

## CB890QL 钢履带式起重机臂架用热轧管坯控轧工艺分析

轩康乐, 江宏亮, 张新文, 孙智伟, 张春香, 高华耀  
(江苏永钢集团有限公司特钢公司, 张家港 215628)

**摘要** 对 305 mm × 315 mm 中间坯以连轧速度 0.6 ~ 0.8 m/s, 开轧温度 950 ~ 1 028 °C 控轧的低碳 Nb-V 微合金化 CB890QL 钢进行组织分析, 得出试验钢种在轧制过程中以动态回复为主; 在 0.8 m/s 轧制速度下, 进连轧温度从 1 028 °C 降至 950 °C, 钢的晶粒不断细化, Φ200 mm 钢也存在晶粒尺寸差异较大的情况; 0.6 m/s 的轧制速度下, 随着温度的降低晶粒大小并不是线性变化的。在进连轧温度为 980 °C, 0.6 m/s 轧制速度下, 试验钢可获得较为细小均匀的组织。

**关键词** CB890QL 钢 回复 再结晶 轧制速度 进连轧温度

### Controlled Rolling Process of Hot Rolled Tube Bloom of CB890QL Steel for Crawler Crane

XUAN Kangle, JIANG Hongliang, ZHANG Xinwen,  
SUN Zhiwei, ZHANG Chunxiang, GAO Huayao  
(Special Steel Company, Jiangsu Yonggang Group Co Ltd, Zhangjiagang 215628)

**Abstract** By analysis on structure of low carbon Nb-V micro-alloying CB890QL steel with control-rolling from 305 mm × 315 mm mediate bloom by continuous rolling speed 0.6 ~ 0.8 m/s at 950 ~ 1 028 °C, it is obtained that the dynamic recovery of the tested steel is mainly in rolling process, with the rolling speed of 0.8 m/s, as the rolling temperature is reduced from 1 028 °C to 950 °C, the grains of steel are refined continuously, and there is also a big difference in grain size. With the rolling speed 0.6 m/s in Φ200 mm steel, the grain size does not change linearly with the decrease of temperature. When the continuous rolling temperature is 980 °C and the rolling speed is 0.6 m/s, the fine and uniform micro-structure of test steel can be obtained.

**Material Index** CB890QL Steel, Recovery, Recrystallization, Rolling Speed, Starting Tandem Rolling Temperature

890 MPa 钢管用于履带式起重机臂架, 作为起重机重要的受力构件, 其承载能力直接影响到起重机的工作性能和安全性能, 其材料不仅要有较高的强度、良好的韧性和塑性, 还要有较好的焊接性。此钢种 P、S 含量及非金属夹杂物含量较低, 并加入了 Cr、Mo、Ni、W 等微量元素, 这些元素的加入能抑制板条铁素体和魏氏体组织的形成, 同时 Ni 元素的加入可以避免形成韧性较差的板条马氏体, 促进针状铁素体的形成, 以此提高钢管的抗脆性断裂性能。成品钢管力学性能: 屈服强度 ≥ 890 MPa, 抗拉强度 960 ~ 1 100 MPa, 伸长率 ≥ 14%, -40 °C 冲击功 ≥ 45 J。

目前国内衡钢、宝钢、石钢等企业已经成功研发相关产品, 江苏永钢特钢公司开发此钢种处于起步阶段。为研究不同轧制工艺下晶粒的变化规律, 特

制定不同轧制工艺参数进行试验。

#### 1 试验工艺

##### 1.1 标准成分

钢种的牌号为 CB890QL, 钢的标准成分如表 1 所示。

##### 1.2 生产工艺流程

110 t 电弧炉冶炼 → 120 t LF 精炼 → 120 t VD 真空处理 → 浇铸成 Φ600 mm 连铸坯 → 缓冷 → 检验 → 加热 → 轧制成 Φ200 mm 圆钢 → 分段 → 缓冷 → 剥皮 → 检验 → 包装 → 称重 → 标记 → 入库。

##### 1.3 轧制工艺

根据现有的轧制工艺设置七组对照试验, 具体工艺参数见表 2。

表 1 CB890QL 钢标准成分 / %  
Table 1 Standard composition of CB890QL steel / %

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Mo	V	W
0.15 ~ 0.18	0.30 ~ 0.50	1.30 ~ 1.50	≤ 0.015	≤ 0.003	0.02 ~ 0.04	0.035 ~ 0.055	0.15 ~ 0.35	0.70 ~ 0.90	0.20 ~ 0.40	0.40 ~ 0.50	0.05 ~ 0.08	0.60 ~ 0.70

表 2 CB890QL 钢轧制工艺方案

Table 2 Rolling process schedule for CB890QL steel

工艺序号	轧制速度/(m·s <sup>-1</sup> )	进连轧温度/℃
1	0.8	1 028
2	0.8	1 000
3	0.8	980
4	0.6	1 020
5	0.6	990
6	0.6	980
7	0.6	950

采用 Φ600 mm 规格连铸圆坯经开坯机开成 305 mm×315 mm 中间坯,进入连轧机进行轧制,最终轧成 Φ200 mm 规格圆钢。连轧机轧制程序参数如表 3 所示。

为分析轧制过程中的平均应变速率,由于轧圆应变速率计算较为复杂,本文采用板带轧制应变速率的计算方法进行估算<sup>[1]</sup>,因为轧制圆钢受多向力作用,实际应变速率将大于估算值。

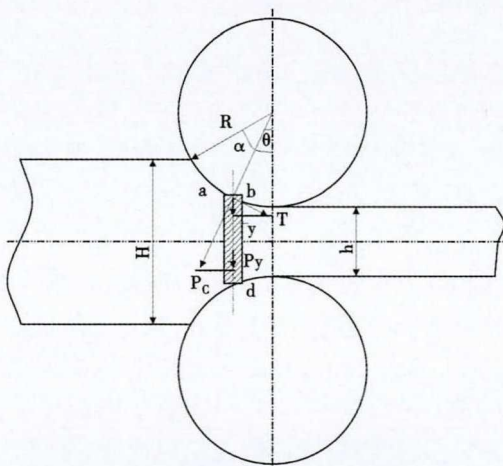
由图 1 可以得到压入角 α 和变形区等效长度 L 分别可以用式(1)和式(2)计算:

表 3 305 mm×315 mm 坯至 Φ200 mm 材连轧机轧制程序参数

Table 3 Rolling program parameters of continuous rolling mill for 305 mm×315 mm bloom to Φ200 mm product

轧机号	压下量/mm	工作辊径/mm
H1	25	375
V2	38	375
H3	73	375
V4	73	375
H5	58	343
V6	60	343

注:H1 为平式第一机架,V2 为立式第二机架,以下类推。



α-压入角; L-变形区水平投影(图中阴影部分); R-轧辊半径; H-轧制前厚度; h-轧制后厚度。

图 1 轧制过程压入角示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sub-entrance angle in rolling process

表 4 各道次压入角(α)和等效长度(L) in each pass

Table 4 Pressing angle (α) and equivalent length (L) in each pass

H1		H2		H3		H4		H5		H6	
α1	L1	α2	L2	α3	L3	α4	L4	α5	L5	α6	L6
0.37	67	0.45	82	0.63	111	0.63	111	0.59	95	0.6	97

注:α 单位为“1”,L 单位为“mm”。

$$\alpha = \arccos \frac{R - \frac{H-h}{2}}{R} \quad (1)$$

$$L = R \sin \alpha \quad (2)$$

由式(1)和式(2)计算到轧制时的压入角和等效长度如表 4 所示。

平均应变速率 ε 如式(3)所示。

$$\varepsilon = \frac{V_i \ln \frac{H}{h}}{L} \quad (3)$$

式中:V<sub>i</sub> 为各机架速度。根据轧制孔型及最后出轧制圆钢的速度,参考棒材轧制数学模型可反推出各轧机出口速度如表 5 所示。

代入有效长度 L 和轧制速度 V<sub>i</sub> 可得各道次的应变速率,如表 6 所示。

每机架之间的距离为 2.33 m,则可根据机架间速度算出圆钢在机架间的时间间隔如表 7 所示。

#### 1.4 取样规则

针对每组工艺对圆钢实际组织进行检测,取样方法如图 2 所示,分别在圆钢近表面、1/4R、1/2R、

表 5 各机架轧件出口速度

Table 5 Exit speed of rolling stock at each stand

机架	出口速度/(m·s <sup>-1</sup> )
H1	0.20~0.26
V2	0.26~0.34
H3	0.42~0.56
V4	0.43~0.57
H5	0.49~0.65
V6	0.6~0.8

表 6 轧制应变速率 /s<sup>-1</sup>

Table 6 Rolling strain rate /s<sup>-1</sup>

应变速率	ε1	ε2	ε3	ε4	ε5	ε6
0.6	0.34	0.53	1.03	0.96	1.31	1.62
0.8	0.45	0.71	1.37	1.28	1.74	2.17

表 7 机架间隔时间 /s

Table 7 Interval time between stands /s

出连轧速度/(m·s <sup>-1</sup> )	H1-V2	V2-H3	H3-V4	V4-H5	H5-V6
0.6	11.65	8.96	5.55	5.42	4.76
0.8	8.96	6.85	4.16	4.09	3.58

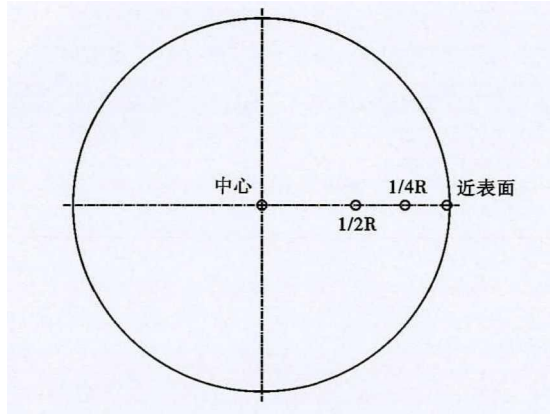


图 2 圆钢取样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of round steel sampling

中心处取 10 mm × 10 mm × 15 mm 金相样,用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后,在 Axio lmaer M2m 金相显微镜下观察,检测面为横向。

1.5 类似钢种流变应力研究

为研究轧制过程中的组织变化,查阅文献[2],谭智林在研究 Q690 低碳微合金热变形及动态再结晶临界应变中,给出该材料的应力应变曲线,此钢种成分体系与本研究的钢种一样,且成分含量相似,可以为本研究提供理论参考。Q690 钢成分如表 8 所示。

由图3(a)可以看出,在应变速率一定时,同变

表 8 Q690 钢标准成分 / %  
Table 8 Standard composition of Q690 steel / %

C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	N
0.13	1.49	0.003 5	0.001 4	0.31	0.23	0.17	0.19	0.052	0.017	0.048	0.038	0.032	0.005 2

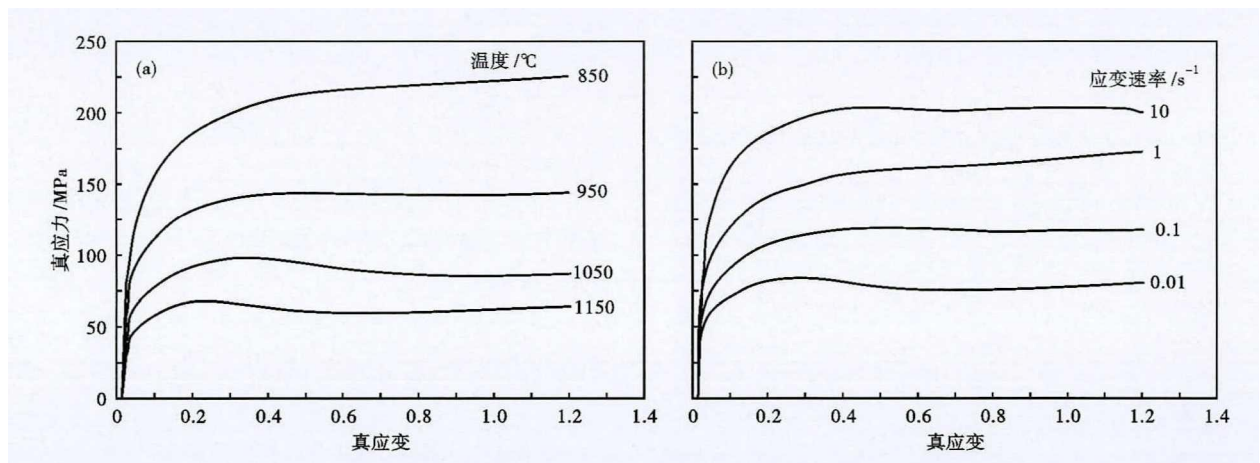


图 3 Q690 钢的真应力-应变曲线: (a)0.1 s<sup>-1</sup>; (b)1 000 °C

Fig. 3 True stress-true strain curves of Q690 steel: (a)0.1 s<sup>-1</sup>; (b)1 000 °C

形程度下变形抗力随变形温度增加而降低,流变曲线由动态回复型(850,950 °C)向动态再结晶型(1 050,1 150 °C)过渡。由图 3(b)可以看出,在变形温度一定时,同变形程度下变形抗力随应变速率的升高而升高,流变曲线由动态再结晶型(0.01、0.1 s<sup>-1</sup>)向动态回复型(1、10 s<sup>-1</sup>)过渡。

2 结果分析

七组工艺下从圆钢边部到中部组织变化规律一致,晶粒逐渐变大。原因分析:一方面是因为铸态组织特点,钢水浇注时结晶器温度较低,和结晶器接触的钢液受到激冷,造成较大过冷度,形成大量晶核,同时结晶器壁也有非自发形核核心的作用。结果在金属表层形成一层厚度不大,晶粒很细的细晶区。

细晶区往里凝固钢液冷却速度降低,同时,由于表面结晶时释放的结晶潜热,使细晶区前沿的液体过冷度减小,形核速度降低。由于沿铸坯半径方向散热最快,那些晶轴沿半径方向的晶核就沿着与散热的方向迅速向液体内部长大,形成致密的柱状晶。随着柱状晶区的发展,剩余液体冷却速度很快降低,温差也越来越小,散热方向不明显,处于均匀的冷却状态,晶核在不同方向上生长的速度大致相同而最终长成粗大的等轴晶<sup>[3-4]</sup>。另一方面在轧制过程中,越靠表面变形越剧烈,金属缺陷相对越多,再加上越靠近表面了冷速越快,为再结晶形核提供充足条件,所以由外到内组织越来越粗大。

图 4 为工艺 3 与工艺 6 在 1/2R、中心处的金相图片。从金相图看在 980 °C 温度下降低轧速晶粒变

细。原因分析:由于CB890QL钢种含有较高W、Mo元素,并且Cr的含量也相对较高,会阻碍动态再结晶过程<sup>[5-6]</sup>,再根据Q690钢流变应力曲线以及CB890QL钢种应变速率的估算结果进行分析,本研究钢种在轧辊与圆钢接触过程中以动态回复为主。工艺6相对于工艺3轧制速度由0.8 m/s减至0.6 m/s,速度降低25%,延长了机架间再结晶时间,在回复阶段胞内形成的亚晶在位错的迁移下合并长大,形成大角度晶界,为再结晶形核提供可能,另一方面再结晶需要一定的孕育期,所以降低轧速机架间形变金属充分再结晶使晶粒得到细化。

如图5所示,在0.8 m/s

轧速下随着进连轧温度的降低晶粒总体趋势变细。在1000℃下有个别晶粒出现异常长大。原因分析:根据前文分析在连轧过程中主要以动态回复为主,轧制过程中形成大量位错,在机架间位错滑移逐渐形成亚晶,亚晶向周围高密度位错区域生长,如图6所示,随着亚晶长大,亚晶界上的位错密度升高,亚晶与四周基体的取向也随之升高,最后成为大角度晶界。

亚晶界移动过程中,蚕食遭遇到的位错,致使位错湮灭,由此成为再结晶的晶核<sup>[7-8]</sup>。热轧过程中的静态再结晶行为,是影响热变形晶粒的重要因素。随着进连轧温度的降低,动态回复相对减弱,更易于

位错堆积,亚晶蚕食减弱,亚晶密度增高,为静态再结晶形核提供方便,所以随进连轧温度降低,晶粒尺寸逐渐减小。随着进连轧温度的降低,表面与中心的温差相对较大,表面相对于中心的强度差异增大,变形会出现不均匀的情况,材料变形程度越大,变形基体中的亚晶就越多,亚晶粗化形成再结晶晶核也越容易,所以局部会出现晶粒的异常长大现象。

变形温度、变形量、变形速率及时间共同决定回复及再结晶过程,0.6 m/s工艺下同样的连轧道次,变形量及变形速率相同,再结晶过程一般在热变形后几秒内即开始并很快结束,所需时间很短<sup>[9-10]</sup>。

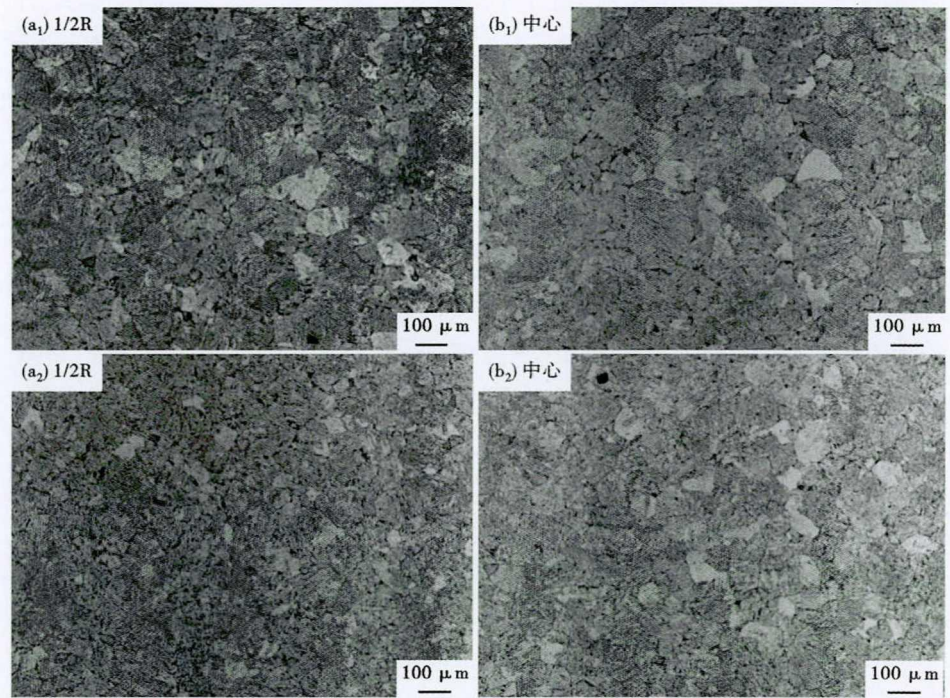


图4 Φ200 mm CB890QL钢980℃轧速0.8 m/s(a<sub>1</sub>)(b<sub>1</sub>)和0.6 m/s(a<sub>2</sub>)(b<sub>2</sub>)的组织形貌:(a<sub>1</sub>)(a<sub>2</sub>) 1/2R;(b<sub>1</sub>)(b<sub>2</sub>)中心

Fig. 4 Metallographic diagram of Φ200 mm CB890QL steel with rolling speed 0.8 m/s (a<sub>1</sub>)(b<sub>1</sub>) and 0.6 m/s (a<sub>2</sub>)(b<sub>2</sub>) rolling a 980℃:(a<sub>1</sub>)(a<sub>2</sub>) 1/2R;(b<sub>1</sub>)(b<sub>2</sub>) core

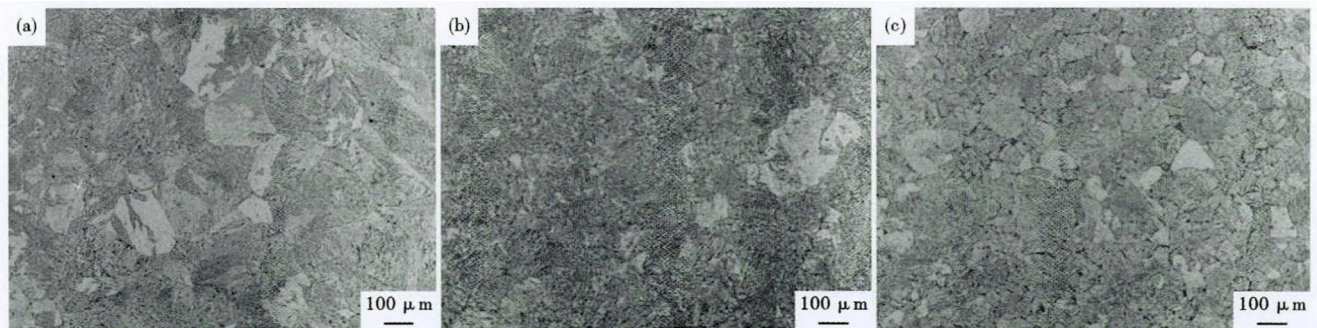


图5 0.8 m/s轧速,1028℃(a),1000℃(b)和980℃(c)连轧的Φ200 mm CB890QL钢心部组织

Fig. 5 Structure of core of Φ200 mm CB890QL steel with rolling 0.8 m/s, continuous rolling at 1028℃(a), 1000℃(b) and 980℃(c)

所以变形温度是主要的变量。变形温度高亚晶互相蚕食,亚晶密度变低,奥氏体形核率降低,变形温度低,亚晶形核受到抑制,进而也会影响再结晶形核。所以从图 7 看晶粒并不是随温度降低而逐渐变细,在 980 °C 与 950 °C 之间存在拐点,以 0.6 m/s 的轧制速度,以 980 °C 温度进连轧时,晶粒较细且均匀性最好。当进连轧温度降到 950 °C 晶粒反而变粗,即

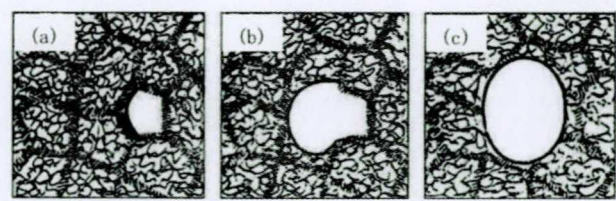


图 6 亚晶蚕食形核过程图

Fig. 6 Diagrams of subgrain nibbling nucleation process

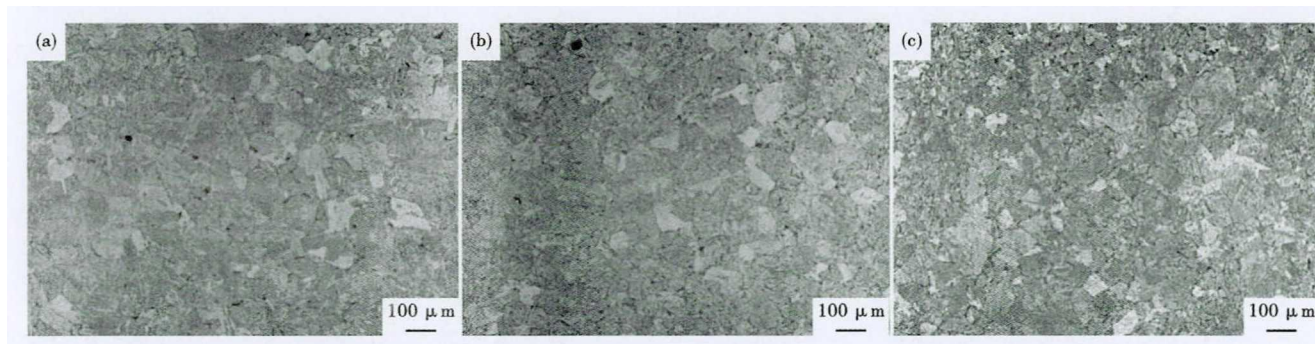


图 7 0.6 m/s 轧速,1 020 °C (a),980 °C (b),950 °C (c) 连轧 Φ200 mm CB890QL 钢心部组织

Fig. 7 Structure of core of Φ200 mm CB890QL steel with rolling 0.6 m/s, continuous rolling at 1 020 °C (a), 980 °C (b) and 950 °C (c)

随着温度的降低晶粒大小并不是线性变化的。

### 3 结论

(1) 通过 890 级钢变形速率的估算,根据类似钢种应力应变分析,本试验钢种在轧制过程中以动态回复为主。

(2) 试验钢种在各工艺下,圆钢边部到心部组织均逐渐变粗。

(3) 一定温度下降低轧速,机架间形变金属充

分再结晶使晶粒得到细化。

(4) 在 0.8 m/s 轧速下,降低进连轧温度,晶粒不断细化,也存在晶粒尺寸差异较大的情况。

(5) 以 0.6 m/s 的轧制速度,随着温度的降低,晶粒大小并不是线性变化的。

(6) 从金相图片分析,在进连轧温度为 980 °C、0.6 m/s 轧制速度下可获得较为细小均匀的组织。

### 参考文献

- [1] 张勇福. CSP 生产高强钢再结晶及强化机理[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2012.
- [2] 谭智林. Q690 低碳微合金热变形行为及动态再结晶临界应变[J]. 材料热处理学报, 2015, 5(34): 42-45.
- [3] 朱兴元, 刘 忆, 刘 静, 等. 金属学与热处理[M]. 北京: 北京大学出版社, 2006.
- [4] 杨 平, 傅云义, 崔凤娥, 等. 形变温度对 Q235 碳素钢应变诱导相变的影响[J]. 金属学报, 2001, 37(6): 601-608.
- [5] 潘智毅, 胡肖兵, 谢 光, 等. 难熔元素 W/Re 对镍基单晶体高温合金再结晶的影响[J]. 电子显微学报, 2014, 6(33): 14-17.
- [6] Pereda B. Mo 对 Nb-Mo 微合金钢的动态再结晶的影响[J]. 现代冶金, 2010, 6(3): 61-69.
- [7] 杨文钊. 钢动态再结晶与应变诱导析出行为的分析研究[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2015.
- [8] 宋维锡. 金属学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1989.
- [9] 王瑞珍, 杨忠民, 车彦民. 低碳钢 Q235 奥氏体的动态再结晶与动态相变[J]. 钢铁研究学报, 2003, 18(1): 28-33.
- [10] 杨玉先, 向昌武, 石国光, 等. 15CrMoG 高压锅炉管在线热处理混晶产生原因分析与工艺改进[J]. 试验与研究, 2012, 6(41): 14-17.

轩康乐(1989-), 男, 硕士(2017 年北京科技大学), 管坯钢研究与开发. E-mail: 1439196592@qq.com

收稿日期: 2021-11-18