

· 组织和性能 ·

Mo 微合金化对 82B 高碳建筑用钢组织和力学性能的影响

眭文杰¹ 李天然¹ 韩向楠¹ 刘 阳¹ 秦翔智³ 亓海全^{1,2}

(1 桂林理工大学材料科学与工程学院, 桂林 541004; 2 广西建筑新能源与节能重点实验室, 桂林 541004; 3 昆山晶微新材料研究院有限公司, 昆山 215300)

摘 要 采用金相显微镜、硬度计、万能拉伸试验机、扫描电镜等设备对含 0.02% ~ 0.11% Mo 82B 钢(0.82% C, 0.20% Cr) Φ 12.5 mm 轧材(终轧 950 °C, 水冷至 650 °C, 空冷)进行了显微组织和力学性能的测定, 并利用 JMAT-PRO 技术对试验钢的 CCT 曲线模拟。结果表明: 当 Mo 含量由 0.02% 提高至 0.11% 时, (1) 82B 试验钢脱碳层深度均在 0.12 mm 以下, HV 硬度值由 305 小幅提高至 317; (2) 索氏体含量由 94% 降至 89%, 索氏体片层明显细化, 屈服强度由 655 MPa 增至 771 MPa, 抗拉强度由 1 054 MPa 增至 1 139 MPa, 断面收缩率由 38% 增至 52%, 延伸率无明显变化, 约为 12%; (3) 微量 Mo 的高温强化作用明显, 在 600 °C 时屈服强度由 316 MPa 增至 369 MPa, 抗拉强度由 358 MPa 增至 399 MPa。

关键词 82B 钢 Mo 微合金化 组织 抗拉强度 高温拉伸

Effect of Mo Microalloying on Structure and Mechanical Properties of 82B High Carbon Steel for Architecture

Sui Wenjie¹, Li Tianran¹, Han Xiangnan¹, Liu Yang¹, Qing Xiangzhi³ and Qi Haiquan^{1,2}

(1 Department of Materials; Guilin University of Technology, Guilin 541004; 2 Guangxi Key Laboratory of New Energy and Building Energy Saving, Guilin 541004; 3 Kunshan Jingwei New Material Research Institute Co Ltd, Kunshan 215300)

Abstract The microstructure and mechanical properties of the test 82B steel (0.82% C, 0.20% Cr) with 0.02% ~ 0.11% Mo Φ 12.5 mm rolled bar (end rolling at 950 °C, water cooling to 650 °C, air cooling) are measured by means of metallographic microscope, hardness tester, universal tensile testing machine and scanning electron microscope. The CCT curves of the test steels are simulated by JMATPRO technology. The results show that as the Mo content increases from 0.02% to 0.11%; (1) the depth of decarburization layer of 82B steel is all \leq 0.12 mm, and the HV hardness number is slightly increased from 305 to 317, (2) the proportion of sorbitic decreases slightly from 94% to 89%, the fineness of sorbitic lamella increase significantly. The yield strength increases from 655 MPa to 771 MPa, the tensile strength increases from 1 054 MPa to 1 139 MPa, the reduction of area increases from 38% to 52%, and the elongation has no significant change are about 12%, (3) The high temperature strengthening effect of micro Mo is obvious. At 600 °C, the yield strength increases from 316 MPa to 369 MPa, and the tensile strength increases from 358 MPa to 399 MPa.

Material Index 82B Steel, Mo Microalloying, Structure, Tensile Strength, High Temperature Tensile

82B 高碳盘条钢具有高强度、低松弛及良好的拉伸工艺性能, 适于制作预应力钢绞线, 早已成熟应用于跨海大桥、超高层建筑、大跨度空间等结构工程^[1-3]。

半个多世纪以来, 微合金化是钢铁材料行业最大的技术进步之一, 强碳化物形成元素(如 Nb、V、Ti 等)的微量添加即可实现钢的控制轧制, 同时还能够大幅提升钢的强度, 在管线钢、船板钢、高强度钢筋等大宗产品中广泛应用^[4-6]。但对于中强碳化物形成元素 Mo 而言, 其难以形成大量 nm 级弥散分布的碳化物, 抑制再结晶晶粒长大的能力也较差, 故 Mo 微合金化在钢中的研究较少, 通常钢中的 Mo 含量在 0.2% 以上^[7-8]。

Mo 对钢的高温热强性具有积极作用, 现有 Mo

钢、Mo-V 钢、Cr-Mo-V 钢等抗长期高温蠕变钢种, 少量(0.1%)和微量(0.03%) Mo 的添加对低碳钢短期蠕变抗力有明显的有利作用^[9-11]。

1 试验材料

鉴于 82B 钢实际生产过程中通常会添加约 0.2% 的 Cr 元素, 故设计了如表 1 所示的 4 炉 Mo 微

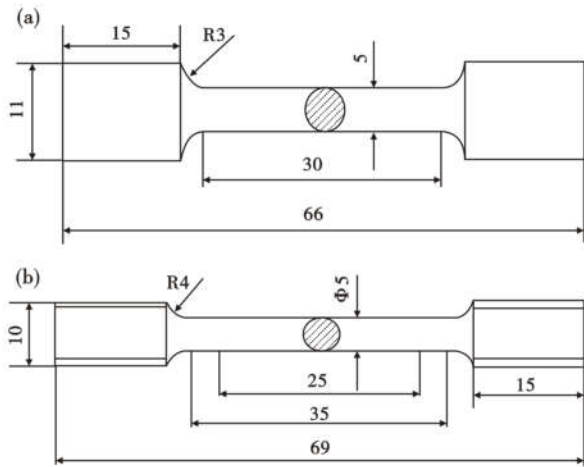
表 1 Mo 微合金化 82B 试验钢化学成分/%

Table 1 Chemical composition of test Mo microalloyed 82B test steel/%

试验钢	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo
A	0.80	0.24	0.79	0.045	0.071	0.21	0.02
B	0.84	0.26	0.75	0.019	0.056	0.20	0.04
C	0.83	0.25	0.78	0.017	0.055	0.20	0.07
D	0.82	0.26	0.75	0.014	0.053	0.20	0.11

合金化 82B 试验钢,炉号分别标以 A、B、C、D。试验钢经真空感应炉熔炼并浇注成锥形铸锭(底部直径约 250 mm,顶部直径约 100 mm),将铸锭加热至 1 200 ℃开锻,锻造为直径约 60 mm 的圆棒且终锻温度大于 900 ℃,随后加至 1 100 ℃保温 1.5 h,在 1 050 ℃开轧,950 ℃终轧,轧制成直径为 12.5 mm 的棒材,再水冷至 650 ℃后空冷至室温。

试验钢棒材根据国标 GB/T228. 1-2010 进行取样并加工成室温拉伸试样如图 1(a)所示,采用 Instron-8801 万能拉伸试验机进行拉伸实验,应变速率为 1.0 mm/min。试验钢根据国标 GB/T228. 2-2015 进行取样并加工成高温拉伸试样如图 1(b)所示,为得到在目标温度下材料的本构关系,高温拉伸试验采用恒温加载(也称稳态实验),采用美斯特 CMT5205 电子万能试验机进行高温拉伸,应变速率为 1.0 mm/min,升温速率为 10 ℃/min,试验温度为



注:两端为M10粗牙螺纹(螺距1.5)

图 1 室温(a)和高温(b)拉伸试样规格

Fig.1 Specification of tensile specimen at room temperature (a) and at high temperature (b)

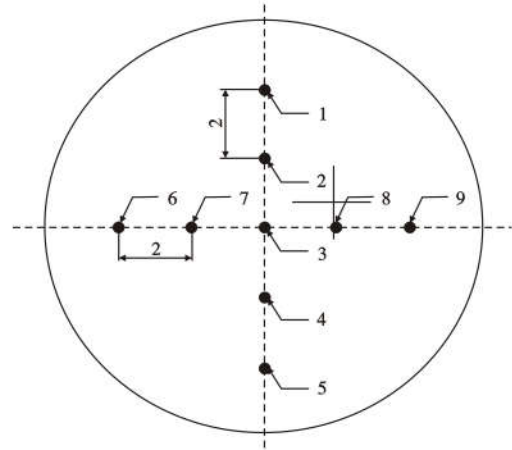


图 2 硬度测试分布图

Fig.2 Hardness test distribution diagram

600 ℃,升至目标温度后保温 30 min 再进行拉伸试验,整个试验过程中炉温控制在 ± 1 ℃。

测试试验钢的维氏硬度,载荷为 1 kg,保压时间为 10 s,对每个样品进行“十字”测量法(其分布图 2 所示),计算平均硬度值。

2 结果与讨论

2.1 微量 Mo 对 82B 试验钢显微组织的影响

Mo 微合金化后 82B 试验钢的轧态脱碳情况和显微组织如图 3,定量组织见表 2。试验钢脱碳深度 0.1 ~ 0.12 mm,符合 GB/T 33967-2017 标准,可知 Mo 微合金化对脱碳过程起不到可观测的不利作用。4 炉试验钢的显微组织均由索氏体(S) + 少量珠光体(P)构成,A 试验钢的索氏体量略高,B、C、D 试验钢索氏体含量近乎相同。尽管 Mo 元素推迟珠光体扩散转变及促进贝氏体转变,但轧态组织中未出现贝氏体和马氏体以及沿晶二次渗碳体,证实 Mo 微合金化对常规热轧工艺亦无不良影响。

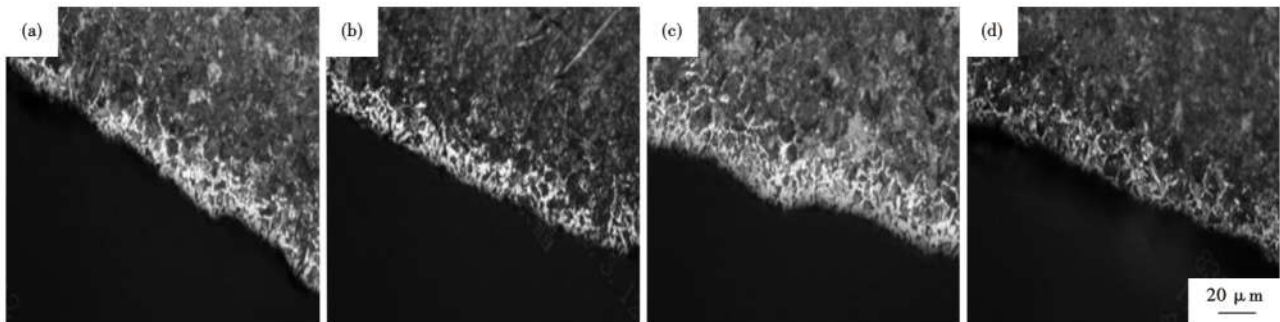


图 3 0.02% Mo(a),0.04% Mo(b),0.07% Mo(c)和 0.11% Mo(d) 82B 钢脱碳层和附近组织形貌

Fig.3 Decarburization layer and nearby structure morphology of 82B steel with 0.02% Mo(a),0.04% Mo(b),0.07% Mo(c) and 0.11% Mo(d)

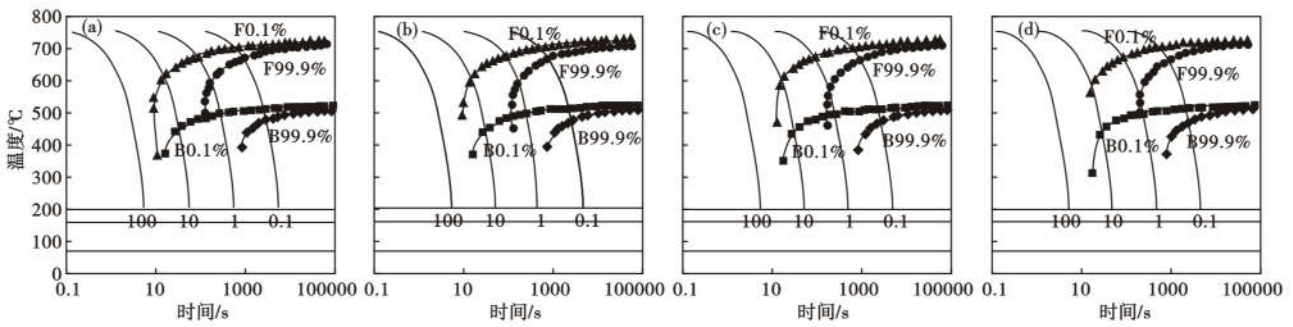


图 4 JMATPRO 模拟计算 82B (a) 0.02% Mo, (b) 0.04% Mo, (c) 0.07% Mo 和 (d) 0.11% Mo CCT 曲线
 Fig. 4 82B steel CCT curve simulated by JMATPRO (a) 0.02% Mo, (b) 0.04% Mo, (c) 0.07% Mo and (d) 0.11% Mo

表 2 82B 试验钢组织参量
 Table 2 Structure parameters of 82B test steel

试验钢	Mo/%	脱碳层厚度/mm	心部组织	索氏体含量/%
A	0.02	0.11	S+P	94
B	0.04	0.11	S+P	91
C	0.07	0.12	S+P	89
D	0.11	0.11	S+P	89

表 2 定量给出了组织的索氏体量, 呈现随 Mo 含量增加略有降低的趋势, C、D 试验钢中的索氏体量稍低于标准 90% 要求。利用 JMATPRO 热力学计算软件对 Mo 微合金化 82B 试验钢的连续冷却转变曲线(CCT)进行了模拟(见图 4), 可见随 Mo 含量的增加, 82B 钢的 CCT 曲线逐渐向右移动, 使“鼻温上升”, 珠光体转变被抑制, 贝氏体转变倾向增加, 这与索氏体含量下降的实验数据吻合。值得说明的是, 影响索氏体含量及片间距可通过调整冷却制度的工艺参数, 因此较低索氏体量的 C、D 试验钢, 可通过调整轧后穿水、鼓风速度等斯太尔摩控制冷却加以改善。

82B 钢盘条热轧后经斯太尔摩线冷却, 组织由奥氏体向珠光体转变, 而珠光体的机械性能主要由珠光体的片层间距决定。82B 钢要求具有良好的索氏体组织(片层间距为 250 ~ 350 nm)。将上述的金

相试样采用蔡司 G300 扫描电子显微镜观察索氏体分布情况(如图 5 所示), 并采用 image-proplus 软件测量索氏体片层间距, 经测 A、B、C、D 试验钢的索氏体片层平均间距分别为 311.3 nm、267.4 nm、240.8 nm、234.7 nm。索氏体片层间距明显细化, 这是因为 Mo 属于中强碳化物形成元素, 在相变过程中碳化物和渗碳体的生长都消耗 C 原子, 导致珠光体相变过程中 C 原子的迁移速度减慢, 同时相变在连续冷却的条件下进行, 相对较低的相变温度进一步削弱了 C 原子的迁移运动, 所以索氏体的片层间距得到显著细化。可见当 Mo 含量较低时(0.07% 以下), 索氏体结构较不规整, 渗碳体片层的生长差别明显, 有的部分相对宽大, 有的部分又较为细长, 而 Mo 含量相对较高时(0.07% 以上), 渗碳体片层生长较为均匀, 且索氏体片层间距减小, 铁素体片层变薄, 而铁素体变薄将减少片层内位错塞积密度, 驱使相邻片层中位错源开动的应力增大, 直接体现为屈服强度提高。同时由于片层细化, 在相同的变形量下, 片层变形更为均匀, 各片层间应变量差别较小, 应力集中也更小, 材料在失效前能承受更多的变形量, 所以抗拉强度也得到提高, 这与表 3 中的力学

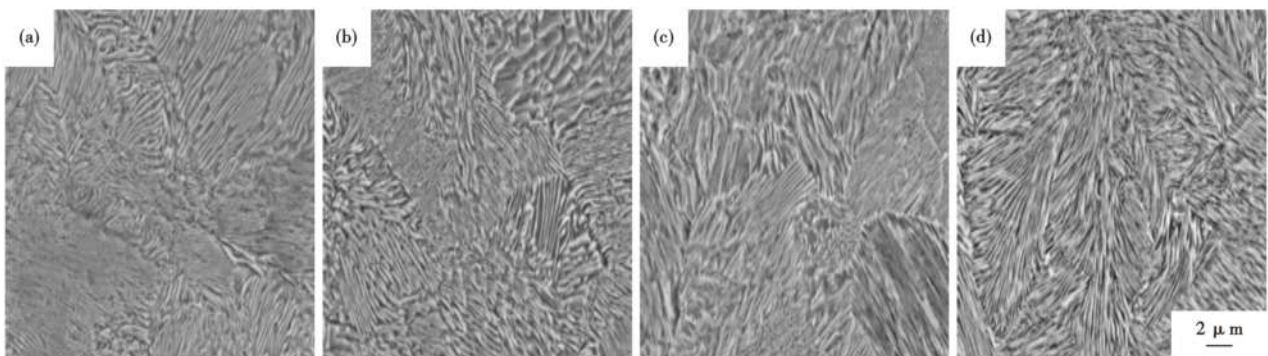


图 5 0.02% Mo (a), 0.04% Mo (b), 0.07% Mo (c) 和 0.11% Mo (d) 82B 钢索氏体形貌, SEM
 Fig. 5 Morphology of sorbite in 82B steel with 0.02% Mo (a), 0.04% Mo (b), 0.07% Mo (c) and 0.11% Mo (d), SEM

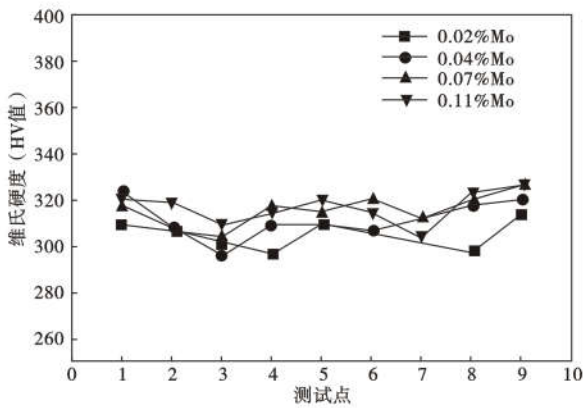


图 6 Mo 含量对 82B 钢 HV 硬度值的影响

Fig. 6 Effect of Mo content on HV hardness number of 82B steel

性能试验数据良好吻合。

2.2 微量 Mo 对 82B 试验钢维氏硬度的影响。

图 6 给出了 4 炉 Mo 微合金化 82B 试验钢轧态维氏硬度值, A、B、C、D 试验钢的 HV 平均硬度值分别为 305、313、317、317。由图 6 可知, 随着 Mo 含量的增加, 82B 试验钢的硬度呈上升趋势, 但增幅很小, 此外, 由硬度分布可知, 轧态试验钢组织均匀, 近乎相同的硬度也证实, 即使 Mo 含量增至 0.11% 也不会有损于材料后续机械厂的拉拔工艺。

2.3 微量 Mo 对 82B 试验钢强度塑性的影响

表 3 给出了不同 Mo 含量 82B 试验钢的室温力学性能。由表中数据可清晰地看出, 随着 Mo 含量由 0.02% 增至 0.11%, 屈服强度由 655 MPa 增至 771 MPa, 抗拉强度由 1054 MPa 增至 1139 MPa, 断面收缩率由 38% 增至 52%, 呈现出强塑性随 Mo 含量同步提高的趋势, 延伸率变化不大。进一步分析数据可知, 屈服强度和抗拉强度随 Mo 含量变化的增幅有较大区别, Mo 含量由 0.02% (A 钢) 增至 0.04% (B 钢), 屈服强度增加了 19 MPa, 而抗拉强度仅增加 5 MPa; Mo 含量由 0.07% (C 钢) 增至 0.11% (D 钢), 屈服强度增加了 67 MPa, 而抗拉强度近增加 58 MPa。也就是说, 在 Mo 含量添加极少时, 屈服强度的增量显著大于抗拉强度, 而 Mo 含量添加较高时, 抗拉强度和屈服强度的增幅更为接近。值得说明的, Mo 微合金化带来的另一个优点是, 强度大幅提升的同时, 塑性也得到了改善, 断面收缩率 52%, 远大于标准中 30% 的规定, 这将有利于后续的拉丝工艺。

文献[12]中指出, 1% 的 Mo 仅能提供约 11 MPa 的强度增量。而本试验采用微量 Mo 进行合金化 82B 高碳钢的结果表明, Mo 微合金化能够显著且同

步地提高 82B 钢的强度和塑性。可以肯定, 在热轧高温奥氏体区, Mo 元素全部固溶, 冷却转变过程中, 由于分配定律, 较低的 Mo 含量对应于铁素体片固溶较少的 [Mo], 更微量的 Mo 进入 Fe₃C 片内, 较高的 Mo 含量对应于铁素体片固溶较高的 [Mo], 稍多量的 Mo 进入 Fe₃C 片内, 但无论如何, 铁素体内 [Mo] 含量大于 Fe₃C 片内 Mo 含量。固溶于铁素体内的 [Mo] 能够强化基体, Fe₃C 片内的 Mo 虽不至于显著提高强度, 却大概率的减薄了片的厚度, 间接地起到“第二相强化”作用。此外, Mo 元素作为中强碳化物形成元素, 降低 C 的扩散, 细化了索氏体的片层间距 (这意味着, 即使索氏体量低, 但由于片间距窄, 仍可获得高的强度)。

钢铁企业在出厂 82B 钢盘条时, 多以抗拉强度和断面收缩率为协议要求, 根据本实验结果, 添加 0.07% 以上的 Mo, 既能够带来高的强度和断面收缩率, 也不会显著增加原料成本。

2.4 微量 Mo 对 82B 试验钢高温力学性能的影响

微量 Mo 对 82B 钢高温抗拉强度和屈服强度的影响如图 7 所示, Mo 含量从 0.02% (A 钢) 提升至 0.11% (D 钢), 试验钢的抗拉强度从 358 MPa 增大到 399 MPa, 屈服强度从 316 MPa 增大至 369 MPa,

表 3 Mo 含量对 82B 钢的力学性能的影响

Table 3 Effect of Mo content on mechanical properties of 82B steel

试验钢	Mo/%	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	屈强比	断面收缩率/%	延伸率/%
A	0.02	1054	655	0.62	38	10
B	0.04	1059	674	0.64	47	14
C	0.07	1081	704	0.65	52	11
D	0.11	1139	771	0.68	52	12

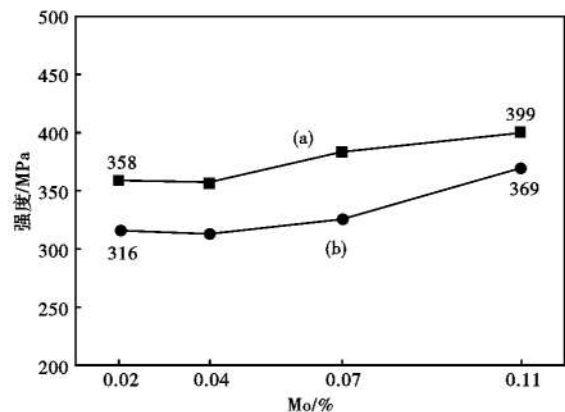


图 7 Mo 含量对 82B 钢 600 °C 高温拉伸抗拉强度 (a) 及屈服强度 (b) 的影响

Fig. 7 Effect of Mo content on 600 °C high temperature tensile strength (a) and yield strength (b) of 82B steel

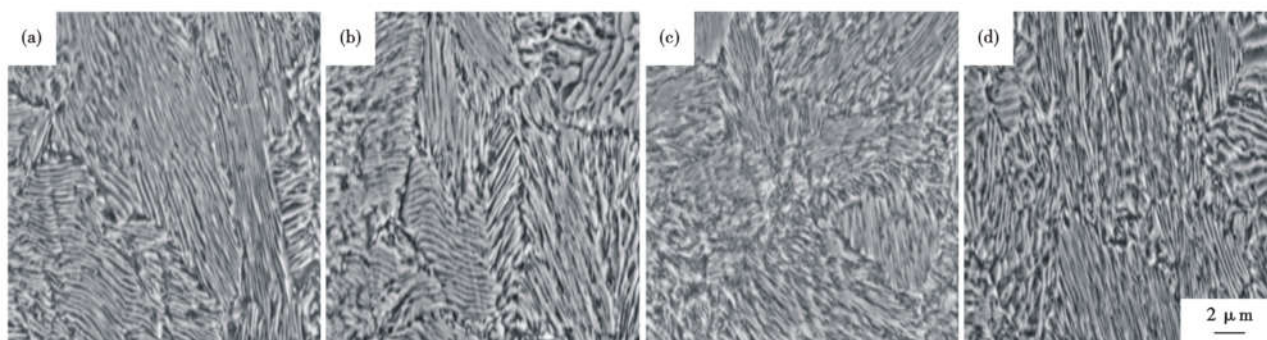


图 8 0.02% Mo(a), 0.04% Mo(b), 0.07% Mo(c) 和 0.11% Mo(d) 82B 钢 600 °C 高温拉伸后索氏体形貌, SEM
Fig. 8 Morphology of sorbite in 82B steel with 0.02% Mo(a), 0.04% Mo(b), 0.07% Mo(c) and 0.11% Mo(d) after high temperature tension test at 600 °C, SEM

抗拉强度和屈服强度的增幅分别为 10.2% 和 14.3%, 观察高温拉伸后的索氏体片层形貌(图 8 所示)后发现, 与室温下索氏体形貌并无明显差别, 未发现有明显的 Mo 析出相, 这为高温时 Mo 元素固溶强化铁素体提供了良好条件。

3 结论

(1) Mo 微合金化能够大幅度且同步地提升 82B 高碳钢的强度和断面收缩率, Mo 含量在 0.11% 时, 抗拉强度为 1139 MPa, 屈服强度为 771 MPa, 断面收缩率和延伸率分别为 52%、12%。

(2) Mo 微合金化对 82B 的脱碳层深度约为

0.11 mm, 对索氏体化率影响很小, 但对索氏体片间距有明显细化作用, Mo 含量在 0.11% 时, 索氏体平均片层间距约为 234.7 nm。

(3) 600 °C 时 Mo 微合金化对提高 82B 钢高温力学性能十分有利, 高温下抗拉强度和屈服强度均有明显提高, Mo 含量 0.11% 相较于 Mo 含量 0.02%, 其抗拉强度和屈服强度分别提升了 10.2% 和 14.3%。

广西建筑新能源与节能重点实验室(桂科能 19-J-21-13)和广西创新驱动发展专项资金项目(桂科 AA18242007-3)资助

参考文献

- [1] 孙莹, 于庆波. 82B 盘条钢的组织性能及缺陷分析[J]. 热加工工艺, 2011, 40(21): 19-21.
- [2] 沈奎, 江卓俊, 于学森, 等. 微合金化钨钒钼对高碳钢组织转变影响[J]. 特殊钢, 2019, 40(4): 62-65.
- [3] 朱晓雄, 王志刚, 陈建峰, 等. 斜拉索用高强度锌铝合金镀层钢丝用盘条技术研究[J]. 金属制品, 2020, 46(5): 30-37.
- [4] 霍向东, 夏继年, 李烈军, 等. 钒微合金化高强钢的研究与发展[J]. 钢铁钒钛, 2017, 38(4): 105-112.
- [5] 刘平, 李峰, 陈爱梅, 等. Nb-和 V-微合金化对高碳钢热加工性的影响[J]. 特殊钢, 2008, 29(6): 13-14.
- [6] 张正延, 孙新军, 雍岐龙, 等. Nb-Mo 微合金高强钢强化机理及其纳米级碳化物析出行为[J]. 金属学报, 2016, 52(4): 410-418.
- [7] 田子启, 曹建春, 周晓龙, 等. 回火温度和 Mo 对 Ti 微合金化钢组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(6): 156-162.
- [8] 万荣春, 孙锋, 张澜庭, 等. Mo 对耐热钢高温屈服强度的影响[J]. 北京科技大学学报, 2013(3).
- [9] 唐静. V、Nb 对 Mn-Mo-Ti 系耐热钢 CCT 曲线及组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2013, 38(9): 92-95.
- [10] 陈林恒, 王文涛, 李昭东, 等. Nb-V 微合金化低钼型 Q345 耐热钢的开发[J]. 钢铁, 2020, 55(11): 91-102.
- [11] 姚运, 陈艳. 元素 Mo 对耐热钢耐热性能影响机理的研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(10): 98-100, 104.
- [12] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006.

睦文杰(1997-)男, 硕士生, 2019 年长春工程学院(本科)毕业, 钢种研发. E-mail: 22664798atqq.com

收稿日期: 2021-07-07