



LB/M 复相热处理工艺对冷作模具钢 DC53 组织和力学性能的影响

袁志钟¹, 陈露¹, 张伯承^{1,2}, 刘海明¹, 牛宗冉¹, 王致远¹, 鞠玉琳¹, 程晓农¹

(1 江苏大学材料科学与工程学院, 镇江 212013; 2 镇江市京口区理工热处理科技服务站, 镇江 212012)

摘要: 本文研究了不同预淬火温度的 QTA (Quenching-Tempering-Austempering) 复相热处理工艺 (Q 为 1 030 °C, 30 min; T 为 520 °C, 2 h; A 为 250 °C, 3 h) 对冷作模具钢 DC53 的微观组织和力学性能及摩擦磨损性能的影响, 并与常规淬火-回火 (Quenching-Tempering, QT) 热处理工艺 (Q 为 1 030 °C, 30 min; T 为 520 °C, 2 h) 进行对比。结果表明, QT 工艺得到的组织以回火马氏体为主; QTA 工艺可以得到下贝氏体/马氏体 (Lower Bainite/Martensite, LB/M) 为主的复相组织, 这些复相对原奥氏体晶粒的分割产生的细晶强化作用部分抵消了 LB 和残余奥氏体 (A_R) 的弱化作用, 并且, 这些复杂的微观组织极大提升了 DC53 钢的冲击韧性; 当 QTA 的预淬温度为 100 °C 时, 其硬度仅比 QT 工艺低 1.4 HRC, 但是冲击吸收能量却是 QT 工艺的 2.44 倍。因此, 优化的 QTA 工艺可以得到较高的强韧综合性能。

关键词: 冷作模具钢; DC53; 热处理; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2024-00053 **中图分类号:** TG161

Effects of LB/M Duplex Phase Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cold Working Die Steel DC53

Yuan Zhizhong¹, Chen Lu¹, Zhang Bocheng^{1,2}, Liu Haiming¹, Niu Zongran¹, Wang Zhiyuan¹, Ju Yulin¹, Cheng Xiaonong¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China; 2 Jingkou Heat Treatment Service Station, Zhenjiang 212012, China)

Abstract: The effects of Quenching-Tempering-Austempering (QTA) duplex phase heat treatment process (Q 1 030 °C, 30 min; T 520 °C, 2 h; A 250 °C, 3 h) at different prequenching temperatures on the microstructure, mechanical properties and the friction and wear properties of cold working die steel DC53 were investigated and the results were compared with those of the conventional Quenching-Tempering (QT) heat treatment process (Q 1 030 °C, 30 min; T 520 °C, 2 h). The results show that the microstructure obtained by QT process is mainly tempered martensite and the microstructure mainly composing Lower Bainite/Martensite (LB/M) duplex phase can be resulted from the QTA process. The strength reduction due to the LB and the retained austenite (A_R) can be partly offset by the grain refinement strengthening from the refinement of original austenite grain by duplex phases, and the impact toughness of DC53 can be greatly improved by this complex microstructure. Compared with the mechanical properties of the QT process, the hardness of the QTA at prequenching temperature 100 °C is only 1.4 HRC lower but the impact absorption energy is 2.44 times higher. Therefore, superior combination of strength and toughness can be obtained by the QTA process.

Key Words: Cold Working Die Steel; DC53; Heat Treatment; Microstructure; Mechanical Property

随着现代制造业的快速发展,工业界对模具的硬度、韧性和耐磨性等要求也越来越高^[1]。模具钢是制造模具的主要材料,其性能对模具的使用寿命有着极大的影响。模具钢主要分为冷作模具钢、热作模具钢和塑料模具钢等类型,其中冷作模具钢用于在常温下对材料进行变形、压力加工的模具,包括冷冲模具、冷挤压模具、冷镦模具和弯曲模具等^[2]。在冷作模具钢中,使用最广泛的是 Cr12 系列的

材料,包括国标的 Cr12MoV、Cr12Mo1V1 和 JIS 标准的 SKD11 以及 ASTM 标准的 D2 等,适用于硬度和耐磨性要求高的模具。然而,由于 Cr12 系列冷作模具钢存在较为严重的共晶碳化物偏析,因此,会发生开裂等早期失效,从而降低模具的使用寿命。因此,从 20 世纪 80 年代开始,世界各国都相继开发出了一类新型材料,即 Cr8 型冷作模具钢材料,包括日本大同特殊钢的 DC53 钢、美国 VASCO 公司的

基金项目: 国家自然科学基金(52203379)

作者简介: 袁志钟(1977—),男,博士,副教授; **E-mail:** yzzjs@ujs.edu.cn; **收稿日期:** 2024-03-12

Vasco Die 和瑞典一胜百公司的 ASSAB88 钢等。这种冷作模具钢因其降低了 C 和 Cr 的含量,使材料内部大块共晶碳化物数量减少,使材料具备良好的强韧综合性能^[3-6]。热处理是模具钢的重要强化手段,可以有效改善材料的力学性能。对冷作模具钢 DC53 而言,传统的淬火-回火(Quenching-Tempering, QT)热处理工艺能使其达到高的硬度和耐磨性,而韧性仍有优化的空间,因此,需要开发出一种新的热处理工艺使材料达到更优的强韧配合。

因此,利用本课题组开发的下贝氏体/马氏体(Lower Bainite/ Martensite, LB/M)复相热处理工艺^[7-9],即淬火→回火→等温淬火(Quenching-Tempering-Austempering, QTA)工艺,开展了 LB/M 复相增韧 DC53 钢的热处理工艺研究,并分析了该热处理工艺对 DC53 钢组织和性能的影响。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验用钢采用热轧+球化退火态的 DC53 钢,来料尺寸规格为 119 mm×85 mm×28 mm,采用聚光 M5000 光谱仪测试成分,结果见表 1,试验材料成分符合国标 GB/T 1299—2014《工模具钢》的成分要求。

表 1 DC53 化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of DC53									%
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P	Fe	
0.99	1.01	0.36	7.58	1.99	0.33	<0.001	0.012	Bal.	

1.2 试验方法

通过 JMatPro 软件来计算得到 DC53 钢的 TTT 曲线,如图 1 所示。由图 1 可知,试验钢材相变点为: $M_s=147.7\text{ }^\circ\text{C}$, $A_1=818.7\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{cm}=946.9\text{ }^\circ\text{C}$ 。依据这些参数制定了热处理实验工艺,如图 2 所示。图 2(a)、

(b)分别为常规 QT 和 QTA 热处理工艺曲线,其中, QTA 热处理工艺按照预淬温度 50、100、150 $^\circ\text{C}$ 分为 3 组,预淬采用熔融硝酸盐(55% $\text{KNO}_3+45\% \text{NaNO}_2$)介质。QT 热处理工艺是将试样加热至 1 030 $^\circ\text{C}$,保温 30 min 后油冷至室温,最后在 520 $^\circ\text{C}$ 进行两次高温回火; QTA 热处理工艺是先将每组试样加热至 1 030 $^\circ\text{C}$ 并保温 30 min,随后将试样淬入不同温度(50、100、150 $^\circ\text{C}$)的熔融硝酸盐池中短暂等温 2 min,随后再放入 520 $^\circ\text{C}$ 的炉中保温 2 h,最后在 250 $^\circ\text{C}$ 的熔融硝酸盐池中保温 3 h。淬火、回火加热分别采用 SXL-1400 和 SXL-1200 箱式炉。除了图 2 中已经标示出来的淬火方式,其余冷却方式均为空冷。试样编号方法见表 2。

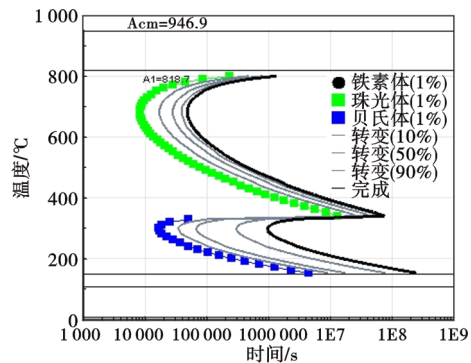


图 1 JMatPro 计算得出的试验材料的 TTT 曲线
Fig. 1 TTT curves of the experimental sample calculated by JMatPro

表 2 试样命名方式

Table 2 Designation model of samples	
热处理工艺	试样命名
QT	QT
QTA, 预淬温度: 50 $^\circ\text{C}$	Q50TA
QTA, 预淬温度: 100 $^\circ\text{C}$	Q100TA
QTA, 预淬温度: 150 $^\circ\text{C}$	Q150TA

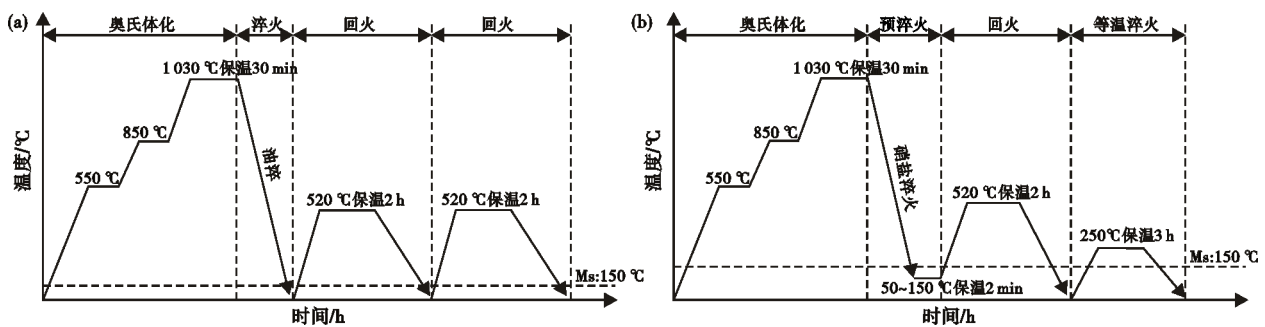


图 2 DC53 钢的热处理工艺曲线: (a)QT 工艺, (b)QTA 工艺
Fig. 2 Heat treatment process curve of DC53 steel : (a) QT process , (b) QTA process

摩擦磨损试样采用金相试样,对其进行打磨抛光处理,并用酒精清洗干净并吹干,随后使用MFT-4000型多功能材料表面性能实验仪进行往复干摩擦磨损实验,摩擦磨损过程如图3所示。测试材料为不同热处理后的DC53钢,摩擦副采用直径为4 mm的氮化硅硬质球,实验参数为:摩擦频率2 Hz,载荷10 N,磨损时间30 min,磨痕单道长度5 mm。

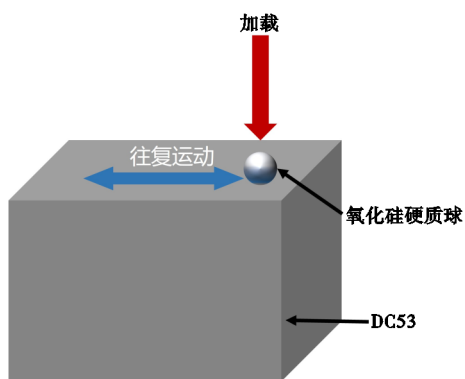


图3 摩擦磨损过程示意图

Fig. 3 Schematic diagram of friction and wear process

1.3 组织观察及性能表征

金相试样使用4%硝酸酒精腐蚀,使用Leica DMI8C金相显微镜对试样心部进行组织观察;采用型号为Phenom XL的扫描电镜(SEM)对其微观组织和冲击断口进行分析;采用D8 Advance X射线衍射仪(XRD)检测试样中的 A_R 含量;采用HRS-150洛氏硬度计进行硬度测试;冲击试验采用无缺口试样,尺寸为55 mm×10 mm×10 mm,且长度方向与轧制方向平行,依据GB/T 229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》使用NI300型金属摆锤试验机进行冲击试验;使用MFT-4000型多功能材料表面性能实验仪对打磨抛光处理后的试样进行往复干摩擦磨损实验,随后使用OLS4100激光共聚焦设备对磨痕形貌进行表征,并通过磨痕的截面面积和磨痕长度得到磨损体积 ΔV 。磨损率的计算公式如式(1)

$$W = \frac{\Delta V}{LF} \quad (1)$$

式中, W 为磨损率, $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$; ΔV 为磨损体积, mm^3 ; L 为样品总滑动距离, m ; F 为载荷, N 。

2 试验结果与分析

2.1 微观组织分析

2.1.1 退火组织

试验用钢的金相组织如图4所示,主要由铁素体基体和碳化物组成。其中,尺寸较大且沿着轧制方向分布的碳化物为共晶碳化物,其类型为富Cr的 M_7C_3 型碳化物^[10]。这些大块的共晶碳化物是由钢在共晶转变过程中形成,在后续的热加工过程中被破碎成不规则的块状,可以提高钢的耐磨性能^[11-12]。此外,组织中的共晶碳化物分布较为均匀,没有明显的连结和网状现象,使得材料经热处理后获得较好的力学性能。

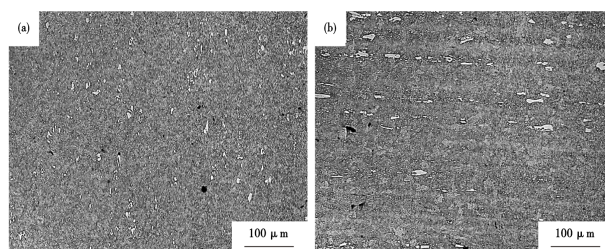


图4 球化退火态DC53钢的横截面(a)和纵截面(b)的金相组织

Fig. 4 Metallurgical microstructure images of (a) cross and (b) longitudinal section of spheroidizing annealed DC53 steel

2.1.2 QT和QTA组织

DC53钢经过QT和QTA热处理后的微观组织如图5所示,由图5可知,经过QT处理后的组织主要为回火马氏体(M')、少量残余奥氏体(A_R)和碳化物;经过QTA工艺处理后的组织主要为 M' 、LB、少量 A_R 和碳化物,其中 A_R 分为块状的(Blocky A_R)和薄膜状的(Filmy A_R)。

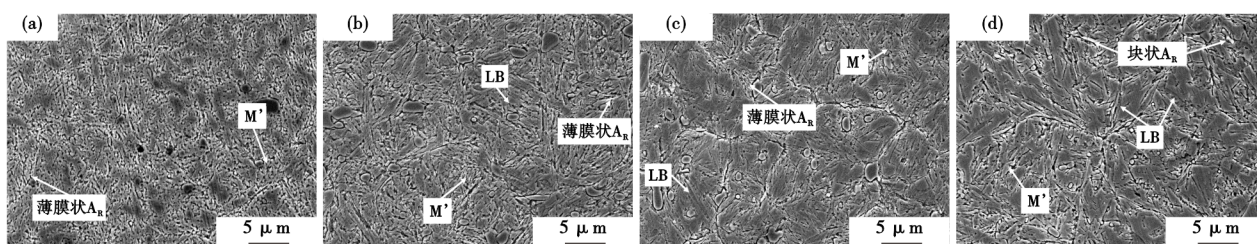


图5 不同热处理工艺后的SEM图:(a)QT,(b)Q50TA,(c)Q100TA,(d)Q150TA

Fig. 5 SEM images after different heat treatment processes: (a)QT, (b)Q50TA, (c)Q100TA, (d)Q150TA

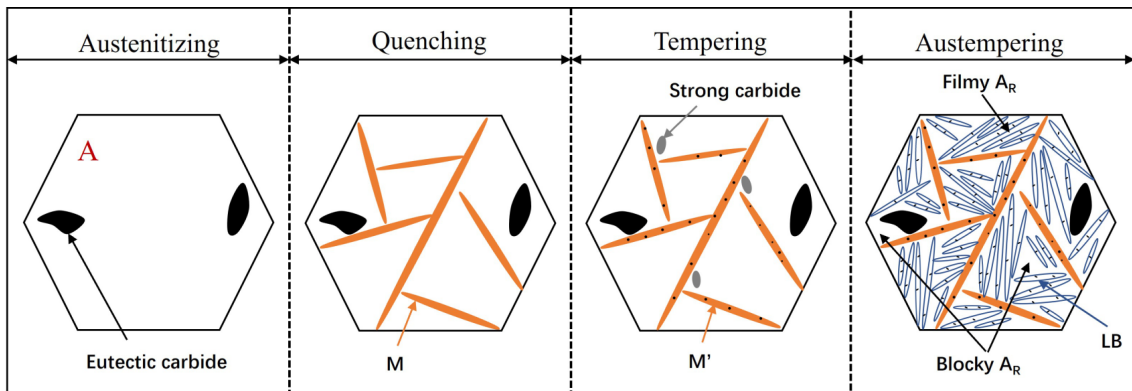


图6 QTA工艺的相变机理图
Fig. 6 Schematic diagrams of the phase transformation mechanisms of QTA

QTA工艺的机理示意图如图6所示。该工艺是将奥氏体化之后的DC53快速冷却至 M_s 和 M_f 之间的某个温度短时保温,使组织中形成部分M,这些M分割了原奥氏体(A)晶粒,与 A_R 共存;随后在520℃高温回火过程中淬火态的M转变成 M' ,伴随基体有强碳化物的析出;接着在LB转变温度区进行长时间等温,使部分 A_R 转变为LB。当预淬温度较低时,组织中 M' 含量较多, A_R 以薄膜状的形式存在于 M' 之间, LB形貌不明显且数量较少;当预淬温度提升至100℃时,组织内的LB数量开始增多;随着预淬温度进一步提高到150℃时,组织内LB含量进一步增多,且尺寸也随之增大, LB间分布着少量 M' ,且 A_R 多以块状存在。与QTA工艺相比,在经过常规QT工艺中的二次回火时,组织中的 A_R 会析出合金碳化物,使得 A_R 的 M_s 点升高,在冷却至室温过程中,部分 A_R 转变为M,从而进一步降低组织中 A_R 的含量。

2.2 力学性能

DC53钢经过QTA和常规QT工艺后的硬度和冲击吸收能量如图7所示。由图7可知,QTA试样的硬度随着预淬温度的升高而逐渐降低,预淬温度为50、100、150℃时,其硬度值分别为61.4、60.9、59.9HRC,这些QTA试样的硬度都低于QT工艺的62.3HRC,主要的原因是:(1)由于常规QT工艺组织以 M' 为主,辅以共晶碳化物以及 M_2C 析出碳化物^[13],而QTA工艺得到LB/M复相组织,由于LB硬度低于 M' ^[7],所以LB/M复相组织的硬度与强度低于 M' 组织;(2)QTA工艺含有较多的 A_R ,DC53钢在经过不同热处理工艺后的XRD图谱如图8所示,通过计算得出Q50TA、Q100TA、Q150TA和QT的 A_R 的含量分别为20.2%、25.9%、25.5%、3.6%,QTA工艺的 A_R 含量至少是QT工艺的5.6倍,因此,QTA工艺

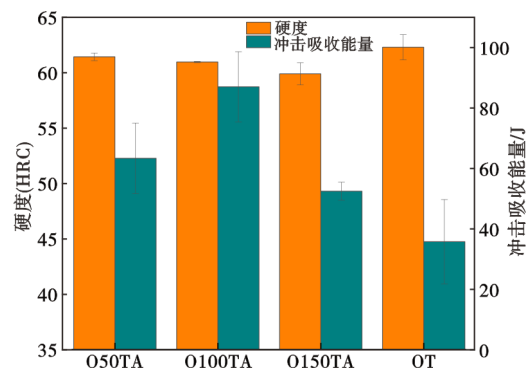


图7 不同工艺下的硬度和冲击吸收能量
Fig. 7 Hardness and impact absorption energy under different processes

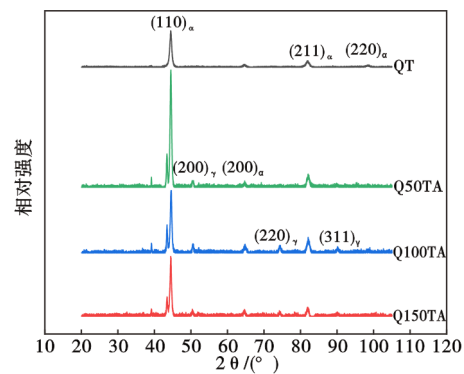


图8 不同热处理工艺后的XRD图谱
Fig. 8 XRD patterns after different heat treatment processes

的硬度低于QT工艺。

但同时我们也看到虽然QTA工艺的硬度偏低,但是硬度最低的一组试样仅比QT工艺低了2.4HRC,这主要是因为复相工艺的细晶强化作用部分抵消了LB和 A_R 带来的弱化作用。

对于冲击吸收能量而言,可以看出,随着QTA工艺预淬温度的提升,冲击吸收能量先增大后降

低,当预淬温度为100℃时,此时冲击吸收能量达到最大值为86.9 J,预淬温度为50、150℃时,冲击吸收能量分别为63.2、52.3 J,均高于QT工艺的35.6 J,原因主要包括:(1)LB/M的复相组织中存在一定量的LB, LB不仅可以增加相界面延缓裂纹的扩展,还可以通过增大界面角度来延长裂纹的扩展途径,增加裂纹扩展功,进而提高材料的韧性^[14];(2)QTA工艺有较多的 A_R ,可以显著提高金属材料的冲击韧性^[15-16],这是由于在冲断过程中,裂纹尖端遇到 A_R 时会产生“相变诱导塑性(Transformation induced plasticity, TRIP)效应”,引发 A_R 向M转变,这个过程中吸收了能量、钝化了裂纹。(3)复相组织的细晶作用也可以提高韧性。但是,对于三种预淬温度而言,较低的预淬温度会造成较多的M含量,而较高的预淬温度则导致较少的M分隔原A晶粒的作用减弱,从而细晶韧化作用减弱,并且在后期的等温淬火过程中, A_R 的形态更多为块状而非薄膜状,因此,

这两方面的原因导致冲击吸收能量的下降^[17-18]。

综上所述,常规QT工艺可以得到较高的硬度,但冲击吸收能量偏低,仅有35.6 J。试样经过QTA工艺后,硬度值下降了0.9~2.4HRC,并且预淬温度为100℃时,试样的硬度和冲击吸收能量分别为60.9HRC、86.9 J,此时DC53试样拥有较好的综合力学性能,冲击吸收能量相比于常规QT工艺提升了1.44倍。

QTA和QT工艺在室温下的宏观和微观断口形貌如图9所示,图9中断口的SEM图片为对应红色方框内的组织。由图可知,经过QTA工艺处理后的宏观断口,如图9(a)、(e)、(i)、(m)所示,均由纤维区、放射区和下端的剪切唇构成;而经过QT工艺处理后,断口较为平整,纤维区和放射区的面积占比较少。随着预淬温度的改变,各个区的占比也不相同。其中Q100TA的纤维区占比较大,此时,试样的韧性最好。另外,由断口的SEM微观图可知,试样

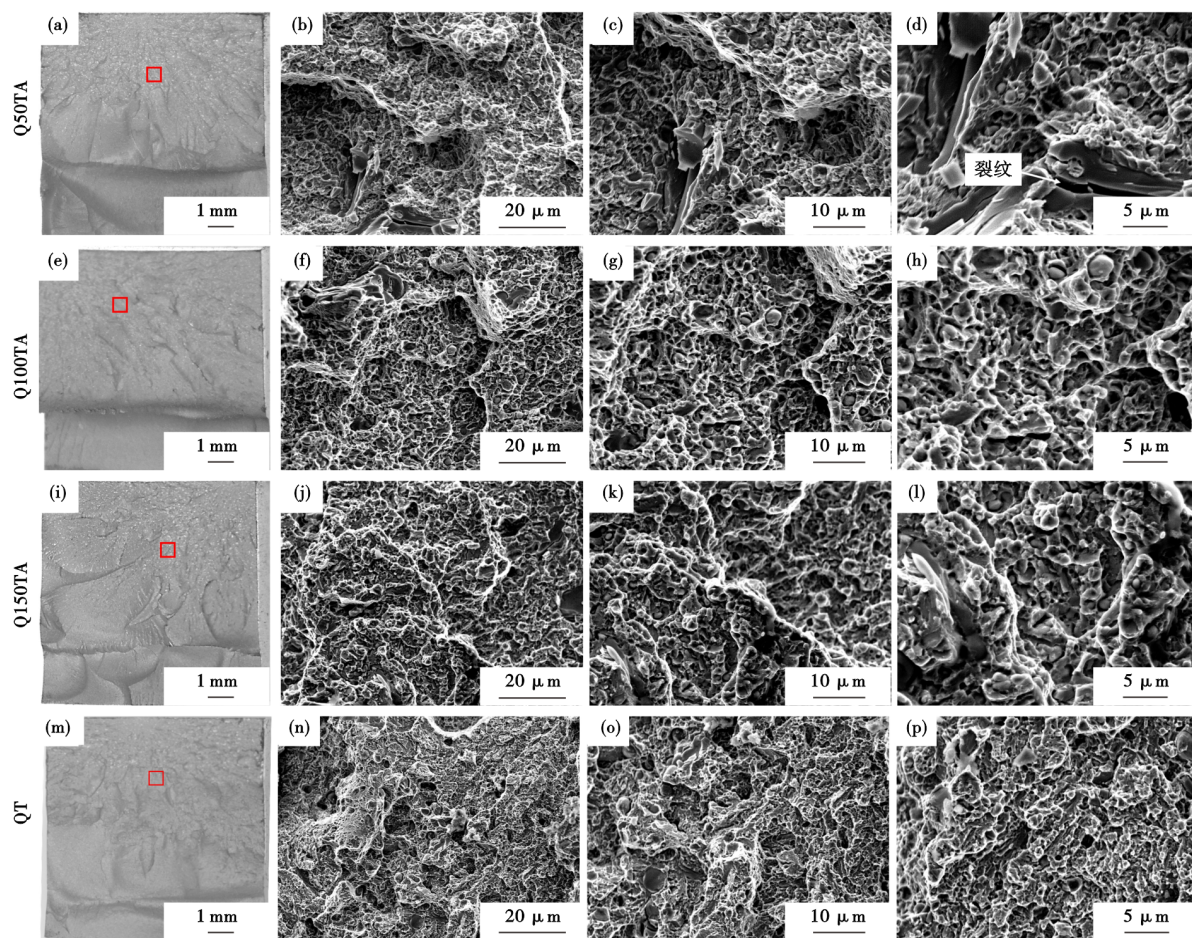


图9 不同热处理工艺条件下室温冲击试样的宏观(a,e,i,m)和SEM微观断口形貌(b~d,f~h,j~l,n~p)

Fig. 9 Macro-(a, e, i, m) and micro-(SEM: b - d, f - h, j - l, n - p) fracture morphology at room temperature impacted specimens by different heat treatment processes

经过 QTA 工艺处理后,均存在明显的韧窝和撕裂棱。当预淬温度较低时,此时韧窝的尺寸大小不一且深度较浅,韧窝底部还存在部分碳化物颗粒,大块共晶碳化物伴随长而深的裂纹。当预淬温度为 100 °C 时,韧窝的尺寸变大,深度变深,分布也比较均匀。结合图 5 可知,此时,组织内存在一定量的 LB 和 A_R,因此,Q100TA 的韧性较高。当预淬温度为 150 °C 时,韧窝的数量减少,深度变浅且分布不均,此时,试样的韧性略微降低。与 QTA 工艺相比,QT 工艺下断口的韧窝分布不均,且深度较浅,同时还存在少量的解理台阶和撕裂棱,呈准解理断裂特征,因此,韧性最差,这与图 7 的冲击吸收能量数据相符。

2.3 摩擦磨损性能

QTA 工艺和常规 QT 工艺 DC53 试样磨损试验后的微观磨损形貌和 EDS 分析结果如图 10 所示。

由图 10 可知,试样表面都附着一层平行于磨痕方向的黑色磨屑,磨屑主要以 O 和 Si 元素为主,说明试样表面发生了氧化磨损^[19-21]。

Q50TA 试样的磨痕表面除了磨屑之外,还存在多道平行于滑动方向的犁沟和碳化物脱落产生的凹坑;Q100TA 试样磨痕表面发生大块共晶碳化物的剥落,并且在随后的摩擦过程中作为硬质颗粒对基体产生多道磨痕^[22];Q150TA 试样的磨痕形貌与 Q50TA 和 Q100TA 相似,试样表面仍存在碳化物的脱落,并且在摩擦过程中对基体产生磨削产生犁沟,此时,Q150TA 试样由于硬度下降,抗磨效果减弱,犁沟的数量也随之增加。总体来看,QTA 试样的磨损机制主要以氧化磨损和磨粒磨损为主^[23-24]。与 QTA 工艺相比,QT 试样的磨痕表面除了部分共晶碳化物脱落外,并没有产生明显的犁沟。

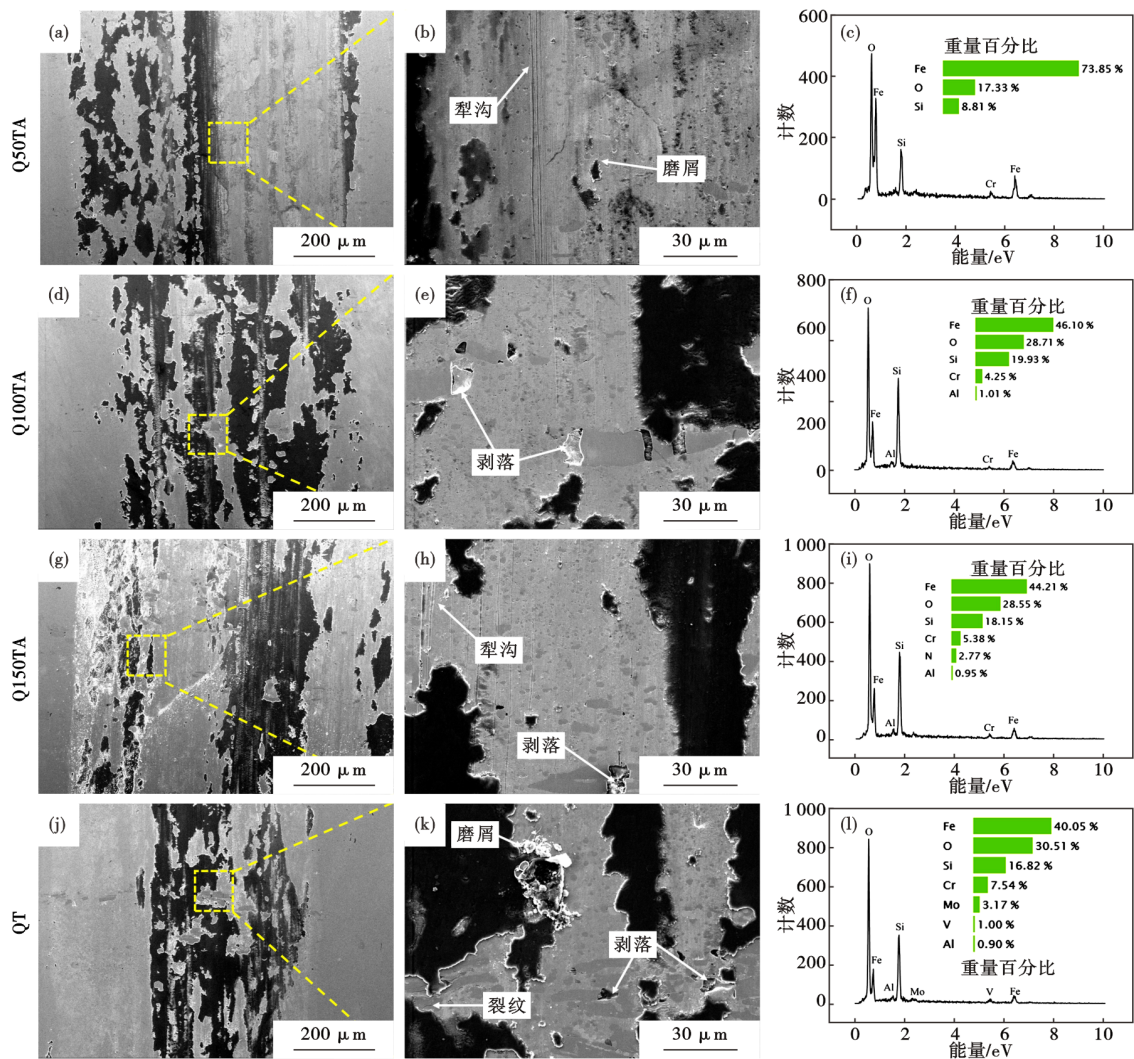


图 10 不同热处理工艺条件下磨痕表面 SEM 形貌(a,b,d,e,g,h,j,k)和 EDS 分析(c,f,i,l)

Fig. 10 SEM images (a,b,d,e,g,h,j,k) and EDS spectrums(c,f,i,l) of the worn surfaces of different heat treatment processes

QTA工艺和常规QT工艺的磨痕三维形貌图如图11所示,磨痕的平均宽度(Width Average, WA)和平均深度(Depth Average, DA)也标示在图中。对QT工艺后,试样的硬度值最高,因此,磨痕的三维形貌不明显,而且磨痕的平均宽度和深度值也较低,分别为551.96、3.66 μm 。与Q100TA和Q150TA相比,Q50TA的磨痕的平均宽度和深度较低,分别为520.84、3.68 μm 。随着预淬温度的升高,试样的硬度逐渐降低,因此,试样磨痕的平均宽度和深度也随之增加,当预淬温度为150 $^{\circ}\text{C}$ 时,磨痕的平均宽度和深度均达到最大值,分别为811.6、5.36 μm 。

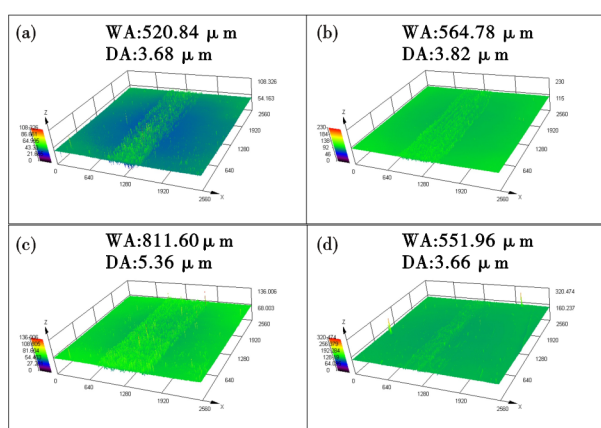


图11 不同热处理工艺条件下磨痕的三维形貌图:(a)QT, (b)Q50TA, (c)Q100TA, (d)Q150TA

Fig. 11 3D morphology of abrasion marks under different heat treatment processes: (a) QT, (b) Q50TA, (c) Q100TA, (d) Q150TA

QTA工艺和常规QT工艺试样的摩擦磨损曲线和磨损率分别如图12、图13所示。由图12可知,四种热处理工艺的摩擦磨损曲线均由磨损前期的跑合阶段和磨损后期的稳定摩擦阶段组成^[25-27]。经QT工艺后试样的平均摩擦系数为0.238,明显低于三种QTA工艺。与QT工艺相比,QTA工艺的平均摩擦系数随着预淬温度的升高而增加,Q50TA、Q100TA和Q150TA的平均摩擦系数分别为0.314、0.332、0.376。从图13的磨损率数据来看,QT工艺的最小,为 $3.96 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{m} \cdot \text{N})$,而三种QTA工艺的磨损率则与预淬温度呈反比。综合图11~13的摩擦磨损试验结果,可知摩擦磨损性能与硬度呈正比关系。

3 结论

(1)采用QTA工艺可以得到以M'+LB为主的复

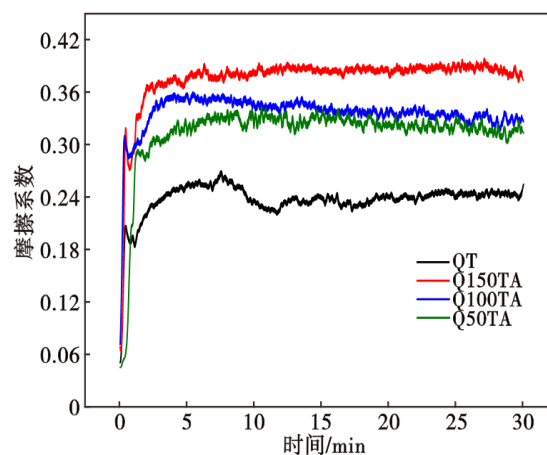


图12 热处理工艺对DC53试样摩擦系数的影响

Fig. 12 Effect of heat treatment on friction coefficients of DC53 specimens

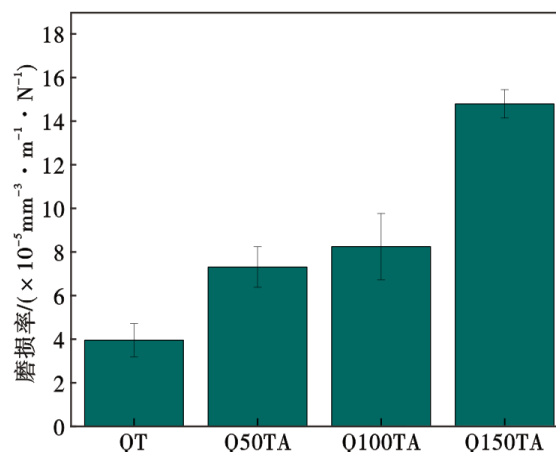


图13 热处理工艺对DC53试样磨损率的影响

Fig. 13 Effect of heat treatment on wear rate of DC53 specimens

相组织并且显著提高了 A_R 的含量,Q50TA、Q100TA和Q150TA的 A_R 含量分别为20.2%、25.9%、25.5%,远高于QT工艺的3.6%。

(2)常规QT工艺得到的硬度和冲击吸收能量分别为62.3HRC和35.6 J,Q50TA、Q100TA、Q150TA的硬度和冲击吸收能量分别为61.4HRC和63.2 J;60.9HRC和86.9 J;59.9HRC和52.3 J;其中Q100TA工艺与QT工艺相比,硬度仅下降1.4HRC,但是冲击吸收能量提高了51.3 J。

(3)常规QT工艺的耐磨性较好,平均摩擦系数和磨损率最低,分别为 0.238×10^{-5} 、 $3.96 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$;三种QTA工艺的摩擦磨损性能不及QT工艺,该性能主要受到硬度的影响。

参考文献

- [1] 于波. 新型冷作模具钢的性能及热处理[J]. 热处理技术与装备, 2011, 32(5): 1-3+6.
- [2] 袁志钟, 戴起勋. 金属材料学 第3版 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2018.
- [3] 朱喜达, 陆家生, 赵勇智, 等. 冷作模具钢(Cr12MoV)短流程生产工艺实践[J]. 特殊钢, 2023, 44(3): 10-13.
- [4] 徐乐钱, 李朋, 刘宇, 等. Cr8扁钢轧制模拟与工艺优化[J]. 特殊钢, 2024, 45(2): 101-104.
- [5] Boccalini M, Goldenstein H. Solidification of high speed steels [J]. International Materials Reviews, 2001, 46(2): 92-115.
- [6] Wang Y J, Chu S J, Mao B, et al. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 1521-1533.
- [7] 韦家波. M/B复相热处理工艺对H13钢组织与性能的影响规律[D]. 镇江: 江苏大学, 2020.
- [8] 韦家波, 程晓农, 张伯承, 等. 硬岩掘进盾构机刀圈的热处理[J]. 金属热处理, 2020, 45(2): 114-119.
- [9] 袁志钟, 段旭斌, 张伯承, 等. 一种兼顾析出强化与下贝氏体相变强化的热处理方法: CN111876569B[P]. 2022-03-04.
- [10] Kim H, Kang J Y, Son D, et al. Evolution of carbides in cold-work tool steels [J]. Materials Characterization, 2015, 107: 376-385.
- [11] 迟宏宵, 吴立志, 马党参, 等. 热处理对冷作模具钢 Cr8 WMo2V2SiNb 组织和力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2010, 31(1): 49-51.
- [12] 元莎, 白玉冰, 周乐育, 等. 热处理工艺参数对Cr8冷作模具钢组织和性能的影响[J]. 锻压技术, 2020, 45(1): 168-172+178.
- [13] 迟宏宵, 马党参, 王昌, 等. Cr8Mo2SiV钢二次硬化机理的研究[J]. 金属学报, 2010, 46(10): 1181-1185.
- [14] 方鸿生, 郑燕康, 周欣. 中碳贝氏体/马氏体复相组织强韧性的研究[J]. 金属热处理学报, 1986, 7(1): 10-18.
- [15] 方鸿生, 刘东雨, 徐平光, 等. 贝氏体钢的强韧化途径[J]. 机械工程材料, 2001, 25(6): 1-5+41.
- [16] 王颖, 张柯, 郭正洪, 等. 残余奥氏体增强低碳Q-P-T钢塑性的新效应[J]. 金属学报, 2012, 48(6): 641-648.
- [17] Fischer F D, Reisner G, Werner E, et al. A new view on transformation induced plasticity (TRIP) [J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16(7-8): 723-748.
- [18] Herrera C, Ponge D, Raabe D. Design of a novel Mn-based 1GPa duplex stainless TRIP steel with 60% ductility by a reduction of austenite stability [J]. Acta Materialia, 2011, 59(11): 4653-4664.
- [19] 杨柳, 谢奕心, 鞠玉琳, 等. 贝氏体等温淬火对Dievar热作模具钢高温摩擦磨损性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(2): 85-93.
- [20] 马野, 岳彩超, 刘明, 等. 热处理工艺对新型热作模具钢组织与性能的影响[J]. 模具制造, 2018, 18(2): 82-85.
- [21] J. E. Wilson, F. H. Stott, G. C. Wood. . The development of wear-protective oxides and their influence on sliding friction [J]. Proceedings of the Royal Society of London A Mathematical and Physical Sciences, 1980, 369(1739): 557-574.
- [22] 毛艳珊, 杜三明, 傅丽华, 等. 等温淬火工艺对GCr15SiMo钢微观组织和摩擦磨损性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2023, 43(7): 778-790.
- [23] 吴帅, 付航涛, 连勇, 等. 一种新型热作模具钢的高温磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2016, 36(1): 104-109.
- [24] 李晨辉, 吴晓春, 谢尘, 等. Cr8型模具钢耐磨性能研究[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(1): 36-43.
- [25] 马彪, 傅丽华, 上官宝, 等. GCr15及G20CrNi2Mo轴承钢高温润滑条件下摩擦磨损性能[J]. 润滑与密封, 2022, 47(2): 62-68.
- [26] 余丽. 贝氏体轴承钢滚动接触疲劳性能的研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2015.
- [27] Gui X, Zhang B, Gao G, et al. Fatigue behavior of bainite/martensite multiphase high strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(9): 1036-1044.