

## 高温轴承钢 M50 连续冷却转变曲线的测定与分析

崔毅<sup>1,2</sup> 张云飞<sup>2</sup> 俞峰<sup>1</sup> 赵英利<sup>2</sup> 徐于斌<sup>2</sup> 曹文全<sup>1</sup>

(1 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院,北京 100081;2 河钢集团钢研总院,石家庄 052165)

**摘要** 利用膨胀法在 DIL805A 型淬火膨胀仪对高温轴承钢 M50(成分:0.82C,4.25Cr,4.17Mo,1.03V)开展了临界点测定及冷却速度 0.02~40 °C/s 的连续冷却转变试验,并绘制了静态 CCT 曲线,结合室温下的显微组织以及维氏硬度分析,系统研究了冷却速率及奥氏体化温度(1 000 °C 和 1 120 °C)对高温轴承钢 M50 组织转变以及静态 CCT 曲线的变化影响。结果表明:高温轴承钢 M50 的临界点不受奥氏体化温度影响,Ac<sub>1</sub> 与 Accm 温度分别为 808 °C 和 852 °C;珠光体转变的临界冷速为 0.05 °C/s,奥氏体化温度的提高促进了马氏体转变起始温度的降低以及贝氏体转变区间在静态 CCT 曲线上的右移,并且显著提升了高温轴承钢 M50 在较低冷却速率条件下的室温硬度。

**关键词** 高温轴承钢 M50 连续冷却转变 奥氏体化温度 临界点

## Determination and Analysis on Continuous Cooling Transformation Curve of High Temperature Bearing Steel M50

CUI Yi<sup>1,2</sup>, ZHANG Yun-fei<sup>2</sup>, YU Feng<sup>1</sup>, ZHAO Ying-li<sup>2</sup>, XU Yu-bin<sup>2</sup>, CAO Wen-quan<sup>1</sup>

(1 Central Iron and Steel Research Institute Co Ltd, Special Steels Research Institute, Beijing 100081; 2 HBIS Technology Research Institute, Shijiazhuang 052165)

**Abstract** The critical point measurement and continuous cooling transformation test with cooling rate 0.02~40 °C/s of high temperature bearing steel M50 (成分:0.82C,4.25Cr,4.17Mo,1.03V) are carried out by expansion method in DIL805A quenching dilatometer, and the static CCT curve is drawn. Combined with the microstructure and Vickers hardness analysis at room temperature, the effects of cooling rate and austenitizing temperature (1 000 °C and 1 120 °C) on the microstructure transformation as well as the static CCT curve of high temperature bearing steel M50 are systematically studied. The results show that the critical point of high temperature bearing steel M50 is not influenced by austenitizing temperature. The temperatures of Ac<sub>1</sub> and Accm are 808 °C and 852 °C respectively; the critical cooling rate of pearlite transformation is 0.05 °C/s. The increase of austenitizing temperature promotes the decrease of the initial temperature of martensite transformation and the right shift of bainite transformation interval on the static CCT curve, and significantly improves the room temperature hardness of high temperature bearing steel M50 at lower cooling rate.

**Material Index** High Temperature Bearing Steel M50, Continuous Cooling Transformation, Austenitizing Temperature, Critical Point

先进国家的轴承钢从 20 世纪中期至今已发展到第三代,包括以 52100 为代表的常温条件下使用的第一代轴承钢,以 M50 和 M50NiL 为代表的中温条件下使用的第二代轴承钢,以及以 CSS42L 和 Cronidur30 为代表的具备高强、耐高温、耐腐蚀的第三代轴承钢。我国目前在航空航天等高端领域依然普遍使用着第二代轴承钢,众多高端装备领域还依然在迫切寻求高端轴承钢的自主研发。

高温轴承钢 M50 作为第二代轴承钢中的典型代表,是一种基于高速钢改进的全淬硬型马氏体钢,由于含有 Mo、Cr、V 等强碳化物形成元素,在二次硬化环节形成大量细小碳化物,从而使其具有优异的

力学性能及淬透性<sup>[1-2]</sup>,同时该钢种还具有优异的耐磨性、高温硬度、尺寸稳定性<sup>[3-6]</sup>,因此被广泛应用于航空发动机主轴轴承等中温(<315 °C)条件下运行的重载、高速轴承部件<sup>[7-8]</sup>。然而国内目前在 M50 的生产上还存在诸如组织均匀性差、晶粒度等级偏低、碳化物分布不均匀等问题,通过优化热处理工艺参数调控 M50 的组织均匀性成为可行性较强的途径之一。

本试验基于膨胀法对高温轴承钢 M50 进行奥氏体化温度为 1 000 °C 和 1 120 °C 的连续冷却转变曲线的测定,通过对试验钢的显微组织以及显微硬度进行分析,得出 M50 高温轴承钢在连续冷却转变

表 1 试验 M50 钢化学成分/%

Table 1 Chemical analysis of experimental steel M50/%							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0.818	0.24	0.30	0.01	0.006	4.25	4.17	1.03

过程的组织转变规律。

### 1 试验材料及方法

进行连续冷却转变曲线测定的试验钢为高温轴承钢 M50 棒料,试验工艺为:采用 50 kg 真空感应炉熔炼制备得到  $\Phi 150$  mm 铸锭,经过 1 t 空气锤锻造制备得到  $\Phi 80$  mm 的棒料,经球化退火后在棒料心部取样加工成  $\Phi 4$  mm  $\times$  10 mm 的圆柱形试样。其化学成分如表 1 所示。

对试验钢的临界点采用淬火膨胀仪进行测定,测定过程及数据处理方法参照冶金行业标准《YB/T 5127-2018 钢的临界点测定 膨胀法》,首先对试样以 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的升温速率升至 600  $^{\circ}\text{C}$  保温 5 min,而后以 0.05  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的升温速率升温至奥氏体化温度保温 15 min,奥氏体化温度选取 1 000  $^{\circ}\text{C}$  和 1 120  $^{\circ}\text{C}$ 。冷却过程先以 0.05  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  降温至 600  $^{\circ}\text{C}$ ,接着以 20  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷速冷却至室温。具体的加热冷却工艺如图 1 所示。

对试验钢的连续冷却转变曲线参照冶金行业标准《YB/T 5218-2018 钢的连续冷却转变曲线图的测定 膨胀法》,对试样以 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  加热速率升温至奥氏体化温度保温 15 min,奥氏体化温度分别选取 1 000  $^{\circ}\text{C}$  和 1 120  $^{\circ}\text{C}$ ,而后依次按 40、16、8、4、1.6、0.8、0.4、0.2、0.1、0.05  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷却速率进行冷却,具体工艺曲线如图 2 所示。

以上临界点以及连续冷却转变曲线的测定都在 DIL805A 型淬火膨胀仪完成的,在光学显微镜下

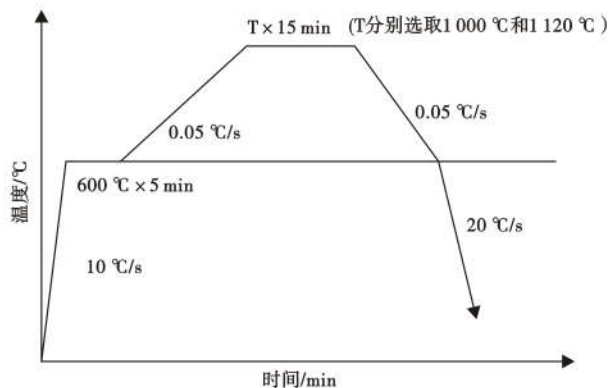


图 1 M50 钢临界点测定试验工艺曲线  
Fig. 1 Experimental process curve for determination of critical temperatures of steel M50

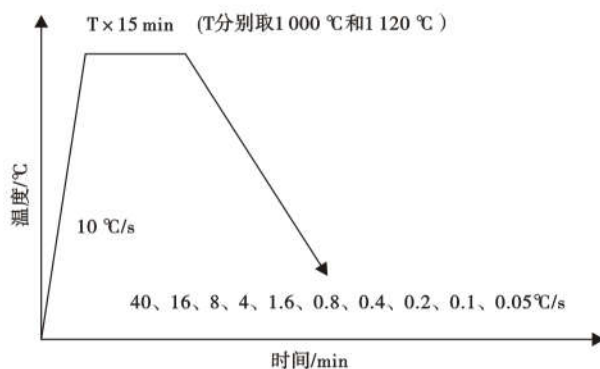


图 2 M50 钢连续冷却转变试验工艺曲线  
Fig. 2 CCT process curve of steel M50

对各冷却工艺下的试样显微组织进行观察,钢的显微硬度在 Tukon2500 显微硬度计进行测定。

### 2 试验结果及分析

#### 2.1 M50 高温轴承钢的临界点

通过对 M50 钢在淬火膨胀仪上的试验数据进

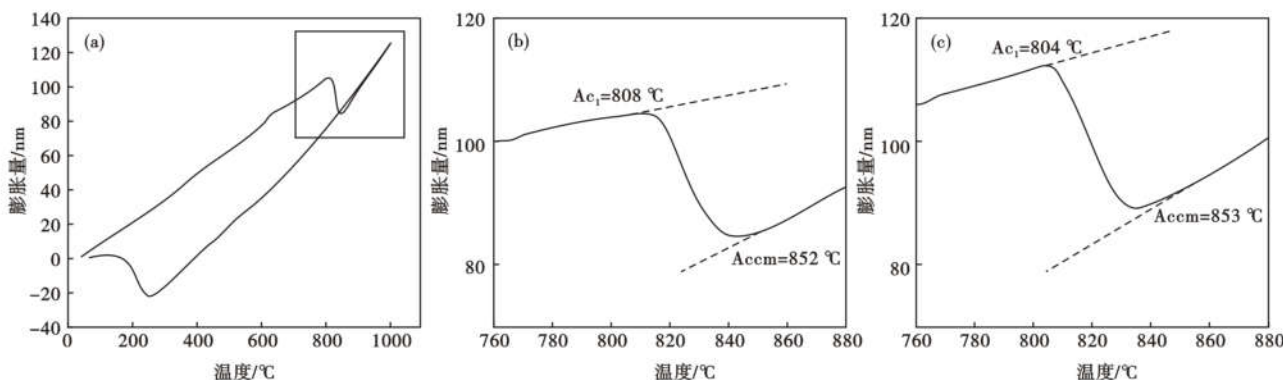


图 3 M50 钢膨胀量-温度曲线:(a) 膨胀曲线全貌;(b) 1 000  $^{\circ}\text{C}$  奥氏体化 M50 钢临界点;(c) 1 120  $^{\circ}\text{C}$  奥氏体 M50 钢临界点  
Fig. 3 Expansion-temperature curve for steel M50: (a) full range of expansion curve; (b) critical point of steel M50 austenitized at 1 000  $^{\circ}\text{C}$ ; (c) critical point of steel M50 austenitized at 1 120  $^{\circ}\text{C}$

行处理,得到 M50 钢加热和冷却过程中的膨胀量-温度曲线,如图 3(a)所示。基于冶金行业标准《YB/T 5127-2018 钢的临界点测定膨胀法》中规定的测定方法,以膨胀-温度曲线直线部分延长线与曲线部分的分离点对应的温度作为 M50 高温轴承钢的临界点<sup>[9]</sup>,因此,可通过对 M50 钢膨胀-温度曲线中升温阶段发生铁素体-奥氏体转变部分曲线进行上述处理,1 000 °C 奥氏体化和 1 120 °C 奥氏体化的膨胀曲线处理过程分别如图 3(b)、图 3(c)所示,得到 1 000 °C 奥氏体化条件下 M50 钢珠光体向奥氏体转变的临界点  $Ac_1 = 808\text{ °C}$ ,获得单一奥氏体的临界点  $Accm = 852\text{ °C}$ ; 1 120 奥氏体化条件下 M50 钢的临界点  $Ac_1 = 804\text{ °C}$ ,  $Accm = 853\text{ °C}$ 。

测定结果表明,奥氏体化温度的差异并没有对 M50 钢的临界点温度产生影响,鉴于对 M50 钢临界点  $Ac_1$  以及  $Accm$  的测定是建立在稳态升温过程的前提条件下,所以认为 M50 钢在这一稳态升温过程中铁素体向奥氏体固态转变的起始温度为 808 °C ( $Ac_1$ ),转变终止温度为 852 °C ( $Accm$ )。

## 2.2 M50 高温轴承钢的连续冷却转变曲线

图 4 为 M50 高温轴承钢 1 000 °C 奥氏体化后在不同冷却速率条件下的连续冷却转变曲线,通过对连续冷却转变曲线的观察不难发现,高温轴承钢 M50 在较宽的冷速范围内都可以发生马氏体转变,具有极佳的淬透性。

当冷速在 0.02 ~ 0.05 °C/s, M50 钢先后发生珠光体转变、贝氏体转变以及马氏体转变,珠光体转变的最大温度窗口为 45 °C,且随着冷速提高,珠光体转变区间逐渐减小。

当冷却速率高于 0.05 °C/s 时, M50 钢不再发生珠光体转变,而是发生贝氏体转变与马氏体转变,其中在 0.05 ~ 0.2 °C/s 的冷速内贝氏体转变发生的温度区间大致为 400 ~ 255 °C,温度窗口大约 150 °C; 0.2 ~ 0.8 °C/s 的冷速内贝氏体转变的温度窗口逐渐减小到约 3 °C,贝氏体转变结束后随即进行马氏体转变。

当冷速进一步提高至 0.8 °C/s 以上时, M50 钢主要发生的是马氏体转变,冷却速率在 0.8 ~ 8 °C/s,马氏体转变开始温度变化较小,在 233 ~ 240 °C 波动;随着冷却速率进一步增加至 40 °C/s,马氏体开始转变温度逐步降低至约 189 °C。

图 5 为 M50 钢高温轴承钢 1 120 °C 奥氏体化后在不同冷速下的连续冷却转变曲线,与图 4 相比,二者相似之处在于:(1)珠光体转变区域均很小,且珠

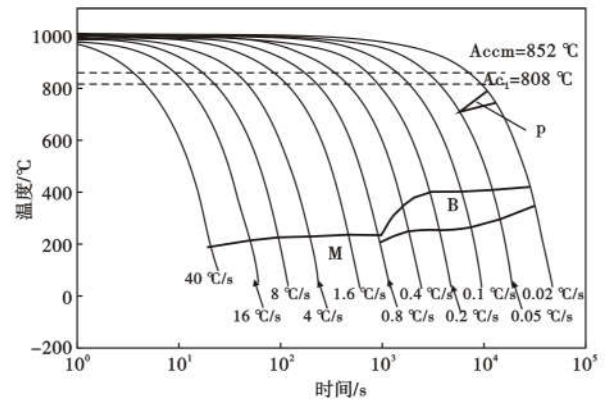


图 4 M50 钢 1 000 °C 奥氏体化的连续冷却转变曲线  
Fig. 4 Continuous cooling transformation curve of steel M50 austenitized at 1 000 °C

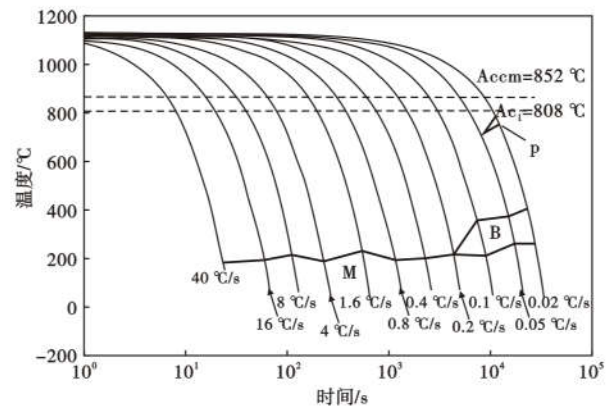


图 5 M50 钢 1 120 °C 奥氏体化时的连续冷却转变曲线  
Fig. 5 Continuous cooling transformation curve of steel M50 austenitized at 1 120 °C

光体转变临界冷速均为 0.05 °C/s; (2) 贝氏体转变最大温度窗口为 150 °C。二者的不同之处在于: (1) 1 120 °C 奥氏体化条件下贝氏体转变临界冷速为 0.2 °C/s, 发生贝氏体转变的冷速范围与 1 000 °C 奥氏体化条件下相比明显缩小 (0.2 ~ 0.03 °C/s), 且冷速高于 0.1 °C/s 后贝氏体转变温度区间开始大幅下降; (2) 1 120 °C 奥氏体化条件下马氏体转变的开始温度普遍在 230 °C 以下, 与 1 000 °C 奥氏体化条件下相比显著降低。

奥氏体化工工艺直接决定奥氏体比例的多少,进而决定合金元素在奥氏体中的固溶比例,对材料的组织转变规律产生直接影响。由不同奥氏体化条件下的连续冷却转变曲线可以发现, M50 钢需要在小于 0.05 °C/s 的冷却速度条件下才能发生珠光体转变,奥氏体化温度较低时,奥氏体转变的比例相对较小, C 元素固溶奥氏体基体中的量也较少,较大部分与 V、Mo 元素以碳化物形式存在,奥氏体中合金元素的含量也相对较少,合金元素对 Ms 点的降低

作用受到影响,这解释了 1 000 ℃ 奥氏体化条件下的马氏体转变开始温度相对较高的原因。由于 C 元素及合金元素在较高奥氏体化条件下固溶量较大,因此,在相同冷却条件下 1 120 ℃ 奥氏体化比 1 000 ℃ 奥氏体化过饱和度高,发生马氏体转变的

几率更大,所以前者的马氏体转变冷速范围大于后者,与此同时贝氏体转变冷速范围小于后者。

### 2.3 连续冷却转变的显微组织

图 6 为高温轴承钢 M50 钢在 1 000 ℃ 奥氏体化后在不同冷却速度下得到的显微组织,在 0.1 ℃/s

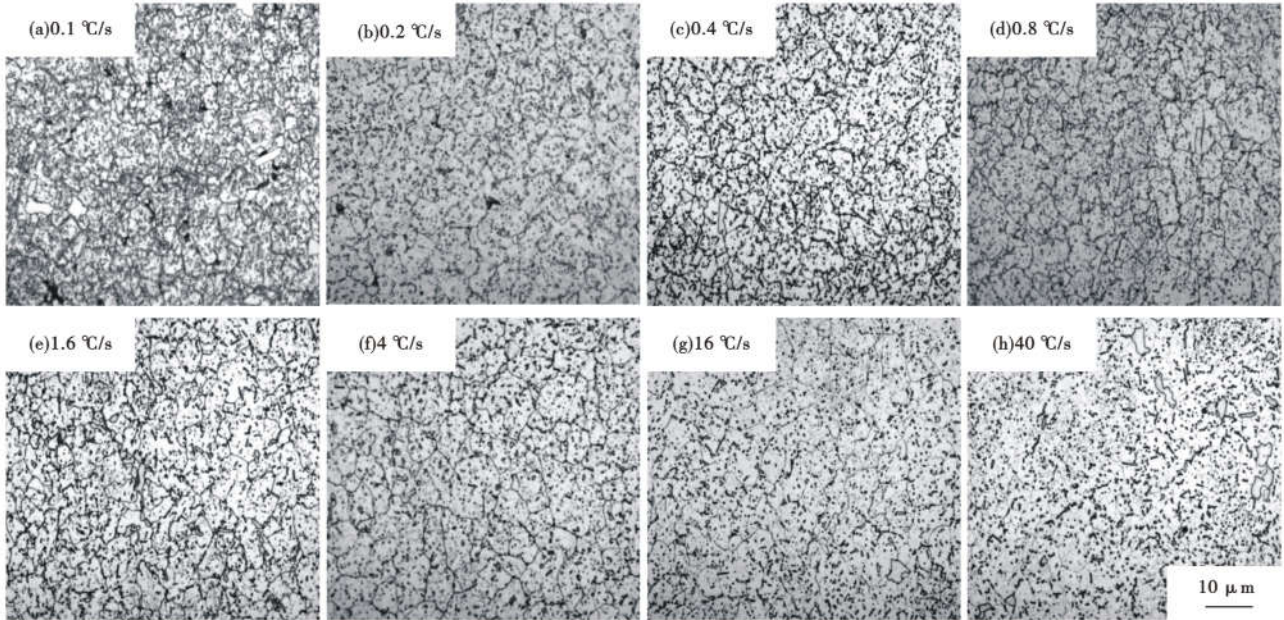


图 6 M50 钢在 1 000 ℃ 奥氏体化冷却速率/( $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ ):(a) 0.1; (b) 0.2; (c) 0.4; (d) 0.8; (e) 1.6; (f) 4; (g)16 和 (h)40 的显微组织

Fig.6 Microstructure of steel M50 austenitizing at 1 000 ℃ with cooling rates/( $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ ):(a) 0.1; (b) 0.2; (c) 0.4; (d) 0.8; (e) 1.6; (f) 4; (g)16 and (h) 40

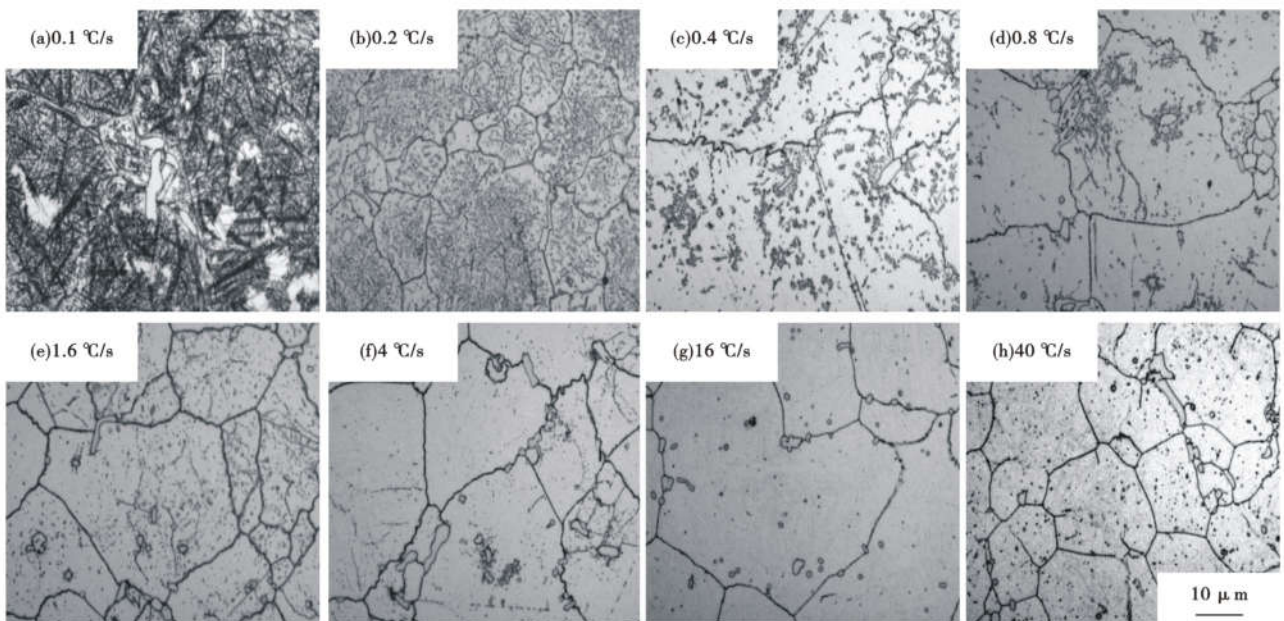


图 7 M50 钢 1 120 ℃ 奥氏体化冷却速率/( $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ ):(a) 0.1; (b) 0.2; (c) 0.4; (d) 0.8; (e) 1.6; (f) 4; (g)16 和 (h) 40 的显微组织

Fig.7 Microstructure of steel M50 austenitizing at 1 120 ℃ with cooling rates/( $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ ):(a) 0.1; (b) 0.2; (c) 0.4; (d) 0.8; (e) 1.6; (f) 4; (g)16 and (h) 40

以下的冷速得到的组织以珠光体为主,还有少量贝氏体、部分较大颗粒的一次碳化物以及小颗粒二次碳化物,表明连续冷却转变过程采取的 1 000 ℃ 奥氏体化工艺不足以将碳化物充分回溶;随着冷却速度增加,M50 钢不再发生珠光体转变,冷却至室温的组织以马氏体 + 贝氏体为主,并有一定的残余奥氏体和未溶解的碳化物,如图 6(c、d) 所示;进一步提高冷却速度室温下的组织以马氏体 + 大颗粒一次碳化物为主,如图 6(g、h) 所示。

图 7 为 1 120 ℃ 奥氏体化条件下不同冷速下得到的显微组织,可以明显看到 1 120 ℃ 奥氏体化后晶粒组织显著长大,这是因为二次碳化物的回溶减少了对晶界的抑制作用,显微组织中除了大颗粒一次碳化物之外看不到细小的二次碳化物,珠光体转变的比例明显小于 1 000 ℃ 奥氏体化条件下的显微组织;由图 7(a、b) 可知,冷速小于 0.2 ℃/s 时组织以贝氏体 + 大颗粒一次碳化物为主,0.2 ℃/s 冷速时几乎没有贝氏体组织,这印证了静态 CCT 曲线对贝氏体转变临界冷却速率的判定;由图 7(c、h) 所示,冷速超过 0.4 ℃/s 时,室温下的显微组织以马氏体 + 大颗粒一次碳化物为主。

2.4 不同冷却条件下的硬度变化

对不同冷速条件下的 M50 钢连续冷却转变试样进行显微硬度测试,测试结果如表 2 所示,将表 2

的数据绘制成曲线后可进一步找到 M50 钢组织转变规律,如图 8 所示。

1 000 ℃ 奥氏体化条件下,M50 钢的显微硬度演变曲线分三个区间:(1)冷速在 0.4 ℃ 以上时显微硬度值均保持在 800HV 以上,表明组织以马氏体为主,结合图 4 静态 CCT 曲线进一步明确,在 0.4 ℃/s 以及 0.8 ℃/s 的冷却速度下,贝氏体转变量很小,对显微硬度的影响几乎可以忽略不计;(2)冷却速率介于 0.2 ~ 0.1 ℃/s, M50 钢显微硬度值迅速下降并维持在 500 ~ 600HV 的水平,表明贝氏体转变开始显著发生;(3)冷却速率低于 0.1 ℃/s 后, M50 钢的硬度再次显著下降,这是由于贝氏体转变量的显著下降所致,这一规律与图 4 所示的连续冷却转变曲线较好对应。

1 120 ℃ 奥氏体化条件下, M50 钢的显微硬度演变规律与 1 000 ℃ 奥氏体化条件下相同,唯一区别在于第二阶段与第三阶段的临界点由 0.4 ℃/s 降低至 0.2 ℃/s,表明贝氏体转变区间发生了右移,这与静态 CCT 曲线规律一致。此外,1 120 ℃ 奥氏体化条件下 M50 钢在 0.02 ~ 0.2 ℃/s 较低冷速连续冷却后的显微硬度均高于 1 000 ℃ 奥氏体化条件,表明奥氏体化温度的提高直接促进了 C 元素及合金元素在奥氏体中的固溶程度,在较缓慢的冷却条件下促进了二次碳化物的析出,二次硬化对室温硬

表 2 M50 钢不同冷速的 HV 显微硬度值  
Table 2 HV microhardness number of steel M50 at different cooling rate

奥氏体化温度/℃	冷却速度/(℃ · s <sup>-1</sup> )											
	0.02	0.03	0.05	0.1	0.2	0.4	0.8	1.6	4	8	16	40
1 000	230	-	469	613	521	816	809	817	824	820	820	835
1 120	-	498	548	669	830	826	820	826	773	805	815	816

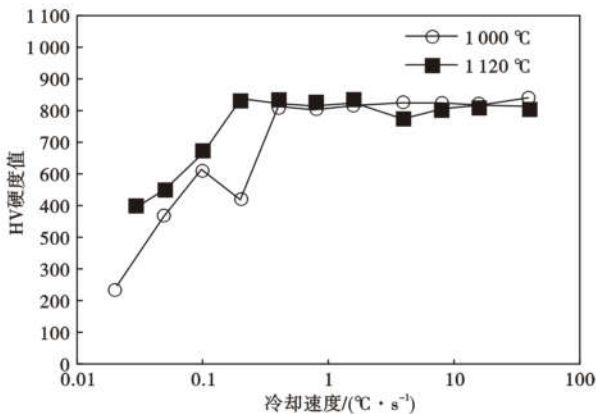


图 8 冷却速度对 M50 钢 HV 显微硬度值的影响

Fig. 8 Effect of cooling rate on HV microhardness number of steel M50

度起到的提升作用从而掩盖了晶粒尺寸长大带来的影响。

3 结论

(1) 采用膨胀法与金相组织观察、硬度测试的方法,完成了高温轴承钢 M50 钢的静态 CCT 曲线绘制,并测定了其临界转变温度,Ac<sub>1</sub> 温度 808 ℃, Ac<sub>cm</sub> 温度 852 ℃,奥氏体化温度对临界点温度没有显著影响。

(2) M50 钢珠光体转变临界冷速 0.05 ℃/s,随着奥氏体化温度提高,由于合金元素较多固溶进奥氏体基体,马氏体转变起始温度由 230 ℃ 左右降低至 190 ℃ 左右,贝氏体转变区间也发生右移。

(3) 1 000 ℃ 奥氏体化条件下,冷速为 0.05 ℃/s

以下时, M50 钢室温组织为少量珠光体 + 贝氏体 + 残余碳化物; 冷速为 0.05 ~ 0.8 °C/s 时, M50 钢室温组织为贝氏体 + 少量马氏体 + 残余碳化物; 冷速大于 0.8 °C/s 时, M50 钢室温组织为马氏体 + 残余碳化物。

(4) 1 120 °C 奥氏体化条件下, 冷速为 0.05 °C/s 以下时, M50 钢室温组织为少量珠光体 + 贝氏体 + 残余碳化物; 冷速为 0.05 ~ 0.2 °C/s 时, M50 钢室温组织为贝氏体 + 少量马氏体 + 残余碳化物; 冷速大于 0.2 °C/s 时, M50 钢室温组织为马氏体 + 残余

碳化物。

(5) 不同奥氏体化温度对 M50 钢硬度演变规律没有显著影响, 但是在低冷速范围 M50 钢的室温硬度随着奥氏体化温度的提高而上升, 这是因为 C 元素及合金元素更加充分固溶从而强化了二次硬化效应。

河北省重点研发计划资助项目(高品质特殊钢关键共性技术研发及应用示范, 项目编号: 20311006D)

参考文献

[1] 李昭昆, 雷建中, 徐海峰, 等. 国内外轴承钢的现状与发展趋势[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(03): 1-12.

[2] 刘莹. M50 和 M50Ni1 钢多向锻造碳化物及晶粒细化机制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.

[3] Decaudin B, Djega-Mariadassou C, Cizeron G. Structural Study of M50 Steel Carbides[J]. Journal of Alloys and Compounds, 1995, 226(1): 208-212.

[4] Jiang Hongwei, Song Yanran, Wu Yucheng, et al. Microstructure Evolution and Mechanical Anisotropy of M50 Steel Ball Bearing rings During Multi-Stage Hot Forging[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(11): 254-266.

[5] Mukhopadhyay Prantik, Kannaki P S, Srinivas M, et al. Microstructural Developments During Abrasion of M50 Bearing Steel[J]. Wear, 2014, 315(1-2): 31-37.

[6] Bhadeshia H K D H. Steels for Bearings[J]. Progress in Materials Science, 2011, 57(2): 268-435.

[7] Schlatter R, Stroup J P. Improved M50 Aircraft Bearing Steel Through Advanced Vacuum Melting Processes[J]. Journal of Vacuum Science and Technology, 1972, 9(6): 1326-1333.

[8] SAE AMS 6491E-2014, Steel Bars, Forgings, and Tubing 4.1Cr - 4.2Mo - 1.0V (0.80 - 0.85C) (M-50) Premium Aircraft-Quality for Bearing Applications, Double Vacuum Melted[D]. Warrendale: SAE International, 2014.

[9] YB/T 5127-2018 钢的临界点测定 膨胀法[S]. 北京: 中华人民共和国工业和信息化部, 2018.

崔毅(1988-), 男, 博士生(钢铁研究总院), 高级工程师, 2013 年东北大学(硕士)毕业, 特种钢铁材料产品研发。  
E-mail: cuiyi@hbisco.com

收稿日期: 2021-10-26

下 期 要 目

Q460 钢 3 250 mm × 150 mm 宽板坯凝固传热数值模拟研究和应用 .....	齐新霞等
Gleeble 热模拟在 S32750 奥氏体-铁素体双相钢中的热塑性应用研究 .....	王哨兵等
EH36 钢 120 t BOF-LF-RH-CC 流程精炼过程中夹杂物演变研究 .....	贾进等
优化连铸工艺改善 SWRH82A 钢 150 mm × 150 mm 铸坯中心碳偏析实践 .....	毕胜等
ML45Mn2 冷镦钢盘条的研究与开发 .....	周国子等
SWRCH35K 钢盘条冷镦开裂分析与工艺改进 .....	苏振伟等
890 MPa 级 CB890QL 钢履带式起重机臂架用热轧管坯控轧工艺分析 .....	轩康乐等
高碳铬 GCr15 轴承钢中 MgO · Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 尖晶石夹杂物形成与控制工艺实践 .....	蒋鲤平等
微合金化高碳 C70S6 钢胀断连杆断裂面掉屑缺陷分析与工艺改进 .....	邓向阳等
2311 塑料模具钢板的研制 .....	张欢等
固溶和时效处理时间对 IN706 合金组织与性能的影响 .....	张冰冰等