 高碳铬轴承钢加热过程中氧化与脱碳特性分析[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(3): 139-147.
- [10] 王萍,沈千成,吴旭明,等. 加热气氛对 GCr15 轴承钢氧化和脱碳特性的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(22): 78-81+84.
- [11] 蒋国强,莫杰辉,孙应军,等. 轴承钢球化退火过程不同保温时间对脱碳层厚度的影响规律[J]. 工业加热, 2021, 50(10): 15-17.
- [12] Choi S, van der Zwaag S. Prediction of decarburized ferrite depth of hypoeutectoid steel with simultaneous oxidation[J]. ISIJ International, 2012, 52(4): 549-558.
- [13] 蒋国强,莫杰辉,李学保,等. 不同水分含量气氛对轴承钢表面脱碳的实验分析[J]. 冶金动力, 2019(12): 3-5+41.
- [14] 柳洋波,张玮,佟倩,等. 炉气含氧量对弹簧钢 55SiCr 脱碳的影响[J]. 金属热处理, 2013, 38(9): 37-41.
- [15] 程丽杰. 国内外脱碳层深度测定方法标准综述[J]. 物理测试, 2020, 38(5): 32-47.
- [16] 曾耀莹,隋然. GB/T 224-2019《钢的脱碳层深度测定法》中金相法之缺陷[J]. 中国标准化, 2020(10): 193-197.
- [17] 张小垒,李辉,徐士新,等. GCr15 钢连续冷却过程中的相变和组织演变[J]. 金属热处理, 2014, 39(3): 99-102.
- [18] Phillion A, Zurob H W, Hutchinson C R, et al. Studies of the influence of alloying elements on the growth of ferrite from austenite under decarburization conditions: Fe-C-Ni alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(4): 1237-1242.
- [19] Jing Y, Yuan Y M, Yan X L, et al. Decarburization mechanism during hydrogen reduction descaling of hot-rolled strip steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2017, 42(15): 10611-10621.

3 结论

1) GCr15 钢脱碳层覆盖较宽的碳含量区间,且室温组织对脱碳后冷却过程冷速较为敏感,脱碳层组织随脱碳时间的演变较为复杂,因而脱碳层深度测量用硬度法较为合理。

2) 在空气气氛下, $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 未发现脱碳层; $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 脱碳层由完全脱碳层和部分脱碳层组成; $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上,脱碳层仅有部分脱碳层组成;在 700 、 800 、 900 、 $1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 等温 120 min 后的总脱碳层厚度分别达到 511 、 690 、 960 、 $1\ 270\ \mu\text{m}$ 。

3) 相较于“ $\text{N}_2+\text{H}_2+\text{H}_2\text{O}$ ”混合气氛,“ $\text{N}_2+\text{H}_2\text{O}$ ”气氛下,无完全脱碳层出现。在缺失 H_2 的气氛下,其氧化性变强,在相同的加热条件下,导致试样的完全脱碳层甚至部分脱碳层被氧化烧蚀。