



Effect of V content on microstructure and mechanical properties of Ti–V complex microalloyed steel

Zihao CHEN¹, Ke ZHANG^{1*}, Xibin FU^{1,2}, Zhaodong LI², Xi ZHANG³, Xiaofeng ZHANG¹,
Xinjun SUN², Jianqing QIAN¹

1. School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Anhui, Ma'anshan 243032, China

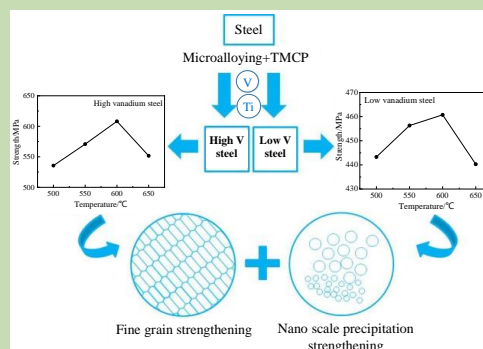
2. Department of Structural Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

3. Tianjin Bridge Welding Materials Group Co., Ltd., Tianjin, 300400, China

Abstract: Using the combination of microalloying technology and controlled rolling and controlled cooling technology, the development of microalloyed high-strength steels with well-matched strength and toughness and low cost has gradually become a research hotspot, which mainly improve the properties of microalloyed steel by the soft toughness of ferrite and the precipitation strengthening of nano microalloyed carbonitride. At present, there are few reports about the effect of V content on the strength and plasticity of hot-rolled Ti–V complex microalloyed steel sheet at domestic and abroad. Therefore,

the research on the microstructure and mechanical properties of hot-rolled Ti–V complex microalloyed steel sheet can provide theoretical basis and process guidance for the development and microstructure and properties control of Ti–V complex microalloyed high strength steel. Two kinds of Ti–V complex microalloyed steels with different V contents were obtained by adding Ti and V microalloying elements. Meanwhile, the effect of V content on the microstructure and mechanical properties of Ti–V microalloyed steels at different coiling temperatures were discussed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), electron backscatter diffraction (EBSD) and physicochemical phase analysis. The results showed that when the two Ti–V microalloyed steels were coiled at 500~650°C, the microstructure was composed of polygonal ferrite and pearlite, and the formation of pearlite was inhibited by increasing the V content. When coiled at 500~650°C, with the increase of V content, the uniform elongation and total elongation decreased to a certain extent, while the tensile strength and yield strength increased significantly. The coiling temperature had little effect on the uniform elongation and total elongation and the comprehensive mechanical properties of the two experimental steels were up to best when coiled at 600°C. With the increase of V content significantly increased the number of (Ti, V)C particles smaller than 10 nm in size when coiled at 600°C. The precipitation strengthening increment σ_p of high vanadium steel was about 183 MPa, and the strengthening mechanisms were mainly precipitation strengthening and fine grain strengthening. V content was the main factor affecting precipitation strengthening increment and yield strength of Ti–V complex microalloyed steel.

Key words: V content; coiling temperature; mechanical properties; (Ti, V)C; precipitation strengthening



收稿: 2021-03-29, 修回: 2021-05-26, 网络发表: 2021-06-11; Received: 2021-03-29, Revised: 2021-05-26, Published online: 2021-06-11

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(编号: 2017YFB0305100; 2017YFB0304700); 国家自然科学基金资助项目(编号: 51704008)

作者简介: 陈子豪(1998-), 男, 安徽省蚌埠市人, 硕士研究生, 先进钢铁材料制备, E-mail: 1062346050@qq.com; 张可, 通讯联系人, E-mail: huzhude@yeah.net.

引用格式: 陈子豪, 张可, 付锡彬, 等. V含量对Ti–V复合微合金钢组织和力学性能的影响. 过程工程学报, 2021, 21(7): 827–835.

Chen Z H, Zhang K, Fu X B, et al. Effect of V content on microstructure and mechanical properties of Ti–V complex microalloyed steel (in Chinese). Chin. J. Process Eng., 2021, 21(7): 827–835, DOI: 10.12034/j.issn.1009-606X.221107.

V含量对Ti-V复合微合金钢组织和力学性能的影响

陈子豪¹, 张可^{1*}, 付锡彬^{1,2}, 李昭东², 张熹³, 章小峰¹, 孙新军², 钱健清¹

1. 安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243032

2. 钢铁研究总院工程用钢研究所, 北京 100081

3. 天津大桥焊材集团有限公司, 天津 300400

摘要: 利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、电子背散射衍射(EBSD)及物理化学相分析法等技术研究了V含量对Ti-V复合微合金钢在不同卷取温度下组织和力学性能的影响。结果表明, 两种Ti-V复合微合金钢在500~650℃卷取时, 组织均由多边形铁素体和珠光体组成, 增加V含量会抑制珠光体的形成; 500~650℃区间卷取时, 增加V含量使均匀延伸率和总延伸率有一定程度降低, 而抗拉强度和屈服强度显著提高, 卷取温度对均匀延伸率和总延伸率的影响不大, 在600℃卷取时, 两种实验钢的综合力学性能均达到最佳; V含量的增加使得在600℃卷取时尺寸小于10 nm的(Ti, V)C粒子数量显著增加, 高钒钢的析出强化增量 σ_p 在183 MPa左右, 其强化机制主要为沉淀强化和细晶强化, V含量是影响Ti-V复合微合金钢的沉淀强化增量和屈服强度的主要因素。

关键词: V含量; 卷取温度; 力学性能; (Ti, V)C; 沉淀强化

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1009-606X(2021)07-0827-09

1 前言

近年来, 采用微合金化技术结合控轧控冷工艺, 依靠铁素体的软韧性和纳米微合金碳氮化物的沉淀强化作用, 开发强韧性良好匹配的微合金高强钢逐渐成为研究热点^[1-6]。最常用的微合金化元素是Nb, V和Ti, 它们可在钢中形成细小的碳氮化合物, 钉扎晶界, 抑制晶粒的长大, 细化晶粒的同时贡献脆化矢量较小的沉淀强化效果, 显著提高微合金钢的综合性能^[7,8]。2004年, Funakawa等^[9]开发了一种基于铁素体组织和纳米级(Ti, Mo)C粒子沉淀强化的新钢种, 其沉淀强化增量和抗拉强度可达300 MPa和780 MPa。Kim等^[10]则在此基础上进一步提高Ti和Mo的含量, 成功开发出了抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为951 MPa, 860 MPa和25.3%的热轧超高强度Ti微合金钢。Bu等^[11]对Ti-Nb和Ti-Nb-Mo微合金钢进行研究, 结果表明, (Ti, Nb, Mo)C的沉淀强化增量可达320 MPa, 明显高于Ti-Nb钢中(Ti, Nb)C的沉淀强化增量。陈俊等^[12]通过热模拟试验得出Ti-V钢在680℃等温30 min的沉淀强化增量可达360 MPa。王茹玉等^[13]对不同回火温度下的Ti-V-Mo复合微合金钢进行了研究, 结果表明, 在600℃回火时Ti-V-Mo钢的综合性能最佳, 硬度可达450 HV, 沉淀强化提供的硬度为90.7 HV。由此可见, 通过微合金化技术结合控轧控冷工艺获得性能优异、成本较低微合金高强钢具有很好的研究价值。然而, 目前国内外关于微合金钢的研究主要集中于Ti-Nb^[14,15], Ti-Mo^[16,17], Ti-Nb-Mo^[18,19]等

体系, 而对Ti-V微合金体系的研究相对较少, 更多的工作侧重于Ti-V微合金钢中第二相析出及其强化机理, 但关于V对热轧Ti-V微合金钢板强度及塑性的影响的研究鲜有报道, 难以对Ti-V微合金钢的研发及工业化生产提供有效的指导。因此, 开展V对热轧Ti-V微合金钢板组织及力学性能的研究具有重要的实际意义和指导作用。

本工作以两种不同V含量的Ti-V微合金钢为研究对象, 对比分析V对微观组织、析出相及力学性能的作用机理, 阐述卷取温度对组织转变、析出相及力学性能的影响规律, 以期对Ti-V复合微合金高强钢的开发及组织性能控制提供理论依据和工艺指导。

2 实验

2.1 材料成分及热处理工艺

本研究设计了两种不同V含量的Ti-V微合金钢, 记为高钒钢和低钒钢, 采用Thermo-Calc热力学软件(TCFE7, CISRI-TCS联合开放实验室)计算两种Ti-V钢的奥氏体向珠光体转变的平衡临界温度 A_1 及奥氏体向铁素体转变的平衡临界温度 A_3 , 其 A_1 和 A_3 温度和化学成分如表1所示。实验钢采用150 kg真空感应炉冶炼, 经锻造后切割成60 mm×80 mm×110 mm(厚×宽×长)的钢坯。实验钢的轧制工艺如图1所示, 钢坯以10℃/s加热至1250℃保温1 h, 经1200~1000℃粗轧, 再经1000~780℃精轧, 终轧温度为780℃。轧制总压缩比为6.8, 轧

后厚度为 8.8 mm,经层流冷却至 500, 550, 600 和 650℃, 保温 1 h,随炉冷却至室温。

表 1 实验钢的化学成分及相变点

Table 1 Chemical compositions and transformation points of experimental steels										
Experimental steel	C	Mn	Si	Ti	V	P	S	N	A_1	A_3
High vanadium steel/wt%	0.081	1.42	0.10	0.053	0.14	0.007	0.0033	0.0040	677℃	845℃
Low vanadium steel/wt%	0.085	1.47	0.08	0.042	0.061	0.007	0.0040	0.0049	677℃	835℃

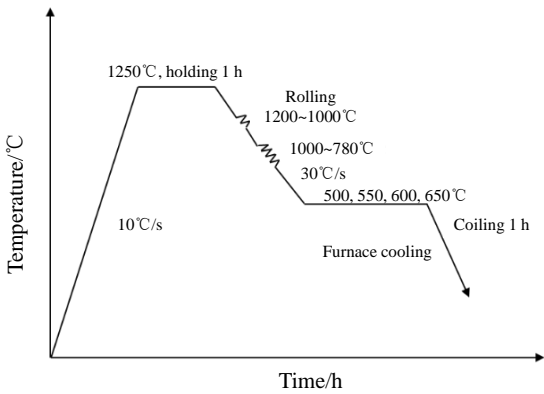


图 1 实验钢的轧制和冷却工艺示意图
Fig.1 Schematic diagram of rolling and cooling process of experimental steel

2.2 实验方法及性能表征

将试样经研磨抛光后用 4vol%的硝酸酒精腐蚀,通过 GX51 型光学显微镜(OM, Olympus)和 S-4300 冷场发射扫描电镜(SEM, 日本日立)观察 Ti-V 钢的组织形貌。采用 WE-300 液压拉伸试验机(天水红山试验机厂)测量不同卷取温度下热轧板的纵向力学性能,每个温度测 3 个试样,取其平均值。利用 Oxford Nordlys F+型电子背散射衍射[EBSD, 牛津仪器(上海)有限公司]技术测量不同卷取温度下多边形铁素体的平均晶粒尺寸和晶界特性。制备复型样品,将试样抛光腐蚀后进行喷碳,用工具刀将喷碳表面进行网格划分,置于 4vol%的硝酸酒精中腐蚀至碳膜脱落,然后用直径为 3 mm 的 200 目(74 μm)铜网捞出,分别在 100vol%, 50vol%和 20vol%浓度的乙醇水溶液中进行洗涤,最后用蒸馏水洗净并自然晾干。采用 Tecnai G2 F20 型场发射透射电镜(TEM, 美国 FEI 公司)观察析出相尺寸、形貌、分布,通过透射电镜配置的 GENESIS 能谱仪(EDS, 美国 EDAX 公司)确定析出物的元素组成。使用 Nano-Measurer 软件分别对 600℃卷取时的多张 TEM 像的析出粒子尺寸进行测量。

3 结果与讨论

3.1 V 对力学性能的影响

图 2 为高钒钢和低钒钢在不同卷取温度下的力学性

能。由图可知,在 500~650℃,随卷取温度升高,两种钢的屈服强度 R_m 和抗拉强度 $R_{p0.2}$ 均呈现先升高后降低的趋势,延伸率 A 和均匀延伸率 A_{gt} 变化较小。在 600℃卷取时,两种钢的 R_m 和 $R_{p0.2}$ 均达到峰值,此时高钒钢的 R_m 和 $R_{p0.2}$ 分别为 723 和 608 MPa, A 和 A_{gt} 分别为 24.9% 和 11.0%;低钒钢的 R_m 和 $R_{p0.2}$ 为 568 和 461 MPa, A 和 A_{gt} 为 25.4% 和 11.0%。可见,增加 V 含量,可使不同卷取温度下的 R_m 和 $R_{p0.2}$ 均显著升高。另外,高钒钢在 500~650℃卷取时的 A_{gt} 很小,基本在 9%~11%; A 变化也不大,基本在 22%~25%。低钒钢在 500~650℃卷取时的 A_{gt} 和 A 的变化也比较小,基本在 11%~13% 和 25%~30%。由此可见,增加 V 含量,均匀延伸率降低很小,相比之下,总延伸率有较大程度降低,两种钢在不同卷取温度下的均匀延伸率和总延伸率变化不大。在 600℃卷取时,两种钢的综合力学性能均最优异,且高钒钢的抗拉强度和屈服强度显著优于低钒钢。

3.2 V 对组织和析出相的影响

图 3 为高钒钢和低钒钢在不同卷取温度下的 OM 像,由图可知,两种钢的基体组织均由铁素体和珠光体组成。随着卷取温度的升高,两种钢组织变化的规律基本一致。在 500 和 550℃卷取时,组织主要为多边形铁素体,且含有少量珠光体组织[图 3(a), 3(b), 3(e), 3(f)];在 600 和 650℃卷取时,组织均由多边形铁素体和珠光体组成,但珠光体的含量相较于 500 和 550℃卷取时明显增加,在相同卷取温度时高钒钢的珠光体含量明显低于低钒钢[图 3(c), 3(d), 3(g), 3(h)]。由此可知,V 含量的增加可抑制珠光体的形成,从而降低珠光体的含量。

采用 EBSD 对高钒钢[图 4(a)~4(c)]和低钒钢[图 4(d)~4(f)]在 550 和 650℃卷取时的微观组织进行表征。图中的红色线条表征小角度晶界($2^\circ \leq \theta < 15^\circ$),黑色线条表征大角度晶界($\theta \geq 15^\circ$),取向范围 $2^\circ \sim 65^\circ$ 。由图可见,两种钢在 550 和 650℃卷取时,实验钢的组织主要为多边形铁素体,随着卷取温度的升高,多边形铁素体的尺寸均有所增大[图 4(a), 4(b), 4(d), 4(e)]。经测量可知,高钒钢在 550 和 650℃卷取时的平均晶粒尺寸分别为 6.8 和 7.8 μm,低钒钢在 550 和 650℃卷取时的平均晶粒尺寸分别为 6.6 和 8.6 μm。卷取温度由 550℃升高至 650℃,两种

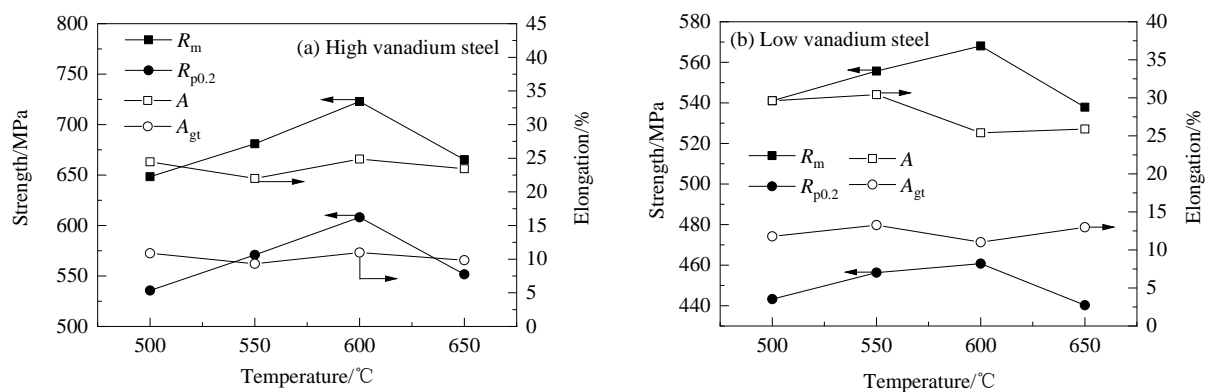


图2 实验钢在不同卷取温度下的力学性能

Fig.2 Mechanical properties of experimental steels at different coiling temperatures

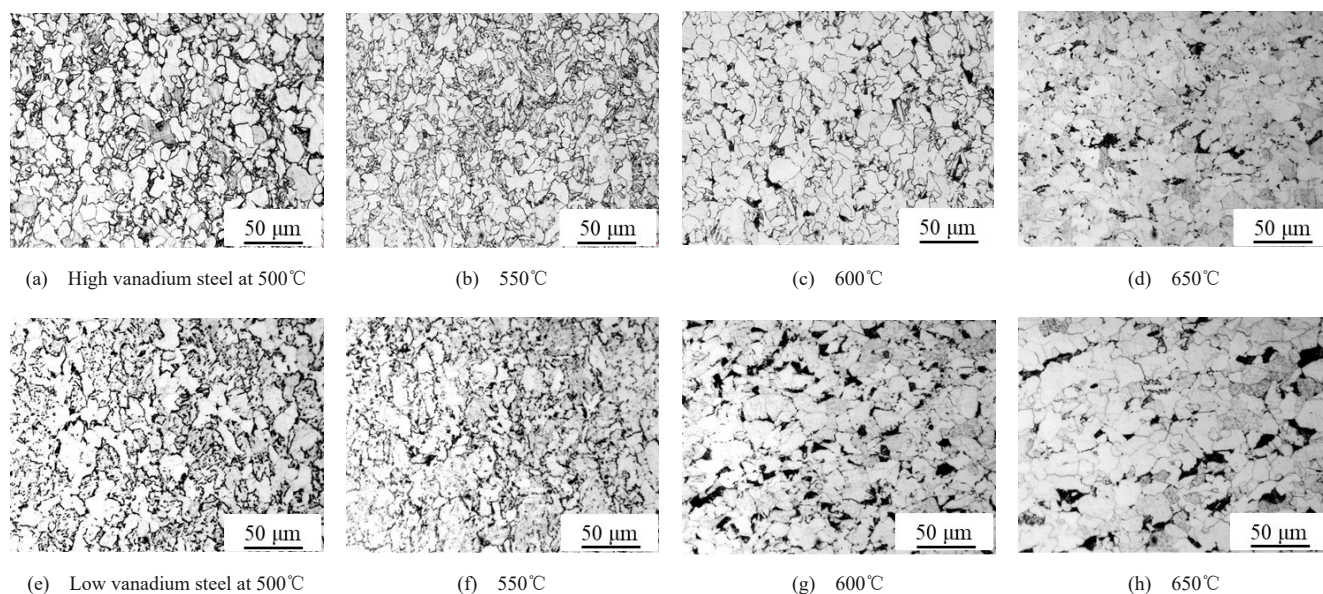


图3 实验钢在不同卷取温度下的OM图

Fig.3 OM images of experimental steel at different coiling temperatures

钢的小角度晶界($2^\circ \leq \theta < 10^\circ$)比例显著降低,大角度晶界($15^\circ \leq \theta < 50^\circ$)比例明显增大,表明铁素体的平均晶粒尺寸增大,位错密度降低[图4(c), 4(f)]。

图5为高钒钢和低钒钢在600°C卷取时的TEM像及其EDS结果,由图可知,两种钢在600°C卷取时,纳米级析出相粒子数量多且分布均匀。对多张TEM像进行统计可得高钒钢和低钒钢在600°C卷取时析出相的平均尺寸分别为4.6和5.5 nm,而第二相颗粒尺寸越小,其析出强化效果越强,因此高钒钢的沉淀强化效果最佳。由图6可知,高钒钢在600°C卷取时10 nm以下粒子所占质量分数为46.7%。EDS结果表明,此时的析出相粒子都为(Ti, V)C。由此可见,在600°C卷取时,V含量的增加使得10 nm以下(Ti, V)C粒子数量增加,平均尺寸降低,这

也证明了在600°C卷取时,Ti-V钢的综合力学性能最佳。表2为高钒钢在不同卷取温度下MC和 M_3C 相的定量相分析结果。由表可知,随卷取温度由500°C升高至650°C,MC的析出量由0.093wt%不断增加至0.195wt%;而 M_3C 的析出量由0.884wt%不断降低至0.613wt%,这主要是因为卷取温度升高导致 M_3C 开始逐渐回溶,固溶原子C与强碳化物元素Ti和V结合形成MC相,且不断析出。

综上,在500~650°C区间卷取时,高钒钢和低钒钢的组织变化规律相似,但在相同卷取温度时,高钒钢中的珠光体含量明显少于低钒钢,因为V是强碳化物和氮化物形成元素,Ti-V钢中含有一定量的碳和氮,它们会与钒化合,以碳化物、氮化物或碳氮化物形式在钢中析出,

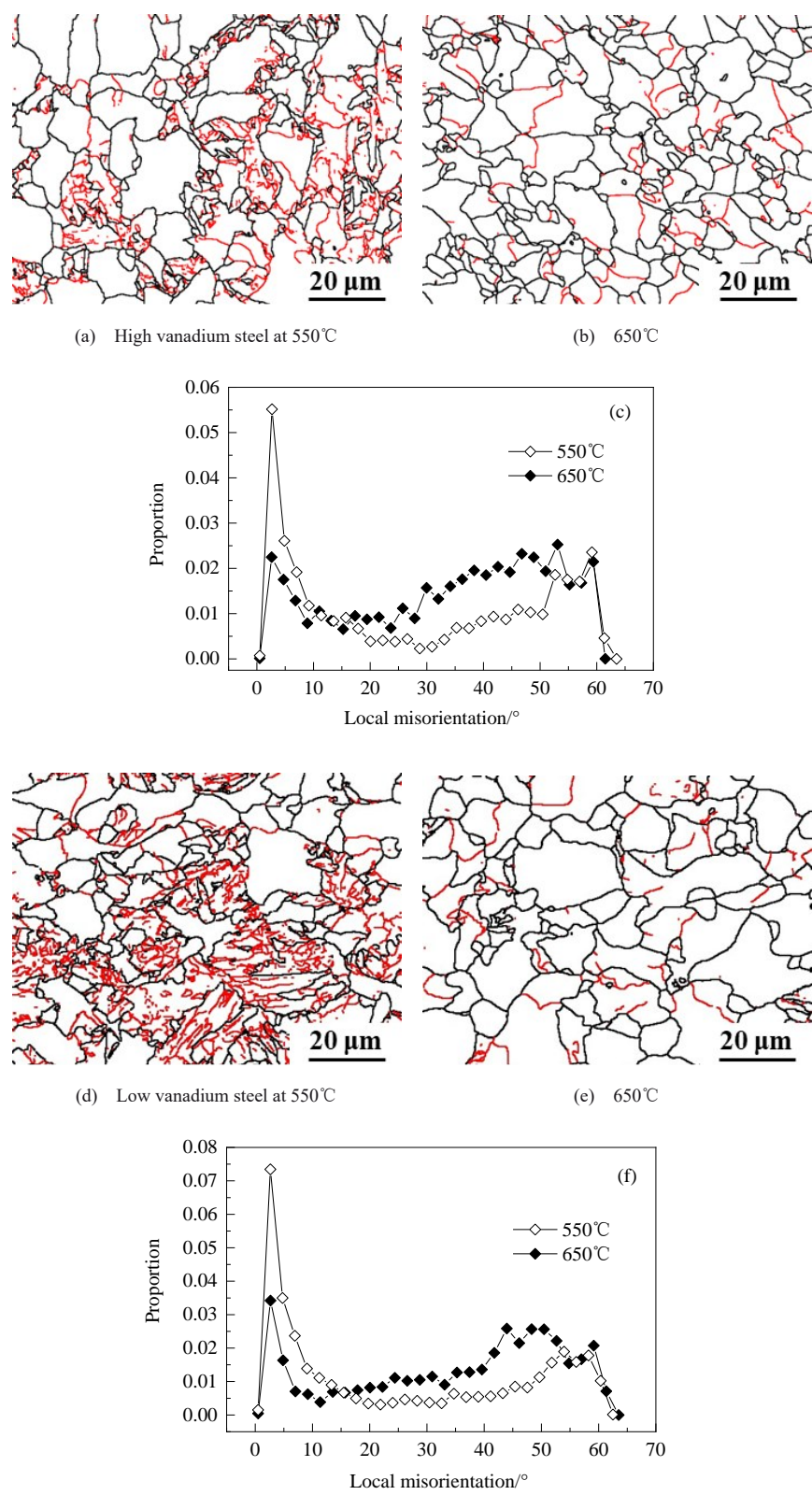


图4 实验钢在不同卷取温度下的EBSD像和晶界取向差

Fig.4 EBSD images and grain boundary orientation differences of experimental steel at different coiling temperatures

从而降低珠光体的含量。在轧制过程中,V 能够抑制奥氏体的再结晶并阻止晶粒长大,从而起到细化铁素体晶粒、提高钢的强度和韧性的作用^[7],与本工作得到的高钒钢和低钒钢的力学性能结果和EBSD 结果相符合。由

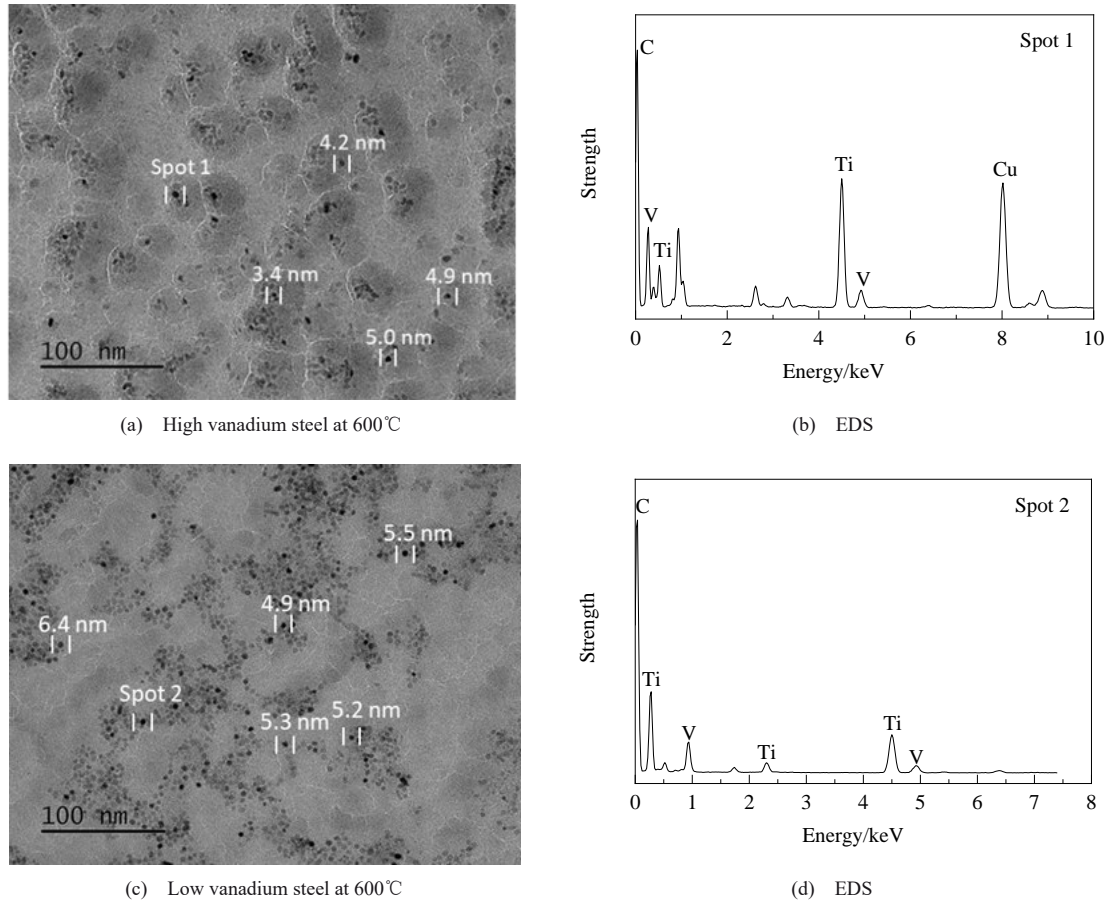


图5 实验钢在 600℃ 卷取温度时的 TEM 图及 EDS 谱

Fig.5 TEM images and EDS patterns of experimental steels at coiling temperature of 600℃

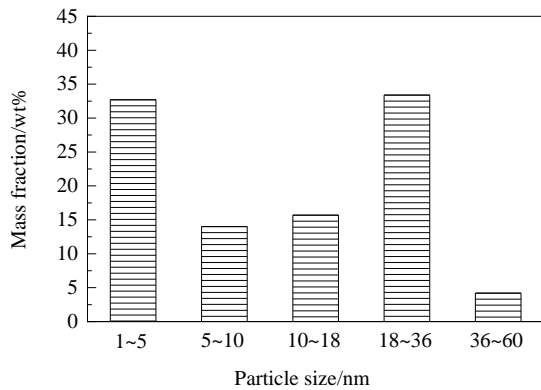


图6 高钒钢在 600℃ 卷取时 (Ti, V)C 的尺寸分布

Fig.6 Size distribution of (Ti, V)C in high vanadium steel at coiling temperature of 600℃

图5可知,在 600℃ 卷取时,随 V 含量增加, (Ti, V)C 粒子平均尺寸降低, (Ti, V)C 粒子的数量较多,这是因为 VC 在奥氏体中具有很高的溶解度,经快速冷却能在较低的保温温度下在铁素体中充分析出,这也说明 V 发挥了促进第二相析出的作用^[20]。陈昕等^[21]通过热模拟试验对 V, Mo, V+Mo 等元素对微合金化贝氏体钢中第二相析

出的影响进行了研究,得到的结果与本工作相符合。

3.3 强化机制分析

铁素体基低碳微合金钢中常见的强化方式有以下四种:细晶强化、沉淀强化、固溶强化、位错强化,常用式 (1)^[22,23]来定量预测相应屈服强度。

$$\sigma_y = \sigma_o + \sigma_s + \sigma_g + \sigma_p + \sigma_d \quad (1)$$

式中, σ_y 为屈服强度, σ_o 为 Peierls-Nabarro 力,即在位错移动中所在晶格中,为抑制位错运动产生的阻力,一般为 48 MPa, σ_s 为固溶强化增量, σ_g 为细晶强化增量, σ_p 为沉淀强化增量, σ_d 为位错强化增量。

3.3.1 固溶强化

固溶强化增量 σ_s 可由式(2)计算^[20]:

$$\sigma_s = 4570W_C + 3750W_N + 37W_{Mn} + 83W_{Si} + 470W_P + 11W_{Mo} + 80.5W_{Ti} + 2.9W_V - 30W_{Cr} \quad (2)$$

式中, $W(X)$ 为 X 元素在基体中处于固溶态的质量分数 (wt%), 由元素 X 在钢中的原始合金成分与析出相中 X 含量的差值得出,即将 Mn, Ti 和 V 等元素在基体中的固溶量代入式(2)中可求得 σ_s 。对于低合金高强度钢来说,可认为 Si 和 P 全部处于固溶态,可以直接用原始合金成分

表 2 高钒钢在不同卷取温度下 MC 和 M₃C 定量相分析结果
Table 2 Results of MC and M₃C quantitative phase analysis of high vanadium steel at different coiling temperatures

Coiling temperature/℃	M ₃ C/wt%					MC/wt%				MC phase
	Fe	Mn	V	C*	Σ	V	Ti	C*	Σ	
500	0.795	0.026	0.0040	0.059	0.884	0.040	0.035	0.018	0.093	(V _{0.533} Ti _{0.467})C
550	0.761	0.034	0.0042	0.057	0.856	0.020	0.023	0.011	0.054	(V _{0.465} Ti _{0.535})C
600	0.562	0.051	0.0065	0.045	0.664	0.074	0.037	0.027	0.138	(V _{0.667} Ti _{0.333})C
650	0.509	0.055	0.0076	0.041	0.613	0.120	0.037	0.038	0.195	(V _{0.764} Ti _{0.236})C

代入(N 元素基本全以 TiN 形式完全析出,故忽略不计)。经相分析可以计算出高钒钢在 500~650℃ 卷取时固溶 C 的含量分别为 0.004%, 0.013%, 0.009%, 0.002%。根据式(2)和表 2,可计算出高钒钢在 500, 550, 600, 650℃ 卷取时的 σ_s 为 78, 120, 100, 68 MPa。

3.3.2 细晶强化

细晶强化增量 σ_g 可用 Hall-Petch 公式^[24,25]来计算:

$$\sigma_g = K_y d_b^{-0.5} \tag{3}$$

式中, K_y 为常数(对低碳微合金钢取 17.402 MPa/mm^{0.5[26]}),本工作中 d_b 为铁素体平均晶粒尺寸。将由图 5 中得到的高钒钢在不同卷取温度下的 d_b 代入式(2)即可得到高钒钢在 500, 550, 600, 650℃ 的 σ_g 为 217, 211, 204, 197 MPa。

3.3.3 位错强化

位错强化增量 σ_d 可以根据下式^[27]来计算:

$$\sigma_d = M\alpha G b \rho^{1/2} \tag{4}$$

式中, M 为 Taylor 因子,对于无织构的 bcc 晶体而言,为 2.75^[28]; α 为比例系数,对于 bcc 晶体而言,约为 0.38^[29]; G 是剪切模量,为 8.065×10⁴ MPa; b 是 Burgers 矢量,为 0.246 nm^[30]; ρ 为位错密度,对于铁素体高强钢, ρ 近似取 1.0×10¹³ m^{-2[27]}。因此,对于卷取温度在 500~650℃ 的 Ti-V 钢,计算得到的 σ_d 是相同的,约为 63 MPa。

3.3.4 沉淀强化

沉淀强化增量 σ_p 可由如下公式来表示^[20]

$$\sigma_p = 8.995 \times 10^3 \frac{f^{1/2}}{d} \ln(2.417d) \tag{5}$$

$$f = M_{MC} \times \frac{\rho_{Fe}}{100\rho_{MC}} \tag{6}$$

式中, f 为第二相的体积分数(%), d 为第二相粒子的尺寸(nm), M_{MC} 为 MC 相的质量分数(wt%), ρ_{Fe} 是 α -Fe 基体的密度,值为 7.875 g/cm³, ρ_{MC} 为 (Ti, V)C 的密度(g/cm³)。由物理化学相分析结果知,600℃ 卷取时的 MC 相的化学式为 (V_{0.667}Ti_{0.333})C,其密度取 TiC 和 VC 析出相密度的加权平均值,VC 和 TiC 的理论密度分别为 5.717 和 4.944 g/cm³, (V_{0.667}Ti_{0.333})C 析出相密度的加权平均值 ρ_{MC} 为 5.46 g/cm³。根据 600℃ 卷取时 MC 的析出量(表 2)和不同尺寸析出相的质量分数(图 6),通过式(6)可得到不同尺寸

析出相的体积分数。高钒钢在 600℃ 卷取时,其屈服强度最高,对不同尺寸范围的沉淀强化增量进行了计算,如表 3 所示。由式(5)和表 3 可知,随析出相尺寸增加,其提供的沉淀强化增量逐渐减小,36~60 nm 范围析出相提供的沉淀强化增量仅为 8 MPa,且其总的沉淀强化效果由不同尺寸范围析出相的沉淀强化增量的均方根叠加而得^[22],因此 60 nm 以上的析出相提供的沉淀强化效果对总体沉淀强化效果影响甚小可忽略不计。计算得 600℃ 卷取时的 σ_p 为 183 MPa,以相同方法计算其他卷取温度,然后由式(1)将 500~650℃ 卷取时的各强化增量相加得到屈服强度的计算值,与实验所得的屈服强度值对比,如表 4 所示,可以看出计算值与实验值有一定的差距,但均在 25 MPa 以内,主要是由其他强化增量估算误差造成的。

表 3 高钒钢在 600℃ 卷取时的不同尺寸范围的沉淀强化增量计算值

Table 3 Calculation results of precipitation hardening increments of different size intervals coiled at 600℃

Particle size/nm	Mass fraction/%	Volume fraction/%	σ_p /MPa
1~5	32.7	0.066	165
5~10	14.0	0.028	58
10~18	15.6	0.032	40
18~36	33.4	0.067	36
36~60	4.3	0.0087	8

表 4 高钒钢在不同卷取温度下各强化增量

Table 4 Strengthening increment of high vanadium steel at different coiling temperatures

Coiling temperature/℃	σ_o /MPa	σ_s /MPa	σ_g /MPa	σ_d /MPa	σ_p /MPa	σ_y (Calculation)	σ_y (Experiment)
500	48	78	217	63	144	550	536
550	48	120	211	63	109	551	571
600	48	100	204	63	183	598	609
650	48	68	197	63	201	577	552

在 500~650℃ 区间卷取时,高钒钢的屈服强度显著高于低钒钢,而屈服强度主要是由各强化增量提供的^[4]。对于高钒钢和低钒钢,其 C, Si 和 Mn 的固溶量的变化很小, σ_s 主要取决于 C, Si 和 Mn 的固溶量,因而在相同卷取温度时,两种钢的 σ_s 很接近。 σ_g 的大小与轧制工艺有

关^[30],在相同卷取温度时,其轧制工艺几乎不变,增加V含量对轧制工艺没有影响,所以高钒钢和低钒钢在相同卷取温度时的 σ_g 变化也不大。高钒钢和低钒钢的 σ_0 和 σ_d 相差甚小^[20]。因而, σ_p 的大小是影响其屈服强度 σ_y 的主要原因。V含量的增加使得Ti-V钢的沉淀强化增量显著增加,抗拉强度和屈服强度也随之增加,这是高钒钢力学性能较低钒钢优异的主要原因。

4 结论

本工作以两种不同V含量的Ti-V微合金钢为研究对象,对比分析了V对微观组织、析出相及力学性能的作用机理,阐述了卷取温度对组织转变、析出相及力学性能的影响规律,得到以下结论:

(1) V含量的增加可以显著提高Ti-V微合金钢的抗拉强度和屈服强度,均匀延伸率降低很小,总延伸率有较大程度降低。卷取温度对均匀延伸率和总延伸率的影响不大,在600℃卷取时,两种钢的综合力学性能均达到最佳。

(2) 在500~650℃区间卷取时,两种钢的组织均由多边形铁素体和珠光体组成,随着卷取温度的升高,多边形铁素体的平均晶粒尺寸增加。在相同温度卷取时,增加V含量明显抑制了珠光体的形成,使珠光体含量降低。

(3) 对高钒钢的各强化增量计算表明,在600℃卷取时,高钒钢的沉淀强化增量在约183 MPa,主要是由10 nm以下的(Ti, V)C粒子提供,其强化方式主要为沉淀强化和细晶强化。V含量的增加显著提高了沉淀强化增量 σ_p ,是影响Ti-V微合金钢屈服强度的主要因素。

参考文献

- 齐俊杰, 黄运华, 张跃. 微合金化钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 1-97.
- Qi J J, Huang Y H, Zhang Y. Microalloyed steel [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 1-97.
- 孙维, 完卫国. 铌微合金化长材产品的开发 [J]. 炼钢, 2011, 27(3): 7-11, 70.
- Sun W, Wan W G. Development of Nb microalloyed long products [J]. Steelmaking, 2011, 27(3): 7-11, 70.
- 蒋蓉. 含V, Nb, Ti微合金钢的微观结构及力学性能 [J]. 武汉理工大学学报, 2009, 31(9): 13-15, 24.
- Jiang R. Microstructure and mechanical properties of microalloyed steel containing V, Nb and Ti [J]. Journal of Wuhan University of Technology, 2009, 31(9): 13-15, 24.
- 张可, 雍岐龙, 孙新军, 等. 卷取温度对Ti-V-Mo复合微合金化超高强度钢组织及力学性能的影响 [J]. 金属学报, 2016, 52(5): 529-537.
- Zhang K, Yong Q L, Sun X J, et al. Effect of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of Ti-V-Mo microalloyed ultra high strength steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(5): 529-537.
- 解万里, 孟宪珩. 钒对低合金钢的强化作用 [J]. 承钢技术, 2006, (2): 31-37.
- Xie W L, Meng X H. Strengthening effect of vanadium on low alloy steel [J]. Chenggang Technology, 2006, (2): 31-37.
- 王仪康. 微合金钢回顾与展望 [J]. 中国工程科学, 2000, 2(2): 79-84.
- Wang Y K. Review and prospect of microalloyed steel [J]. China Engineering Science, 2000, 2(2): 79-84.
- 韩孝永. 铌、钒、钛在微合金钢中的作用 [J]. 宽厚板, 2006, 12(1): 39-41.
- Han X Y. Functions of Nb, V and Ti in micro-alloyed steel [J]. Wide and Heavy Plate, 2006, 12(1): 39-41.
- 惠亚军, 赵征志, 赵爱民, 等. 卷取温度对钛微合金化钢组织与性能的影响 [J]. 材料科学与工艺, 2014, 22(2): 81-85.
- Hui Y J, Zhao Z Z, Zhao A M, et al. Effect of coiling temperature on microstructure and properties of Ti microalloyed steel [J]. Materials Science and Technology, 2014, 22(2): 81-85.
- Funakawa Y, Shiozaki T, Tomita K, et al. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides [J]. ISIJ International, 2004, 44(11): 1945-1951.
- Kim Y W, Song S W, Seo S J, et al. Development of Ti and Mo micro-alloyed hot-rolled high strength sheet steel by controlling thermomechanical controlled processing schedule [J]. 2013, 565(10): 430-438.
- Bu F Z, Wang X M, Yang S W, et al. Contribution of interphase precipitation on yield strength in thermomechanically simulated Ti-Nb and Ti-Nb-Mo microalloyed steels [J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 620(3): 22-29.
- 陈俊, 吕梦阳, 唐帅, 等. V-Ti微合金钢的组织性能及相间析出行为 [J]. 金属学报, 2014, 50(5): 524-530.
- Chen J, Lü M Y, Tang S, et al. Microstructure, properties and interphase precipitation behavior of V-Ti microalloyed steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(5): 524-530.
- 王茹玉, 赵时雨, 张可, 等. 回火温度对Ti-V-Mo复合微合金钢组织及硬度的影响 [J]. 钢铁研究学报, 2020, 32(12): 1132-1140.
- Wang R Y, Zhao S Y, Zhang K, et al. Effect of tempering temperature on microstructure and hardness of Ti-V-Mo composite microalloyed steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2020, 32(12): 1132-1140.
- 李小琳, 王昭东. 含Nb-Ti低碳微合金钢中纳米碳化物的相间析出行为 [J]. 金属学报, 2015, 51(4): 417-424.
- Li X L, Wang Z D. Interphase precipitation behavior of nano carbides in low carbon microalloyed steel containing Nb-Ti [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(4): 417-424.
- Zhang H M, Chen R, Jia H B, et al. Effect of solid-solution second-phase particles on the austenite grain growth behavior in Nb-Ti high-strength if steel [J]. Strength of Materials, 2020, 52: 539-547.
- 孙超凡, 蔡庆伍, 陈振华, 等. 冷却制度对铁素体基Ti-Mo微合金钢超细碳化物析出行为的影响 [J]. 材料工程, 2014, (10): 47-52.
- Sun C F, Cai Q W, Chen Z H, et al. Effect of cooling schedule on precipitation behavior of ultrafine carbides in ferrite based Ti-Mo microalloyed steel [J]. Materials Engineering, 2014, (10): 47-52.
- Zaitsev A I, Zaitsev A I, Koldaev A V, et al. Influence of the thermal deformation treatment on the structural state and properties of Ti-Mo microalloyed steels of the ferritic class [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2020,

- 969(1): 12–17.
- [18] 卜凡征, 王学敏, 陈琳, 等. Ti-Nb-Mo 微合金钢回火过程中纳米碳化物的析出行为及组织演变 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36(8): 96–103.
- Bu F Z, Wang X M, Chen L, et al. Precipitation behavior and microstructure evolution of nano carbides in Ti-Nb-Mo microalloyed steel during tempering [J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2015, 36(8): 96–103.
- [19] Jang J H, Heo Y U, Lee C H, et al. Interphase precipitation in Ti-Nb and Ti-Nb-Mo bearing steel [J]. Materials Science and Technology, 2013, 29(3): 309–313.
- [20] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 1–509.
- Yong Q L. Secondary phases in steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 1–509.
- [21] 陈昕, 刘春明. 钒和钼对微合金化贝氏体钢第二相析出的影响 [J]. 材料与冶金学报, 2011, 10(3): 209–211, 236.
- Chen X, Liu C M. Effect of vanadium and molybdenum on precipitation of second phase in microalloyed bainitic steel [J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2011, 10(3): 209–211, 236.
- [22] 雍岐龙, 马鸣图, 吴宝榕. 微合金钢—物理和力学冶金 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1989: 1–368.
- Yong Q L, Ma M T, Wu B R. Microalloyed steel—physical and mechanical metallurgy [M]. Beijing: China Machine Press, 1989: 1–368.
- [23] Gladman T, McIvor I D, Pickering F B. Some aspects of the structure-property relationships in high carbon ferrite-pearlite steels [J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1972, 210(12): 916–930.
- [24] Hall E O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results [J]. Proceedings of the Physical Society. Section B, 1951, 64(9): 747–753.
- [25] Petch N J. The cleavage strength of polycrystals [J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1953, 174: 25–28.
- [26] 马玉喜, 段小林, 刘静, 等. 800 MPa 级 Ti 高强钢铸坯断裂的原因 [J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(2): 51–56.
- Ma Y X, Duan X L, Liu J, et al. Causes of slab fracture of 800 MPa Ti high strength steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2016, 28(2): 51–56.
- [27] Ashby M F, Kelly A, Nicholson R B. Strengthening mechanisms in crystals [M]. Amsterdam: Elsevier, 1971: 137.
- [28] Chin G Y, Mammel W L. Computer solutions of the Taylor analysis for axisymmetric flow [J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1967, 239(1): 1400–1405.
- [29] 杨庚蔚, 陆佳伟, 孙辉, 等. Ti-V 微合金化热轧高强钢的相变规律及组织性能 [J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(8): 726–732.
- Yang G W, Lu J W, Sun H, et al. Phase transformation and microstructure of Ti-V microalloyed hot rolled high strength steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2019, 31(8): 726–732.
- [30] Kim Y W, Kim J H, Hong S G, et al. Effects of rolling temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti-Mo microalloyed hot-rolled high strength steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 605(5): 244–252.