

# 奥氏体化温度对DC53钢淬回火组织特性及热动力学的影响

宋绍峰<sup>1</sup>, 李秀兰<sup>2</sup>, 王宣<sup>2</sup>

1. 重庆机电职业技术大学机械工程学院 重庆 402760

2. 四川轻化工大学机械工程学院 四川宜宾 644000

**摘要:** 采用OM、SEM并结合Jmatpro软件计算和Image-proplus 6.0分析,研究了奥氏体化温度对DC53钢组织及热动力学的影响。结果表明:随着奥氏体化温度升高,组织晶粒度降低,晶界形态由曲弧状向平直状转变,晶粒尺寸均匀性及稳定性得以提高,1040℃时奥氏体晶粒长大倾向、晶界形态突变显著。未熔块状碳化物主要为 $M_7C_3$ 型,其强碳化物元素Cr、Mo随奥氏体化温度升高而递减,而V、Mn含量相对稳定,淬回火后物相由马氏体、奥氏体、 $(Cr_{2.5}Fe_{4.3}Mo_{0.1})C_3$ 和 $(Cr, Fe)_7C_3$ 型碳化物组成。在温度升高过程中,奥氏体相中固溶合金及C含量增加,表征在淬火组织形态上的奥氏体化温度在1020~1040℃更为合适。奥氏体化过程中合金元素活度大于零,偏摩尔势能随奥氏体化温度升高而降低,且数值小于零。

**关键词:** 奥氏体化温度; DC53钢; 组织; 热动力学

## The effect of austenitization temperature on the microstructure characteristics and thermodynamics of DC53 steel after quenching and tempering

SONG Shaofeng<sup>1</sup>, LI Xiulan<sup>2</sup>, WANG Xuan<sup>2</sup>

1. School of Mechanical Engineering, Chongqing Vocational and Technical University of Mechatronics, Chongqing 402760, China

2. School of Mechanical Engineering, Sichuan University of Science & Engineering, Yibin 644000, Sichuan, China

**Abstract:** The influence of austenitization temperature on the microstructure and thermodynamics of DC53 steel was investigated using OM, SEM, Jmatpro software calculation, and Image proplus 6.0 analysis. The results showed that with the increase of austenitization temperature, the grain size of the microstructure decreased, and the grain boundary morphology changed from curved to straight. The uniformity and stability of grain size were improved. At 1040℃, the austenite grain growth tendency and grain boundary morphology mutation were significant. The unmelted carbides are mainly  $M_7C_3$  type, and their strong carbide elements Cr and Mo decrease with increasing austenitization temperature, while the content of V and Mn elements is relatively stable. After quenching and

基金项目: 重庆市教委科技项目 (KJQN202203704、KJQN202403704); 校级项目 (XJPY202308)。

第一作者: 宋绍峰, 硕士, 高级工程师, 主要研究方向为表面技术及数值仿真, E-mail: songshaofeng1986@163.com。

tempering, the phase consists of martensite, austenite,  $(Cr_{2.5}Fe_{4.3}Mo_{0.1})C_3$  and  $(Cr, Fe)_7C_3$  type carbides. During the temperature rise process, the content of solid solution alloy and carbon element in the austenite phase increases, and the austenitization temperature characterized by quenching microstructure is more suitable between 1020 °C and 1040 °C. During the austenitization process, the activity of alloying elements is greater than zero, and the partial molar potential energy decreases with increasing austenitization temperature and is less than zero.

**Keywords:** austenitizing temperature; DC53 steel; microstructure; thermodynamics

## 1 序言

随着新能源汽车的快速发展,下游产品对模具工装精度、寿命、稳定性等要求不断提升,致使传统模具材料在使用过程中常因过度磨损等原因而发生开裂和崩刃现象,导致附加成本增加、生产效率低等问题,并严重制约行业发展,因此亟需开发并优化新型模具钢材料<sup>[1-3]</sup>。DC53钢是日本大同特殊钢在SKD11 ( $Cr_{12}MoV$ ) 钢基础上研制改良的新型冷作模具钢,常规热处理工艺为淬火+回火工艺,通过工艺调配能够获得相应组织并在性能上满足一定工况需求。然而,模具工况的复杂性对疲劳、耐磨、硬度、韧性及尺寸稳定性等性能要求,与残留奥氏体、晶粒度、相组成等密切相关,尤其针对形状复杂的精密模锻件、冷轧辊轮、修整模等更为苛刻<sup>[4-11]</sup>。由于DC53钢奥氏体化温度范围宽,因此不同温控下获得的组织差异显著,尤其对热力学及动力学因素的影响将直接影响后序工艺及相应组织特性。故研究奥氏体化温度对组织特性及相关热动力学的影响就显得格外重要,而在此方面的具体研究甚少。本文以DC53冷作模具钢为研究对象,探讨不同奥氏体化温度对DC53钢淬火回火组织特性及热动力学的影响,以期对相应钢材热处理可靠性及工艺优化提供一定技术参考。

## 2 试验材料及方法

### 2.1 原材料

试验原料为某钢厂生产的尺寸为 $\phi 12mm$ 的退火态DC53钢棒材,其化学成分见表1。

表1 DC53钢棒材化学成分(质量分数)(%)

| C    | Si   | Mn  | Cr  | Mo  | V   |
|------|------|-----|-----|-----|-----|
| 0.98 | 0.97 | 0.4 | 8.1 | 2.1 | 0.3 |

### 2.2 工艺制定

DC53钢内含大量难熔合金碳化物,为保证碳化

物充分溶解,设定奥氏体化温度为1000~1100 °C,控制奥氏体化温度分别为1000 °C、1020 °C、1040 °C、1060 °C、1080 °C和1100 °C,为缩短高温停留时间,先加热至650 °C预热保温15min,再加热至850 °C保温10min,在预设奥氏体化温度下统一保温时间后油淬,贾慈力等<sup>[4]</sup>推荐设定回火温度为200 °C,其热处理工艺如图1所示。

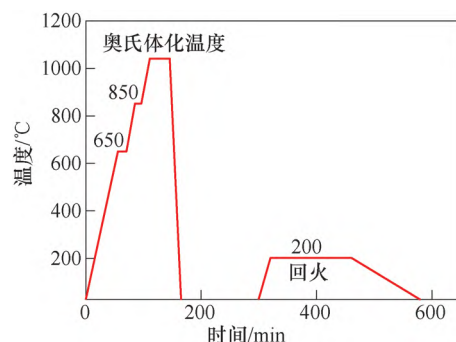


图1 热处理工艺

## 3 结果与分析

### 3.1 淬火组织

淬火态微观组织随奥氏体化温度变化如图2所示。从图2可知,不同温度下的淬火态组织均由淬火马氏体+碳化物+残留奥氏体组成。

在温度从1000 °C升高至1100 °C过程中,奥氏体晶粒尺寸逐渐变大,为了更加直观地表征晶粒尺寸大小的变化,利用Image-pro图像分析软件对组织晶粒度进行了分析,其晶粒度变化曲线如图3所示。奥氏体化1000 °C、1020 °C时,晶粒大小近似一致,且内部弥散着大量未熔碳化物,超过1020 °C后晶粒尺寸增大显著;奥氏体晶界形态由曲弧状向平直状转变,晶粒尺寸相对均匀性随温度升高而逐渐提高,1040 °C时奥氏体晶粒长大倾向及晶界形态突变显著。淬火态碳化物表征形态由晶界附近颗粒状及晶粒内部弥散分布的点状碳化物组成,碳化物尺寸及

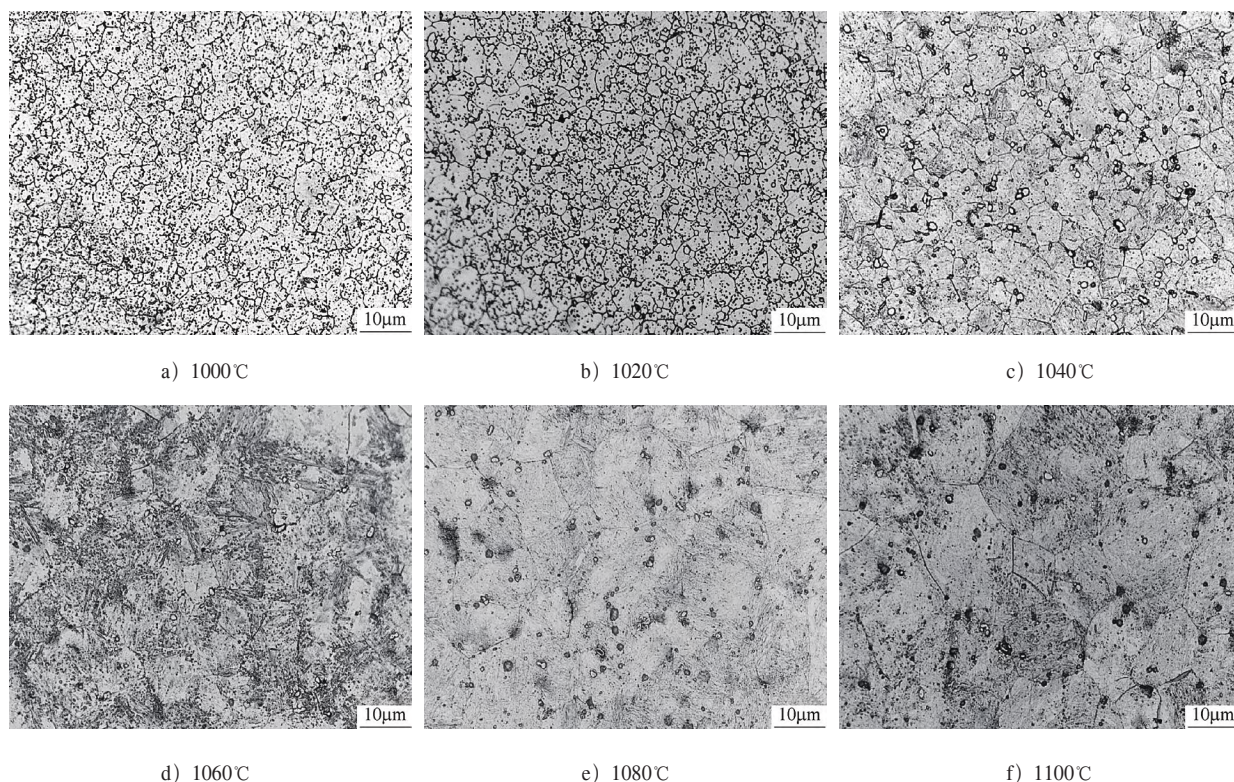


图2 淬火态微观组织

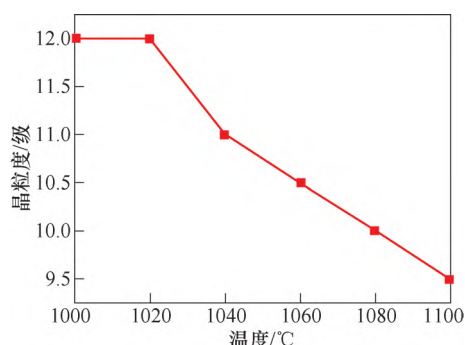


图3 晶粒度变化曲线

数量随温度升高减小,温度超过1040℃时内部弥散点状碳化物骤降,温度从1060~1100℃时,晶粒内部点状碳化物较少。

已知DC53钢 $A_{c1}=830^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c_{cm}}=870^{\circ}\text{C}$ , 热力学上随过热度增大其临界晶核尺寸、形核功减小,形核几率增加,即在设定的奥氏体化温度下(1000℃→1100℃),随着温度增加,奥氏体晶核形核率增加,奥氏体化温度越高,晶核形成速度越快。随加热温度升高,形核率( $I$ )及长大速度( $G$ )均增大,且在增大速率上 $I>G$ <sup>[12]</sup>,即在DC53钢奥氏体化温度升高状态下,温度对形核率的影响强于对长大速度的影响。动力学上奥氏体晶粒长大

通过晶界推移来实现,推移长大过程的动力源自晶粒大小的不均匀性,从图2可见,晶粒尺寸相对均匀性逐渐提高,即奥氏体化温度升高过程中其晶界推移长大驱动力相对降低。而最终影响晶粒长大是驱动力和晶界推移阻力协同作用的结果,已知在奥氏体化进程中原子自扩散系数的表达式<sup>[12]</sup>为

$$D=D_0\exp[-Q/(KT)] \quad (1)$$

式中  $D$ ——自扩散系数;

$D_0$ ——系数(频率因子);

$k$ ——气体常数;

$T$ ——绝对温度(K);

$Q$ ——激活能(J/mol)。

从式(1)可见,温度 $T$ 值越高,扩散系数 $D$ 越大,即晶界易迁移、晶粒易粗化,而DC53钢自身高碳、高合金的固有特性,本试验圆棒试样为退火态组织(珠光体+碳化物),在试样加热奥氏体化进程中,存在于原料组织中的高熔点难熔合金碳化物,合金元素V、Mo、Cr,以及其他微量杂质等综合影响,将对晶界的迁移起约束、钉扎作用。从图2可见,晶粒内部点状未熔碳化物含量随温度升高而逐渐降低,1040℃为淬火态微观组织中晶粒内部点

状未熔碳化物含量拐点,即在超过1040℃时大量颗粒状、点状碳化物及合金元素溶解降低了钉扎约束阻力,表征在淬火态微观组织上的特征为晶粒尺寸随温度升高而粗化。晶界形态由圆弧状向直线态转变正是由于奥氏体化温度的提升增大了合金元素及未熔碳化物的溶解,奥氏体稳定性提升。图4所示为二维晶界形态转变,可近似描述微观组织(见图2)晶界形态的过渡转变。

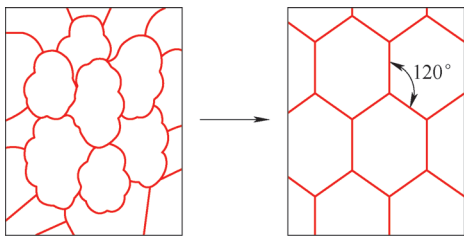


图4 二维晶界形态转变

晶界由圆弧状变成平直状,界面能降低,当晶粒呈六边形、晶界相交并于一点互呈120°时,奥氏体晶粒尺寸最为稳定,不易长大。这种稳定性是由于奥氏体晶粒长大动力和晶界推移阻力的相互作用,奥氏体晶粒的长大动力来源于晶粒大小的不均匀性,为保持界面张力的平衡,当晶粒呈六边形且晶界相交于一点互呈120°时,这种结构使得晶粒在二维平面上每个晶粒均有6个邻接晶粒,减少了晶粒长大的驱动力,处于这种状态下的奥氏体晶粒最为稳定。图2中微观组织晶界形态的转变正符合稳定化的演变趋势,奥氏体晶粒长大驱动力与晶粒大小和界面能关系式为<sup>[12]</sup>

$$F=2\sigma/R \quad (2)$$

式中  $F$ ——奥氏体晶粒长大驱动力 ( $\text{N/m}^2$ );

$\sigma$ ——界面能 ( $\text{N/m}$ );

$R$ ——曲率半径 ( $\text{m}$ )。

由式(2)可知,随奥氏化温度的提升,晶粒长大驱动力逐渐降低,即长大倾向性降低,晶界迁移将变缓。

### 3.2 回火组织

为进一步分析合金元素及碳化物类型,在1040℃淬火基础上对试样进行200℃回火处理,其显微组织如图5所示。基体以回火马氏体和残留奥氏体为主,奥氏体晶粒内部存在针状马氏体,马氏体间白亮色不规则基体为残留奥氏体;块状和粒状

白亮色物质分布于基体或晶界处,弥散分布细微颗粒较少。对回火态组织进行XRD物相分析,如图6所示。由图6可知,组织组成相主要是马氏体、奥氏体、 $(\text{Cr}_{2.5}\text{Fe}_{4.3}\text{Mo}_{0.1})\text{C}_3$ 和 $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ 型碳化物,其碳化物类型主要为 $\text{M}_7\text{C}_3$ 碳化物。SEM微观形貌如图7所示,能谱分析EDS结果见表2。结合图7及表2中EDS能谱数据可知,图7所示中箭头1、箭头2所指即为块状白亮物质和嵌入在马氏体上的颗粒

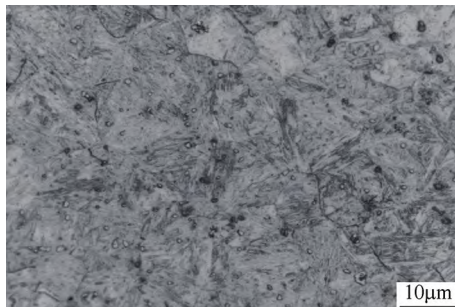


图5 200℃回火组织

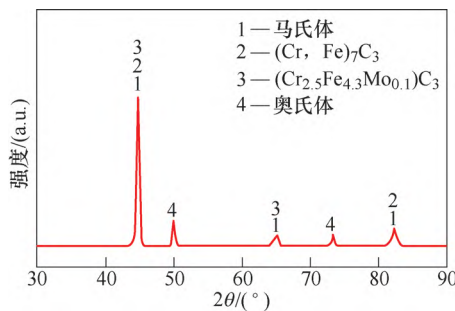


图6 XRD物相分析

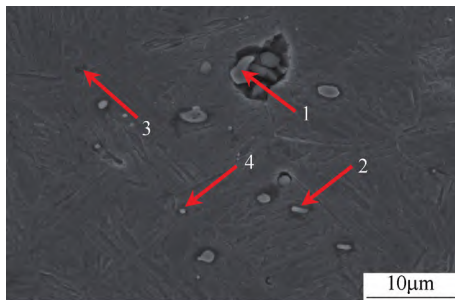


图7 SEM微观形貌

表2 能谱分析EDS结果

| 位置编号 | Cr    | Fe    | Mo   | C     | 可能物质                                                        |
|------|-------|-------|------|-------|-------------------------------------------------------------|
| 1    | 20.76 | 47.69 | 0.82 | 30.73 | $(\text{Cr}_{2.5}\text{Fe}_{4.3}\text{Mo}_{0.1})\text{C}_3$ |
| 2    | 30.12 | 39.27 | 1.25 | 29.36 | $(\text{Cr}_{2.5}\text{Fe}_{4.3}\text{Mo}_{0.1})\text{C}_3$ |
| 3    | 0.89  | 98.21 | —    | 0.9   | $\alpha\text{-Fe}$                                          |
| 4    | 7.2   | 67.61 | 0.57 | 24.62 | $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$                               |

物质 ( $\text{Cr}_{2.5}\text{Fe}_{4.3}\text{Mo}_{0.1}$ )  $\text{C}_3$ 碳化物, 箭头3所指即为嵌入在基体中的黑色块状物质 $\alpha$ -Fe马氏体, 箭头4所指即为弥散分布的细微  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 型碳化物。

### 3.3 热力学及动力学

为进一步探究奥氏体化温度对组织特性及热力学的影响, 用Jmatpro软件进行相关热力学分析。图8所示为组成相随温度变化。由图8可见, 加热到1000~1100℃温度时, 奥氏体化后仍有部分未熔碳化物, 主要类型为 $\text{M}_7\text{C}_3$ 型碳化物, 这与占礼春等<sup>[13]</sup>研究相吻合。 $\text{M}_7\text{C}_3$ 型碳化物为DC53钢铸锭凝固过程产生的共晶碳化物, 在奥氏体化进程中碳化物与奥氏体相界面存在较高浓度差, 加热过程中碳原子易于扩散至奥氏体区, 推进晶界处原碳化物尺寸形状改善。

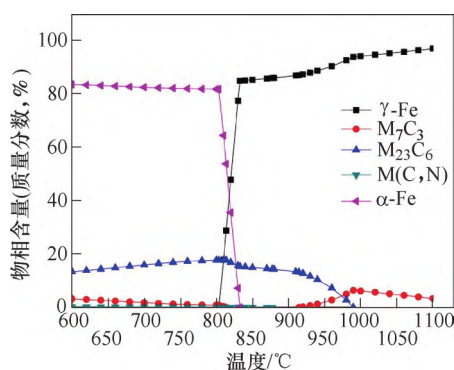


图8 相组成随温度的变化

图9、图10所示为奥氏体化过程中原子活度及偏摩尔势能随温度变化情况。由图9可见, 各元素的活度在试样奥氏体化温度范围均 $>0$ , Fe、Mo原子活度随温度升高而逐渐降低, C、V、Cr、Mn基本保持稳定, 即随奥氏体温度升高有析出含Mo的二次碳化物可能性。由图10可见, 相关合金元素的偏摩尔势能随奥氏体化温度升高均降低且 $<0$ , 增大了各合

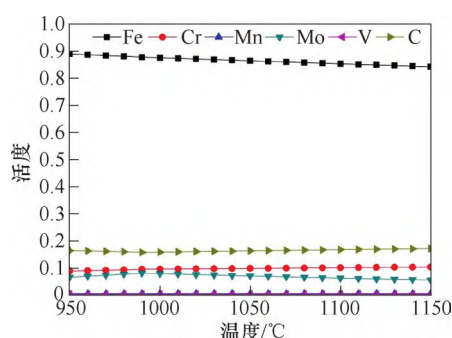


图9 原子活度曲线

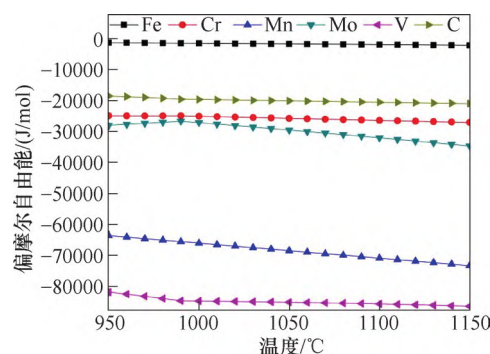


图10 原子偏摩尔势能曲线

金元素间互相扩散, 降低了相界扩散受阻的约束, 故随着奥氏体化温度升高, 晶粒尺寸逐步增大, 在热力学上与试验结果吻合。

图11、图12所示为奥氏体化过程中奥氏体相及 $\text{M}_7\text{C}_3$ 型碳化物中元素含量随温度变化情况。由图11可见, 在1000~1100℃内, 随奥氏体化温度增加, 在奥氏体相中固溶的强碳化物元素Cr、Mo、V及C元素相对含量增加, 与金相显微组织结果吻合。由图12可见,  $\text{M}_7\text{C}_3$ 型碳化物中强碳化物元素Cr、Mo相对递减, 而V、Mn、C元素相对含量保持稳定, 即共晶碳化物在奥氏体化进程中进一步溶解增加奥氏体中合金元素含量, 合金元素在动力学上进一步约束, 限制了晶粒尺寸的变化。

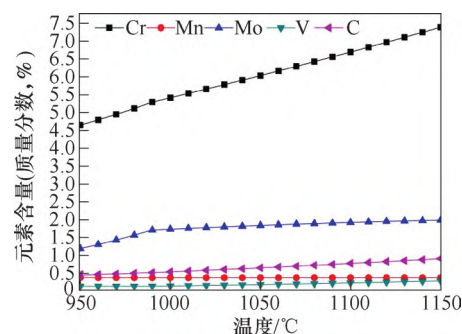


图11 奥氏体中元素含量

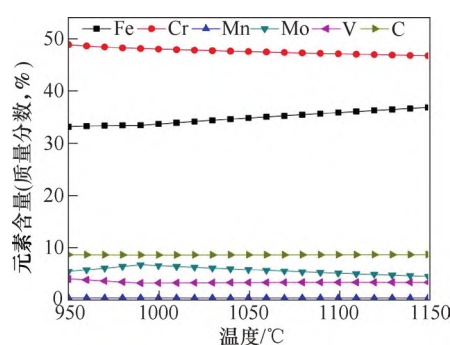


图12  $\text{M}_7\text{C}_3$ 型碳化物元素含量

## 4 结束语

本文通过相关试验及理论探讨了奥氏体化温度对DC53钢淬回火组织特性及热动力学的影响, 结论如下。

1) 随奥氏体化温度增加, 组织晶粒度降低, 晶界形态由圆弧状向平直状转变, 晶粒尺寸均匀性及稳定性提高, 1040℃时奥氏体晶粒长大倾向、晶界形态突变显著。

2) 未熔块状碳化物主要为 $M_7C_3$ 型, 其强碳化物元素Cr、Mo随奥氏体化温度升高而递减, 而V、Mn含量相对稳定。淬回火后物相由马氏体、奥氏体、 $(Cr_{2.5}Fe_{4.3}Mo_{0.1})C_3$ 和 $(Cr, Fe)_7C_3$ 型碳化物组成。

3) 温升过程中奥氏体相中固溶合金及C含量增加, 表征在淬火组织形态上的奥氏体化温度以1020~1040℃更为合适。

4) 奥氏体化过程中合金元素活度 $>0$ , 偏摩尔势能随奥氏体化温度升高而降低且数值 $<0$ 。

### 参考文献:

- [1] 毛宏, 吴红庆, 涂宇杰, 等. 热处理工艺对3种不同Cr系冷作模具钢热处理变形的影响[J]. 材料热处理学报, 2024, 45 (8) : 154-163.
- [2] 陈浩炜, 李吉航, 战东平. 冷作模具钢中碳化物控制技术的研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2024, 36 (7) : 827-843.
- [3] 邱华兴, 吴正环, 谷历文, 等. 国内外DC53模具钢组织及力学性能对比研究[J]. 锻压技术, 2021, 46 (10) : 218-224.
- [4] 贾慈力, 沈耀仁, 陆文华, 等. DC53回火特性研究[J]. 上海工程技术大学学报, 2008, 22 (4) : 336-338.
- [5] 吴正环, 谷历文, 黄历锋, 等. 典型热处理后不同冷作模具钢的残余奥氏体及对冲击韧性和尺寸稳定性的影响[J]. 理化检验: 物理分册, 2021, 57 (10) : 1-5.
- [6] HE S, LI C S, REN J Y, et al. Investigation on alloying element distribution in Cr8Mo2SiV cold work die steel ingot during homogenization[J]. Steel Research International, 2018, 89 (10) : 1800148.
- [7] YAN Z, LIU K, ECKERT J. Effect of tempering and deep cryogenic treatment on microstructure

and mechanical properties of Cr-Mo-V-Ni steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 787: 139520.

- [8] KRUGLJAKOW A. Structure and mechanical properties of die steels after quenching and tempering[J]. Russian Metallurgy (Metally), 2020 (4) : 445-448.
- [9] 张峪铭, 罗远新, 陈世磊. 冷作模具钢DC53断裂性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2018, 41 (1) : 33-37.
- [10] 贺帅, 李长生, 韩亚辉, 等. 加热速率对Cr8Mo2SiV冷作模具钢奥氏体化过程的影响[J]. 模具工业, 2019, 45 (12) : 28-31.
- [11] RAMESH G, RAHUL R, PRADEEP M, et al. Evolution of microstructure and mechanical properties of D2 tool steel during annealing heat treatment[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5 (1) : 2733-2737.
- [12] 徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2021.
- [13] 占礼春, 马党参, 迟宏霄, 等. 冷作模具钢奥氏体化过程的碳化物溶解情况[J]. 钢铁研究学报, 2012, 24 (10) : 29-32, 38.

(收稿日期: 20241230)