

• 组织和性能 •

## 调质热处理对 55NiCrMoV7 模具钢组织与力学性能的影响

赵继全<sup>1</sup> 曲周德<sup>1</sup> 禹兴胜<sup>2,3</sup> 武川<sup>1,2,3</sup> 石如星<sup>2,3</sup>

(1 天津职业技术师范大学汽车模具智能制造国家地方联合工程实验室,天津 300222;

2 洛阳中重铸锻有限责任公司,洛阳 471039;3 中信重工机械股份有限公司,洛阳 471039)

**摘要** 采用扫描电镜(SEM)、硬度测试、V型冲击实验和单向拉伸实验结合有限元建模仿真,研究了55NiCrMoV7模具钢在不同淬火温度(790~910℃)、回火温度(100~650℃)下的微观组织演化和力学性能的变化规律。结果表明,随着淬火温度升高,球状碳化物逐渐溶解到马氏体基体中,马氏体组织不断长大、粗化,残余奥氏体逐渐增多;淬火后HRC硬度值基本稳定在42~46,屈服强度和抗拉强度先增大后减小,870℃淬火后均达到最大值1380MPa和1485MPa,冲击韧性在850℃淬火后最大,为26J。在不同温度回火过程中,马氏体组织含量基本稳定,随着回火温度继续升高,残余奥氏体逐渐溶解,碳化物从马氏体边界处析出,细小而弥散。870℃4h淬火+560℃6h回火可以使55NiCrMoV7钢具有良好的综合力学性能。

**关键词** 55NiCrMoV7钢 微观组织 力学性能 模型

## Effect of Quenching and Tempering Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 55NiCrMoV7 Die Steel

Zhao Jiquan<sup>1</sup>, Qu Zhoude<sup>1</sup>, Yu Xingsheng<sup>2,3</sup>, Wu Chuan<sup>1,2,3</sup> and Shi Ruxing<sup>2,3</sup>

(1 National-Local Joint Engineering Laboratory of Intelligent Manufacturing Oriented Automobile Die & Mould, Tianjin University of Technology and Education, Tianjin 300222; 2 Luoyang CITIC Casting and Forging Co Ltd, Luoyang 471039; 3 CITIC Heavy Industries Co Ltd, Luoyang 471039)

**Abstract** Change rule the microstructure evolution and mechanical properties of 55NiCrMoV7 die steel under different quenching temperature (790~910℃), and tempering temperature (100~650℃) are studied by means of scanning electron microscopy (SEM), hardness test, V-impact test, uniaxial tensile test combined with finite element modeling and simulation. The results show that, with the increase of quenching temperature, spherical carbide gradually dissolves into martensite matrix, martensite structure grows and coarsens, and residual austenite increases gradually; after quenching, the HRC hardness value is basically stable at 42~46, and the yield and tensile strength first increase and then decrease, reaching a maximum of 1380MPa and 1485MPa after quenching at 870℃, and the maximum value of impact toughness is 26J after quenching at 850℃. In different temperature tempering process, the content of martensite structure basically stable, with the increase of tempering temperature, the retained austenite gradually disappears, fine and dispersed carbides begin to precipitate at the boundary of martensite. Quenching at 870℃4h and tempering at 560℃6h can make 55NiCrMoV7 steel to have good comprehensive mechanical properties.

**Material Index** 55NiCrMoV7 Steel, Microstructure, Mechanical Property, Model

55NiCrMoV7热作模具钢具有强度高、抗冲击性能优越等特点,被广泛应用于航天、汽车行业等热作冲压模具的制造领域<sup>[1]</sup>。恰当的调质热处理工艺对钢材的组织及性能有重要的影响,对进一步提高钢的综合质量至关重要。

张占平<sup>[2]</sup>等人研究了55NiCrMoV7钢在100~700℃、90s~665h回火过程,提出了复杂回火工艺条件下的动力学模型,建立了回火组织特征马氏体(211)峰物理半高宽-时间-回火温度的单一模型和分段模型;Mengting Fan<sup>[3]</sup>等人对55NiCrMoV7钢进行不同速率淬火,得到了马氏体和上、下贝氏体组

织,然后进行了600、620、650℃回火探究。但是,针对大型55NiCrMoV7模具钢锻件,淬火和回火过程微观组织演化机制,以及对力学性能影响规律的研究,还鲜有报道。

为此,本文对55NiCrMoV7模具钢调质热处理过程微观组织演化和力学性能进行了研究。

### 1 材料与方法

本次实验材料选用55NiCrMoV7模具钢,在真空感应炉(钢水容量140kg)中布入100kg16Mn废钢,60kW送电预热20min后直接提高至90kW,保持功率恒定。钢液经两次熔清取样检测,加入42CrMo

废钢或工业纯铁调整后,强力搅拌 3~5 min 后调整功率至 50~70 kW,温度控制在 1560~1580 ℃,待取样检测达到工艺要求,准备起吊钢锭模,降低功率至 40~60 kW,迅速扒渣,缓慢倾动炉体,浇注钢锭 100 kg,尺寸  $\Phi 250$  mm  $\times$  200 mm,浇注完成后,及时加入发热剂。将浇注棒料锻打成规格为 200 mm  $\times$  200 mm  $\times$  200 mm 的方形试块,终锻温度 900 ℃,并加热至 1250 ℃,保温 1 h,采用 3 t 锤进行锻造至  $\Phi 50$  mm  $\times$  200 mm 规格棒材,结束后放置空冷。其中 55NiCrMoV7 模具钢化学成分如表 1 所示。

对锻后 55NiCrMoV7 模具钢进行不同的淬火和回火工艺下的调质处理,具体工艺如表 2 所示。同时,基于 DEFORM-2D 建立相应的热处理有限元模拟,预测不同条件下的微观组织演化,并与实测值对比分析。

表 1 实验 55NiCrMoV7 钢化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of test 55NiCrMoV7 steel / %

C	Si	V	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.55	0.20	0.084	0.65	0.006	0.004	1.12	0.45	1.66

表 2 不同淬火和回火工艺

Table 2 Different quenching and tempering processes

试样编号	淬火	回火	试样编号	淬火	回火
1-1	790 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-1	850 ℃ 4 h	100 ℃ 6 h
1-2	810 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-2	850 ℃ 4 h	200 ℃ 6 h
1-3	830 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-3	850 ℃ 4 h	300 ℃ 6 h
1-4	850 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-4	850 ℃ 4 h	400 ℃ 6 h
1-5	870 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-5	850 ℃ 4 h	500 ℃ 6 h
1-6	890 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-6	850 ℃ 4 h	600 ℃ 6 h
1-7	910 ℃ 4 h	560 ℃ 6 h	2-7	850 ℃ 4 h	650 ℃ 6 h

从热处理后的试样心部线切割加工成标准的拉伸试样(按照 GB/T 228.1-2010),进行材料的屈服强度和抗拉强度测试,同时进行微观组织试样的镶嵌、打磨、抛光和化学腐蚀(4% 硝酸 + 酒精溶液),基于扫描电镜(SEM)观察样品的组织形貌,分析晶粒尺寸和相体积分数。利用(JBW-300)冲击试验机进行冲击实验,并进行不同位置的硬度测试。

## 2 热处理的有限元模型建立

### 2.1 材料模型

采用 Formaster-F 型全自动相变仪测试了实验用 55NiCrMoV7 模具钢 CCT 的曲线,其中  $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$  和  $M_s$  分别为 730、770、325 ℃。

在连续冷却过程中,奥氏体组织相互交错难以研究相变过程的新相体积分数及相变温度,然而等

速奥氏体转变动力学曲线与等温相变动力学曲线类似<sup>[4]</sup>,故奥氏体向珠光体和贝氏体转变过程中的动力学方程,可以用 Avrami 提出的 JMA/JMAK 经验方程描述<sup>[5]</sup>:

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

式中: $X$ - 新相体积分数; $k$ - 速率常数(取 0.088),与等温温度、相变机制、相变自由能有关; $t$ - 等温时间; $n$ - 时间指数(取 1.83),与形核机制和长大机制有关。

在连续冷却过程中的马氏体转变,可以用马氏体相变动力学方程 KoistinenMarburger (KM)来描述<sup>[6]</sup>:

$$X = 1 - \exp[-\alpha(M_s - T_q)] \quad (2)$$

式中: $M_s$ - 马氏体相变起始点温度; $T_q$ - 当前温度; $\alpha$ - 相变动力学参数(取 -0.026)。

### 2.2 基于 DEFORM 的有限元模型

本次模拟采用 DEFORM-2D 软件中的热处理模块,由于试件规格为  $\Phi 50$  mm  $\times$  200 mm,具有高度对称性,故采用 2D 建模,这样可以大幅减少计算量,模拟结果更为精确。构建模型建立如图 1 所示。

网格划分以六面体为主,边角处采用四面体网格细化局部特征,模型单元总数为 4 115 个。热处理过程中,选用第三类边界条件,试件与外部环境通过热对流和热辐射进行热交换,淬火介质空气为恒温 25 ℃,考虑到试件的受热情况,升温阶段热交换系数设为 0.1,降温阶段的换热系数通过试验测得。

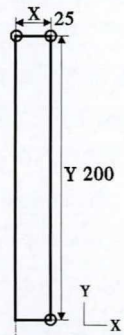


图 1 55NiCrMoV7 钢模型的建立

Fig. 1 Establishment of 55NiCrMoV7 steel model

## 3 结果与讨论

### 3.1 微观组织演化预测

#### 3.1.1 淬火温度影响

790~910 ℃ 不同淬火

温度模拟后的马氏体、残余

奥氏体组织情况如图 2 所示,从图 2(a~d)可以看出,淬火温度对于马氏体和残余奥氏体分布的影响很小,马氏体体积分数最大的位置总是在试件两端的边缘处,而残余奥氏体主要集中在心部,这符合温度场外部温度下降快,内部降温慢的冷却规律。从图 2(e,f)中可知,随着淬火温度的升高,马氏体体积分数略微下降,残余奥氏体体积分数在不断上升,其中 910 ℃ 高温淬火,残余奥氏体含量增加明显,不同温度淬火后的试件均以马氏体组织为主,残余奥

氏体含量较少。综上,在模拟过程中,随着淬火温度上升马氏体体积分数略微下降,残余奥氏体体积分数上升。

图 3 为同步淬火后 55NiCrMoV7 模具钢的微观组织,由图 3(a)可以看出,在 790 °C 淬火后,试样的组织中存在大量粗大的碳化物,且在局部地方分布密集,此时马氏体呈隐针状,较为纤细、短小,残余奥氏体分布在隐针状马氏体之间。图 3(b)与 790 °C 淬火相比,830 °C 淬火后碳化物含量减少,且分布逐渐均匀,这是由于随着淬火温度的升高,颗粒状碳化物逐渐溶解,残留碳化物数量减少,且体积明显减小,板条状马氏体开始显现,此时残余奥氏体夹在板条马氏体之间,略有增多<sup>[7]</sup>。当淬火温度升高到 870 °C 时,如图 3(c)所示,碳化物全部溶解,试件组织主要为板条状马氏体 + 残余奥氏体<sup>[8]</sup>。图 3(d)为 910 °C 淬火,板条状马氏体组织发生明显粗化且变长,残余奥氏体明显变多,附着在马氏体表面<sup>[9]</sup>。从实验结果可知,随着淬火温度上升,颗粒状碳化物逐渐溶解到马氏体基体中,密集隐针状马氏体组织变为稀疏板条状,且不断长大、粗化,未来得及转化的奥氏体逐渐增多,这与模拟保持一致。

3.1.2 回火温度影响

850 °C 淬火 + 不同回火温度模拟后的马氏体、残余奥氏体组织如图 4 所示,由图 4(a)可以看出,不同回火温度对马氏体组织的分布及含量影响不大,与淬火后马氏体组织相比含量相当。但回火温度对残余奥氏体含量影响很大,如图 4(b)所示,100 °C 回火后残余奥氏体体积分数约 0.2% 左右,但 300

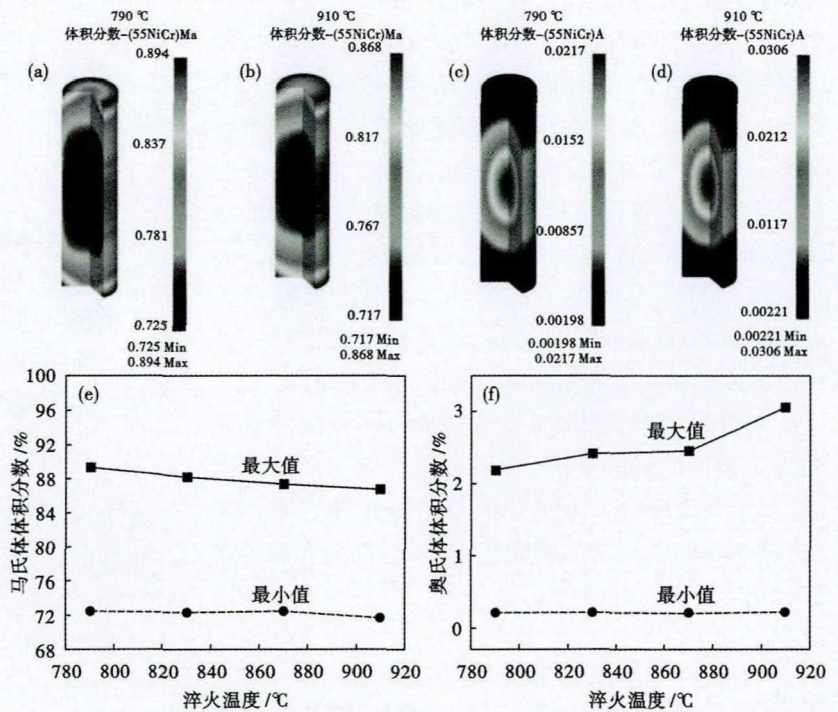


图 2 模拟 790 °C (a) (c), 910 °C (b) (d) 淬火后马氏体 (a) (b) 和残余奥氏体 (c) (d) 组织分布和马氏体 (e) 奥氏体 (f) 的体积分数

Fig. 2 Distribution of structure simulated quenching at 790 °C (a) (c) and 910 °C (b) (d) of martensite (a) (b) and residual austenite (c) (d) and volume fraction of martensite (e) and austenite (f)

°C 回火后,残余奥氏体体积分数高达 2.6%,这是由于在 300 °C 回火过程中,试件由外到内逐渐被加热,外部温度较高残余奥氏体率先分解,而内部偏冷残留的奥氏体较多。继续升高回火温度,残余奥氏体逐渐减少,650 °C 高温回火后残余奥氏体完全溶解。

55NiCrMoV7 钢微观组织如图 5 所示。从图 5(a)中可以看出,在 100 °C 低温回火过程中,残余奥氏体主要分布在片状马氏体周围,这会使材料的塑性偏低,此时钢的组织为片状马氏体 + 少量的残余奥氏体<sup>[10]</sup>。300 °C 回火后少量片状马氏体已经转变成板条状,图 5(b)所示在片状马氏体与板条状马

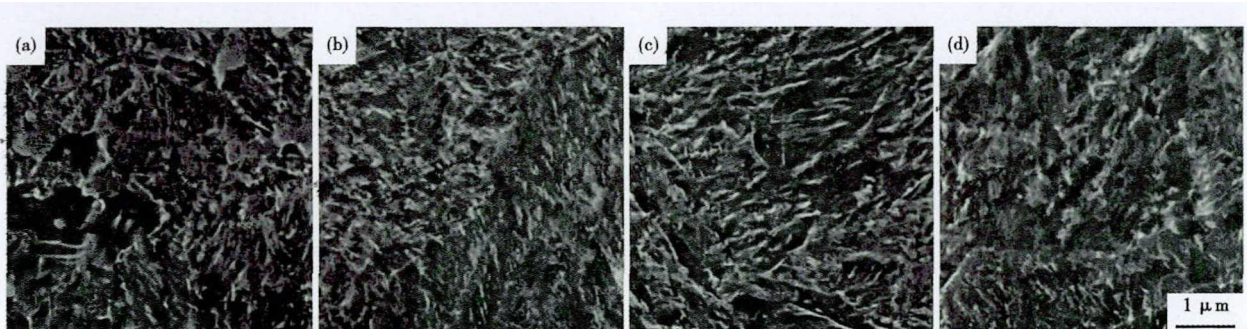


图 3 (a)790 °C;(b)830 °C;(c)870 °C;(d)910 °C 淬火后的 55NiCrMoV7 钢组织形貌,SEM

Fig. 3 Microstructure and morphology of 55NiCrMoV7 steel quenched at (a)790 °C;(b)830 °C;(c)870 °C and (d)910 °C, SEM

氏体之间残留有大量的奥氏体组织。从图 5(c) 可以看出, 500 °C 回火后, 残余奥氏体减少, 试件组织主要表现为板条状马氏体, 同时碳化物开始从马氏体边界处析出, 均匀分布在马氏体周围<sup>[11]</sup>。当回火温度达到 650 °C 时, 如图 5(d) 所示, 大量碳化物从马氏体中析出, 呈现球状或棒状, 马氏体中碳含量减少, 组织软化严重, 析出的碳化物细小且分布弥散, 这会使得材料的强硬度下降, 塑韧性上升<sup>[12]</sup>。综上所述, 随着回火温度

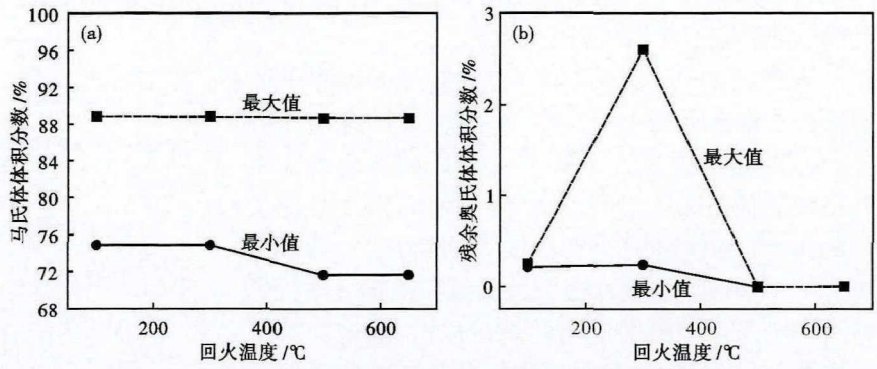


图4 回火温度对 850 °C 淬火 55NiCrMoV7 钢马氏体(a)和残余奥氏体(b)体积分数的影响  
Fig.4 Effect of tempering temperature on volume fraction of martensite (a) and austenite (b) of 850 °C quenched 55NiCrMoV7 steel

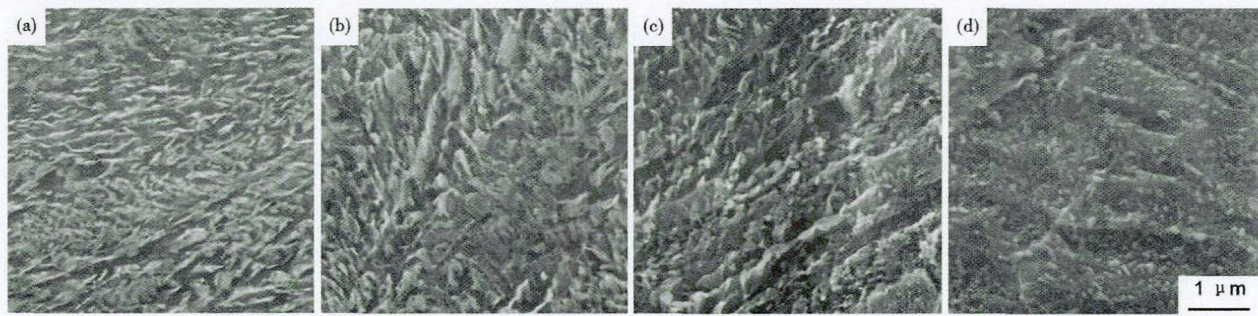


图5 55NiCrMoV7 钢 850 °C 淬火 + (a) 100 °C; (b) 300 °C; (c) 500 °C 和 (d) 650 °C 回火后的组织形貌, SEM  
Fig.5 Microstructure and morphology of 55NiCrMoV7 steel quenched at 850 °C + tempered at 100 °C (a); 300 °C (b); 500 °C (c) and 650 °C (d), SEM

增加, 马氏体由片状变为板条状, 整体组织含量基本稳定, 但残余奥氏体在 300 °C 回火后残留较多, 随着回火温度继续升高残余奥氏体逐渐消失。实验观察与模拟组织含量变化基本一致。

### 3.2 力学性能变化与预测

#### 3.2.1 力学性能变化

如图 6(a) 所示, 随着淬火温度升高, 屈服强度和抗拉强度先上升后下降, 二者均在 870 °C 达到最大值, 1 485 MPa 和 1 380 MPa。890 °C 及以上高温淬火过程中马氏体不断粗大, 导致材料的屈服强度和抗拉强度下降<sup>[13]</sup>。图 6(b) 所示, 850 °C 淬火后随着回火温度的升高, 屈服强度和抗拉强度均下降, 回火温

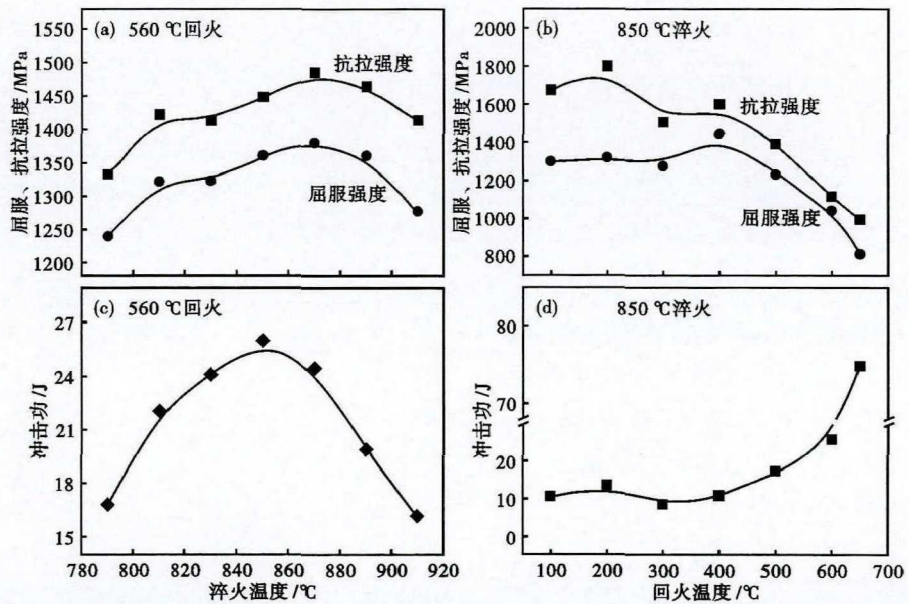


图6 淬火(a)(c)和回火(b)(d)温度对 55NiCrMoV7 钢强度(a)(b)和冲击功(c)(d)的影响  
Fig.6 Effect of quenching (a) (c) and tempering (b) (d) temperature on strength (a) (b) and impact energy (c) (d) of 55NiCrMoV7 steel

度越高下降越明显。这是由于回火过程中,马氏体组织软化,碳化物不断析出导致。

从图 6(c)可知,在 790 ~ 910 °C 淬火过程中冲击韧性先增大后减小,在 850 °C 淬火后冲击韧性最佳,为 27 J。这是由于 850 °C 淬火后的残余奥氏体夹在板条状马氏体之间,残余奥氏体的韧性要优于马氏体,会使材料抗冲击性能大幅增加<sup>[7]</sup>。850 °C 淬火 + 不同回火温度冲击韧性测试如图 6(d)所示,在 400 °C 及以下的中低温回火过程中,冲击功基本稳定在 10 ~ 15 J,这是因为在片状马氏体的形成过程中,产生了较大的相变应力,在片状马氏体内部形成应力场,易使片状马氏体内部产生微裂纹,在外力冲击下易造成裂纹扩展<sup>[10]</sup>。500 ~ 650 °C 高温回火过程中碳化物不断析出,细小的球状和柱状碳化物分布弥散,使得材料的冲击韧性显著提高<sup>[12]</sup>。

### 3.2.2 力学模型建立

理论屈服强度计算可依据 55NiCrMoV7 模具钢的强化机制,可以认为钢的屈服强度  $\sigma$  是通过各强化机制根据贡献大小线性叠加而成的,如式(3)所示:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_H + \sigma_S + \sigma_P \tag{3}$$

式中: $\sigma_0$ - 工业纯铁的晶格摩擦应力,为 48 MPa<sup>[14]</sup>;  $\sigma_H$ 、 $\sigma_S$ 、 $\sigma_P$ - 细晶强化、固溶强化和析出强化;Hall-Petch 细晶强化  $\sigma_H$  是取决于晶粒尺寸  $d$  的强化,可以用 Hall-Petch 公式表示<sup>[15]</sup>:

$$\sigma_H = Kd^{-1/2} \tag{4}$$

式中: $K$ - 晶界强化系数,取 600 MPa ·  $\mu\text{m}^{1/2}$ ;  $d$ - 晶粒尺寸。

固溶强化  $\sigma_S$  可用式(5)描述<sup>[15]</sup>:

$$\sigma_S = \sum AG\varepsilon^{4/3} C^{2/3} \tag{5}$$

式中: $A$ - 无量纲参数,取 0.1;  $\varepsilon$ - 由于溶质引起的晶格应变数值,约 0.124;  $C$ - 固溶元素在基体中处于固溶态的质量分数;  $G$ - 55NiCrMoV7 钢的剪切模量,可以通过式(6)计算:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \tag{6}$$

式中: $E$ - 杨氏模量(206 GPa);  $\nu$ - 泊松比(0.3); 通过计算得出剪切模量为 79 GPa。

析出强化  $\sigma_P$  可表示为<sup>[16-17]</sup>:

$$\sigma_P = \frac{5.9\sqrt{f}}{d} \times \ln\left(\frac{\bar{d}}{2.5 \times 10^{-4}}\right) \tag{7}$$

式中: $f$ - 析出物的体积分数;  $\bar{d}$ - 析出粒子的平均直径。

综上所述,将式(4)、(5)、(6)、(7)代入式(3)中,55NiCrMoV7 模具钢的屈服强度可以表示为:

$$\sigma = 48 + 500 d^{-1/2} + \sum 488.5 C^{2/3} + \frac{5.9\sqrt{f}}{d} \ln \frac{\bar{d}}{2.5 \times 10^{-4}} \tag{8}$$

式中:晶粒尺寸  $d$  由试验测得晶粒度换算而来,各固溶态元素的质量分数  $C$  可参照材料化学成分表 1 计算,析出物的体积分数  $f$  和析出粒子平均直径  $\bar{d}$ ,采用 Photoshop 软件逐个标记涂色后统计得出,55NiCrMoV7 模具钢调质处理后主要成分为马氏体组织,故硬度主要由马氏体组织贡献,可参照文献 [18] 中提到的马氏体硬度  $H_M$  模型:

$$H_M = 127 + 949w(C) + 27w(\text{Si}) + 11w(\text{Mn}) + 8w(\text{Ni}) + 16w(\text{Cr}) + 21 \lg v \tag{9}$$

式中: $v$ - 临界冷速;  $w$ - 元素质量分数。

### 3.2.3 性能预测与对比

根据式(8)计算出的屈服强度预测值在 790、830、870、910 °C 淬火后,分别为 1 280.04、1 282.75、1 437.14、1 175.37 MPa。其中 910 °C 高温淬火后,屈服强度下降是由于碳化物溶于板条马氏体中,析出强化贡献值减小导致。100、300、500、650 °C 回火后,屈服强度预测值分别为 1 226.37、1 174.62、1 136.98、889.4 MPa。其中 650 °C 高温回火导致屈服强度明显下降的主要原因是大量碳化物在基体中析出,固溶强化贡献值减少。预测值与实测值对比

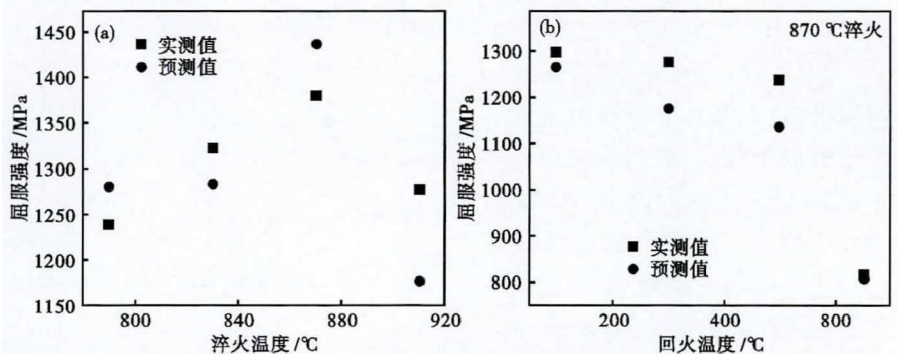


图 7 55NiCrMoV7 模具钢屈服强度预测值与实测值对比

Fig. 7 Comparison between predicted and actual value of yield strength of 55NiCrMoV7 die steel

如图 7(a,b) 所示,整体预测误差控制在 9% 以内,较为合理。

不同淬火过程马氏体含量相对稳定,根据式(9)预测得出 HV 硬度值 420,换算成 HRC 硬度值约 44,不同温度淬火后的 HRC 硬度值检测结果在 42~46,基本吻合。

#### 4 结论

(1) 随着淬火温度升高,球状碳化物逐渐溶解到马氏体基体中,马氏体组织不断长大、粗化,残余奥氏体逐渐增多。不同回火温度的马氏体组织含量基本稳定,其中 300 °C 回火后残余奥氏体较多,650 °C 高温回火后,残余奥氏体消失,碳化物在马氏体边界处析出,细小且分布弥散。综上,870 °C 4 h 淬火 + 560 °C 6 h 回火可以使 55NiCrMoV7 钢具有良好的组织分布及最佳综合力学性能:屈服强度 1 380 MPa,抗拉强度 1 485 MPa,冲击功 24.5 J,HRC 硬度

值 45.5。

(2) 基于 DEFORM 建立的 55NiCrMoV7 模具钢的有限元模型,能够较为准确地模拟出试验钢的组织分布及体积分数,为该钢的数值模拟奠定了基础。

(3) 构建了 55NiCrMoV7 模具钢的屈服强度模型:

$$\sigma = 48 + 500 d^{-1/2} + \Sigma 488.5 C^{2/3} + \frac{5.9\sqrt{f}}{d} \ln \frac{\bar{d}}{2.5 \times 10^{-4}}$$

该模型能够有效预测 55NiCrMoV7 模具钢的屈服强度。验证了马氏体硬度  $H_M$  模型的准确性,为大型锻件锻后调质工艺的力学性能研究提供了理论依据,具有一定的实用价值。

基金项目:中国博士后第 67 批面上项目(2020M672309)

#### 参考文献

- [1] Jebaraj M, Pradeep K M and Anburaj R. Effect of N<sub>2</sub> and CO<sub>2</sub> Coolants in Milling of 55NiCrMoV7 Steel[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 53:318-327.
- [2] 张占平,齐育红, DELAGNES D,等. 钢的回火时间-温度-硬度动力学关系[J]. 金属热处理学报, 2004(1):41-45 + 85.
- [3] Fan Mengting, Sun Mingyue and Li Dianzhong. Effect of Microstructural Evolution on Mechanical Properties of 55NiCrMoV7 Steel[J]. Advanced Materials Research, 2011, 1334:848-852.
- [4] 黄素中,陈其伟,朱国辉. X80 管线钢等温转变动力学模型[J]. 安徽工业大学学报(自然科学版), 2015, 32(3):228-232.
- [5] 龙永强,李 谦,文九巴,等. GCr18Mo 轴承钢的下贝氏体组织转变[J]. 金属热处理, 2006(6):31-34.
- [6] 刘新新,张小伍. 12Cr10Co3MoW1VNbNB 钢奥氏体、马氏体转变动力学研究[J]. 汽轮机技术, 2017, 59(6):478-480.
- [7] 马 征,吕广焱,付 莹,等. W2Mo9Cr4VCo8 高速钢淬火处理后的组织与性能[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(6):121-127.
- [8] 卢 峰,王 坤,王 超,等. 工程机械用高强度钢直接淬火回火工艺研究[J]. 钢铁钒钛, 2013, 34(1):79-85.
- [9] 彭二宝,陈昌铎. 淬火温度对 ZG25MnCrNiMo 钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(6):43-45.
- [10] 董高鹏. 5CrNiMo 模具钢的热处理新工艺研究[J]. 热加工工艺, 2016, 45(12):170-173.
- [11] 蔡 虎,金洋帆,张家成,等. 回火温度对 30Cr13Nb0.1 铸造马氏体不锈钢组织和性能的影响[J]. 上海金属, 2020, 42(5):21-26 + 31.
- [12] 李 爽,时彦林,杨晓彩,等. 钼钨钒合金化热作模具钢高温回火组织演变[J]. 工程科学学报, 2020, 42(7):902-911.
- [13] 李 磊,张 磊,魏久洪,等. 新型高强钢筋动态拉伸力学性能研究[J]. 振动与冲击, 2020, 39(19):62-68 + 106.
- [14] 杨康蔚,陆佳伟,孙 辉,等. Ti-V 微合金化热轧高强钢的相变规律及组织性能[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(8):726-732.
- [15] 蔡泽宇. 电沉积纳米结构镍钴合金的力学性能及摩擦磨损特性研究[D]. 长春:吉林大学, 2020 [2020-06-01]. <https://kns.cnki.net/KCMS/detail/detail.aspx?dbname=CM-FD202002&filename=1020905072.nh>
- [16] 何 康,宁玉亮,李烈军,等. 等温工艺对钛微合金钢组织和析出行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(6):136-142.
- [17] 杨晓伟,陈焕德,周 云,等. V-Ti 微合金化 HRB600 高强钢筋组织及强化机制分析[J]. 钢铁钒钛, 2020, 41(3):110-115.
- [18] 胡成亮,胡 誉,张运军,等. 金属硬度预测模型的研究现状[J]. 塑性工程学报, 2020, 27(5):7-11.

赵继全(1996-),男,硕士研究生(天津职业技术师范大学),2018年河北建筑工程学院(本科)毕业,模具钢热处理研究。E-mail:1366230103@qq.com

收稿日期:2020-12-16

欢迎全国冶金、机械、耐材及相关行业在《特殊钢》杂志上刊登工艺设备和技术、产品研发宣传广告