



Mo微合金化对82B钢高温力学性能 及显微组织的影响

王为民^{1,2}, 亓海全^{1,2}, 韩向楠^{1,2}, 眭文杰³, 刘安奇^{1,2}, 郭春成^{1,2}, 笕仲钟^{1,2}, 万宇^{1,2}, 李文通^{1,2}
(1 桂林理工大学材料科学与工程学院, 桂林 541004; 2 桂林理工大学有色金属及材料加工新技术教育部重点试验室, 桂林 541004; 3 重庆国际复合材料股份有限公司, 重庆 401221)

摘要:研究了添加Mo(质量分数)为0.02%、0.04%、0.07%、0.11%的82B钢对不同温度下高温拉伸后的组织和性能的影响及Mo对82B高碳钢的强韧化机理。结果表明:(1)200~300℃高温拉伸时,4组试验钢力学性能较好,300℃达到峰值,Mo为0.11%试验组最优,抗拉强度由1139 MPa增至1192 MPa,屈服强度为736 MPa,略有降低,伸长率与断面收缩率均有显著提高,分别为22%和72.9%。相较于Mo为0.02%试验钢,虽屈服强度下降约5%,但抗拉强度升高5%,伸长率、断面收缩率大幅增加,且塑性随Mo含量同步提高,随着温度继续升高,由于材料开始软化,各项力学性能均呈下降趋势。(2)Mo为0.02%和0.04%时,显微组织除渗碳体随拉伸温度的提高逐渐增多外,索氏体与珠光体未出现明显变化,与室温相同,当Mo增至0.07%和0.11%时,索氏体、珠光体团逐渐细化且分布均匀。同时,4组试验钢在300℃高温拉伸时出现蓝脆现象,通过断口观察发现,有Al、Si等元素的夹杂物存在,且失效方式为韧性断裂,断口主要可分为剪切唇区和纤维区,剪切唇区的面积随着温度的升高逐渐缩小。

关键词:82B钢; Mo微合金化; 抗拉强度; 高温拉伸; 耐火钢

DOI:10.20057/j.1003-8620.2023-00164 **中图分类号:**TG115

Effect of Mo Microalloying on High Temperature Mechanical Properties and Microstructure of 82B Steel

Wang Weimin^{1,2}, Qi Haiquan^{1,2}, Han Xiangnan^{1,2}, Sui Wenjie³, Liu Anqi^{1,2}, Guo Chuncheng^{1,2},
Da Zhongzhong^{1,2}, Wan Yu^{1,2}, Li Wentong^{1,2}

(1 School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Technology, Guilin 541004, China; 2 Key Laboratory of Nonferrous Metals and Materials Processing New Technology, Ministry of Education, Guilin University of Technology, Guilin 541004, China; 3 Chongqing Polycomp International Corporation, Chongqing 401221, China)

Abstract: The influence of 82B steel with Mo (mass fraction) of 0.02%, 0.04%, 0.07% and 0.11% on microstructures and properties after high temperature stretching at different temperatures and the toughness mechanism of Mo element on 82B high carbon steel were studied. The results showed that: (1) During 200–300 °C high temperatures tensile, four groups of experimental steels had good mechanical properties, at 300 °C to reach the peak, it was optimal experiment group with Mo content 0.11%, tensile strength increased from 1139 MPa to 1192 MPa, yield strength slightly reduced to 736 MPa, elongation and section shrinkage significantly increased to 22% and 72.9%. Compared to the experimental steels with 0.02% Mo content, the yield strength reduced by about 5%, but the tensile strength increased by 5%, the elongation and section shrinkage increased significantly, and the plasticity increased simultaneously with the Mo content, with the temperature continued to rise, the mechanical properties tended to decrease as the materials start to soften. (2) When the Mo content was 0.02% and 0.04%, the microstructures except carburite gradually increased with the increasing of tensile temperature, sorbite and pearlite did not appear obvious changes, and the same as room temperature, when the Mo content increased to 0.07% and 0.11%, sorbite and pearlite clusters are progressively finer and more evenly distributed. At the same time, four groups of experimental steels showed blue brittleness during high temperature tensile at 300 °C, through the fractures observation found that there was Al, Si and other elements of inclusions, and failure mode was ductile fracture, the fracture can mainly be divided into the shear lip areas and fiber areas, the shear lip areas with the increase in temperature gradually reduced.

Key Words: 82B Steel; Mo Microalloying; Tensile Strength; High Temperature Tensile; Refractory Steel

基金项目: 广西科技重大专项(基金号: 桂科AA22067079)

作者简介: 王为民(1997—),男,硕士; **E-mail:** wangweimin_9728@163.com; 收稿日期: 2023-08-07

通信作者: 亓海全(1981—),男,博士,副教授; **E-mail:** alexander_qi@163.com

在诸多建筑物灾害中,常见的最具毁灭性的灾害是火灾,火灾时为了保护钢结构,常在表面喷涂防火材料来延迟钢的温度升高^[1-4],但诸如机场、体育馆等大跨空间建筑在其承重结构表面直接喷涂防火涂层非常困难,且施工过程将危害工人健康、增加成本,故在原有防火方法的基础上,采用提高钢铁材料高温性能的方式来提高大跨空间建筑的耐火性是防火设计的重要组成部分之一。

不少学者发现添加少量合金元素可以提高钢的性能^[5-7],由于 Mo 可细化索氏体片层间距,增大钢的极限抗拉强度和断面收缩率并保持总伸长率,从而实现钢的强塑性同步提高^[8-10]。故本文以 82B 钢为研究对象,探索 Mo 微合金化对其高温力学性能及显微组织的影响。诸多研究表明,在热加工工艺中 82B 钢易产生心部马氏体、网状渗碳体等影响其综合力学性能的不良组织^[11-13],而提高 82B 钢力学性能最直接有效的方法为微合金化。Jo H-H 等^[14]将添加 Mo 和 Nb 的钢与普通碳钢相比,发现 Mo 和 Nb 的固溶体可导致晶格畸变,阻碍位错运动,抑制高温下位错的湮灭,从而提高耐火性^[15-16]。Wan R 等^[17-18]通过添加 0.1%~0.8% 的 Mo 以及少量 Nb、V、Ti 等合金元素,研制出了高强度和低屈强比的低 Mo 耐碳钢。Uemori R 等^[19]应用 AP-FIM 技术成功地说明了由于 Mo 原子的偏析,抑制了 Nb 的扩散并在组织中产生细小沉淀物从而使材料力学性能得到强化。由于 Mo 对钢热强性的积极作用和火灾时短期热负荷对钢材的影响,并兼顾其后续加工工艺及成本,故迫切需要开发一种低成本、低钼添加的耐碳钢。本文探讨通过添加少量 Mo 元素,研究其对 82B 钢的显微组织及高温力学性能的影响,为开发防火 82B 钢提供参考。

1 试验材料及方法

为了深入研究 Mo 元素的强化机制,参考 82B 钢的典型成分,设计并制备 Mo(质量分数)为 0.02%、0.04%、0.07%、0.11% 的 82B 试验钢,分别编号为 A、B、C、D,化学成分见表 1。试验钢使用 50 kg 真空感应炉进行熔炼,浇注成底部直径和顶部直径分别为 250 mm 和 100 mm 的锥形钢锭。钢锭凝固后进行锻造,锻造温度为 1 200 ℃,终锻温度大于 900 ℃,锻制成直径 60 mm 的圆棒。随后,将锻件加热到 1 100 ℃保温 1.5 h,进行轧制处理,开轧温度为 1 050 ℃,终轧温度为 950 ℃,轧制为直径 12.5 mm 的试验棒材,水冷至 650 ℃后空冷至室温。

表 1 Mo 微合金化 82B 试验钢的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of Mo microalloyed 82B experiment steel

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

采用美斯特 CMT5205 型万能材料试验机进行高温拉伸,试样规格如图 1 所示,设置升温速率为 10 ℃/min,拉伸速度为 1 mm/min。大跨空间火灾时,所能达到的最高温度为 500 ℃,并在 300~400 ℃温区内持续时间最长,且火灾时间大多为 10~30 min,为模拟受火实况,故设置拉伸温度分别为 200、300、330、350、380、400、500 ℃,待达到目标温度后,保温 30 min 进行拉伸试验。

高温拉伸后的 Mo 微合金化 82B 钢试样经切割、打磨、抛光后,使用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀 10 s,采用光学显微镜和蔡司扫描电镜(Zeiss Gemini 300)等表征设备,对高温拉伸后的 4 组不同 Mo 含量的 82B 钢进行金相显微组织观察和拉伸断口形貌观察,同时,利用能谱仪分析其断口处的夹杂物成分。

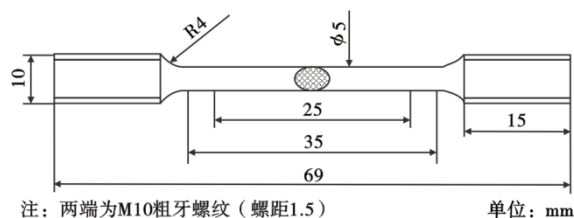


图 1 82B 试验钢高温拉伸试样尺寸图

Fig. 1 High temperature tensile specimen dimensions drawing of 82B test steel

2 试验结果与分析

2.1 高温拉伸及力学性能

不同温度下 4 组 82B 试验钢拉伸后试样破坏情况如图 2 所示,200 ℃拉伸时,试样表面无明显变化,断裂面呈银灰色,断裂时脆断声明显,从图 2 中可以看出,在 300 ℃和 330 ℃拉伸时,试样表面发生明显氧化并呈蓝色,断口呈蓝灰色且伸长量显著提高,同 200 ℃相似,断裂时有明显脆断声;这是由于试验钢内碳、氮间隙原子在形变过程中出现动态应变时效,82B 试验钢发生“蓝脆”现象^[20-22],当拉伸温度为 350、380 ℃时,试样表面为灰黑色,断裂声沉闷;

400、500℃时,断口与试样表面变为黑色,宏观伸长量增大,同时,由于温度的升高材料开始软化,故在断裂时脆断声不明显。

4组试验钢室温力学性能见表2,随Mo含量的增大,其屈服强度与抗拉强度以及断面收缩率逐渐升高,伸长率呈先升后降的趋势,且4组试验钢无明显差别,抗拉强度最大达1139 MPa,屈服强度最大为771 MPa,由此可见,微量Mo的加入对82B钢室温性能强化效果显著。

表2 不同Mo含量82B钢的室温力学性能

Table 2 Room temperature mechanical properties of 82B steel with different Mo contents

编号	抗拉强度/ MPa	屈服强度/ MPa	断面收缩 率/%	伸长率/%
A	1 054	655	38	10
B	1 059	674	47	14
C	1 081	704	52	11
D	1 139	771	52	12

4组82B试验钢高温拉伸力学性能随拉伸温度变化如图3所示,从图3可以看出,当拉伸温度相同时,随Mo含量的提高,屈服强度和抗拉强度均逐渐增大,在200~300℃温度区间,Mo对82B钢的抗拉强度与屈服强度具有明显促进作用,较室温而言,300℃时,A组试验钢屈服强度由655 MPa提高至662 MPa,增幅较小为1%,抗拉强度由1 054 MPa增

至1 141 MPa,增幅为8.2%。B组试验钢的屈服强度由674 MPa增至719 MPa,增幅为6.7%,抗拉强度由1 059 MPa增至1 157 MPa,增幅为9.2%。C组试验钢的屈服强度由704 MPa增至726 MPa,增幅为3%,抗拉强度由1 081 MPa增至1 186 MPa,增幅为9.7%。D组试验钢的屈服强度从771 MPa减少到736 MPa,降幅为4%,抗拉强度由1 139 MPa增至1 192 MPa,增幅为4.6%,由于形变时,可动位错被扩散的碳、氮原子钉扎,脱钉后,新出现的位错重新建立起柯氏气团,但很快又被钉扎,导致位错始终难以滑移,因此,在动态应变时效条件下,钢在原有应变下位错密度升高,致使强度上升^[23]。随温度的继续升高,材料开始软化,当温度高于300℃,4组试验钢的强度均大幅度劣化。

Mo微合金化不仅提高了82B钢的强度,同时也改善了其塑性。如图3所示,随温度和Mo含量的升高,试验钢的断面收缩率呈同步增大趋势,在300~400℃温区内增加率逐渐减小。伸长率在200~350℃也呈上升趋势,但是在380℃时,伸长率呈下降趋势。以上结果表明,添加少量Mo可以提高82B钢的高温力学性能,从而提高其耐火性,但在400℃以上的高温下,由于材料自身的软化等因素,Mo的强化作用进一步弱化,同时,82B钢性能开始逐渐劣化。

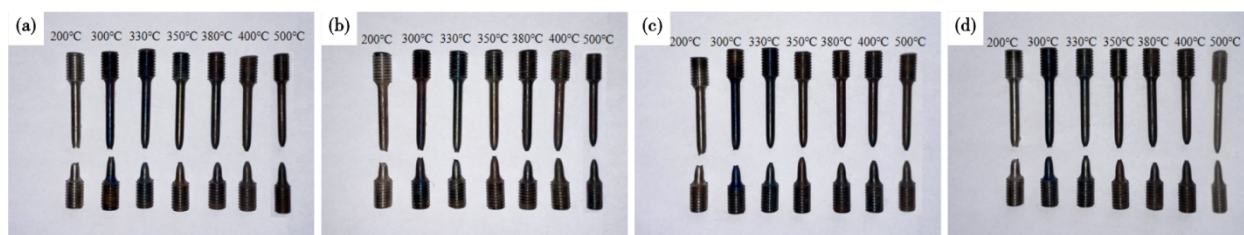


图2 82B试验钢高温拉伸后试样:(a)A组,(b)B组,(c)C组,(d)D组

Fig. 2 82B test steel specimens after high temperature tensile: (a) group A, (b) group B, (c) group C, (d) group D

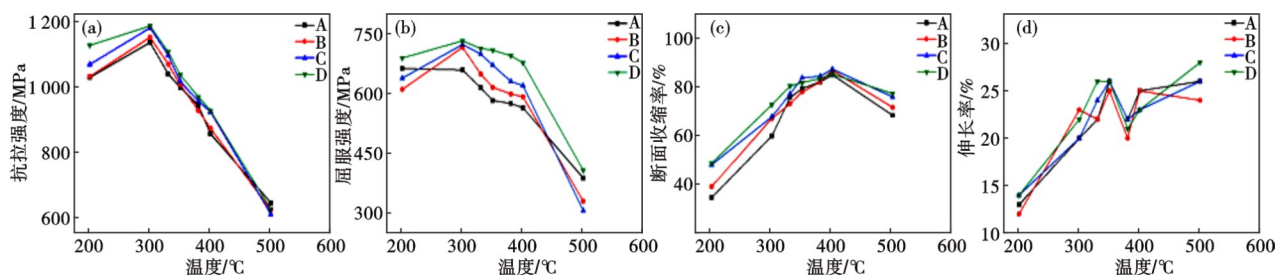


图3 82B试验钢高温拉伸力学性能随拉伸温度变化的折线图:(a)抗拉强度,(b)屈服强度,(c)断面收缩率,(d)伸长率

Fig. 3 82B test steel high temperature tensile mechanical properties as a function of temperature: (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) sectional shrinkage, (d) elongation

2.2 显微组织

A ~ D 组 Mo 微合金化 82B 钢室温拉伸后显微组织如图 4 所示, 四组试验钢的显微组织均为索氏体与少量珠光体及白色颗粒状渗碳体, 但由于 Mo 元素的加入将抑制珠光体的扩散转变, 故由图 4 可知, A 组索氏体、珠光体含量略高, 其余三组试验钢无明显差异。

观察 A 组和 B 组试验钢分别在 200、300、400、500 °C 拉伸后的金相组织, 索氏体与珠光体晶界无法分辨, 深灰色为两个组织的混合物, 拉伸后索氏体+珠光体形貌较室温无明显变化, 仍有少量白色渗碳体分布于索氏体和珠光体组织中, 且随拉伸温度的升高含量逐渐提高。A 组和 B 组试验钢分别在 200、300、400、500 °C 拉伸后的显微组织, 如图 5 所示。

观察 C 组和 D 组 82B 试验钢随拉伸的温度提高其显微组织变化, 显微组织与室温及 A 组和 B 组无

异, 仍为索氏体+珠光体以及渗碳体, 当拉伸温度高于 400 °C 时, Mo 元素的固溶可强化铁素体组织, 且减小其片间距^[24], 可以看出, 随 Mo 含量的增大, 索氏体以及珠光体团逐渐变得均匀且细小, 而拉伸温度的升高导致了渗碳体析出增多, 根据试验钢力学性能的劣化, 可以预料, 铁素体晶界移动, 索氏体片层间距增大。C 组和 D 组试验钢分别在 200、300、400、500 °C 拉伸后的显微组织, 如图 6 所示。

2.3 断口形貌

将高温拉伸后试样断口浸入酒精溶液中, 用超声波洗去断口处杂质并烘干, 干燥后将试样置于 Zeiss Gemini 300 场发射扫描电子显微镜下进行断口表面分析。由图 3 可知, 4 组 Mo 微合金化 82B 钢均在 300 °C 时屈服强度与抗拉强度达到最大值, 故对不同 Mo 含量的 4 组试样在 300 °C 高温拉伸后断口进行扫描, 分析其断裂机制以及强化机理。A 组和 B 组 82B 试验钢在 300 °C 下进行高温拉伸后断口

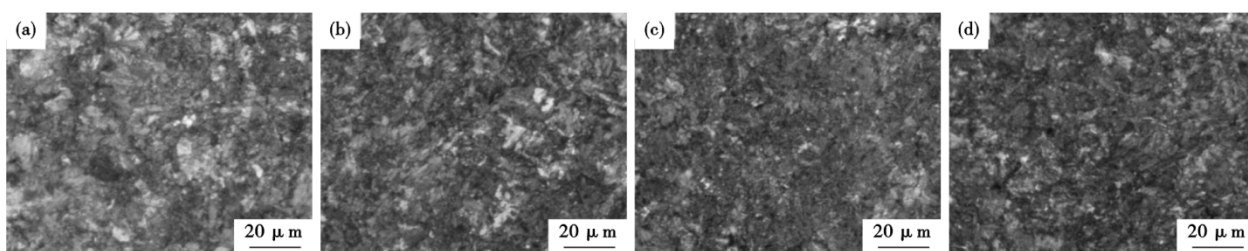


图 4 82B 试验钢室温拉伸后显微组织: (a) A 组, (b) B 组, (c) C 组, (d) D 组

Fig. 4 Microstructure of 82B test steel after tensile at room temperature: (a) group A, (b) group B, (c) group C, (d) group D

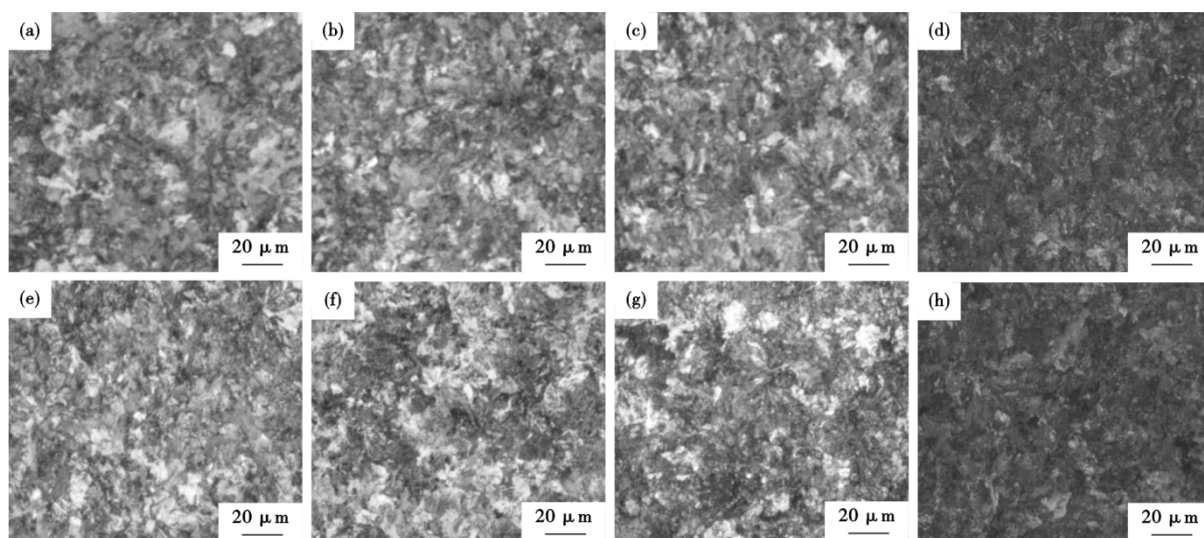


图 5 82B 试验钢在 200 ~ 500 °C 下高温拉伸后显微组织: A 组 (a) 200 °C, (b) 300 °C, (c) 400 °C, (d) 500 °C; B 组 (e) 200 °C, (f) 300 °C, (g) 400 °C, (h) 500 °C

Fig. 5 82B test steel microstructure after high temperature tensioning at 200 °C ~ 500 °C : group A (a) 200 °C, (b) 300 °C, (c) 400 °C, (d) 500 °C; group B (e) 200 °C, (f) 300 °C, (g) 400 °C, (h) 500 °C

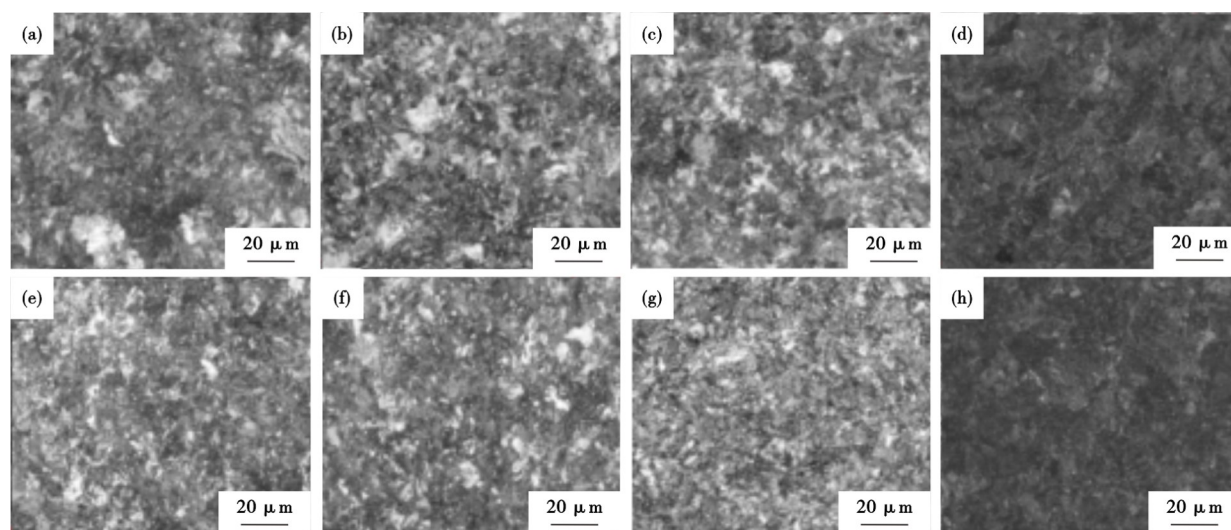


图6 82B试验钢在200 °C ~ 500 °C下高温拉伸后显微组织:C组(a)200 °C,(b)300 °C,(c)400 °C,(d)500 °C;D组(e)200 °C,(f)300 °C,(g)400 °C,(h)500 °C

Fig. 6 82B test steel microstructure after high temperature tensioning at 200 °C ~ 500 °C : group C (a) 200 °C, (b) 300 °C, (c) 400 °C, (d) 500 °C; group D (e) 200 °C, (f) 300 °C, (g) 400 °C, (h) 500 °C

的整体宏观形貌和断口中心处的局部放大微观形貌如图7所示,由图7可知,其断裂模式为韧断,断口呈杯状,且撕裂棱明显,具有典型的纤维区和剪切唇,放射区很小,几乎不见。

C组和D组试验钢高温拉伸后断口宏观与微观形貌如图8所示,通过对拉伸后微孔的观察发现韧

窝尺寸以及分布是82B钢断口特征的一个重要区别。随着Mo含量与拉伸温度的升高,韧窝尺寸逐渐增大且分布较为均匀,但深度变浅。这是因为高温拉伸时,试样发生动态应变时效,对82B钢力学性能具有促进作用,从而加速了韧窝形成,同时使得韧窝发生聚结。

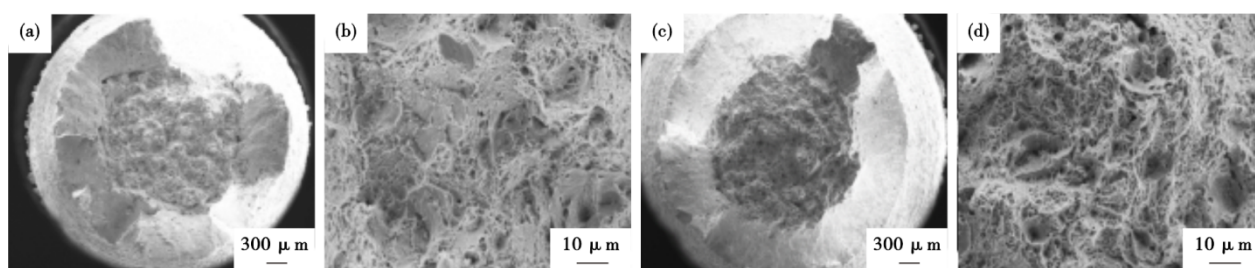


图7 82B试验钢在300 °C高温拉伸后断口宏观和微观形貌:(a) ~ (b)A组,(c) ~ (d)B组

Fig. 7 Macro and micro morphology of 82B test steel fractures after high temperature tension at 300 °C: (a) ~ (b) group A, (c) ~ (d) group B

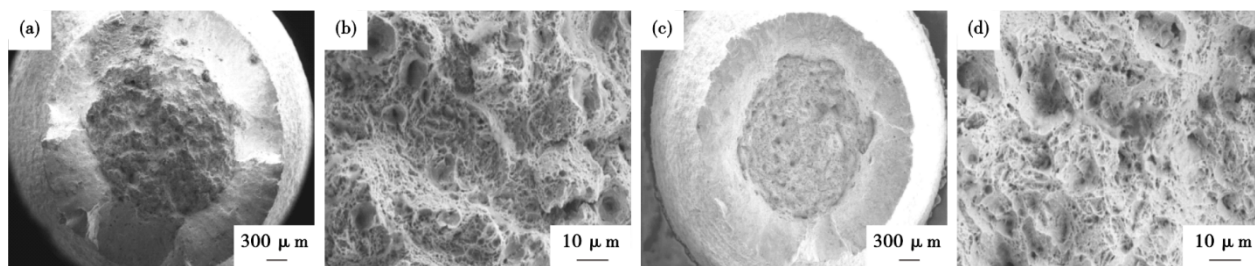


图8 82B试验钢在300 °C高温拉伸后断口宏观和微观形貌:(a) ~ (b)C组,(c) ~ (d)D组

Fig. 8 Macro and micro morphology of 82B test steel fractures after high temperature tension at 300 °C: (a) ~ (b) group C, (c) ~ (d) group D

A 组和 B 组 82B 试验钢在 300 °C 高温拉伸后断口处夹杂物颗粒及其能谱分析如图 9 所示,在拉伸过程中,夹杂物所处位置会率先形成裂纹源,裂纹会随着载荷的增加而扩大,在尺寸较大的夹杂物处裂纹扩展迅速,随着外加应力的进一步增大而断裂,由图 9 可知,试验钢断口夹杂物呈条状,尺寸为 5 ~ 10 μm ,从能谱图可得,主要成分为 Si 等元素氧化物,并伴随有 Mo 元素的析出。

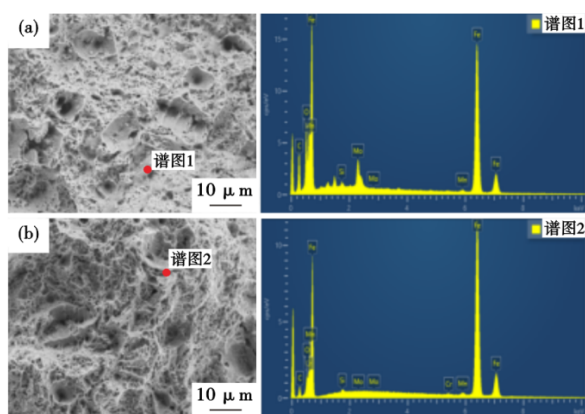


图 9 82B 试验钢 300 °C 高温拉伸试样中夹杂物形貌和 EDS 图:(a)A 组,(b)B 组

Fig. 9 Inclusion profiles and EDS images of 82B test steel in 300 °C high temperature tension specimens : (a) group A, (b) group B

夹杂物尺寸较大会导致基体本身的连续性降低,从而影响材料拉伸时的力学性能,C 组和 D 组 82B 试验钢在 300 °C 高温拉伸后断口处夹杂物颗粒及其能谱分析如图 10 所示,图 10 中所示,试验钢夹杂物随 Mo 含量的升高而逐渐变为长条形,尺寸约为 20 μm ,故在拉伸过程中初始裂纹可能在此萌生并延展,成分为 Al、Si 等元素的氧化物,根据物料元素来源分析,夹杂物或来自于转炉及浇铸过程中合

金元素的氧化夹杂,如 Al_2O_3 、 SiO_2 等,其验证了 82B 钢盘条中夹杂物的类型和尺寸特征。且 Mo 元素的析出逐渐减弱,结合图 3 力学性能的变化可得出,Mo 的充分固溶对 82B 试验钢强度等性能具有促进作用。

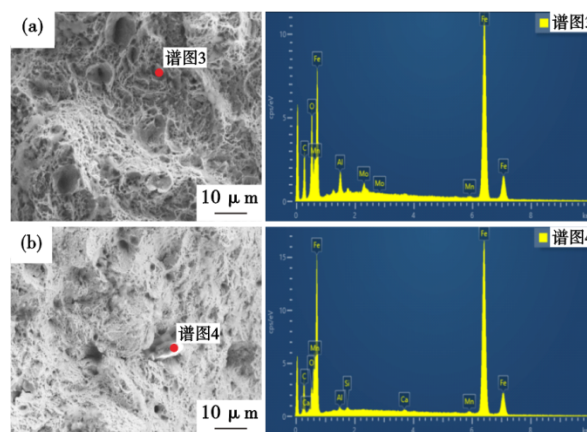


图 10 82B 试验钢 300 °C 高温拉伸试样中夹杂物形貌和 EDS 图:(a)C 组,(b)D 组

Fig. 10 Inclusion profiles and EDS images of 82B test steel in 300 °C high temperature tension specimens : (a) group C, (b) group D

3 结论

(1) $w[\text{Mo}]$ 为 0.02% 和 0.04% 时,随 Mo 含量的提高,强塑性逐渐增大,显微组织与室温无明显差别。

(2) $w[\text{Mo}]$ 进一步提高为 0.07% 和 0.11% 时,试验钢显微组织均匀且细小,索氏体片层间距逐渐细化,Mo 含量的升高对 82B 钢高温强化作用明显。

(3) $w[\text{Mo}]$ 为 0.02%、0.04%、0.07%、0.11% 试验钢 300 °C 时具有最佳的综合性能,且无不良显微组织产生, $w[\text{Mo}]$ 为 0.11% 时材料强化最为显著。

参考文献

- [1] 黄雅婷,李连良,张翼,等. 水性膨胀型钢结构防火涂料研究进展[J]. 中国塑料, 2023, 37(2): 77-89.
- [2] 罗俊瑶,李雪莹,侯莉,等. 硅灰对偏高岭土基聚合物防火涂料性能影响[J]. 功能材料, 2022, 53(4): 4121-4127.
- [3] 杨鑫,霍冀川,邓跃全,等. 硅酸铝在膨胀型钢结构防火涂料中的应用研究[J]. 非金属矿, 2023, 46(2): 26-29.
- [4] 要如磊,翟现明,王小建,等. 水性聚脲基膨胀型钢结构防火涂料的研究[J]. 涂料工业, 2022, 52(10): 24-29+37.
- [5] Kant Thakur S, Harish L, Kumar Das A, et al. Hot deformation behavior and processing map of Nb-V-Ti micro-alloyed steel [J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 28: 1973-1979.
- [6] Chen Y, Zhang X M, Cai Z H, et al. Effect of microalloying with V and Ti on the microstructure and properties of electron beam welded thick high-Mn TWIP steel plates [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 811: 141062.
- [7] 扈立,侯强,范淑敏,等. Al 含量和 Cr-Mo 微合金化对 37Mn 钢 $\phi 350$ mm 铸坯裂纹的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 83-88.
- [8] Wang C, Yu L M, Ding R, et al. Microstructure and mechanical properties of a novel medium Mn steel with Cr and Mo microalloying [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 825: 141926.
- [9] Moon J, Kim S D, Lee C H, et al. Strengthening mechanisms of solid solution and precipitation at elevated temperature in fire-

- resistant steels and the effects of Mo and Nb addition[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 5095-5105.
- [10] 陆文杰, 李天然, 韩向楠, 等. Mo 微合金化对 82B 高碳建筑用钢组织和力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(2): 64-68.
- [11] 王海宾. SWRH82B 钢盘条心部马氏体异常组织分析[J]. 河北冶金, 2015(2): 53-55.
- [12] 秦树超, 黄翠环, 赵昊乾, 等. SWRH82B 高碳钢盘条断面收缩率低的机理分析[J]. 金属热处理, 2018, 43(10): 242-246.
- [13] Wang B, Xiang S, Liang Y. Effect of microstructure on mechanical properties of high carbon steel wire rod[J]. Advanced Materials Research, 2013, 842: 31-34.
- [14] Jo H H, Shin C, Moon J, et al. Mechanisms for improving tensile properties at elevated temperature in fire-resistant steel with Mo and Nb[J]. Materials & Design, 2020, 194: 108882.
- [15] Janardhan G, Kishore K, Mukhopadhyay G, et al. Fatigue properties of resistance spot welded dissimilar interstitial-free and high strength micro-alloyed steel sheets[J]. Metals and Materials International, 2021, 27(9): 3432-3448.
- [16] QUAN-LI W, FEI L, GONG-YAN Z, et al. Development of Cr, V Microalloyed SWRH82B Wire Rod Produced by CC-CR with 130 mm×130 mm Billet; proceedings of the 第五届国际低合金高强度钢会议暨第三届国际超细晶粒钢会议, 中国三亚, F, 2005 [C]:581-586.
- [17] Wan R C, Sun F, Zhang L T, et al. Effects of Mo on high-temperature strength of fire-resistant steel [J]. Materials & Design, 2012, 35: 335-341.
- [18] Wan R C, Sun F, Zhang L T, et al. Development and study of high-strength low-Mo fire-resistant steel[J]. Materials & Design (1980-2015), 2012, 36: 227-232.
- [19] Uemori R, Chijiwa R, Tamehiro H, et al. AP-FIM study on the effect of Mo addition on microstructure in Ti-Nb steel [J]. Applied Surface Science, 1994, 76-77: 255-260.
- [20] Chen L, Kim H S, Kim S K, et al. Localized deformation due to portevin - LeChatelier effect in 18Mn - 0.6C TWIP austenitic steel[J]. ISIJ International, 2007, 47(12): 1804-1812.
- [21] Gerstgrasser M, Smolenicki D, Akbari M, et al. Analysis of two parameter identification methods for original and modified Johnson-Cook fracture strains, including numerical comparison and validation of a new blue-brittle dependent fracture model for free-cutting steel 50SiB8 [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2021, 112: 102905.
- [22] Koyama M, Shimomura Y, Chiba A Y, et al. Room-temperature blue brittleness of Fe-Mn-C austenitic steels[J]. Scripta Materialia, 2017, 141: 20-23.
- [23] Yoshida S, Okumura T, Kita H, et al. High temperature tensile properties and its mechanism in low-carbon Nb-bearing steels[J]. Materials Transactions, 2014, 55(6): 899-906.
- [24] Hutchinson B, Ridley N. On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel [J]. Scripta Materialia, 2006, 55(4): 299-302.

下 期 要 目

铁路轴箱轴承用 8620 钢 3 t 钢锭轧制产品研发	李博鹏等
机器人谐波减速机柔性轴承用钢的超高旋转弯曲疲劳强度的研究	刘 烨等
Mn 含量对 Inconel718 板材焊接接头组织性能的影响	杨亚倩等
Cu 对含 Sn 铁素体不锈钢的力学及耐腐蚀性能的影响	李 阳等
12Cr1MoV 珠光体耐热钢连续冷却相变研究	李亚强等
436L 铁素体不锈钢换热板片的成形过程及分析	王国涛等
C630R 新型马氏体耐热转子钢的热变形行为研究	邱佳佳等
时效轧制温度对低温取向硅钢组织、织构及磁性能的影响	刘慧丹等
Si 对铸态高碳铬轴承钢中渗碳体类型转变的影响机理	徐太旭等
10B38 含硼冷镦钢的研制与开发	马立国等
热处理工艺及 Nb 微合金化对 9Ni 钢组织性能的影响	刘朝霞等
18CrNiMo7-6 钢静态 CCT 曲线测定与组织分析	路 峰等