

变形温度及冷却速度对微合金化 82B 盘条组织和性能的影响

李峥杰, 李志攀

(河南理工大学鹤壁工程技术学院, 河南 鹤壁 458030)

摘 要: 利用热模拟仪、金相显微镜、万能试验机等手段对微合金化 82B 盘条的变形温度及冷却速度进行了研究分析, 试验结果表明: 较快的冷速会促进钒合金化试样中含钒第二相的析出, 提高材料强度的同时降低其塑性, 该合金化方式需控制钒含量; 钒氮合金化是一种适合 82B 盘条的强化方式, 但材料的钒和氮含量比例关系, 以及与冷速的交互作用可显著影响材料的强韧性, 需严格控制钢中钒氮配比; 铬钒复合微合金化可显著提高 82B 盘条的强度和韧性, 且不受冷速的强烈影响, 是理想的微合金化方式, 铬钒复合微合金化 82B 盘条组织均匀, 未出现中心元素偏析, 适宜终轧温度范围为 900 ~ 940 °C。

关键词: 82B 盘条; 变形温度; 冷却速度; 微合金化; 力学性能

中图分类号: TF76 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2021)01-0170-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.01.028

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者
聊科研

Effect of deformation temperature and cooling rate on microstructure and properties of microalloyed 82B wire rod

Li Zhengjie, Li Zhipan

(Hebi Engineering Technical College, Henan Polytechnic University, Hebi 458030, Henan, China)

Abstract: The deformation temperature and cooling rate of microalloyed 82B wire rod were studied by means of thermal simulator, metallographic microscope and universal testing machine in this paper. Experiment results show that the rapid cooling rate can promote the precipitation of the second phase containing vanadium in the vanadium alloyed sample, improving the strength of the material and reducing its plasticity, thus the vanadium should be well controlled for this alloying design. V-N alloying was suitable for 82B wire rod, but the ratio of V to N and the interaction with cooling rate could significantly affect the strength and toughness of the material, so it was necessary to control the ratio of V to N in the steel. Cr-V composite microalloying could significantly improve the strength and toughness of 82B wire rod, which was not strongly affected by the cooling rate, so it was an ideal microalloying method. The microstructure of 82B wire rod was uniform without element center segregation, and the suitable finishing temperature range was 900 ~ 940 °C for experimental steels.

Key words: 82B wire rod, deformation temperature, cooling rate, microalloying, mechanical properties

0 引言

82B 盘条是高强度线材的代表之一, 市场前景

广阔, 广泛应用于桥梁、汽车、建筑等领域^[1-4]。82B 盘条在深加工过程中需要经过全拉拔处理, 盘条的所有部分都需要经过变形检验, 任何形式的缺陷均

收稿日期: 2020-06-09

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目 (302102567211)。

作者简介: 李峥杰 (1984—), 男, 汉族, 河南鹤壁人, 硕士研究生, 讲师, 主要研究方向: 汽车相关配套材料的设计及研发, 0392-3221100, E-mail: 489563130@qq.com。

可能造成断线,其生产主要难点在于需要同时保证其强度和冷拉拔性^[2],因此对盘条的表面质量和内部组织均有严格要求。其中表面质量指无表面划伤、结疤等^[3],内部组织应为均匀索氏体,无网状渗碳体和马氏体等有害组织,并且应尽量减少粗大珠光体和先共析铁素体组织^[5]。

随着服役要求的不断提高,82B 盘条的强度级别逐步提升,在保证一定塑性的条件下,材料强度的提高能够降低材料自身重量,便于运输和装配,且提高了工程的安全性能,这对于降低材料及工程的成本具有重要的意义^[6]。提高碳含量是提升材料强度最常用且经济的方法之一,但对于 82B 而言,其碳含量(0.82%)已偏离共析点(0.77%),碳含量的提高会增加组织中网状渗碳体的析出倾向,显著恶化盘条的韧性和拉拔性,因此对 82B 盘条的微合金化处理受到了学者的关注^[6-10],目前主要的微合金化包括铬、钒、钒氮、钒铬、钒铬钼等方式。合金元素会在钢中形成碳氮化合物,在轧制和轧后冷却过程中起到析出强化的效果;而且还能够影响材料的奥氏体再结晶温度,进而细化晶粒,起到细晶强化的效果。因此,通过控制微合金钢的轧制及轧后冷却过程,使微合金元素的作用充分发挥,可以使钢材的性能显著提高。结合盘条的高速轧制特点,轧制过程中的终轧温度和轧后冷却速度是控制盘条组织的关键工艺参数,对于不同微合金化的材料而言,所适合的轧

制工艺也不一样^[11]。

目前针对 82B 盘条的微合金化处理已有广泛研究报道^[7,9],但多数报道都聚焦于某一种特定的微合金化方式对材料组织和性能的影响,而盘条的具体成分和工艺的细微差异导致无法横向对比不同的微合金化效果。笔者选择常见商用的 82B 盘条进行不同的钒合金化处理,包括单独钒合金化、钒氮合金化和钒铬合金化,然后模拟研究了不同的变形温度及冷却速度对不同微合金化材料的组织和性能的影响,以期对比 82B 盘条的不同微合金化效果差异,探索 82B 盘条不同微合金化方式的控制难点,为高碳钢线的高强高韧工业化生产提供参考。

1 试验材料及方法

在前期低级别 77B 盘条研发的基础上,利用 50 kg 真空感应炉冶炼了 8 炉不同微合金化的 82B 试验钢,其主要的化学成分如表 1 所示,钢中 P 和 S 均进行了严格控制,要求分别为 $P \leq 0.008\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 。1[#]试样为 82B 基础成分,满足行业标准 JIS G3502—2017 要求。在 1[#]试样成分基础上,采用的微合金化处理方式包括:单独钒合金化处理,具体试样编号为 2[#]、3[#]和 4[#];钒氮复合微合金化处理,具体试样编号为 5[#]和 6[#];钒铬复合微合金化处理,具体试样编号为 7[#]和 8[#]。

表 1 试验钢的主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of steels

序号	C	Mn	Si	V	N	Cr	备注
1 [#]	0.80	0.75	0.22	0.007 4	0.002 5		82B
2 [#]	0.83	0.73	0.26	0.044	0.002 8		82B+0.044V
3 [#]	0.82	0.74	0.22	0.079	0.002 6		82B+0.079V
4 [#]	0.81	0.74	0.28	0.14	0.002 2		82B+0.14V
5 [#]	0.83	0.74	0.26	0.096	0.009		82B+0.096V、0.009N
6 [#]	0.83	0.74	0.26	0.095	0.013		82B+0.095V、0.013N
7 [#]	0.81	0.74	0.24	0.014		0.18	82B+0.18Cr
8 [#]	0.83	0.72	0.20	0.075	0.003 7	0.19	82B+0.075V、0.19Cr

在试验钢冶炼的基础上,对微合金化的 82B 材料展开了变形温度和冷却速度的研究,热模拟工艺如图 1 所示,具体模拟工艺是:以 10 °C/s 升温至 1 150 °C,保温 180 s 进行固溶处理后,以 15 °C/s 冷速冷到不同温度 T 进行变形 50%,以 15 °C/s 冷速冷到 650 °C,再以不同冷速 v 冷至 550 °C,最后空冷至室温。其中冷却速度的热模拟试验中 T 取 920 °C,冷速 v 分别为 0.5、1、2、3 °C/s;变形温度的热模拟试验中 T 分别为 820、840、860、880、900、920、940、960 °C, v 保持 1 °C/s。

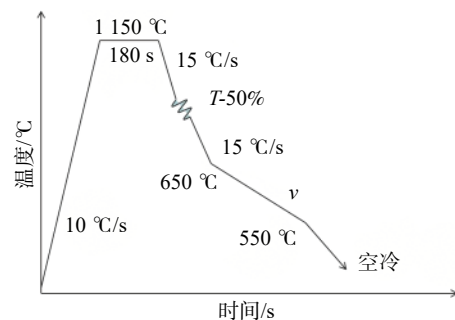


图 1 微合金化 82B 盘条热模拟工艺

Fig. 1 Thermal simulation of microalloyed 82B wire rod

热模拟试验中的试样尺寸为 $\phi 10\text{ mm} \times 120\text{ mm}$, 对热模拟后的试样进行金相组织观察和强度测试。变形温度模拟试验选用 8[#] 试样进行, 冷速模拟试验选用 1[#] ~ 8[#] 试样进行。

2 结果和讨论

2.1 冷却速度对试样强度和韧性的影响

对 1[#] ~ 8[#] 试样进行不同的冷速模拟试验, 测试模拟后试样的拉伸性能变化, 结果如图 2 ~ 4 所示。

如图 2 所示, 试样的强度整体随冷却速度的增加呈上升趋势, 横向对比钒微合金化钢 (1[#]、2[#]、3[#]、4[#]), 随钢中钒含量的增加, 抗拉强度整体呈上升趋势, 但材料的塑性整体下降, 而且合金化试样的塑性随着冷速的加大而大幅度下降, 如图 2b, 当试样的冷速为 2.0、3.0 $^{\circ}\text{C/s}$ 时, 1[#] 试样的塑性显著优于 2[#] ~ 4[#], 这主要是因为较大的冷速会抑制钒元

素的固溶, 加大含钒第二相的析出, 因此会导致析出强化效应增加, 在提高材料强度的同时降低其塑性。

如图 3 所示, 钒氮微合金化的 5[#]、6[#] 钢的钒含量基本相同, 仅氮含量差 0.004%, 但 5[#] 试样的强度高于 6[#] 试样, 塑性却显著低于 6[#] 试样, 5[#] 试样塑性与 1[#] 试样处于同一水平。对比 5[#] 和 6[#] 试样, 在相同的冷速条件下, 轻微的调整钒元素和氮元素的比例关系, 可以显著影响材料的强度和韧性; 而且钒氮微合金化 82B 试样的韧性受到冷却速度的强烈影响, 5[#] 和 6[#] 试样的塑性在相同冷却速度范围内的变化趋势显著不同, 可见氮元素与钒元素的相互作用可以显著影响材料的强韧性, 这与前人研究关于氮和钒元素的复合型析出对高碳钢极易产生脆性行为相关的结论一致^[8], 因此在实际选材中需根据钢中钒含量适当配制氮含量。

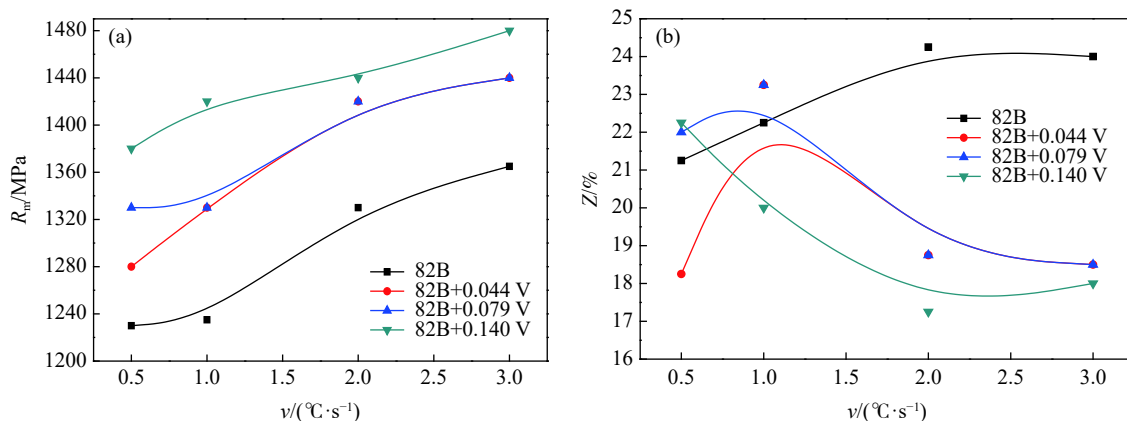


图 2 冷速对钒微合金化 82B 钢抗拉强度 R_m 和断面收缩率 Z 的影响

Fig. 2 Effect of cold speed on tensile strength R_m and area reduction Z of vanadium microalloyed 82B steel

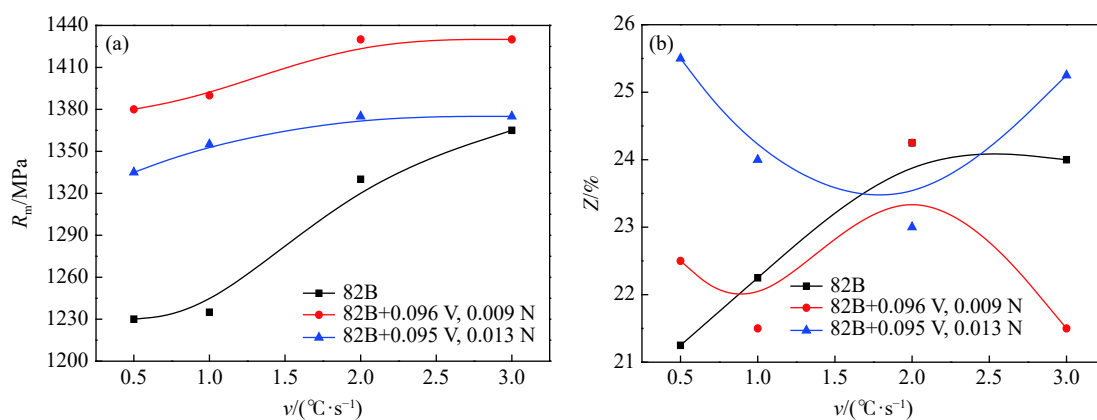
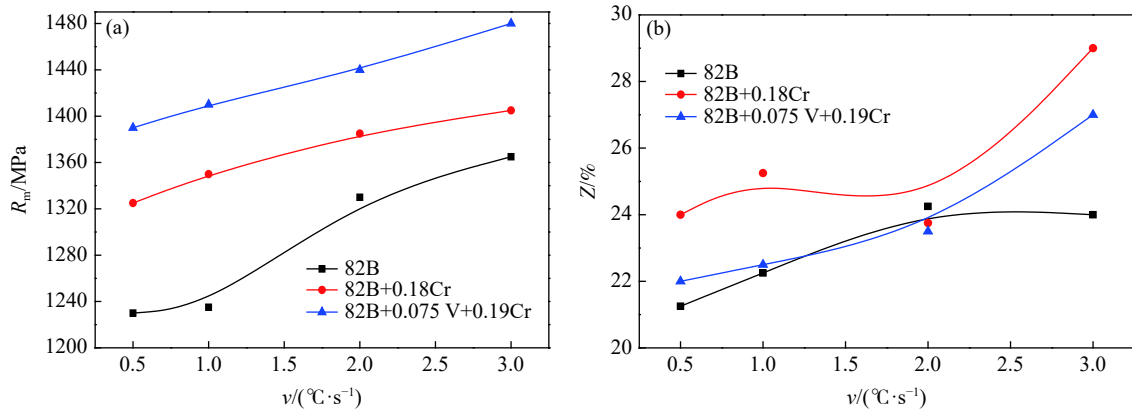


图 3 冷速对钒氮微合金化 82B 钢抗拉强度 R_m 和断面收缩率 Z 的影响

Fig. 3 Effect of cold speed on tensile strength R_m and area reduction Z of vanadium nitrogen microalloyed 82B steel

通过对钒合金化及钒铬合金化试样进行不同冷速的控冷处理, 结果如图 4 所示, 冷却速度的提高可

以同时提高钒铬微合金化试样的强度和塑性, 因此钒铬复合微合金化是适合 82B 材料的微合金化方式。

图 4 冷速对含铬 82B 钢抗拉强度 R_m 和断面收缩率 Z 的影响Fig. 4 Influence of cooling rate on tensile strength R_m and area reduction Z of chromium containing 82B steel

2.2 变形温度对试样组织和性能的影响

对 8[#]试样在不同的变形温度 T 下进行处理, 图 5 是变形温度 T 对微合金化 82B 钢强度和塑性的影响关系, 表 2 为热模拟试样的断口硬度, 图 6 所示为微合金化 82B 钢(8[#]试样, 82B+0.075V, 0.19Cr)不同变形温度热模拟试样的金相组织。

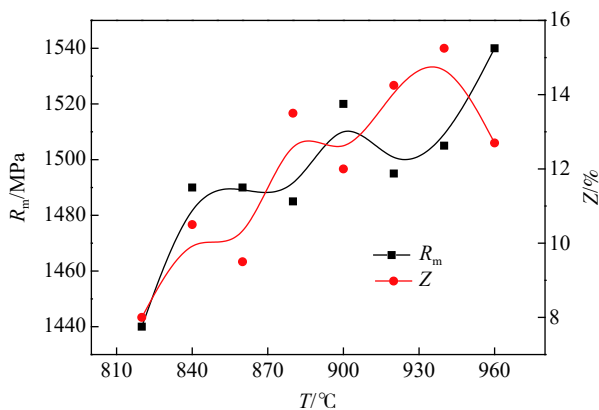
图 5 变形温度对钒氮微合金化 8[#]试样拉伸性能的影响Fig. 5 The effect of deformation temperature on the tensile properties of vanadium and nitrogen microalloyed 8[#] samples

表 2 微合金化 82B 钢热模拟变形断口硬度

Table 2 Surface hardness of thermal simulated deformation fracture of microalloyed 82B steel

变形温度/ $^{\circ}\text{C}$	硬度(HRC)	
	测量值	平均值
820	37.2, 37.9, 37.6, 37.3	37.5
840	37.5, 36.9, 38.3, 38.1	37.7
860	37.1, 37.6, 37.1, 38.5	37.6
880	37.1, 37.4, 37.9, 36.8	37.3
900	35.8, 36.9, 37.3, 35.3	36.3
920	35.7, 36.6, 37.2, 36.6	36.5
940	36.9, 36.3, 36.6, 36.9	36.7

根据图 5 的热模拟试验结果可看出, 随着变形温度的提高, 钢的强度基本呈上升态势, 同时材料的

塑性在 820 ~ 940 $^{\circ}\text{C}$ 范围内也呈上升趋势, 但在 960 $^{\circ}\text{C}$ 时塑性下降明显, 高温下变形有利于材料的强韧性提高。通过对盘条横截面硬度的测量, 微合金化 82B 盘条(8[#]试样, 82B+0.075V+0.19Cr)的组织是比较均匀的, 钒铬合金元素并未在盘条中产生中心偏析。

从图 6 可看到, 由于合金元素的作用, 微合金化的 82B 钢在试验温度(820 ~ 960 $^{\circ}\text{C}$)范围内, 提高变形温度并没有引起盘条组织的粗化, 提高变形温度增加了钢的过冷度使钢的基体组织更加细化且均匀, 而且在一定程度上抑制先共析铁素体的形成, 使钢的强度和塑性都得到提升。

综合考虑材料的强韧性匹配, 82B 微合金化盘条的合适变形终轧温度范围为 900 ~ 940 $^{\circ}\text{C}$, 在该温度范围内, 材料的强度维持较高水平, 且其塑性不会出现显著恶化。

2.3 微合金方式对试样组织和性能的影响

图 7、8 是微合金化 82B 热模拟 920 $^{\circ}\text{C}$ 变形后以 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却后的拉伸性能及金相组织。从图 7 可知, 在相同的热模拟工艺下, 钒微合金化的 82B 钢(1 ~ 4[#]), 钒含量为 0.14%(4[#])虽然可获得较高的强度但塑性明显降低, 导致其综合性能欠佳, 材料中钒的添加量需控制。钒氮微合金化钢(5[#]和 6[#])既可保持较高的强度, 也可保持较高的塑性, 因此钒氮强化是 82B 的一种比较合适的强化方式, 但钒氮配比及与冷速的关系应当加强控制, 否则极易导致材料韧性急剧恶化。7[#]试样获得了最佳的塑性且强度维持较高水平, 因此单独添加铬元素可以改善试样的强韧性, 钒铬元素的复合添加(8[#])会在单独铬(7[#])的基础上进一步提高强度, 但塑性较单独铬试样(7[#])下

降,通过调整冷却速度材料的韧性会进一步提高,如图4b,因此钒铬元素的复合合金化是最适合82B的

强化方式,需要说明的是,该种强化方式的成本显著高于钒氮强化,因此在实际生产过程中需综合考虑。

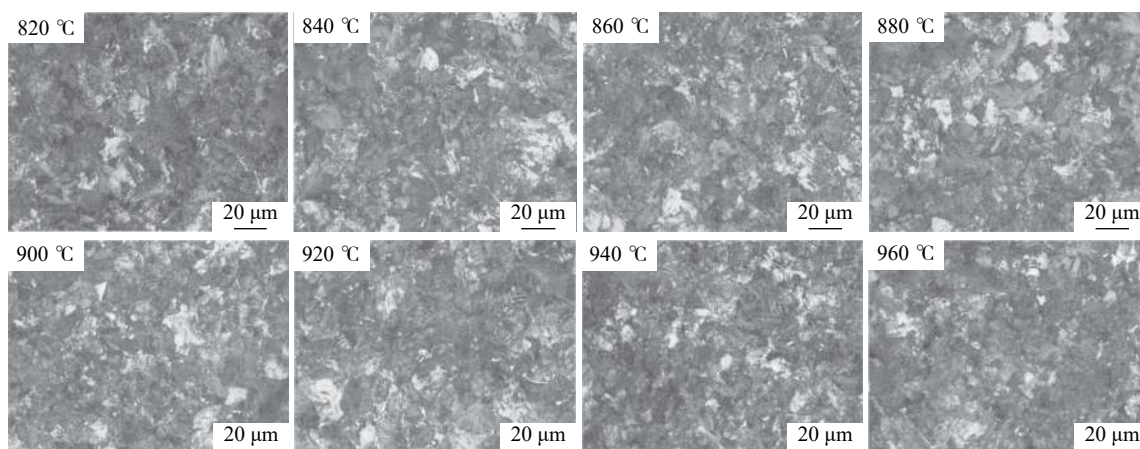


图6 8#试样经冷速1 °C/s热模拟后的金相组织

Fig. 6 Metallographic structure of 8# specimen after thermal simulation at 1 °C/s

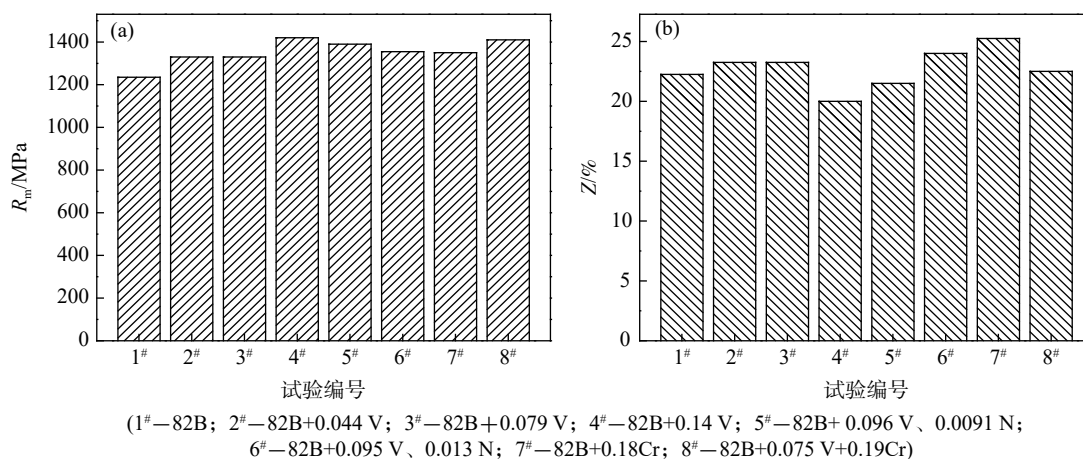


图7 微合金化82B热模拟920 °C变形后以1 °C/s冷却后的拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of microalloyed 82B thermal simulation at 920 °C after cooling at 1 °C/s

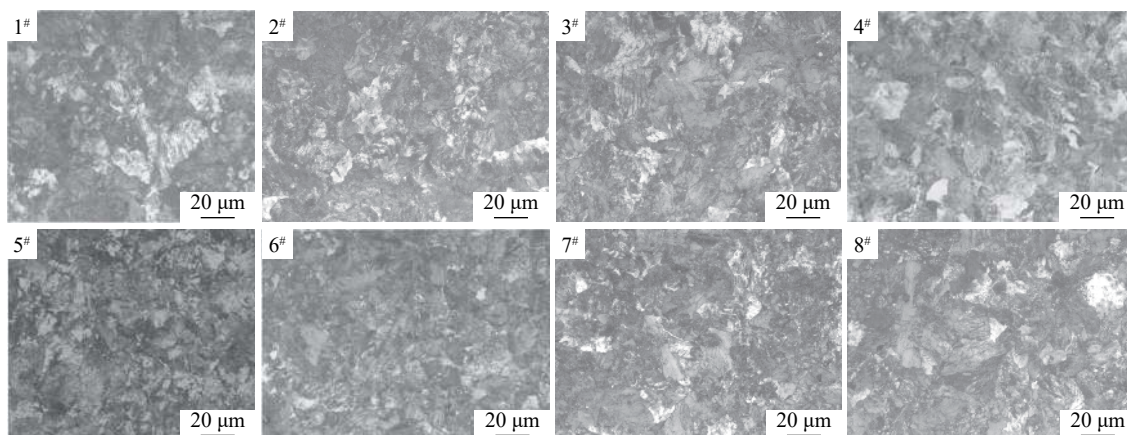


图8 微合金化82B钢以1.0 °C/s冷却后的金相组织

Fig. 8 Microstructure of microalloyed 82B steel after cooling at 1.0 °C/s

从图8可以看出,随钒含量的增加,索氏体团逐步细化,含钒最高的4#钢已出现先共析铁素体,钒氮

微合金化比钒微合金化对钢的组织更能产生细化和强化作用;在82B钢添加适量的铬,对缩小珠光体

片间距, 提高钢的综合力学性能有一定的作用。通过试验可看出相变中冷却速度对钢的组织性能影响十分关键, 对于钒、钒氮微合金化钢, 快冷可抑制先共析组织的形成。

3 结论

1) 冷却速度可显著影响试样的组织和性能, 不同微合金化方式的试样受冷速的影响趋势不同。

2) 对钒合金化试样, 较大的冷速会促进含钒第二相的析出, 提高材料强度的同时降低其塑性; 钒氮

合金化试样中的钒和氮的比例关系, 以及与冷速的交互作用可显著影响材料的强韧性, 需严格控制钢中钒含量和氮含量配比关系; 铬钒复合微合金化可显著提高材料的强度和韧性, 且不受冷速的强烈影响, 是适合微合金化方式。

3) 钒铬复合微合金化 82B 盘条组织均匀, 钒铬合金元素并未在盘条中产生中心偏析; 钒铬复合微合金化 82B 盘条的合适变形终轧温度范围为 900 ~ 940 °C, 材料在维持较高强度水平的同时塑性未出现恶化。

参考文献

- [1] Hu Bo, Guo Shanli, Zhang Changjing, *et al.* Optimization of controlled rolling and cooling process for recrystallization of high carbon wire rod SWRH82B[J]. *Hot Working Process*, 2014, (19): 140–142.
(胡波, 郭善莉, 张长静, 等. 高碳盘条SWRH82B再结晶型控制轧制与冷却工艺的优化研究[J]. *热加工工艺*, 2014, (19): 140–142.)
- [2] Wang Bingxi, Ren Yuhui, Guo Dayong, *et al.* Production process and quality analysis of SWRH82B wire rod[J]. *Metal Products*, 2009, 35(5): 49–52.
(王秉喜, 任玉辉, 郭大勇, 等. SWRH82B盘条生产工艺及质量分析[J]. *金属制品*, 2009, 35(5): 49–52.)
- [3] Li Zhengsong, Gao Changyi, Liu Lide, *et al.* Production practice of SWRH82B hot rolled wire rod[J]. *Metal Products*, 2016, 42(3): 35–37.
(李正嵩, 高长益, 刘立德, 等. SWRH82B热轧线材生产实践[J]. *金属制品*, 2016, 42(3): 35–37.)
- [4] Yang Feng, Liang Yilong, Xiang Song, *et al.* Effect of heat treatment process on microstructure of SWRS82B wire rod[J]. *Heat Treatment Process*, 2012, 41(18): 173–176.
(杨峰, 梁益龙, 向嵩, 等. 热处理工艺对SWRS82B盘条显微组织的影响[J]. *热加工工艺*, 2012, 41(18): 173–176.)
- [5] Ma Zhijun, Li Zilin, Sun Haoran, *et al.* Controlled cooling process and microstructure and properties of SWRH82B wire rod for steel strand[J]. *Rolling*, 2006, 23(2): 56–58.
(马志军, 李子林, 孙浩然, 等. 钢绞线用SWRH82B盘条的控冷工艺及组织性能[J]. *轧钢*, 2006, 23(2): 56–58.)
- [6] Li Minna, Du Zhongze, Wang Qingjuan, *et al.* Application of microalloying and controlled cooling in high carbon steel wire rod[J]. *Hot Working Process*, 2016, (1): 6–10.
(李敏娜, 杜忠泽, 王庆娟, 等. 微合金化及控制冷却在高碳钢盘条中的应用现状[J]. *热加工工艺*, 2016, (1): 6–10.)
- [7] Wang Yongwei, Gui Meiwen, Zhou Yong, *et al.* Effect of V and N microalloying on the properties of 82B high carbon steel[J]. *Journal of Material Heat Treatment*, 2011, (1): 84–88.
(王勇围, 桂美文, 周勇, 等. V、N微合金化对高碳钢82B性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2011, (1): 84–88.)
- [8] Shen Jinlong, Qin Zhiguang, Xia Yanhua, *et al.* Application of vanadium nitrogen alloy in high carbon steel wswrh82b[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2009, 30(4): 21–26.
(沈金龙, 覃之光, 夏艳花, 等. 钒氮合金在高碳钢WSWRH82B中的应用[J]. *钢铁钒钛*, 2009, 30(4): 21–26.)
- [9] Li Yueyun, Hu Lei, Wang Lei, *et al.* Development of high performance prestressed steel strand wire SWRH72BCr-1%[J]. *Metal Heat Treatment*, 2018, 43(9): 31–36.
(李月云, 胡磊, 王雷, 等. 高性能预应力钢绞线盘条SWRH72BCr-1%的开发[J]. *金属热处理*, 2018, 43(9): 31–36.)
- [10] Hua Wei, Xu Zhen, Song Jinling, *et al.* Effect of controlled cooling on microstructure and properties of SWRH82B-1V high carbon steel wire rod[J]. *Special Steel*, 2010, (1): 70–72.
(华蔚, 徐震, 宋金玲, 等. 控制冷却对SWRH82B-1V高碳钢盘条组织和性能的影响[J]. *特殊钢*, 2010, (1): 70–72.)
- [11] Fu Jun, Wang Fuming, Chai Guoqiang, *et al.* Dynamic continuous cooling structure transformation of 82B high carbon steel wire rod[J]. *Metal Heat Treatment*, 2010, 35(8): 5–8.
(付军, 王福明, 柴国强, 等. 82B高碳钢盘条的动态连续冷却组织转变[J]. *金属热处理*, 2010, 35(8): 5–8.)