

· 成形与相变 ·



热处理对时速 350 km/h 列车制动盘材料组织及性能的影响

李凯昕¹, 邓伟², 文辉², 于良机¹, 邬冬生¹, 王福明¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 南京钢铁股份有限公司, 南京 211500)

摘要:随着列车高速化发展,对列车性能要求愈来愈高,尤其是制动系统中的制动盘性能。本文以锻钢制动盘材料为研究对象,进行了不同淬火、回火温度对比试验。结果表明,随淬火温度增加,强度提高,均可达 1 100 MPa 以上;而冲击功呈下降趋势。考虑强韧性匹配度,选择 890~920 °C 淬火温度。随回火温度升高,强度降低,韧性升高;在 650 °C 时,强韧性匹配较好,抗拉强度和屈服强度可达 1 274、1 204 MPa,冲击功达 43 J。综合考虑,推荐选取中间温度 650 °C 为合适回火温度。

关键词:高速列车; 制动盘; 淬火温度; 回火温度

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. 2022-00228 **中图分类号:**TG142. 1

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Brake Disc for High-Speed Trains with 350 km/h

Li Kaixin¹, Deng Wei², Wen Hui², Yu Liangji¹, Wu Dongsheng¹, Wang Fuming¹

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Nanjing Iron and Steel Co., Ltd., Nanjing 211500, China)

Abstract: With the development of high-speed trains, the requirements for performance of trains are getting higher and higher, especially the performance of brake discs in braking systems. This paper studied the forged steel brake disc material, the comparative tests of different quenching and tempering temperatures were performed; The results show that quenching temperature increase resulted in the strength rising, which could reach more than 1 100 MPa, on the contrary, the impact energy values show a downward trend. With consideration of the matching degree of strength and toughness, 890-920 °C is selected as the appropriate quenching temperature range. At 650 °C, the strength and toughness match is better, and the tensile strength and yield strength can reach 1 274, 1 204 MPa, and the impact power is up to 43 J. Considering comprehensively, it is recommended to choose the intermediate temperature of 650 °C as the appropriate tempering temperature.

Key Words: High-Speed Trains; Brake Disc; Quenching Temperature; Tempering Temperature

近年来,随着高速列车速度的不断提升,对列车性能要求愈加严格。当列车出现紧急制动时,主要通过制动盘与刹车片摩擦副之间相互作用来实现列车制动^[1]。制动过程中,制动盘承受的载荷随着列车时速的增加而提高,容易导致应力集中产生热裂纹,大幅缩短制动盘使用寿命,因此,对制动盘材料的性能要求非常苛刻。目前,国内投入市场应用的钢系制动盘材料主要有铸钢和锻钢两种^[2],力学性能指标是表征制动盘材料质量的关键。

根据国内外研究成果,时速 300~350 km/h 列车铸钢制动盘力学性能为:抗拉强度 $\geq 1 050$ MPa,屈服强度 ≥ 950 MPa,延伸率 4%~12%^[3]。文献^[4~5]

表明,目前国内研制的铸钢制动盘常温抗拉强度可达 1 330~1 445 MPa,但断后延伸率仅 8%,冲击功 30.8 J,强度高而韧塑性较低。国内铸钢制动盘生产过程中存在一定铸造缺陷,使得生产中难以保证较高的成品率;相对而言,锻钢制动盘制造工艺更加稳定,具有良好的力学性能、韧性和热疲劳抗力^[6]。因此,对于锻钢材料的研究可有利于推动国内制动盘技术的发展。锻钢材料力学性能研究中,目前国内研制的材料抗拉强度多为 1 000~1 100 MPa,屈服强度 900~1 080 MPa,断后延伸率 14%~18.5%,冲击功 80~117 J^[7-11]。法国 300 km/h 列车应用的是锻钢制动盘,其材料的抗拉强度为 1 030~

基金项目: 国家自然科学基金--基于合金结构钢本质晶粒度与韧性控制的 AlN 溶解析出热动力学研究(51974017)

作者简介: 李凯昕(1997-),女,硕士研究生; **E-mail:**1144506782@qq.com; **收稿日期:** 2022-12-07

通讯作者: 王福明(1963-),男,教授; **E-mail:**wangfuming@metall.ustb.edu.cn

1 250 MPa, 屈服强度 > 980 MPa, 断后延伸率 ≥ 11%; 韩国应用在 KTX 高速列车上的 28CDV5-08 制动盘, 其材料的抗拉强度为 1 234 MPa, 屈服强度为 1 145 MPa, 断后延伸率为 18%, 冲击功为 36 ~ 41 J。国内研制的制动盘材料力学性能逐渐接近国际先进水平, 但由于材料性能、核心技术及制备工艺仍有差距, 当前制动盘仍依赖于进口^[12]。

因此, 打破技术壁垒, 掌握自主知识产权对国内制动盘技术的发展具有重要意义。本文从热处理工艺出发, 针对时速 350 km/h 列车制动盘材料, 以 Cr-Ni-Mo-V 钢为基础, 提高 Mo 等合金元素含量, 并对其组织和性能进行研究, 以期对制动盘钢材料的发展提供理论指导。

1 试验材料及方法

制动盘用钢的成分见表 1。采用 50 kg 真空感应炉熔炼, 锻造成 Φ17 mm 的棒材, 从锻制棒材上切取试样进行不同热处理工艺实验。利用 Thermo-Calc 热力学软件计算制动盘钢的相析出如图 1 所示, 由图 1 中可看出, 在 890 ~ 950 °C 温度区间内, γ 相及 MnS 稳定存在, 且随温度降低, V(C, N) 含量逐渐增加, 可提高钢种强度及硬度等性能, 故试样的淬火温度选取 890、920、950 °C 三个温度点。

热处理工艺图如图 2 所示, 为消除钢中热应力以及组织均匀化, 对所有试验材料在 940 °C 进行正火处理; 不同淬火温度对比试验是选取 890、920、

950 °C 三个不同温度淬火处理保温 1 h 后水冷, 通过 650 °C 回火处理后测试其性能; 不同温度回火试验中, 采用适当的淬火温度 920 °C, 再进行 600、650、700 °C 三个不同温度回火处理的试验, 对比其性能; 并对不同热处理工艺的试样进行显微组织分析, 确定组织和性能之间的关系。

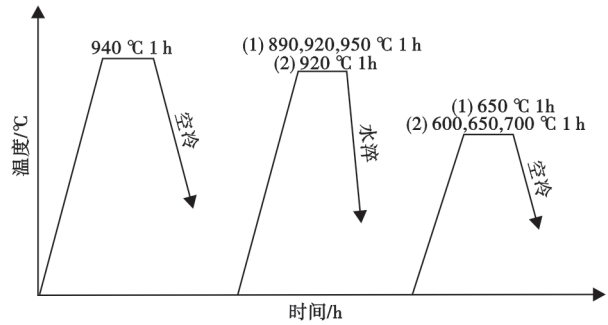


图2 热处理工艺图

Fig. 2 Heat treatment process diagram

室温拉伸试验样品尺寸为 Φ5 mm (M12) × 65 mm (标距), 按照 GB/T 228.1-2021 标准在 CMT4105 型万能试验机上进行拉伸试验; 按照 GB/T 1817-2017 标准在 JB-300B 摆锤式冲击试验机上进行夏比冲击试验, 采用 V 型缺口试样, 缺口深度为 2 mm, 试样尺寸为 55 mm × 10 mm × 10 mm; 对拉伸和冲击断口进行 SEM (Scanning Electron Microscope) 分析。试样经硝酸酒精溶液腐蚀后, 采用金相显微镜、扫描电镜对试样组织和晶界进行表征并进行 EBSD (Electron Backscattered Diffraction) 分析。

2 不同淬火温度下试验钢组织性能

将 940 °C 正火处理后的材料在 890、920、950 °C 三个不同温度进行淬火处理, 在 650 °C 回火处理, 对比得出合适淬火温度范围^[13]。

2.1 力学性能

试样在 890、920、950 °C 三个温度淬火后再统一按 650 °C 回火, 力学性能见表 2。强度随温度增加而提高, 在 890 °C 时最小, 抗拉强度为 1 245 MPa, 屈服强度为 1 190 MPa; 在 950 °C 时强度达到最大, 抗拉强度和屈服强度分别为 1 297、1 221 MPa, 总体强度较高; 冲击功变化趋势为随温度升高而降低。断后

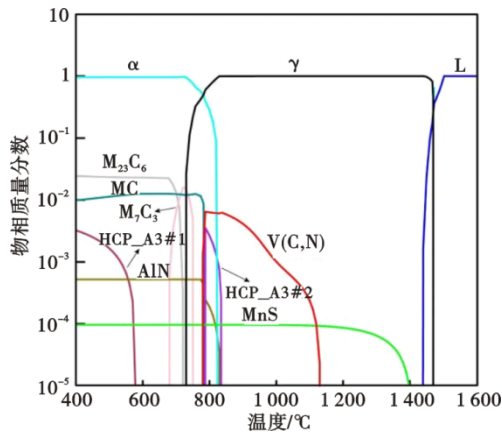


图1 制动盘钢的平衡相析出

Fig. 1 The equilibrium phase of the brake disc steel precipitates

表1 制动盘材料的化学成分 (质量分数)

Table 1 The chemical composition of brake disc material

												%
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V	N	O
0.24	0.30	1.08	0.002 8	0.002 8	1.22	0.26	1.03	0.098	0.048	0.34	0.006 6	0.000 9

延伸率均在 15% 以上,塑性良好。淬火温度对比试验中,三组强度较高,均可达 1 190 MPa 及以上,相差不大;而 950 °C 时韧性过低,冲击功仅 24 J。综合考虑,选择 890 ~ 920 °C 为合适的淬火温度范围。

表 2 不同温度淬火后的力学性能

Table 2 The mechanical performance at different quenching temperatures

淬火温度/°C	回火温度/°C	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	冲击功/J	断后伸长率/%
890	650	1 245	1 190	64	16.4
920	650	1 274	1 204	43	16.7
950	650	1 297	1 221	24	16.2

2.2 断口分析

2.2.1 拉伸断口

图 3 为三组试样不同淬火温度对比试验(回火温度为 650 °C)的拉伸断口宏观形貌。观察发现其为典型的韧性断裂,宏观形貌呈杯锥状,断口处均有明显颈缩。颈缩是材料塑性变形大小的直接反映,颈缩越大,材料塑性越好。断口可分为纤维区、放射区、剪切唇区,断裂萌生于纤维区,扩展形成放射区,最终断裂形成剪切唇区。纤维区与剪切唇区所占比重越大,证明材料塑性越好。

图 4 为不同淬火温度对比试验(回火温度为 650 °C)的拉伸断口各区微观形貌。由图 4 看出,三个区均以韧窝为主,说明材料具有良好的韧性和塑性,且为典型的韧性断裂。韧窝的形成主要是由于材料内部分离形成空洞,在滑移作用下,空洞逐渐长大并与其他空洞相连接形成韧窝断口。韧窝形成过程可以吸收较多的冲击能量,抑制裂纹的产生和扩展,降低开裂倾向^[14]。因此,韧性好坏可通过韧窝大小和形状进行判断。明显可见,890 °C 下纤维区与放射区韧窝相对细小平整,如图 4(a, b)所

示;高低不平的阶梯状展现了良好的塑性,而 920 °C 时形貌无明显差别,如图 4(d, e)所示;950 °C 时相对 890 °C 韧窝数量减少,韧性下降,如图 4(g)、(h)所示;随着淬火温度提高,纤维区和放射区韧窝数量略有降低,而剪切唇区均为扁平状韧窝,无明显差别。

2.2.2 冲击断口

图 5 为不同淬火温度对比试验(回火温度 650 °C)的冲击断口微观形貌。其形貌为明显韧性断裂,纤维区大大小小的韧窝紧密排布,韧性较好,良好的塑性使得断口呈台阶状高低不平;放射区为撕裂的大尺寸韧窝;放射区为统一的扁平状韧窝形貌。

2.3 组织

图 6 为光学显微镜和扫描电镜观察到的该钢种组织图,由 OM(Optical Microscope)图与 SEM 图中可看出,不同淬火温度+回火处理后的基体组织均为板条状马氏体,板条组织和晶界清晰可见。马氏体组织是由一群内部组织性质相似的板条排列组成,单个的组织内部分布着大大小小的板条块。板条块被分割成不同位向的板条束,板条束是满足最紧密排列呈平行关系的板条群^[15]。板条尺寸对裂纹的萌生和扩展影响显著,且板条尺寸和韧性之间遵循 Hall-Petch 公式。板条马氏体的板条块、板条束存在若干大角度的晶界,阻碍裂纹扩展或者滑移变形作用。

图 7 为试样在不同淬火温度并统一按 650 °C 回火后的组织 IPF(Inverse Pole Figure)图,图 7 中不同颜色代表不同位向,可看出明显的马氏体组织亚结构,由板条(lath)到板条束(block),再到板条块(packet),组成一个板条状马氏体组织。晶界对于裂纹扩展有阻碍作用,晶粒越大,晶界数量越少,对

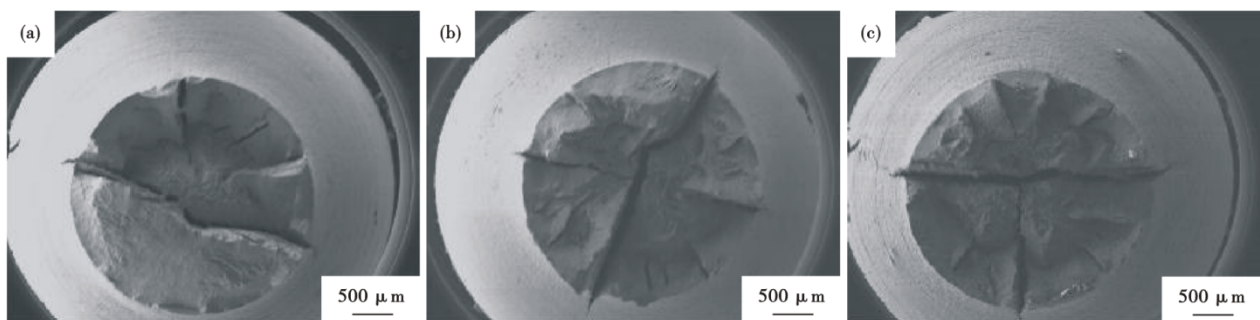


图 3 不同淬火温度对比试验(回火温度为 650 °C)的宏观拉伸断口形貌: (a) 890 °C, (b) 920 °C, (c) 950 °C

Fig. 3 The macroscopic tensile fractures comparison test of the samples at different quenching temperatures (The tempering temperature is 650 °C): (a) 890 °C, (b) 920 °C, (c) 950 °C

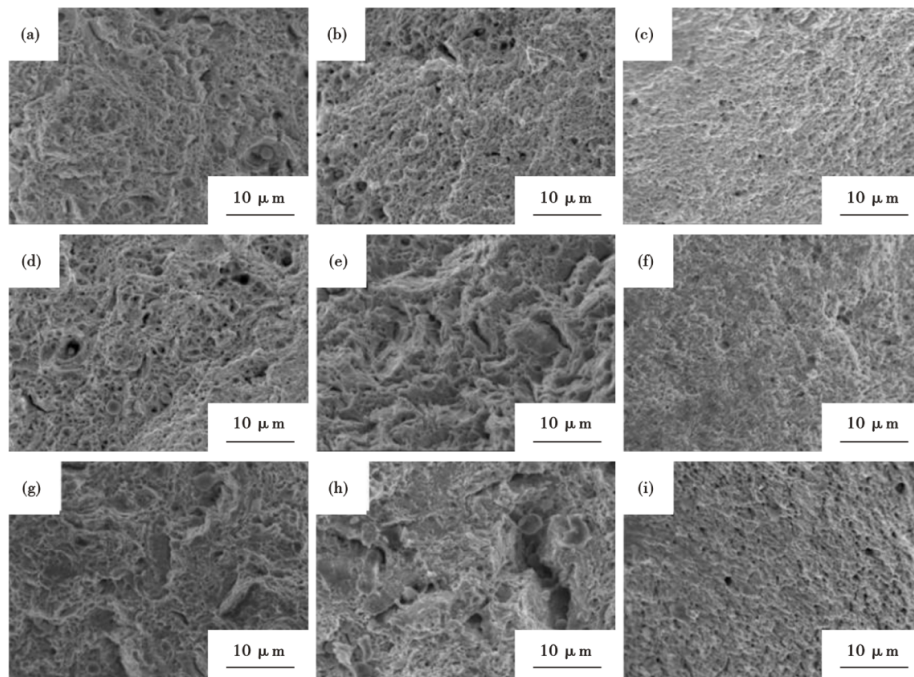


图 4 不同淬火温度(回火温度 650 °C)试样的拉伸断口各区微观形貌图:(a)、(b)、(c)分别为 890 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区; (d)、(e)、(f) 分别为 920 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区; (g)、(h)、(i) 分别为 950 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区

Fig. 4 Microscopic topography of each area after quenching treatment at different temperatures belonging to tensile fractures (the tempering temperature is 650 °C): (a), (b) and (c) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 890 °C respectively; (d), (e) and (f) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 920 °C respectively; (g), (h) and (i) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 950 °C respectively

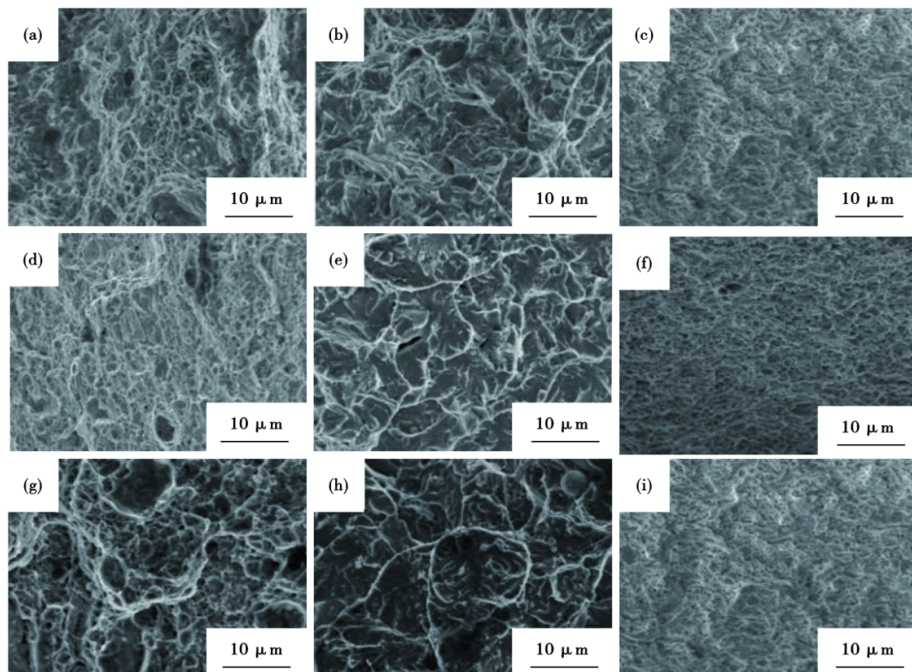


图 5 不同淬火温度(回火温度 650 °C)对比试验的冲击断口各区微观形貌图:(a)、(b)、(c)分别为 890 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区; (d)、(e)、(f) 分别为 920 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区; (g)、(h)、(i) 分别为 950 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区

Fig. 5 Microscopic topography of each area after quenching treatment at different temperatures belonging to the impact fractures (the tempering temperature is 650 °C): (a), (b) and (c) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 890 °C respectively; (d), (e) and (f) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 920 °C respectively; (g), (h) and (i) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 950 °C respectively

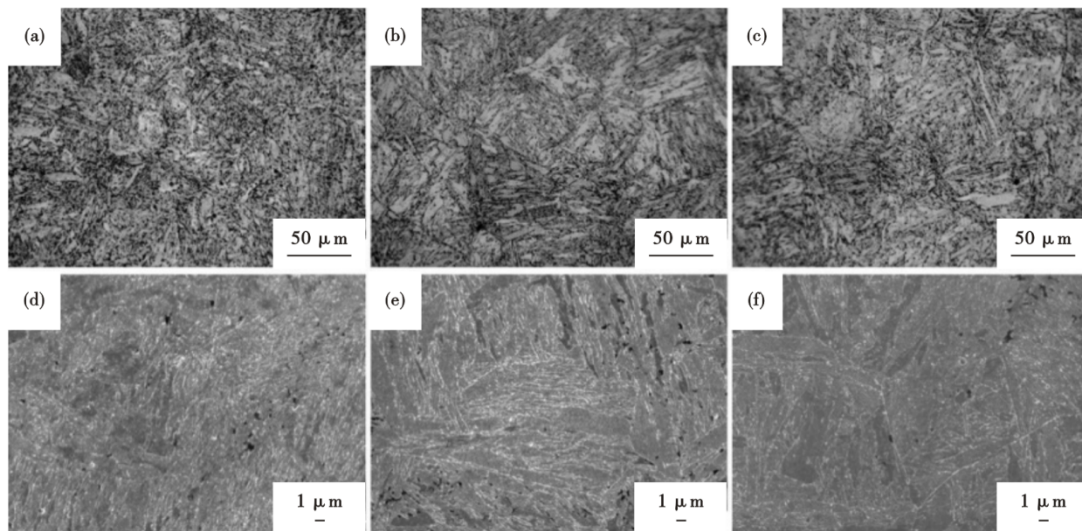


图 6 不同淬火温度(回火温度 650 °C)下的组织图:(a) 890 °C金相图,(b) 920 °C金相图,(c) 950 °C金相图,(d) 890 °C SEM图,(e) 920 °C SEM图,(f) 950 °C SEM图

Fig. 6 The metallographic microstructures diagram at different quenching temperatures (The tempering temperature is 650 °C): (a) Metallographic diagram at 890 °C, (b) Metallographic diagram at 920 °C, (c) Metallographic diagram at 950 °C, (d) SEM at 890 °C, (e) SEM at 920 °C, (f) SEM at 950 °C

裂纹阻碍作用越低,导致韧性越差,反之晶粒越细小,韧性越高^[16-17]。晶粒度级别随淬火温度升高,由 7.7 级降低到 6.1 级,奥氏体晶粒尺寸增加,致使韧性降低。晶粒等效圆直径数据见表 3,890 °C 淬火时的晶粒等效圆尺寸为 1.28 μm,相对 920、950 °C 尺寸最大,但其大角度晶界比例最高,达 66.4%,阻碍裂纹扩展能力最强,韧性最高;920 °C 尺寸最为细小,仅 1.14 μm,大角度晶界比例低于 890 °C 的比例,而与 950 °C 的比例相差不到 2%,综合作用使得 920 °C 的韧性低于 890 °C 的韧性而高于 950 °C 的韧性。

3 不同回火温度组织和性能

不同回火温度对比试验的淬火温度选用 920 °C,回火温度选 600、650、700 °C 三组作对比

表 3 不同淬火温度材料晶界比例及等效圆直径尺寸
Table 3 Grain boundary ratios and equivalent circle diameter of materials at different quenching temperatures

温度/°C	大角度晶界占比/%	小角度晶界占比/%	等效圆直径/μm
890	66.4	33.6	1.28
920	63.1	36.9	1.14
950	64.8	35.2	1.17

试验。

3.1 力学性能影响

表 4 为试样在不同温度回火处理后的力学性能。回火过程是马氏体分解的过程,偏聚区过饱和的碳原子转变为碳化物,从马氏体中析出。随着回火温度的升高,马氏体中的含碳量下降,BCC-A2 相

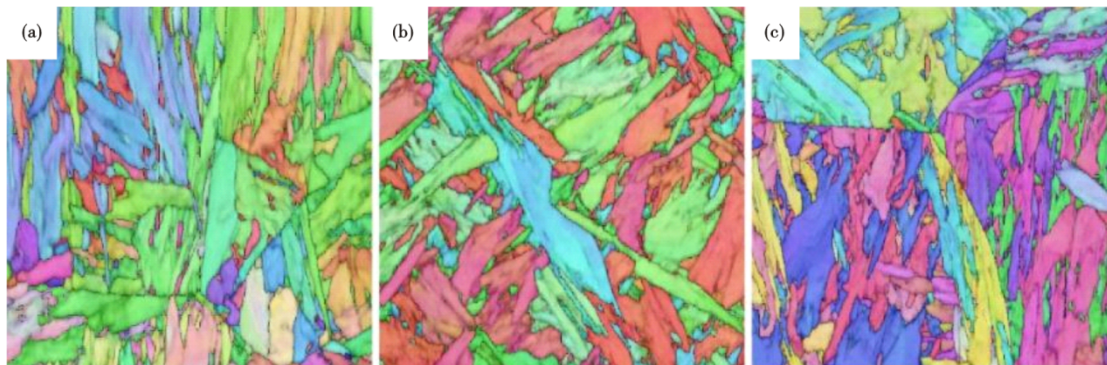


图 7 不同淬火温度(回火温度 650 °C)IPF 图像:(a) 890 °C,(b) 920 °C,(c) 950 °C

Fig. 7 IPF images of different quenching temperatures (tempering temperature is 650 °C): (a) 890 °C, (b) 920 °C, (c) 950 °C

中碳含量逐渐上升,如图8所示。碳的脱溶使得钢的强度下降,主要是碳化物的析出强化和碳的脱溶弱化综合作用导致钢的强度降低,说明固溶强化效果胜于析出强化效果^[17]。表4可看出,随回火温度升高,抗拉强度和屈服强度呈现下降趋势,在600 °C时最高,分别为1 325、1 215 MPa,700 °C时最低,分别为983、913 MPa;相反,冲击功随回火温度升高而提高;塑性均在16%以上,塑性良好;换言之,随回火温度的升高,强度降低,韧性提高,韧性在700 °C时最高,表现为冲击功在700 °C时最高,为178 J,此温度韧性最好,而强度较低,综合考虑强度和韧性匹配度,650 °C为合适回火温度。

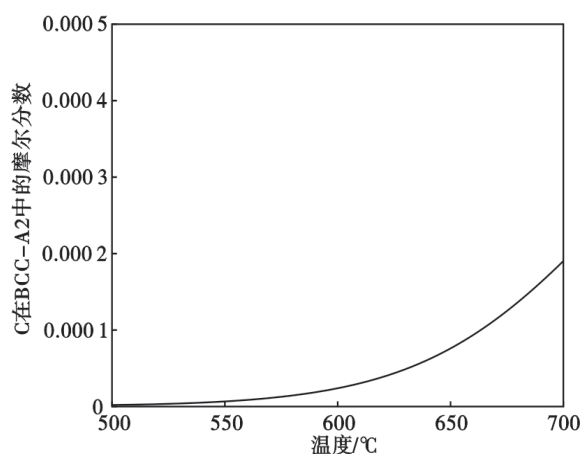


图8 C在BCC-A2相中的摩尔分数

Fig. 8 The molar fraction of C in the BCC-A2 phase.

3.2 断口分析

3.2.1 拉伸断口

图9为不同回火温度下的拉伸断口低倍图,为明显韧性断裂特征。三组试样纤维区与放射区所占比例较大,而剪切唇区域较小,表明材料韧性较好。

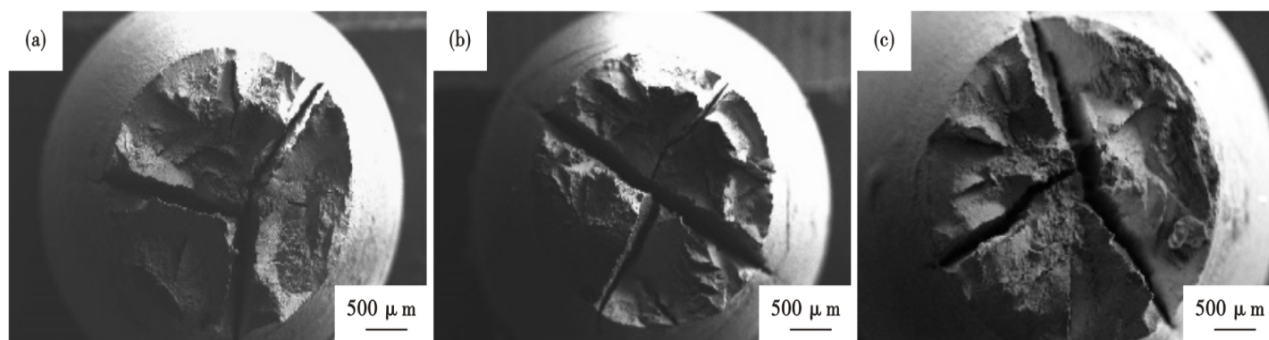


图9 不同回火温度下宏观拉伸断口形貌:(a) 600 °C,(b) 650 °C,(c) 700 °C

Fig. 9 The macroscopic tensile fractures at different tempering temperatures:(a) 600 °C,(b) 650 °C,(c) 700 °C

表4 不同回火温度力学性能

Table 4 The mechanical performance at different tempering temperatures

淬火温度/°C	回火温度/°C	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	冲击功/J	断后伸长率/%
920	600	1 325	1 215	28	17.0
920	650	1 274	1 204	43	16.7
920	700	983	913	178	19.0

图10为600、650、700 °C三个不同回火温度下各区的断口形貌图。从纤维区和放射区可看到明显的韧窝形貌,大韧窝之间夹杂着小韧窝,材料韧性较好。且随温度升高,明显可见,回火温度700 °C时的纤维区,如图10(g)所示的,韧窝更加密集且细小,韧性最好。

3.2.2 冲击断口

图11为不同回火温度下冲击断口形貌,600、650 °C时的纤维区与放射区,如图11(a,b,d,e)所示的微观形貌均为解理面,夹杂少量韧窝,而700 °C时的形貌如图11(g,h,i)所示,为小尺寸且密集的等轴韧窝形貌,撕裂带上分布着小的韧窝,证明700 °C时韧性相对最高,与上述力学性能结果相符。

3.3 组织表征

图12分别为不同回火温度下OM图和SEM图,清晰可见,不同回火温度得到的组织均为板条状回火马氏体,同一位向的板条形成板条束,不同角度的板条束形成板条块,亚结构组织在图中清晰可见。随回火温度升高,马氏体中碳逐渐脱溶,使得强度降低,马氏体中含碳量下降,以碳化物形式从马氏体中析出,基体中碳含量增加,有利于提高钢的韧性^[18]。

4 结论

(1)试验钢在890、920、950 °C三个不同淬火温

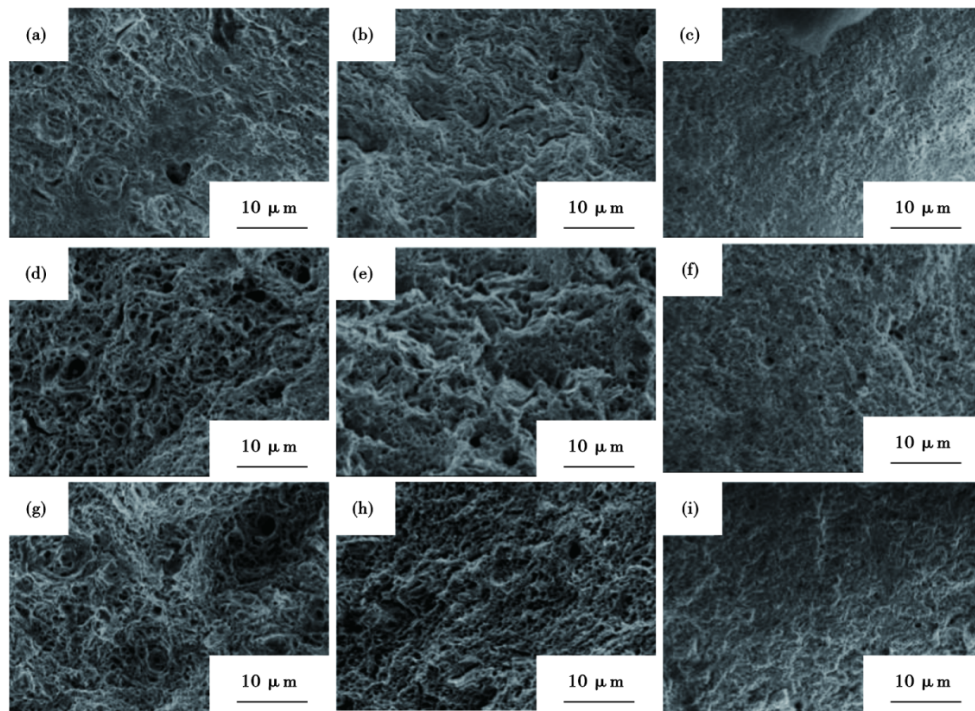


图 10 不同回火温度下拉伸断口微观组织形貌图 : (a)、(b)、(c) 分别为 600 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区 ; (d)、(e)、(f) 分别为 650 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区 ; (g)、(h)、(i) 分别为 700 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区

Fig. 10 Microstructure morphology of stretched fractures at different tempering temperatures : (a), (b) and (c) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 600 °C respectively ; (d), (e) and (f) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 650 °C respectively ; (g), (h) and (i) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 700 °C respectively

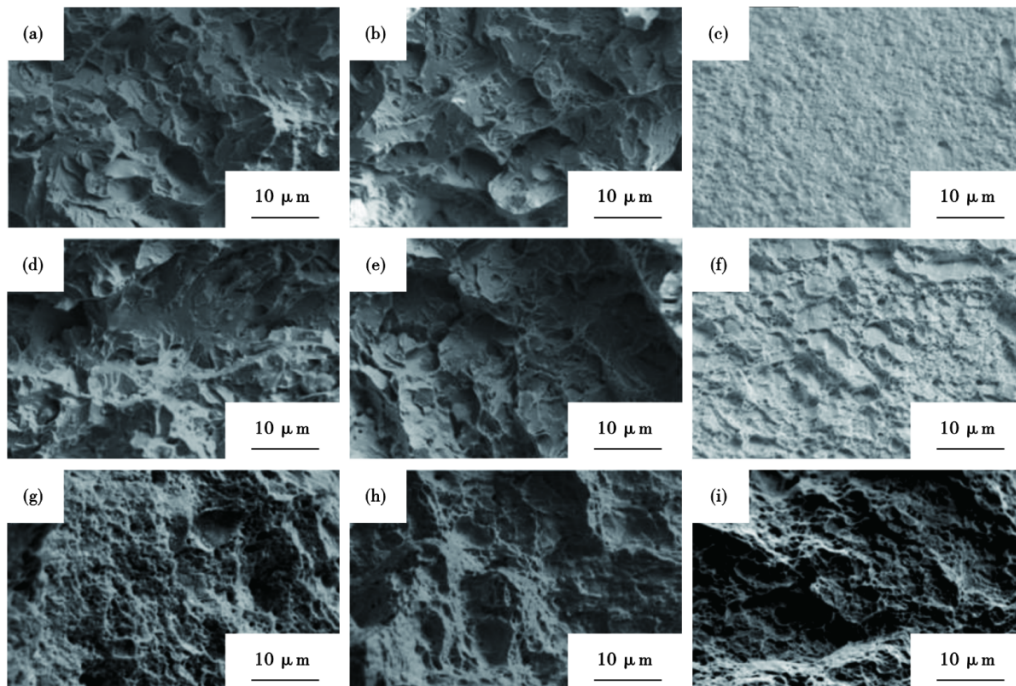


图 11 不同回火温度下冲击断口各区微观组织形貌 : (a)、(b)、(c) 分别为 600 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区 ; (d)、(e)、(f) 分别为 650 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区 ; (g)、(h)、(i) 分别为 700 °C 时的纤维区、放射区、剪切唇区

Fig. 11 Microstructure morphology of each area of the impact fracture at different tempering temperatures : (a), (b) and (c) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 600 °C respectively ; (d), (e) and (f) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 650 °C respectively ; (g), (h) and (i) are the fibrous region, the radial zone, and the shear lip zone at 700 °C respectively

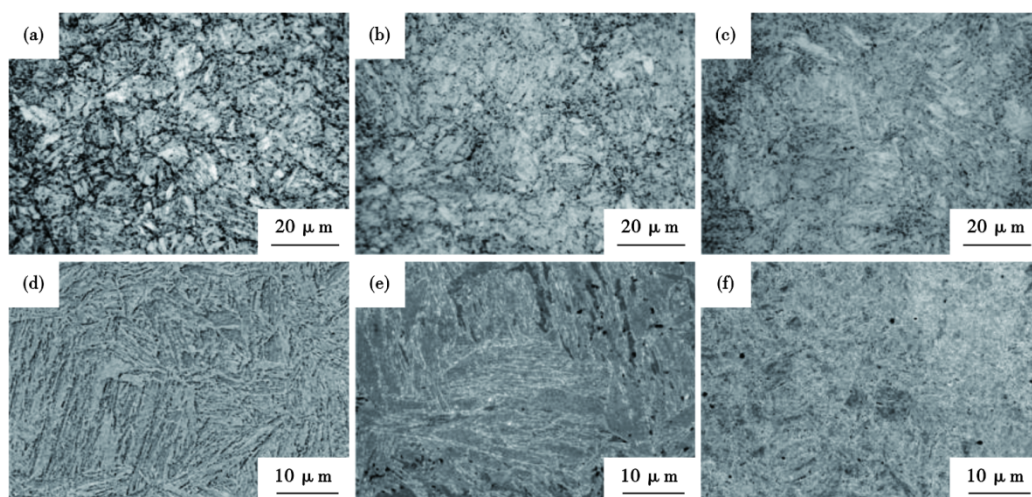


图12 不同回火温度组织图:(a)600 °C金相图,(b)650 °C金相图,(c)700 °C金相图,(d) 600 °C SEM图,(e) 650 °C SEM图,(f) 700 °C SEM图

Fig. 12 Microstructure diagram at different tempering temperatures:(a) Metallographic diagram at 600 °C , (b) Metallographic diagram at 650 °C , (c) Metallographic diagram at 700 °C , (d) SEM at 600 °C , (e) SEM at 650 °C , (f) SEM at 700 °C

度对比试验中,随着淬火温度的提高,强度增加,韧性下降;三组强度均不低于1 190 MPa,且差距较小,而950 °C时冲击功仅24 J,故选择890~920 °C为合适淬火温度范围。

(2)试验钢在600、650、700 °C不同回火温度对

比试验中,随回火温度升高,强度降低,韧性提高;在650 °C时,强韧性匹配较好,抗拉强度和屈服强度可达1 274、1 204 MPa,冲击功达43 J。综合考虑,推荐选取中间温度650 °C为合适回火温度。

参考文献

- [1] 高鸣,陈跃,张永振. 高速铁路列车片的研究现状与展望[J]. 热加工工艺, 2010, 39(24):113-115.
- [2] 芦金宁,韩建民,李荣华,等. 300km/h高速列车高纯净锻钢制动盘材料的研究[J]. 铁道学报, 2003(6):108-111.
- [3] 李继山,刘涛,李和平,等. 380 km/h高速列车轮装制动盘研制[J]. 铁道机车车辆, 2013, 33(1):1-4.
- [4] 钱坤才,刘颖,阙红波. 高速列车铸钢制动盘材料的研究[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2009, 14(4):250-254.
- [5] 严运涛,钱坤才. 高速动车组铸钢制动盘热处理工艺研究[J]. 机车车辆工艺, 2013(1):12-13+22.
- [6] 王飞,李培署,于钦顺. 高速列车锻钢制动盘的组织与性能[J]. 金属热处理, 2015, 40(12):40-43.
- [7] 支运龙. 高速列车轮装锻钢制动盘结构与工艺设计[D]. 北京:北京交通大学, 2017.
- [8] 李志强,韩建民,支运龙,等. 250km/h动车组轴装锻钢制动盘研制[C]. 和谐共赢创新发展——旅客列车制动技术交流会议论文集, 2017:142-147.
- [9] 石晓玲. 高速列车锻钢制动盘热疲劳寿命评估研究[D]. 北京:北京交通大学, 2016.
- [10] 孙春华. ZDPH高纯净锻钢制动盘材料热处理工艺及组织性能研究[D]. 北京:北京交通大学, 2009.
- [11] 李墨祎,巨佳,王章忠,等. 23CrNiMoV锻钢制动盘的微观组织和冲击韧性研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(18):79-82+85.
- [12] 汤付江,陈蕴博,左玲立,等. 高速列车制动盘材质应用现状和研究进展[J]. 材料导报, 2018, 32(S1):443-448.
- [13] 蒋乔,曾云,胡瑞海,等. DOE(试验设计)在提升30CrNiMo钢调质棒材冲击功的应用[J]. 特殊钢, 2022, 43(5):82-85.
- [14] 宋孟超. 锻钢磨球组织转变与性能的研究[D]. 天津:河北工业大学, 2020.
- [15] 古原忠. 钢中马氏体和贝氏体基体组织的特征[J]. 热处理, 2009, 24(2):16-21.
- [16] 付锡彬,陈子豪,张可,等. 淬火温度对高Ti低合金耐磨钢组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(4):122-128.
- [17] 王存宇,时捷,曹文全,等. 含碳量对淬火-配分-回火工艺处理钢力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2011, 40(22):158-161+165.
- [18] 秦世斌,杨聪俐,赵大力,等. 淬火和回火温度对GX160CrMoV12钢显微组织和力学性能的影响[J]. 郑州大学学报(工学版), 2021, 42(3):70-75.