

# SDCM1 新型热作模具钢回火过程中碳扩散行为的电阻表征

张进峰<sup>1,2,3,4</sup>, 吴晓春<sup>1,2,3</sup>, 闵娜<sup>1,2</sup>

(1. 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072; 2. 上海市钢铁冶金新技术开发应用重点实验室, 上海 200072; 3. 高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200072; 4. 苏州市职业大学电子信息工程学院, 江苏 苏州 215104)

**摘要:** 采用原位电阻法,并结合硬度测量、微观组织分析技术对 SDCM1 新型热作模具钢从室温至 590 °C 回火过程中的碳原子扩散行为进行了研究。结果表明:在 80 °C 至 125 °C 回火时,试验钢的电阻偏离线性出现下降趋势,同时硬度出现峰值,这主要是由于碳原子向位错扩散所致,其激活能为 83 kJ·mol<sup>-1</sup>;180~250 °C 回火时,电阻偏离线性略微降低,归因于  $\epsilon$  碳化物的形核;300 °C 以上回火时,电阻随温度升高增势减缓,结合透射电镜(TEM)分析,这主要是由于碳化物的析出所致,通过电阻的不同演化趋势可以判断碳化物和合金碳化物的析出差异;温度升高至 590 °C 等温时,试验钢的电阻急剧下降,这主要是由于等温碳化物的大量析出所致。研究表明电阻法可以清晰表征模具钢的回火过程中碳原子运动、占位及组织演化特征与动力学过程,是一种有效的研究手段。

**关键词:** 热作模具钢; 碳扩散; 电阻; 偏聚; 析出

中图分类号: TG142.4 文献标志码: A 文章编号: 1009-6264(2021)05-0088-08

## Characterization of carbon diffusion behaviors of SDCM1 new hot working die steel during tempering by in-situ resistance method

ZHANG Jin-feng<sup>1,2,3,4</sup>, WU Xiao-chun<sup>1,2,3</sup>, MIN Na<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China;  
2. Shanghai Key Laboratory of Advanced Ferrometallurgy, Shanghai 200072, China;  
3. State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai 200072, China;  
4. School of Electronic and Information Engineering, Suzhou Vocational University, Suzhou 215104, China)

**Abstract:** The diffusion behavior of carbon atoms of SDCM1 new hot working die steel during tempering from room temperature to 590 °C was studied by using the resistance method, combined with the hardness measurement and microstructure analysis. The results show that during tempering at 80-125 °C, the resistance deviation from linearly of the experimental steel decreases, the hardness reaches peak value, this is mainly due to the diffusion of carbon atoms to dislocations, and the activation energy of the steel is 83 kJ·mol<sup>-1</sup>. During tempering at 180-250 °C, the resistance deviation from linearly decreases slightly, this is mainly due to the nucleation of  $\epsilon$  carbides. During tempering at above 300 °C, the resistance increases slowly with the increase of temperature, combined with transmission electron microscopy (TEM) analysis, this is mainly due to the precipitation of carbides, the precipitation difference between Fe<sub>3</sub>C carbide and alloy carbides can be judged by different evolution trend of resistance. When the tempering temperature increases to 590 °C, the resistance of the experimental steel decreases sharply, this is mainly due to the large precipitation of isothermal carbides. The results show that the resistance method can clearly characterize the movement, occupation, microstructure evolution and dynamics of carbon atoms of the SDCM1 new hot working die steel during tempering, is an effective means of research.

**Keywords:** hot working die steel; carbon diffusion; resistance; segregation; precipitation

收稿日期: 2020-11-18; 修订日期: 2020-12-14

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB0300400); 苏州市职业大学科研平台(201804000050)

作者简介: 张进峰(1974—), 男, 高级工程师, 博士, 主要从事材料物理性能测试分析及应用研究, 发表论文 10 余篇, E-mail: jin.feng.zhang@sipcc.com.cn。

引用格式: 张进峰, 吴晓春, 闵娜. SDCM1 新型热作模具钢回火过程中碳扩散行为的电阻表征[J]. 材料热处理学报, 2021, 42(5):88-95.  
ZHANG Jin-feng, WU Xiao-chun, MIN Na. Characterization of carbon diffusion behaviors of SDCM1 new hot working die steel during tempering by in-situ resistance method[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2021, 42(5):88-95.

热作模具钢是一种导热率和弹性模量高、淬透性和切削加工性能优良的热冲压成形模具用钢,其制备的模具具有变形抗力小、塑性好、成形极限高等优点<sup>[1]</sup>,其性能主要取决于其化学成分和热处理调控下的微观组织。热作模具钢的设计过程中往往会在中碳钢基础上,引入硅、锰、铬等合金元素,通过热处理工艺调控获得以较细小的颗粒状弥散分布在基体中的碳化物,从而提高钢的综合力学性能和热稳定性<sup>[2-6]</sup>。

热作模具钢的回火热处理过程十分复杂,包含了多种类型的碳原子运动,如碳偏聚、区域碳富集,以及合金碳化物析出沉淀等。除了形式的多样性,碳原子运动还往往与残留奥氏体分解及马氏体晶体结构的回复等过程交叠发生,表征起来非常困难<sup>[7-9]</sup>。随着微观表征技术的发展,借助透射电镜(TEM)、三维原子探针等手段可以成功地观察到碳原子在组织中的最终占位状态,但这些方法并不能很好地整体反映碳原子扩散行为以及动态过程。本文采用自主研发的精密电阻原位表征设备,对上海大学开发的新型 SDCM1 钢从室温至 590 °C 回火处理过程中的碳原子

扩散行为进行研究,将材料微观结构中碳扩散行为与电阻特征变化相关联,结合微观组织、硬度测试等技术进行证实,从而为热作模具钢回火处理工艺的设计开发和研究提供有效的分析手段和理论支撑。

## 1 试样制备及试验方法

试验材料为 SDCM1 钢,其化学成分(质量分数,%)为:0.41 C、0.32 Si、0.39 Mn、2.58 Mo、2.32 Cr、0.80 V、Fe 余量。其工艺流程为:电弧熔炼→浇注钢锭→电渣重溶→高温均质化处理→锻造→超细化热处理→球化退火,采用 1030 °C 真空淬火保温 45 min 油淬获得淬火态试样。试验在自行研制的 HTR-1 型金属电阻测试系统上完成,其系统原理如图 1 所示。采用线切割设备切取尺寸为 70 mm×5 mm×1 mm 的长方体试样,经机械研磨、表面抛光处理后装入测试系统的石英管式炉中,管式炉密闭后抽真空至  $6 \times 10^{-2}$  Pa。由计算机实现对炉温的控制,嵌入式微控制器控制产生恒定电流送入被测材料,然后对电流在试样上形成的电压进行采集处理从而获得实时的电阻数据<sup>[10]</sup>。

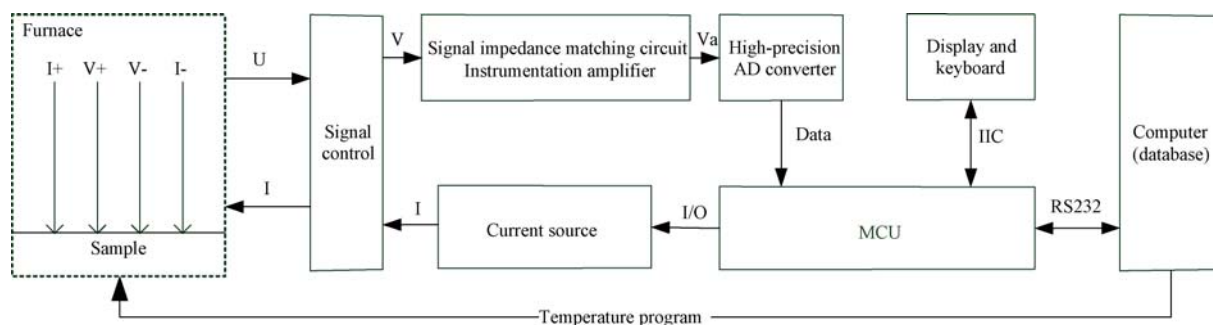


图 1 HTR-1 型电阻率测试系统框图

Fig. 1 Schematic diagram of HTR-1 resistivity measurement system

体电阻  $R$  可以表征材料的固有导电特性,测试通常采用四线法,计算公式如下:

$$R = V/I \quad (1)$$

式中: $V$  为标距电极之间电压; $I$  为恒流源的电流值,试验采用 10 mA 的小电流,以防止测试电流产生额外的热效应。

SDCM1 钢回火过程中的电阻测试方式分为以下两种:1)升温过程电阻测试。在 HTR-1 型电阻率测试系统上将热作模具钢淬火态试样以  $3 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$  的速率从室温加热到 590 °C,等温 1 h,实时记录电阻-温度值;2)热作模具钢等温电阻测试。将淬火态试样分别加热到 80、100、120、150、180、200、220 和

250 °C 后等温 4 h,实时记录电阻-温度值。

采用 200HVS-5 型硬度计测试淬火态热作模具钢试样分别在 80、100、120、150、180、200、220 和 250 °C 等温 4 h 后的硬度,加载载荷 2500 g。将切成 0.3 mm 厚的淬火态试样用金相砂纸机械减薄至 0.07 mm 左右,采用双喷减薄仪双喷穿孔制成金属薄膜,通过 JEOL JEM-2010F 型透射电镜观察试样 350 °C、550 °C 回火后以及 590 °C 等温后的试样形貌。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 回火升温过程中的电阻变化

通常金属的电阻率在德拜温度以上,会随着温度

升高而线性升高,但当发生结构演化时,电阻变化会偏离线性。图 2 为淬火 SDCM1 钢连续升温过程中的电阻演化曲线。从图 2 可以看出,随着温度的升高,SDCM1 钢的电阻在多个温度区间呈现非线性特征,这与碳原子扩散及微观组织的演化有关,主要可以分为 3 个阶段:第一阶段为 80~125 °C,电阻值在 80 °C 附近脱离线性,电阻值逐渐降低,该转变直至 125 °C 附近结束,随后电阻再次恢复线性上升;第二阶段为 180~250 °C,当温度升高至 180 °C 附近,电阻偏离线性略微降低,直至约 250 °C 完成该转变;第三阶段为 300 °C 以上,随着温度持续上升,电阻值上升趋势不断放缓,偏离原有线性程度不断加深,至 475 °C 后甚至呈现缓慢下降趋势。在后面的章节,本文根据不同温度下碳原子运动,进行相关的结构演化分析。

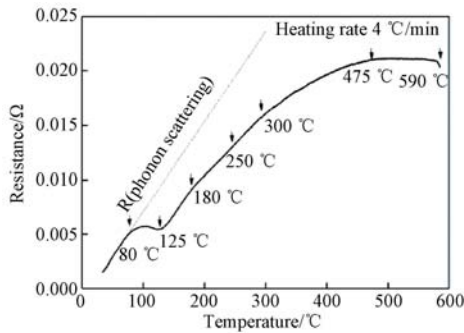


图 2 淬火态 SDCM1 钢从室温至 590 °C 连续升温过程中的电阻-温度曲线

Fig. 2 Resistance-temperature curve of quenched SDCM1 steel during tempering from room temperature to 590 °C

### 2.2 碳原子偏聚及电阻演化

升温过程中,从 80 °C 开始,电阻偏离线性的升高趋势随着温度的升高而降低,至 125 °C 恢复线性上升,标志着该结构转变完成。分析认为,钢在低温(低于 125 °C)回火时,碳原子主要在晶格内部做短程运动向位错偏聚<sup>[11]</sup>,或称为丛聚,这一过程使得晶体畸变度降低,正方度提高,整体结构对电子的散射因子降低,对应表现为电阻减小<sup>[12]</sup>。这一连续短程有序的碳原子扩散运动过程表征手段有限,静态的微观手段只能表征起始点的组织特征信息,而碳原子扩散运动过程中发生的动态变化无法通过常规直观微观手段表征。

为了进一步说明碳原子在该温度区间的扩散行为,通过对淬火样品分别进行 80、100 和 120 °C 下的等温原位电阻试验,结果如图 3 所示。试验发现,在 80 °C 等温时,样品的电阻值微弱下降;100 °C 等温时,样品的电阻值呈现连续降低的趋势,直至约 8000 s 时趋于平衡;120 °C 等温时,样品的电阻值首先降低,在 3000 s 附近即达到谷值,随后上升。这一温度段电阻降低代表固溶碳原子向晶面偏聚的过程。通过试样 80、100 和 120 °C (3000 s 之前)的等温电阻率变化可以看到,随着温度的升高,电阻降低的速率不断加快,代表碳原子偏聚的动力学速度不断提高,反映了碳原子扩散速率随温度升高而加快。120 °C 的 3000 s 附近出现转折点,表明这一偏聚过程的完成,而另一转变过程的开始。

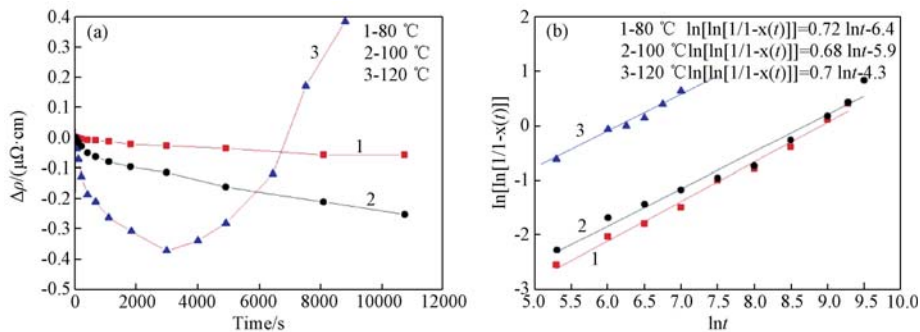


图 3 (a) 淬火态钢在 80、100 和 120 °C 等温时效下电阻率随时间的变化曲线;  
(b) 淬火态钢在 80、100 和 120 °C 等温时效析出相体积分随时间的变化曲线

Fig. 3 (a) Curves of resistivity verse time for quenched SDCM1 steel during isothermal aging at 80, 100 and 120 °C; (b) changes of the precipitation volume fraction of precipitates verse time of quenched SDCM1 steel during isothermal aging at 80, 100 and 120 °C

碳原子的等温短程扩散研究可应用 Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 方程<sup>[13]</sup>,通过不同温度等温时效析出动力学阐释碳原子的再分配过程,等温过程方程如下:

$$Y(t) = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (2)$$

式中:Y(t)为相变转变量;n为描述析出过程特征的 Avrami 系数,在较大温度范围内与温度无关;K为温度常数,与析出长大速率有关,对温度较为敏感。将

式(2)进行变化整理得到:

$$\ln \left[ \ln \left[ \frac{1}{1 - Y(t)} \right] \right] = \ln K + n \ln t \quad (3)$$

式中  $\ln \left[ \ln \left[ \frac{1}{1 - Y(t)} \right] \right]$  为  $\ln t$  的一次正比例函数,其斜率为  $n$ ,截距为  $\ln K$ ,因此可以通过等温电阻测量结果,利用 JMA 方程解得 Avrami 系数  $n$  和温度常数  $K$ 。

通过等温电阻率变化和时间的数据获得碳原子短程扩散动力学方程中的拟合得到的时间常数  $n$  值约为 0.7,接近于间隙原子向位错芯偏聚的时间常数 0.67<sup>[14]</sup>,表观激活能  $\Delta H = 58.1 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,通过表观激活能和温度常数计算得到碳原子扩散能  $Q = \Delta H/n = 83 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,如图 4 所示,该数值接近于碳在铁素体的扩散激活能  $82.8 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ <sup>[15]</sup>。进一步证明了电阻法获得的信息为碳原子在该温度范围内的短程位错扩散的反映。

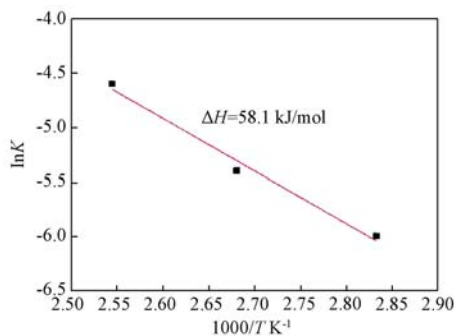


图4 淬火态 SDCM1 钢 80~120 °C 时效下的表观激活能  
Fig. 4 Activation energy of quenched SDCM1 steel aged at 80-120 °C

图 5 为试样在不同温度等温处理后的硬度,结果表明在 120 °C 附近出现显著的硬化峰值。这一结果与电阻法测得的 80~120 °C 相变区间极为吻合。同时也说明碳原子在位错区域的丛聚,形成的碳原子气团可能会阻碍位错的运动,表现为硬度的升高<sup>[16]</sup>;淬火态的热作模具钢微结构包含板条马氏体、残留奥氏体、高密度的位错等精细微结构,但低温回火阶段这些微结构几乎不产生变化,只有相对活跃的碳原子发生偏聚运动。Cohen<sup>[17]</sup>描述了不同含碳量马氏体钢在低温回火过程中出现的一系列试验现象,包括: XRD 观测到马氏体 002<sub>M</sub> 衍射峰半高宽宽化,硬度升高等现象,并将此归结为碳原子偏聚。图 5 中 SDCM1 钢在低温回火过程中的硬度演化规律与文献一致,间接证实了在 80~125 °C 回火阶段,淬火态

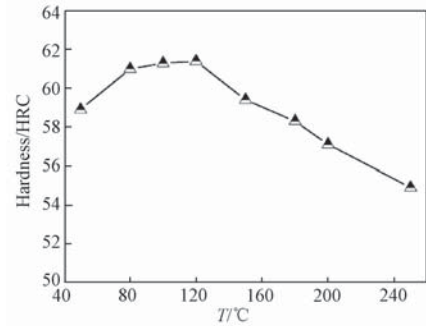


图5 SDCM1 钢不同温度等温处理下的硬度曲线  
Fig. 5 Hardness curve of the SDCM1 steel after isothermal treatment at different temperatures

SDCM1 钢马氏体完成了碳原子偏聚过程。

### 2.3 过渡碳化物形成伴随的电阻演化

第二阶段当温度升高至 180 °C 附近,电阻呈现明显的线性偏离,180 °C 附近时电阻值略微降低,直至约 250 °C 完成该转变。通常在该温度区域会出现过渡型碳化物析出相变,因此本文认为该电阻演化反映的微结构转变为  $\epsilon$  中间碳化物相的形成。在淬火态 SDCM1 钢连续升温过程中,碳原子团聚气团不断长大,形成过渡碳化物析出,电阻法较好地反应该过渡碳化物形成整个过程。

通过对淬火样品 180、200、220 和 250 °C 下的等温原位电阻试验,如图 6 所示。试验发现,180 °C 至 220 °C 等温时,电阻值在等温前期呈现连续降低的趋势,随后升高;电阻值的降低趋势与连续升温过程中观察到的电阻偏离线性降低现象一致,均反映了过渡碳化物的形核过程。高密度的  $\epsilon$  中间碳化物的形核核胚成为了新的电子散射因子,导致材料的宏观电阻提高。温度升高,电阻值下降幅度越小,且峰值时间越短,代表了  $\epsilon$  中间碳化物形核密度随等温温度升高而降低,且动力学进程加快。而 250 °C 等温电阻持续升高,表明该过程再 250 °C 之前基本完成,等温后期电阻值升高代表了  $\epsilon$  中间碳化物的长大以及进入下一步相变的过程。

通过第一阶段等温电阻数据和动力学分析方法获得 180~250 °C (转换前期)的碳原子表观激活能为  $132.8 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,180、200 和 220 °C 的时间常数分别为 1.17、1.0 和 0.7,因此其对应的碳原子激活能为  $113.5$ 、 $132.8$  和  $189.7 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,与 Sherman 等<sup>[18]</sup>采用电阻测定  $\epsilon$  过渡碳化物析出前期的激活能为  $146 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$  接近。

图 7 对热膨胀法和电阻法表征  $\epsilon$  过渡碳化物

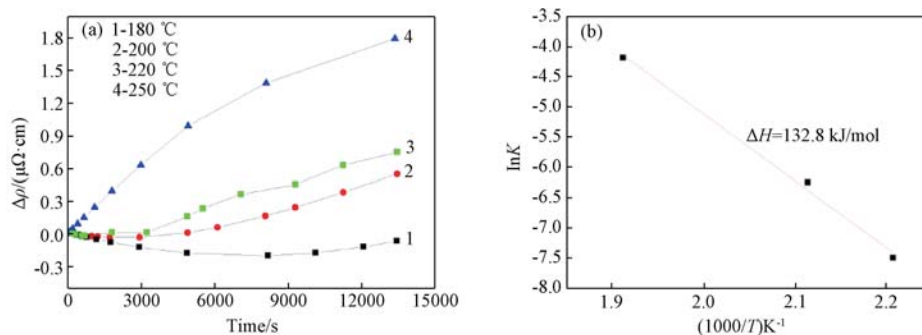


图 6 (a) 淬火态钢在 180、200、220 和 250 °C 等温时效下电阻率随时间的变化曲线；  
(b) 淬火态 SDCM1 钢 180~220 °C 时效下的表观激活能

Fig. 6 (a) Curves of resistivity verse time of quenched SDCM1 steel during isothermal aging at 180, 200, 220 and 250 °C ;  
(b) activation energy of the quenched SDCM1 steel aged at 180-220 °C

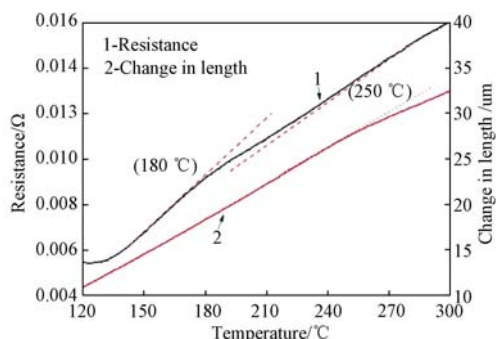


图 7 SDCM1 钢室温至 300 °C 热膨胀试验及 180 °C 附近电阻变化曲线

Fig. 7 Thermal expansion curves of quenched SDCM1 during thermal expansion test at room temperature to 350 °C and resistance characteristic around 180 °C

析出的结果进行了对比。淬火态 SDCM1 钢在连续升温过程中,其膨胀曲线在 250 °C 附近碳化物析出发生显著的拐点,极可能反映的是  $\epsilon$  过渡碳化物长大的过程;而电阻法的信息采集更加灵敏,可以获得碳化物形成前期纳米尺度的形核阶段结构演化,对于这一相

变行为的描述更具优势。

## 2.4 碳化物析出

连续升温进入第三阶段,即升高至 300 °C 后,随着温度升高,电阻值开始连续偏离线性上升趋势;在 475 °C 之后,电阻偏离线性程度更加显著。结合 SDCM1 钢的成分,可以推测这一阶段的电阻演化行为与碳化物析出相变有关,下面分别对 350 °C 和 550 °C 回火的样品进行微观组织分析。

图 8 为淬火 SDCM1 钢在 350 °C 回火后的 TEM 形貌,可以看到马氏体板条宽度约为 1  $\mu\text{m}$ ,板条内部位错密度较高,有少量碳化物弥散分布,板条间还存在少量残留奥氏体相。通过对条状碳化物进行选区电子衍射,并对衍射斑点标定,确定该条状碳化物为  $\text{Fe}_3\text{C}$ 。碳化物析出相的形核长大过程意味着固溶碳原子量不断消耗而降低,材料晶体结构对称性不断提高,导致电阻值不断下降。

另外马氏体板条基体中在 0.5  $\mu\text{m}^2$  面积内出现了细小的条状碳化物,如图 9 箭头所示,判定其为  $\epsilon$  碳化物转化而成的  $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$  回火组织,长度约为

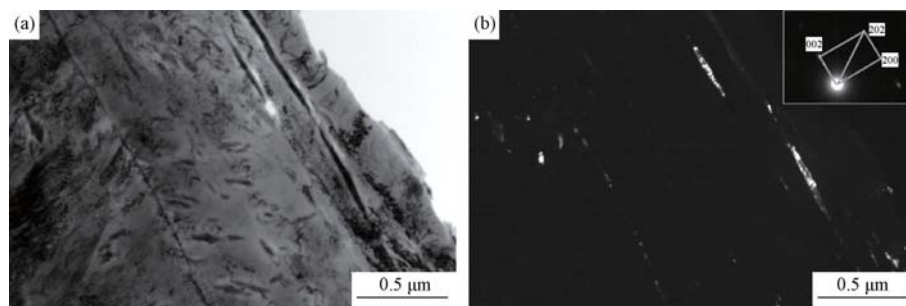


图 8 淬火态 SDCM1 钢 350 °C 回火后的 TEM 形貌 (a) 明场像; (b) 与(a)对应的暗场像及碳化物衍射斑点

Fig. 8 TEM morphology of quenched SDCM1 steel after tempering at 350 °C  
(a) bright-field image; (b) dark-field image of (a) and carbide diffraction pattern

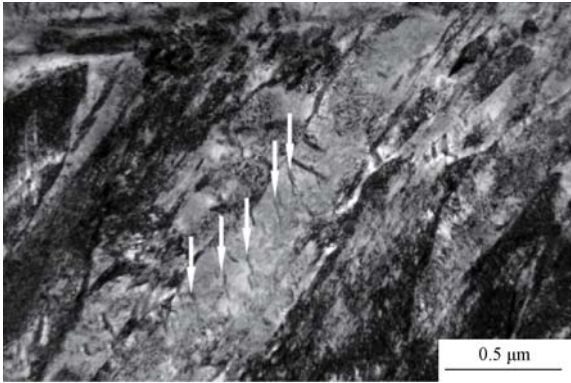


图 9 淬火态 SDCM1 钢 350 °C 回火后细小条状碳化物 TEM 形貌

Fig.9 TEM morphology of fine strip carbides of quenched SDCM1 steel after tempering at 350 °C

100 nm,间距为 140 nm,和板条间呈 60°夹角。在 350 °C 回火过程中 SDCM1 钢中固溶的碳含量从

0.4%降为 0.1%,这部分减少的碳成为该回火组织的碳来源。 $\theta$ - $Fe_3C$  成为 SDCM1 钢的第二相沉淀强化相。固溶碳原子的扩散析出特性使晶格畸变度减小,散射电子的作用减弱,表现为该温度范围内电阻随温度上升的趋势减缓。

图 10 为 550 °C 回火后的样品微观结构。观察发现,SDCM1 钢中仍存在典型的板条马氏体组织,但条状碳化物较 350 °C 回火后的明显粗化,板条内大量的细条状碳化物和块状碳化物主要为  $(FeCr)_3C$ <sup>[19]</sup>。这表明随着回火温度的升高,SDCM1 钢中的碳化物析出从碳化物析出 ( $Fe_3C$ ) 转变为合金碳化物 ( $(FeCr)_3C$ ) 析出。合金碳化物的形成温度更高,随着材料中合金碳化物的形成,由于合金原子导致的晶格畸变度进一步降低,晶体对称性提升,导致电子散射的晶格缺陷进一步削弱,表现为电阻更为显著偏离线性而降低。

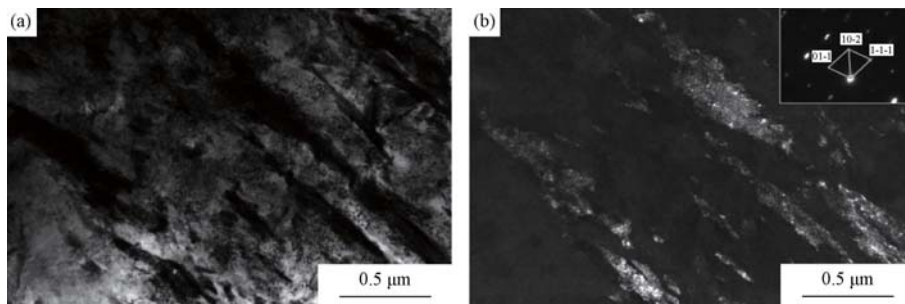


图 10 淬火态 SDCM1 钢 550 °C 回火后的的 TEM 形貌 (a) 明场像; (b) 与(a)对应的暗场像及碳化物衍射斑点

Fig.10 TEM morphology of quenched SDCM1 steel after tempering at 550 °C

(a) bright-field image; (b) dark-field image of (a) and carbide diffraction pattern

图 11 为 SDCM1 钢在 590 °C 高温回火过程中,电阻随着等温时间的延长呈现连续下降的演化过程。通过透射电镜对 590 °C 回火后 SDCM1 钢的微观结构进行分析,见图 12,可以清晰地观察到板条间出现了大量针状合金渗碳体以及弥散分布的微小合金碳化物。这一结果进一步证明 SDCM1 回火过程中碳化物和合金碳化物析出出现在两个不同温度段。在 300 °C 以上的碳化物析出阶段, $Fe_3C$  析出(碳原子脱溶)和  $(FeCr)_3C$  (碳原子与合金原子同时脱溶)两个不同的相变行为,导致晶格的畸变度降低,向更高的晶格对称性回复,可以被电阻法灵敏的反映和表征。

基于 SDCM1 钢室温至 590 °C 升温 and 不同温度阶段的等温动力学过程电阻演化,结合硬度、微观组织分析,我们将 SDCM1 钢在不同温度区域的碳原子迁动、占位及相变行为与电阻值演化建立了密切的相关

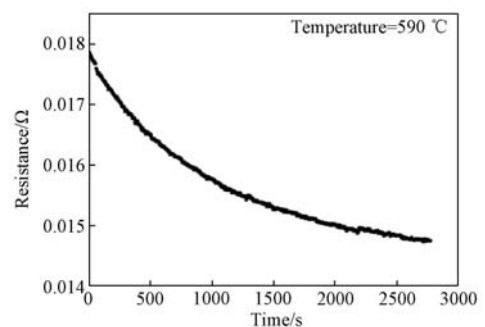


图 11 SDCM1 钢 590 °C 高温回火时的等温电阻变化曲线

Fig.11 Variation curve of isothermal resistance of the SDCM1 steel during high temperature tempering at 590 °C

性,也就是说,通过原位电阻技术,可以准确的表征传统技术难以观测的碳原子运动规律。

金属材料的电阻随温度提高呈现本征线性上

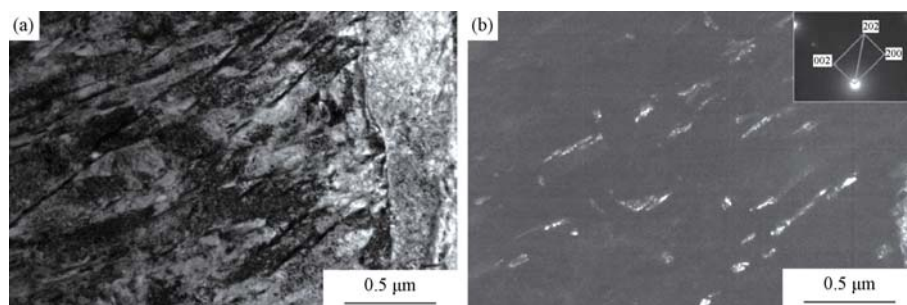


图 12 淬火态 SDCM1 钢 590 °C 高温回火后的 TEM 形貌 (a) 明场像; (b) (a) 对应的暗场像及碳化物衍射斑点

Fig. 12 TEM morphology of quenched SDCM1 steel after high temperature tempering at 590 °C

(a) bright-field image; (b) dark-field image of (a) and carbide diffraction pattern

升趋势,本文以淬火态 SDCM1 模具钢的线性温度-电阻关系为背底(80 °C 以下的线性段温度电阻相关性),扣除这一由于声子振动引起的电阻线性上升本征因素,如图 13 所示。扣除背底后电阻整体呈现下降趋势,并在不同的温度阶段呈现不同的下降趋势,这与淬火态 SDCM1 模具钢中过饱和碳原子迁动及相关的相变行为有关。换一个角度而言,通过不同的电阻演变规律可以反映不同阶段的碳原子运动特征:低温段碳原子的偏聚致电阻的减小趋势明显,随后温度段碳原子丛聚有序化形成与原有晶胞共格的过渡碳化物  $\epsilon$  碳化物导致电阻微弱减小,在高温段渗碳体析

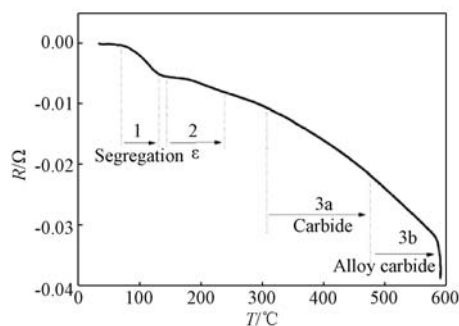


图 13 淬火态 SDCM1 钢室温至 590 °C 回火过程中无电子散射因素的回火电阻表征

Fig. 13 Resistance characterization without phonon scattering factor of the quenched SDCM1 steel during tempering from room temperature to 590 °C

出降低晶格畸变度使得电阻以较快的速度下降,更高的温度段金属碳化物的弥散析出电阻急剧下降。因此,回火过程的电阻表征结合微观分析对形成碳化物等组织过程分析更具科学性,对后续定量分析碳原子对材料性能的影响度具有指导意义。

### 3 结论

1) 采用电阻法对 SDCM1 钢在室温至 590 °C 回火过程中的碳原子扩散行为进行动态监测,通过碳原子扩散动力学等,能够完整地清晰反映不同温度下碳原子扩散特征,以及对钢的组织性能的影响;

2) 在 80 °C 附近,碳原子向位错等缺陷处偏聚,晶格畸变局部减小,电阻呈降低趋势直至位错附近出现碳原子偏聚饱和,随温度上升声子振动加剧,电阻出现变化拐点而不再降低;120 °C 附近碳原子均匀富集引起局部点阵扭曲,该富集碳原子团的尺寸与电子尺寸相近,散射电子的程度加强,电阻表现为微弱的线性偏离增加,同时硬度出现微弱峰值;180 °C 附近碳原子在晶界富集形成  $\epsilon$  中间碳化物,电阻出现微弱的线性偏离;在 300 °C 附近开始以稳态  $\text{Fe}_3\text{C}$  碳化物的形式析出,晶体中发生线缺陷位错回复,对电阻的影响减弱,出现电阻平台;在 590 °C 等温时,金属碳化物大量析出,晶格畸变度和散射电子程度大幅降低,电阻急剧下降。

### 参 考 文 献

- [ 1 ] 邵严,吴晓春. 几种新型热作模具钢的性能对比研究[J]. 上海金属,2011,33(2):1-4  
SHAO Yan, WU Xiao-chun. Properties comparison for different new hot working die steels[J]. Shanghai Metal, 2011, 33(2):1-4.
- [ 2 ] 黎军顽,周路海,邵严,等. 两种新型热作模具钢的高温性能对比[J]. 机械工程材料,2012,36(12):67-72.  
LI Jun-wan, ZHOU Lu-hai, SHAO Yan, et al. High temperature property comparison for two new hot working die steels[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2012, 36(12):67-72.
- [ 3 ] Li S H, Deng L H, Wu X C, et al. Low-frequency internal friction investigating of the carbide precipitation in solid solution during

- tempering in high alloyed martensitic steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(26):6899-6903.
- [ 4 ] 闵娜,石楠楠,沈赟靓,等. 马氏体热作模具钢热稳定性的内耗研究[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(2):96-99.  
MIN Na, SHI Nan-nan, SHEN Yun-liang, et al. Internal friction investigation on thermal-stability of martensitic hot work tool steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, 33(2):96-99.
- [ 5 ] 黄宇,成国光,鲍道华. H13 钢中一次碳化物的特征及控制进展[J]. *工程科学学报*, 2020, 42(10):1244-1253.  
HUANG Yu, CHENG Guo-guang, BAO Dao-hua. Current status of the characteristics and control of primary carbides in H13 steel [J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2020, 42(10):1244-1253.
- [ 6 ] Zhao X L, Wang B, Sun D J, et al. Effect of pre-existing VC carbides on nitriding and wear behavior of hot-work die steel[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 486:179-186.
- [ 7 ] Speich G R. Tempering of low-carbon martensite[J]. *Trans. TMS-A1ME*, 1969(245):2553-2564.
- [ 8 ] Speer J, Matlock D K, De Cooman B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(9):2611-2622.
- [ 9 ] Mola J, De Cooman B C. Quenching and partitioning (Q&P) processing of martensitic stainless steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(2):946-967.
- [ 10 ] Zhang J F, Wu X C, Ding H L. Design and realization of intelligent electrical resistivity measurement system[J]. *Advanced Materials Research*, 2014, 1039:210-216.
- [ 11 ] 王明,谢尘,吴晓春. 低温处理对 SDC99 冷作模具钢组织与耐磨性的影响[J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(6):146-150.  
WANG Ming, XIE Chen, WU Xiao-chun. Influence of cryogenic treatment on microstructure and wear resistance of SDC99 cold work die steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2016, 37(6):146-149.
- [ 12 ] 姚忠凯. 钢的组织转变:译文集[M]. 北京:机械工业出版社, 1980.  
YAO Zhong-kai. *Microstructure Transformation of Steels*[M]. Beijing:China Machine Press, 1980.
- [ 13 ] Yamada Y. Static strain aging of eutectoid carbon steel wires[J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1976, 16(8):417-426.
- [ 14 ] Harper S. Precipitation of carbon and nitrogen in cold-worked alpha-iron[J]. *Physical Review*, 1951, 83(4):709-712.
- [ 15 ] Jean-Marie R, GèNiN. The clustering and coarsening of carbon multiplets during the aging of martensite from mössbauer spectroscopy; the precipitation stage of epsilon carbide[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1987(18):1371.
- [ 16 ] Chen P C, Winchell P G. Martensite lattice changes during tempering[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1980(11):1333-1339.
- [ 17 ] Cohen M. Symposium on the tempering of steel[J]. *Metallurgical Transaction A*, 1983(14):991-993.
- [ 18 ] Sherman A M, Eldis G T, Cohen M. The aging and tempering of iron-nickel-carbon martensites[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1983(14):995-1005.
- [ 19 ] Chen R C, Wang Z G, He J G, et al. Effects of rare earth elements on microstructure and mechanical properties of H13 die steel [J]. *Metals*, 2020, 10(7):918.