



## 电脉冲处理对 M2 高速钢组织与性能的影响

张家陶<sup>1</sup>, 刘兆华<sup>2</sup>, 叶礼润<sup>1</sup>

(1 宜宾学院材料与化学工程学院, 宜宾 644000; 2 攀枝花钢铁研究院, 攀枝花 610031)

**摘要:**采用传统热处理结合电脉冲处理的方法,对 M2 高速钢进行了处理,利用金相显微镜、SEM 和 EBSD 观察了显微组织,测试了试样的抗弯性能。结果表明,1 200 °C 预处理试样的奥氏体晶粒尺寸约为 24 μm,经过电脉冲处理后,奥氏体晶粒尺寸显著细化,在 1 140 °C 淬火时的晶粒尺寸细化到 4.8 μm。细化后的 M2 高速钢抗弯强度最高达到 3 799 MPa,比常用热处理 1 180 °C 淬火时的抗弯强度提高了 39%。与单纯热处理时 M2 高速钢的奥氏体晶粒尺寸变化相比,可以发现,电脉冲处理产生的晶粒细化效果不是由于循环淬火,而应当是源于快速加热产生的高过热度,以及非热效应对形核率的影响。

**关键词:** M2 高速钢; 晶粒细化; 电脉冲; 抗弯强度

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00240 中图分类号: TG161

## Effects of Electropulsing Treatment on the Microstructure and Mechanical Property of M2 High-speed Steel

Zhang Jiatao<sup>1</sup>, Liu Zhaohua<sup>2</sup>, Ye Lirun<sup>1</sup>

(1 Faculty of Materials and Chemical Engineering, Yibin University, Yibin 644000, China;  
2 Pangang Group Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 610031, China)

**Abstract:** Using conventional heat treatment combined with electrical pulse treatment (abbreviated EPT), the M2 high-speed steel was processed and the microstructure was observed using microscope, SEM and EBSD, the bending resistance of the specimen was tested. The results showed that the prior austenite grains (abbreviated PAGs) size of sample pre-treated at 1 200 °C was about 24 μm, the austenite grain size was significantly refined after EPT, the grain size was refined to 4.8 μm while quenching at 1 140 °C. The maximum bending strength of the refined M2 high-speed steel reached to 3 799 MPa, which was 39% higher than quenching at 1 180 °C of conventional heat treatment (abbreviated CHT). Compared with the size change of austenite grain of M2 high-speed steel during the CHT, it can be found that the grain refinement effect produced by EPT was not due to cyclic quenching, but it should be due to the high overheat generated by rapid heating and the influence of non-thermal effect on the nucleation rate.

**Key Words:** M2 High-speed Steel; Grain Refinement; Electropulsing Treatment; Bending Strength.

高速钢是一种高碳高合金钢,其化学成分中含有较多 W、Mo、Cr、V 等强碳化物形成元素。因此,高速钢具有高硬度、高耐磨和良好的红硬性,被广泛用来制造切削刀具、模具和轧辊等<sup>[1]</sup>。化学成分是影响高速钢力学性能的基本因素<sup>[2]</sup>。除此之外,碳化物和基体的状态是影响高速钢性能的两个重要因素。共晶碳化物对于高速钢的硬度和耐磨性具有重要贡献<sup>[3-5]</sup>。但是由于高速钢中合金元素含量高,凝固过程中容易形成粗大共晶碳化物和二次网状碳化物<sup>[6,7]</sup>,这会降低材料的韧性。热塑性加工是细化共晶碳化物,改善其分布与形态的重要途径。严格的锻造可以大幅度破碎凝固组织中的网状碳化物,细化碳化物尺寸,但碳化物也可能

沿着金属流变方向呈不均匀分布<sup>[8]</sup>。由于共晶碳化物的溶解温度高于热处理固溶温度,所以,传统热处理通常难以改善共晶碳化物的形态。为改善高速钢中碳化物的形态,邹磊等<sup>[9]</sup>采用电脉冲处理铸造 W6Mo5Cr4V2 高速钢,使网状碳化物断裂,发生球化,并消除了鱼骨状共晶碳化物。

为了在热处理过程中,使高速钢获得充分的二次硬化效果,往往需要较高的淬火温度,以促进碳化物溶解,提高淬火基体中合金元素的过饱和度。M2 高速钢的 A<sub>1</sub> 点是 795 °C, A<sub>cm</sub> 点则是 821 °C<sup>[10]</sup>。但是高速钢中 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 碳化物完全溶解温度为 980 °C<sup>[11]</sup>。M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 型碳化物不会完全溶解,而在 897.2 °C 到 1 221.5 °C 之间转变成 M<sub>6</sub>C 和 MC 型碳化

基金项目: 宜宾学院启航项目(No. 412-2021QH035);四川省大学生创新计划(S202410641107)

作者简介: 张家陶(1985—),男,博士; E-mail: jiatao\_zhang@qq.com; 收稿日期: 2024-09-30

物<sup>[4,10]</sup>。M2高速钢的常用淬火温度为1 180℃左右,这大幅度高于基体奥氏体化温度,不利于细化基体晶粒尺寸和提高材料韧性。然而,细化基体晶粒尺寸是确保高速钢整体性能的基础。Bhattacharyya et al.<sup>[12]</sup>的研究表明,高速钢晶粒细化是提高刀具切削性能的有效途径。

高速钢热处理时难以同时兼顾促进碳化物溶解和基体晶粒细化。如果降低淬火温度,虽有利于细化基体晶粒,但合金元素固溶量不足,降低二次硬化效果。倘若提高淬火温度,促进二次硬化,却会导致晶粒粗化,降低材料韧性。为了解决这个问题,本文采用传统热处理结合电脉冲处理的方法,确保了足够的碳化物溶解量,又获得了晶粒细化效果。

### 1 实验材料与方法

实验材料为市售M2高速钢,化学成分见表1。供货态M2高速钢为10 mm厚的板材,采用线切割加工成10 mm×2.5 mm×60 mm的试样以供后续实验使用。在真空管式炉中,把退火态试样加热到1 200℃,升温速率10℃/min,保温30 min后油淬至室温。为了给电脉冲处理时奥氏体形核提供更多形核位置,淬火试样在真空管式炉中550℃回火1 h后空冷至室温。电脉冲处理在空气环境中进行,使用自制脉冲电流发生器,脉冲电流频率为1 000 Hz,放电时间和电流通过软件控制,峰值电流密度统一设置为1 650 A/mm<sup>2</sup>,放电时间在170~220 ms之间逐步增加,使试样温度升高到不同数值,并使用红外测温仪记录每个试样温升曲线。图1(a)所示为每个试样升温曲线和相应的电参数。放电结束后,立即把试样油淬至室温,然后把淬火试样在管式炉中进行3次回火,每次回火在550℃保温1 h后空冷

至室温。对照组采用传统热处理,把退火试样在真空管式炉中加热到常用淬火温度1 180℃,升温速率10℃/min,保温30 min后油淬至室温。

表1 M2高速钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of M2 high-speed steel %									
C	Mn	Si	W	Mo	Cr	V	S	P	Fe
0.813	0.372	0.452	5.885	4.827	4.016	1.814	0.0081	0.022	Bal.

把处理后的试样从中间截取10 mm×2.5 mm×5 mm的小试样,镶嵌后进行金相制备,金相检测面为试样横断面。金相试样经过机械抛光后,使用4%硝酸酒精溶液侵蚀。使用光学金相显微镜和扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织。使用Image-pro plus 6测量原奥氏体晶粒尺寸。根据晶粒尺寸大小,晶粒尺寸是统计不同区域10张500倍或1000倍光学金相照片后的平均值。使用背散射电子衍射(EBSD)技术分析马氏体组织,获取基体组织大角度晶界形态,测试步进值为100 nm。采用三点弯曲测试试样的抗弯强度,压下速度为0.3 mm/min,三点弯曲试样尺寸如图1(b)所示。

### 2 实验结果

#### 2.1 M2高速钢组织细化

图2为M2高速钢预处理后的显微组织。退火态M2高速钢显微组织由共晶碳化物和球化珠光体组织构成,如图2(a)所示。经过传统1 200℃淬火处理后,大量碳化物溶解,基体转变为马氏体,原奥氏体晶粒平均尺寸为24 μm,如图2(b)所示。1 200℃淬火试样经过一次回火后,基体发生分解,析出部分回火碳化物,如图2(c)所示。而传统常用1 180℃淬火时的原奥氏体晶粒平均尺寸为21.7 μm,如图2(d)所示。

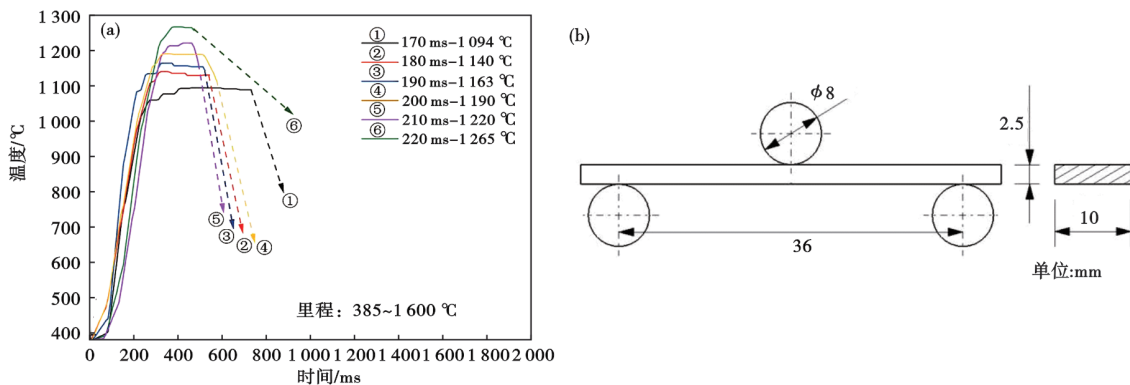


图1 (a)电脉冲处理M2试样升温曲线,(b)三点弯曲测试示意图。

Fig. 1 (a) Thermal history of the M2 samples during electropulsing treatment, (b) schematic diagram of the three-point bending test

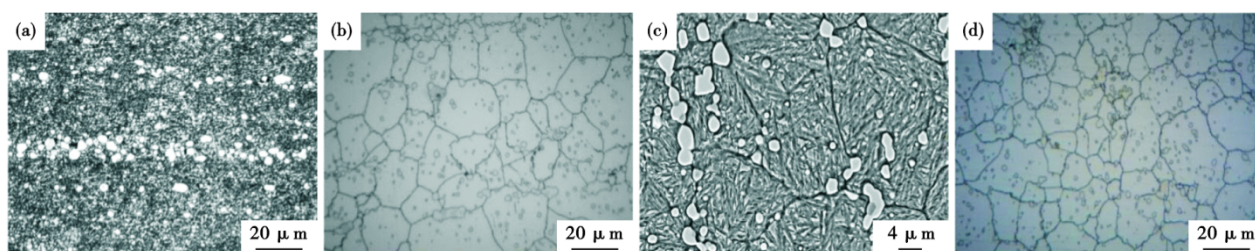


图2 M2高速钢预处理显微组织:(a)退火态,(b)1 200 °C淬火态,(c)550 °C 1 h回火态SEM图,(d)1 180 °C淬火态。

Fig. 2 Microstructure of pre-treated M2 high-speed sample: (a) annealed condition, (b) quenched at 1 200 °C, (c) SEM image after pre-tempering at 550 °C for 1 hour, (d) quenched at 1 180 °C.

图3为电脉冲处理后M2高速钢的显微组织。预处理试样经过电脉冲处理后,从1 094 °C淬火后的试样硬度为65.4HRC,见表2。从图3(a)可以看到,1 094 °C淬火试样经过4%硝酸酒精侵蚀后没有明显的晶界,但是通过SEM在5000倍时可以看到,1 094 °C试样中细小晶粒呈链状分布,如图4(a)所示。这表明在电脉冲处理过程中,1 094 °C时基体上新的细小奥氏体晶粒正在形成。随着温度升高,从1 140 °C淬火试样已经完成奥氏体转变,新的细小晶粒平均尺寸4.8 μm,如图3(b)和图4(b)所示。随着电脉冲处理温度继续升高,奥氏体晶粒长大到18 μm左右,如图3(f)和图4(f)所示。

图5为电脉冲处理M2高速钢的回火组织。M2高速钢回火析出的碳化物主要为 $M_{23}C_6$ 和 $M_6C$ 型碳化物,尺寸在200~400 nm<sup>[13]</sup>。从图5可以看到,回火后

表2 M2高速钢的HRC硬度

Table 2 HRC hardness of M2 high-speed

工艺	预处理/°C	电脉冲处理/°C					
		1 200	1 094	1 140	1 163	1 190	1 220
淬火态(油冷)	63.1	65.4	64.8	64.6	64.8	64.0	63.5
回火态(空冷)	62.7	59.8	61.7	63.7	64.9	63.9	63.3

基体上分布有粗大共晶碳化物(用PC表示)和小的球形颗粒(用SC表示)。高速钢的马氏体基体和残余奥氏体中过饱和固溶了大量合金元素,在回火初期,部分碳化物在晶界、位错等位置形核,形态为片状<sup>[14]</sup>。由于片状碳化物表面能较大,后续回火过程中发生球化。另外这些碳化物也成为后续合金元素析出的形核衬底,从而导致析出的二次碳化物长大。

## 2.2 电脉冲处理M2高速钢弯曲性能

图6为M2高速钢的抗弯性能。传统热处理

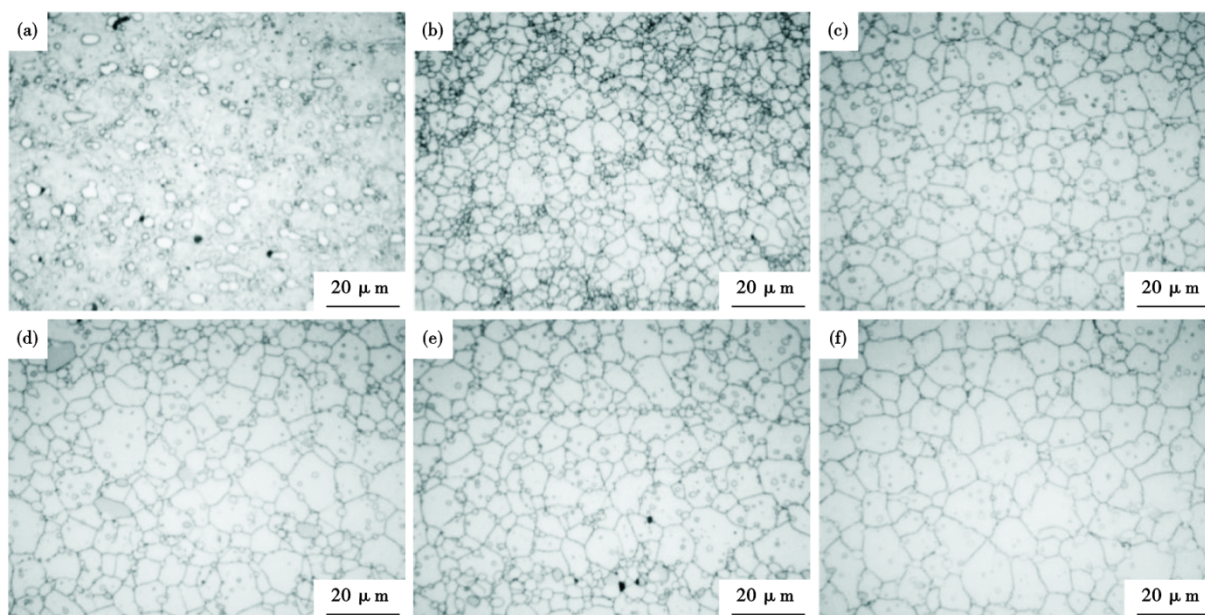


图3 电脉冲处理M2高速钢淬火组织:(a)1 094 °C,(b)1 140 °C,(c)1 163 °C,(d)1 190 °C,(e)1 220 °C,(f)1 265 °C

Fig. 3 Optical metallographic images of EP treated M2 high-speed steel: (a) 1 094 °C, (b) 1 140 °C, (c) 1 163 °C, (d) 1 190 °C, (e) 1 220 °C, (f) 1 265 °C

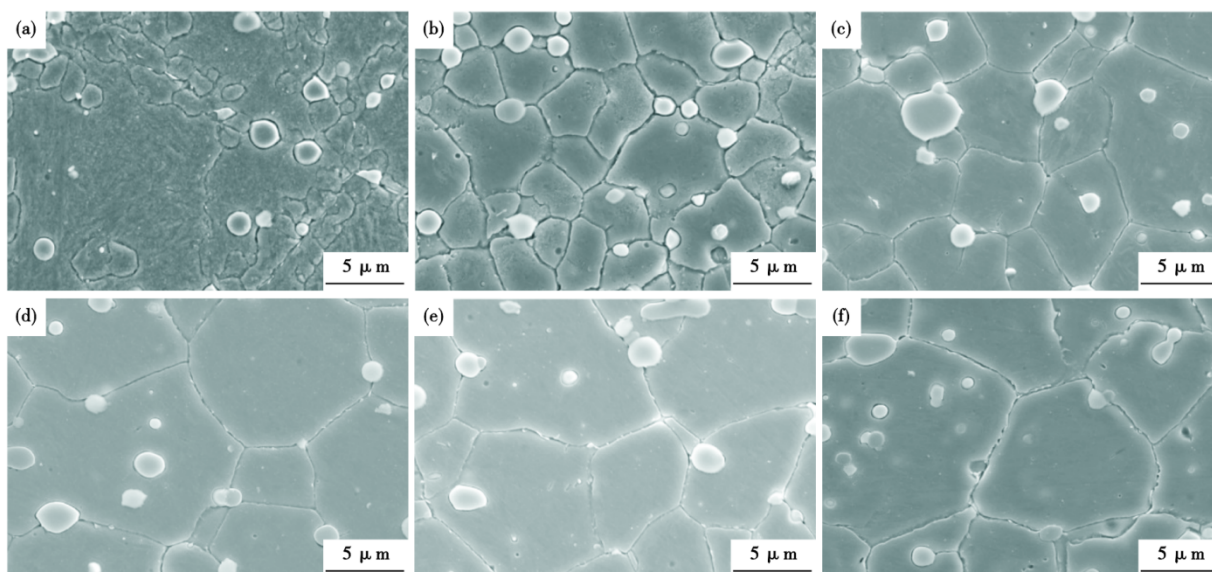
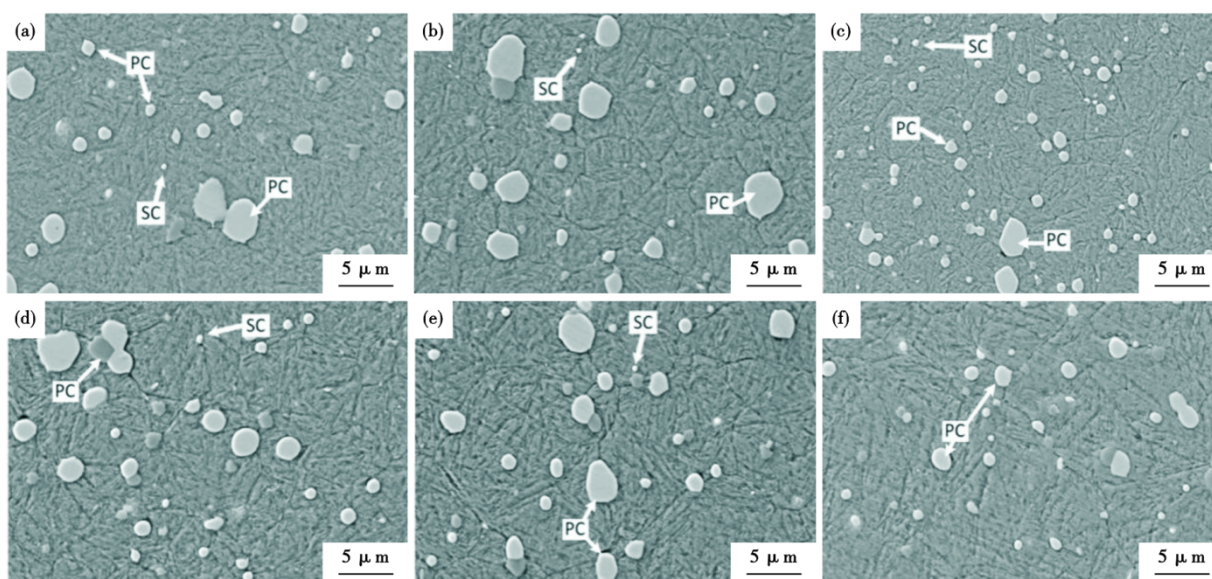


图4 电脉冲处理M2淬火试样SEM图:(a)1094 °C, (b)1140 °C, (c)1163 °C, (d)1190 °C, (e)1220 °C, (f)1265 °C  
Fig. 4 SEM images of EP treated M2 high-speed steel: (a) 1094 °C, (b) 1140 °C, (c) 1163 °C, (d) 1190 °C, (e) 1220 °C, (f) 1265 °C



备注: SC二次碳化物, PC一次碳化物

图5 电脉冲处理M2高速钢回火组织:(a)1094 °C, (b)1140 °C, (c)1163 °C, (d)1190 °C, (e)1220 °C, (f)1265 °C.  
Fig. 5 SEM images of EP treated M2 high-speed steel samples after tempering : (a) 1094 °C, (b) 1140 °C, (c) 1163 °C, (d) 1190 °C, (e) 1220 °C, (f) 1265 °C

1180 °C淬火试样经过三次回火后的抗弯强度2717 MPa,淬火温度提高到1200 °C时,抗弯强度降低到2566 MPa。电脉冲处理的试样抗弯强度普遍高于传统热处理。电脉冲处理1094 °C淬火时的试样抗弯强度3393 MPa,从1140 °C淬火的试样抗弯强度提高到3799 MPa。随着淬火温度进一步提高,试样抗弯强度逐渐降低。电脉冲处理在1140 °C左右获得最好的抗弯强度,相对于传统热处理常用工

艺,性能提高39%。

电脉冲处理改善M2的抗弯强度是由于在1140 °C附近淬火获得了超细奥氏体晶粒( $d_{\gamma} < 5 \mu\text{m}$ ),淬火冷却后,进一步导致马氏体基体细化。图7为电脉冲处理M2试样淬火基体EBSD测试结果。马氏体具有三重结构,马氏体块和马氏体包之间为大角度晶界,马氏体板条间为小角度晶界<sup>[15]</sup>。大角度晶界具有更好的强化作用。随着奥氏体晶粒细化,导致马氏

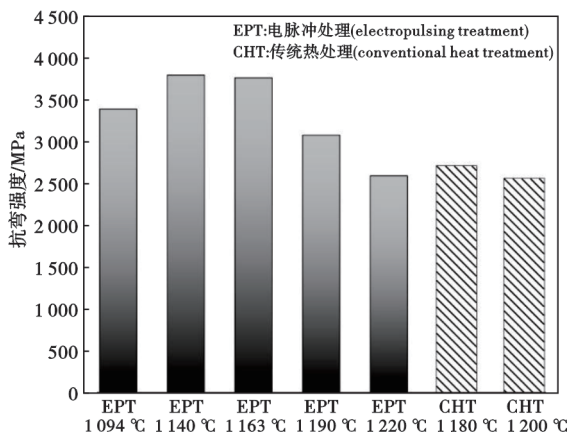


图6 M2高速钢试样抗弯强度

Fig. 6 Bending strength of M2 high-speed steel samples

体组织细化,使基体中大角度晶界密度增加。

图8为根据EBSD测试结果统计的电脉冲处理M2试样亚晶粒尺寸分布。可以看到,1140 °C淬火试样奥氏体晶粒尺寸最小,相应的小尺寸亚晶粒的比例更高。这对于电脉冲处理M2高速钢时,从1140 °C淬火得到的奥氏体晶粒超细化试样获得更好的抗弯强度具有重要影响。

### 3 分析与讨论

把预处理试样再经过电脉冲处理,基体经历了两次奥氏体化,但其产生的晶粒细化并不是循环相

变的结果。图9所示为预处理试样再次经过传统奥氏体化的显微组织。可以看到,从1094 °C淬火试样中还有大量未溶碳化物。在传统加热过程中,预处理回火试样会进一步析出碳化物,导致碳化物增多;并且这些碳化物会成为新析出碳化物的形核衬底,导致碳化物尺寸增大。直到温度升高到碳化物溶解温度时,碳化物逐渐溶解。图10为不同热处理工艺M2高速钢原奥氏体晶粒尺寸与淬火温度的关系,从图10中可以看到,把预回火试样再次进行淬火后的晶粒尺寸异常粗大,超过100 μm。由此可知,高速钢使用循环淬火方法并不能获得晶粒细化效果。因为高速钢碳化物充分溶解所需温度大幅度高于基体奥氏体化温度,在高温下晶界迁移能力增强,晶粒快速粗化。在循环奥氏体化过程中,由于之前的淬火过程使大量碳化物已经溶解,碳化物对奥氏体晶界的钉扎作用减弱,导致循环淬火时奥氏体晶粒快速长大。因此,采用传统预处理结合电脉冲处理的工艺,它所产生的晶粒细化效果并不是源之于循环淬火。

电脉冲处理产生的晶粒细化效果源之于快速加热效应和形核势垒降低。电脉冲处理放电时试样的升温速率约 $6.2 \times 10^3$  °C/s。根据升温速率与过热度的关系见式(1)<sup>[16]</sup>。

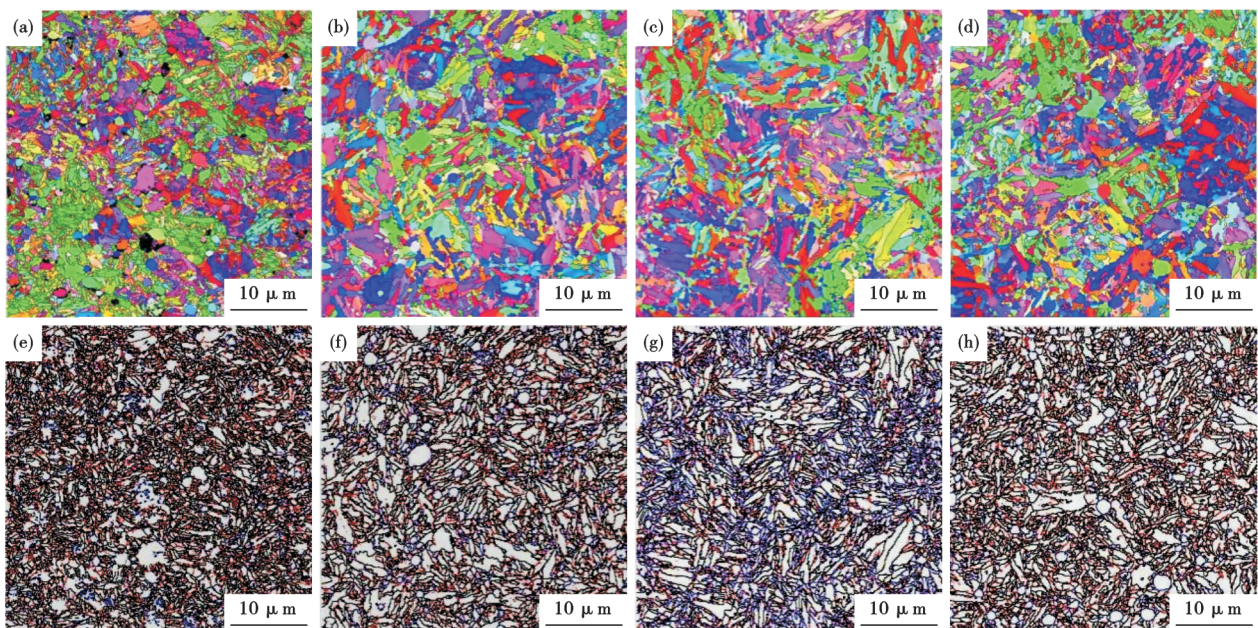


图7 电脉冲处理M2试样EBSD图:各淬火试样IPF图为(a) 1140 °C, (b) 1163 °C, (c) 1190 °C, (d) 1220 °C;晶界形貌图为(e) 1140 °C, (f) 1163 °C, (g) 1190 °C, (h) 1220 °C

Fig. 7 EBSD images of M2 high-speed steel samples: IPF color map of the samples after EP quenching from (a) 1140 °C, (b) 1163 °C, (c) 1190 °C and (d) 1220 °C; boundary morphology of the samples after EP quenching from (e) 1140 °C, (f) 1163 °C, (g) 1190 °C and (h) 1220 °C

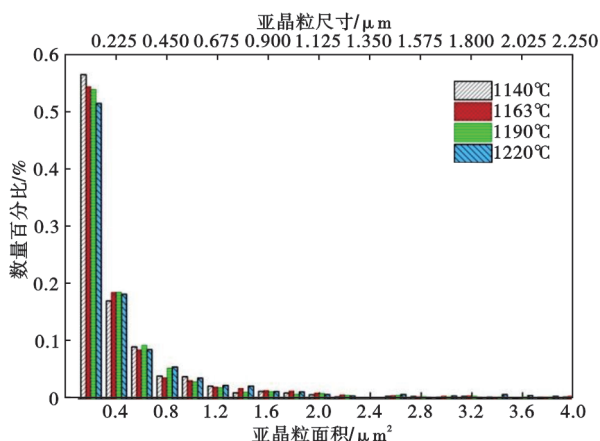


图8 电脉冲处理M2高速钢试样的亚晶粒尺寸分布.

Fig. 8 Sub-grain size distribution of M2 high-speed steel after EPT

$$\Delta A_s = KV_H^{1/3} \quad (1)$$

式中,  $\Delta A_s$  为高于平衡相变点  $A_1$  的过热度,  $^{\circ}\text{C}$ ;  $K$  为常数,  $(^{\circ}\text{C}^2 \cdot \text{s})^{1/3}$ ;  $V_H$  是升温速率,  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。根据文献<sup>[16]</sup>中的数据可以推算出  $K$  值, 由此估算出本研究中的  $\Delta A_s$  约为  $270^{\circ}\text{C}$ 。本研究中, 从  $1094^{\circ}\text{C}$  淬火的试样正处在相变的过程中, 其相对于  $A_1$  点 ( $795^{\circ}\text{C}$ ) 的温差为  $299^{\circ}\text{C}$ , 这与计算的  $\Delta A_s$  值偏差  $9.6\%$ , 相符性较好。因此, 电脉冲处理的高过热度是促进奥氏体形核的重要因素之一。

另一个促进奥氏体晶粒细化的原因则是非热效应对形核势垒的影响。电流通过导体时, 产生的

自由能变化  $\Delta G_e$  (单位为  $\text{J}$ ) 计算公式见式(2)<sup>[17]</sup>。

$$\Delta G_e = K \Delta V j_m^2 \cdot \frac{\sigma_\alpha - \sigma_\gamma}{\sigma_\gamma + 2\sigma_\alpha} \quad (2)$$

式中,  $\Delta V$  是晶核体积,  $K$  是常数, 为正值,  $j_m$  是平均电流密度,  $\text{A}/\text{mm}^2$ ;  $\sigma_\gamma$  和  $\sigma_\alpha$  是  $\gamma$  和  $\alpha$  相的电导率。在  $\alpha \rightarrow \gamma$  相变时,  $\sigma_\alpha < \sigma_\gamma$ , 因此,  $\Delta G_e < 0$ <sup>[18]</sup>。

在带电导体中的形核率  $I_e$  见式(3)<sup>[19]</sup>。

$$I_e = I_0 \exp\left(\frac{-\Delta G_e}{kT}\right) \quad (3)$$

式中,  $I_0$  是无电体系的形核率,  $\text{个}/(\text{s} \cdot \text{mm}^3)$ ;  $k$  是 Boltzmann 常数,  $\text{J}/\text{k}$ ;  $T$  是温度,  $\text{K}$ 。因为  $\Delta G_e < 0$ , 所以,  $I_e > I_0$ , 这表明电脉冲通过降低体系的自由能促进形核率提高。

抑制晶粒长大是获得组织细化的另一个重要因素。在电脉冲处理时, 试样经过了预处理, 相对于退火试样, 基体上碳化物减少, 对晶界的钉扎效应减弱, 这不利于晶粒细化。但是电脉冲处理时间很短, 晶粒来不及长大, 有利于获得晶粒细化。延长电脉冲处理时间, 晶粒则会发生粗化。因此, 电脉冲处理时, 在基体完全奥氏体化之后, 较短的时间、较低的温度有利于获得晶粒细化与性能强化之间良好的匹配。这对于挖掘传统冶炼高速钢的性能具有良好的启示。另外, 电脉冲处理直接把高密度电能整体作用在金属材料内部, 能量利用率高, 流程短。对于钻头、铣刀等高速钢常规产品, 电脉冲处理或许是提升刀具性能附加值的潜在方法。

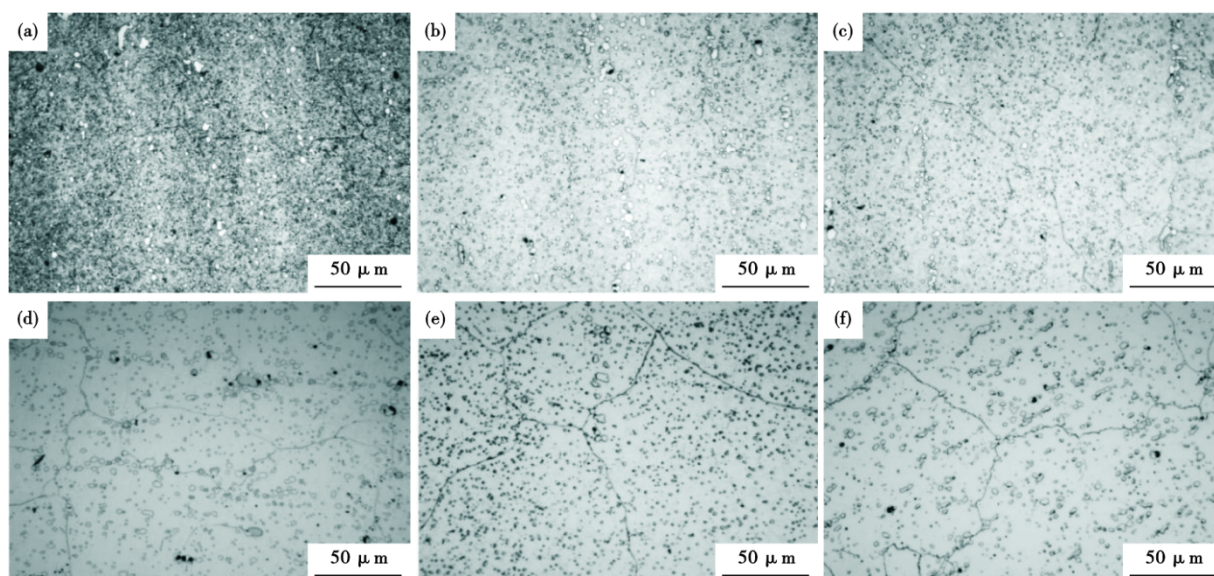


图9 预处理回火试样再经过传统奥氏体化后的光学显微组织: (a)  $1094^{\circ}\text{C}$ , (b)  $1140^{\circ}\text{C}$ , (c)  $1163^{\circ}\text{C}$ , (d)  $1190^{\circ}\text{C}$ , (e)  $1200^{\circ}\text{C}$ , (f)  $1220^{\circ}\text{C}$ 。

Fig. 9 Optical metallographic images of M2 high-speed steel samples after 2 cyclic CHT by using the starting tempered structure : (a)  $1094^{\circ}\text{C}$ , (b)  $1140^{\circ}\text{C}$ , (c)  $1163^{\circ}\text{C}$ , (d)  $1190^{\circ}\text{C}$ , (e)  $1200^{\circ}\text{C}$ , (f)  $1220^{\circ}\text{C}$

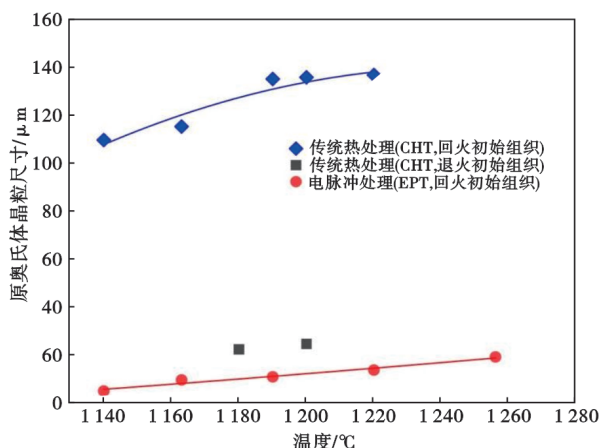


图 10 M2 试样奥氏体晶粒尺寸与淬火温度的关系

Fig. 10 Austenite grain size of M2 high-speed steel samples quenched from desired temperatures

#### 4 结论

1) 采用传统预处理与电脉冲处理相结合的方法,

利用预处理使 M2 高速钢获得良好的碳化物溶解量,再结合电脉冲处理实现基体原奥氏体晶粒细化。电脉冲处理各温度淬火试样的平均原奥氏体晶粒尺寸都获得了细化,均小于传统热处理常用淬火温度 1 180 °C 时的尺寸。电脉冲处理在 1 140 °C 淬火时获得超细奥氏体晶粒,平均尺寸达到 4.8 μm。电脉冲处理的晶粒细化效果不是由于循环淬火,而是源于由于快速加热产生的高过热度,以及非热效应促进形核的影响作用。

2) 电脉冲处理 1 140 °C 淬火试样的抗弯强度最佳,达到 3 799 MPa,比传统热处理常用 1 180 °C 淬火时的抗弯强度提高 39%。随着电脉冲处理温度升高,电脉冲处理试样抗弯强度降低,但相对于传统热处理,电脉冲处理淬火温度低于 1 220 °C 时的抗弯强度都有改善。因此,电脉冲处理 M2 高速钢时,可以采用较低的淬火温度也可以获得性能改善。

#### 参考文献

- [1] Hwang K C, Lee S, Hui C L. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls. Part I: Microstructural analysis [J]. Materials Science & Engineering A, 1998, 254(1-2): 296-304.
- [2] 曹玉龙, 张赛康, 汪秀秀, 等. 加热温度对高钒高速钢中 M<sub>2</sub>C 碳化物分解转变行为的影响 [J]. 特殊钢, 2024, 45(4): 146-152.
- [3] Wang R, Andr n H O, Wisell H, et al. The role of alloy composition in the precipitation behaviour of high speed steels [J]. Acta Metall Mater, 1992, 40(7): 1727-1738.
- [4] Bin Z, Yu S, Jun C, et al. Evolving Mechanism of Eutectic Carbide in As-cast AISI M2 High-speed Steel at Elevated Temperature [J]. Journal of Shanghai Jiaotong University (Science), 2010, 15(4): 463-471.
- [5] Wu Q, Sun D, Liu C. Effect of Austenitizing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Semi-High-Speed Steel Cold-Forged Rolls [J]. J Mater Eng Perform, 2008, 18(7): 952-958.
- [6] 杨智凯, 柏鉴玲, 张欣悦. 热处理对激光选区熔化成型高速钢组织和力学性能的影响 [J]. 材料工程, 2022, 50(12): 135-142.
- [7] 孙中豪, 李强, 张明亮, 等. 磁控电渣重熔对 M2 高速钢凝固组织及力学性能的影响 [J]. 特殊钢, 2024, 45(4): 68-76.
- [8] Zhou X, Zhu W, Jiang H, et al. A New Approach for Refining Carbide Dimensions in M42 Super Hard High-speed Steel [J]. J Iron Steel Res Int, 2016, 23(8): 800-807.
- [9] 邹磊, 武颖, 岑启宏. 电脉冲处理对 W6Mo5Cr4V2 高速钢的影响 [J]. 材料工程, 2016, 44(02): 23-27.
- [10] Liu B L, Li Z Q, Feng W W, et al. Precipitation and decomposition behaviors of carbides in AISI M2 high-speed steel with nitrogen and mischmetal [J]. J Cent South Univ, 2017, 24(4): 782-788.
- [11] Bridge J E, Maniar G N, Philip T V. Carbides in M-50 high speed steel [J]. Metallurgical & Materials Transactions B, 1971, 2(8): 2209-2214.
- [12] Bhattacharyya D, Hajra A, Basu A, et al. The effect of grain size on the wear characteristics of high speed steel tools [J]. Wear, 1977, 42(1): 63-69.
- [13] Chau A S, Dom nkov M. Precipitation of Secondary Carbides in M2 High-Speed Steel Modified with Titanium diboride [J]. J Mater Eng Perform, 2013, 22(5): 1412-1420.
- [14] Zhang J, Zhao H, Shi Q, et al. Fabrication of Ultrafine Grained High Speed Steel with Satisfactory Carbide Dissolution by Electropulsing Treatment [J]. ISIJ Int, 2019, 59(11): 2126-2129.
- [15] Kitahara H, Ueji R, Tsuji N, et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel [J]. Acta Mater, 2006, 54(5): 1279-1288.
- [16] Pereloma E, Edmonds D. Phase Transformations in Steels\_Volume 1: Fundamentals and diffusion-controlled transformations [M]. Woodhead Pub, 2012.
- [17] Chen D, Xu X, Zhao Y, et al. Superior mechanical properties of M35 high-speed steel obtained by controlling carbide precipitation and distribution via electropulsing treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 888: 145691.
- [18] Zhao Y, Ma B, Guo H, et al. Electropulsing strengthened 2GPa boron steel with good ductility [J]. Mater Des, 2013, 43: 195-199.
- [19] Zhao Y, Zhang J, Tan J, et al. Microstructure Refinement and Property Improvement of Metastable Austenitic Manganese Steel Induced by Electropulsing [J]. J Iron Steel Res Int, 2014, 21(7): 685-689.