

12Cr1MoVG 钢连铸坯高温力学性能研究

董凯¹, 刘建华¹, 张佩², 郑桂芸², 李亚强¹, 何杨¹

(1. 北京科技大学工程技术研究院, 北京 100083; 2. 山东钢铁股份有限公司莱芜分公司, 山东 莱芜 271104)

摘要: 为了研究 12Cr1MoVG 钢连铸坯高温力学性能, 利用 Gleeble-3500 热模拟机对 12Cr1MoVG 钢进行了不同温度的高温拉伸试验, 并对断口形貌、抗拉强度以及断面收缩率进行了分析与计算。试验结果表明: 12Cr1MoVG 钢的抗拉强度随温度升高而降低, 断面收缩率随着温度的升高先降低后升高, 最低塑性温度为 800 °C, 低温脆性区温度范围为 738 ~ 865 °C。通过 Thermal-calc 热力学软件计算得到 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度区间为 747 ~ 869 °C, 与试验结果基本一致。拉伸温度大于 900 °C 的试样均为塑性断裂, 当温度低于低温脆性区时, 夹杂物的存在使得位错塞积成为裂纹源并造成穿晶、沿晶混合断裂。

关键词: 12Cr1MoVG 钢; 高温力学性能; Gleeble-3500; 高温拉伸; 断口形貌

中图分类号: TF76 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2020)05-0124-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2020.05.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research on Elevated Temperature Mechanical Properties of 12Cr1MoVG Steel Continuous Casting Billet

Dong Kai¹, Liu Jianhua¹, Zhang Pei², Zheng Guiyun², Li Yaqiang¹, He Yang¹

(1. Institute of Engineering Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Laiwu Iron and Steel Co., Ltd., Shandong Iron and Steel Group Co., Ltd., Laiwu 271104 Shandong, China)

Abstract: In order to study the elevated temperature mechanical properties of 12Cr1MoVG steel continuous casting billet, 12Cr1MoVG steel was subjected to elevated temperature tensile test at different temperatures by a Gleeble-3500 simulator. The fracture morphology, tensile strength and section shrinkage were analyzed and calculated. Experimental results show that tensile strength of 12Cr1MoVG steel decreases with increasing temperature, and the reduction of area decreases firstly and then increases with the increase of temperature. At 800 °C the plastic is lowest, and the temperature range of low temperature brittle zone is 738 ~ 865 °C. The temperature range of $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transition calculated by Thermal-calc thermodynamic software is 747 ~ 869 °C, which is agreement with the experimental results. The samples with tensile temperature higher than 900 °C show plastic fractures. When the temperature is lower than the low temperature brittle zone, the presence of inclusions causes the dislocations pile-up and then become the source of cracks and cause transgranular and intergranular fracture.

Key words: 12Cr1MoVG steel, high temperature mechanical properties, Gleeble3500, high temperature tensile, fracture morphology

0 引言

随着我国经济以及现代化工业的发展, 对电力

工业提出了更高的要求。电力工业的高速发展, 尤其是高参数、大容量、超临界压力火电发电机组的广泛应用, 使得耐热钢材料的研究、开发和使用得到进

收稿日期: 2019-10-11

作者简介: 董凯(1995—), 男, 硕士, 山西人, 研究方向: 连铸, E-mail: s20171266@xs.ustb.edu.cn。通讯作者: 刘建华, 男, 博士, 教授, 研究方向: 炉外精炼, 气泡冶金, 连铸, E-mail: liujianhua@metall.ustb.edu.cn。

一步的提升^[1-2]。12Cr1MoVG 钢由于其较好的热强性、热稳定性和高温抗氧化性,在电力工业中被广泛使用,常被用于制作加热炉管、压力容器以及锅炉中的钢结构件^[3-4]。

12Cr1MoVG 钢在生产过程中铸坯表面容易产生裂纹^[5]。凝固坯壳的表面裂纹可以在连铸机不同的区域中产生,裂纹形状各异,形成原因极其复杂,受设备、凝固条件和工艺操作等因素的制约,这些都是凝固坯壳产生裂纹的外部条件,而最本质的因素是钢在高温下的力学行为^[6]。钢的高温力学行为表征着凝固过程中铸坯受到应力时的抵抗变形和裂纹的能力^[7]。因此,只有充分认识钢在凝固冷

却过程中坯壳的高温力学行为的变化规律,在设备设计和工艺操作上采取正确的对策,才能有效地防止裂纹的产生,为此,笔者对 12Cr1MoVG 钢连铸坯高温力学性能展开了研究。

1 试验材料和方法

本试验用钢选自国内某钢厂生产的 12Cr1MoVG 钢铸坯,其主要化学成分见表 1。

选择靠近铸坯内弧处,宽度 1/2 到 1/4 之间的 12Cr1MoVG 钢制成如图 1 所示的拉伸试样用于进行高温拉伸试验试样,试样长度方向平行于铸坯长度方向。

表 1 12Cr1MoVG 钢主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of 12Cr1MoVG steel

C	Cr	Mo	V	Mn	Si	P	S	Al
0.106	0.988 6	0.292 9	0.177	0.538	0.22	0.011 6	0.004	0.012 6

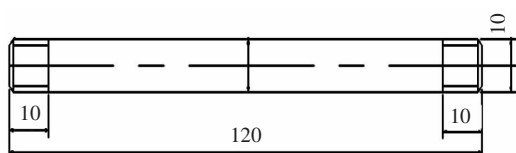


图 1 高温拉伸试样尺寸

Fig. 1 Size of elevated temperature tensile sample

使用 Gleeble-3500 热模拟机进行高温拉伸试验,试验过程中采用真空泵抽取真空,并将试样固定于真空室中。高温拉伸试验温度制度如图 2 所示,室温下以 10 °C/s 的速度加热至 1 200 °C,并保温 3 min,以均匀成分和温度,促进析出物的溶解,然后以 3 °C/s 的冷却速率至拉伸温度(600、700、750、800、850、900、950、1 000、1 100、1 200 °C),保温 30 s 后,再以 1.0×10^{-3} /s 应变速率(连铸工艺下的典型应变速率)拉伸至断裂,拉断后对试样迅速冷却以保留高温下断口的形貌和金相组织特征,整个试验过程充 Ar 气保护。

在热模拟试验机上对高温试样进行拉伸,测量拉断后试样的直径和原始试样的断面尺寸,将测量数据代入公式(1)计算断面收缩率(R_A)。用公式(2)计算抗拉强度(高温强度极限) σ_b 。然后利用扫描电镜观察不同放大倍数下拉伸试样断口,从而确定其断裂模式。最后将试样拉断后按尺寸切割并镶

样,使用 4% 的硝酸酒精侵蚀,在光学显微镜下观察拉伸断口组织。

$$R_A = \frac{D_0^2 - D_1^2}{D_0^2} \times 100\% \quad (1)$$

式中 R_A —断面收缩率, %;

D_0 —试样原始直径, mm;

D_1 —拉断后试样直径, mm。

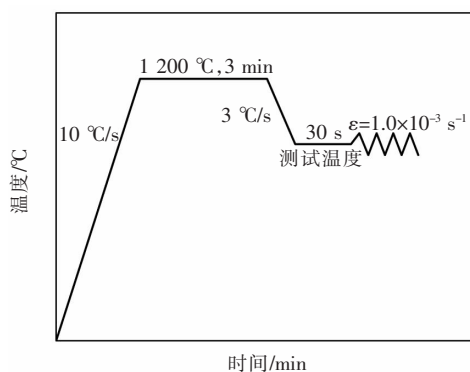


图 2 高温拉伸试验温度制度

Fig. 2 Temperature system for elevated temperature tensile test

$$\sigma_b = \frac{4F}{\pi D_0^2} \quad (2)$$

式中 σ_b —抗拉强度, MPa;

D_0 —试样原始直径, mm;

F —拉伸中最大拉力值, N。

2 试验结果与分析

2.1 抗拉强度与热塑性分析

采用 Gleeble-3500 热模拟机测定的 12Cr1MoVG 钢在 600 ~ 1 200 °C 工程应力—应变曲线如图 3 所示,从图 3 可以看出,在 600 °C 拉伸出现明显的加工硬化,随着温度的提高,加工硬化逐渐减弱。并且随着拉伸温度的提高,屈服强度以及抗拉强度均降低。对于延伸率而言,其并非随温度单调变化,在试验温度 800 °C 下试样延伸率最低。

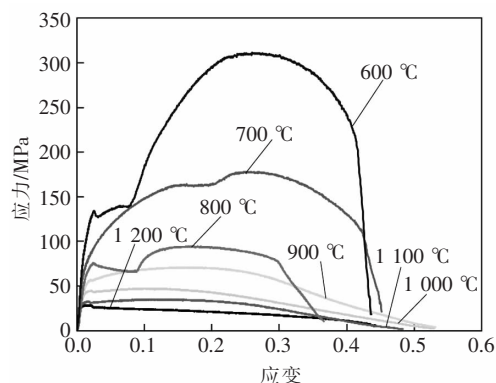


图 3 工程应力—应变曲线

Fig. 3 Engineering stress-strain curve of experimental steel

相关研究表明, R_A 及 σ_b 是表征铸坯力学性能的主要参数。 R_A 为表征铸坯塑性变形能力的指标,数值越大,说明铸坯产生表面裂纹可能性越低^[8]。铃木洋夫^[9]等人的研究表明,当 R_A 小于 60% 时,塑性就会变得很差,连铸坯容易出现表面裂纹,当 R_A 大于 60% 时,铸坯表面几乎不存在裂纹,因此,以 R_A 为 60% 作为铸坯脆性区的判断标准。 σ_b 为铸坯抵抗塑性变形的最大应力,实际生产过程中,当应力大于铸坯抗拉强度时,裂纹开始在铸坯表面产生。通过试验测定 12Cr1MoVG 钢应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 $1.0 \times 10^{-3} / \text{s}$,冷却速率为 $3 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{s}$ 时 σ_b 与 R_A 随温度的变化关系,试验结果如图 4 所示。

如图 4 所示,抗拉强度 σ_b 随温度升高,整体呈下降趋势,温度为 1 200 °C 时, σ_b 抗拉强度为 28.6 MPa。大量研究表明,随着温度进一步升高, σ_b 还会继续降低,因此,12Cr1MoVG 铸坯在高温时应尽量避免受大的应力,防止裂纹的产生。在 900 ~ 1 200 °C 温度区间内铸坯具有良好的塑性,断面收缩率 R_A 达到 73% 以上。当拉伸温度低于 900 °C,

随着温度降低,钢的塑性开始恶化,在 800 °C 时, R_A 值降至最低,为 43.75%,随着拉伸温度继续降低,塑性有所增加,拉伸温度为 700 °C 时 R_A 达到 64%。以 R_A 为 60% 作为铸坯脆性区的判断标准,可以认为 12Cr1MoVG 钢的低温脆性区温度范围 738 ~ 865 °C,最低塑性温度为 800 °C。因此,为提高铸坯质量,减少表面裂纹的发生,生产中应采取合理的二冷制度,使连铸坯在矫直时避开低温脆性区。

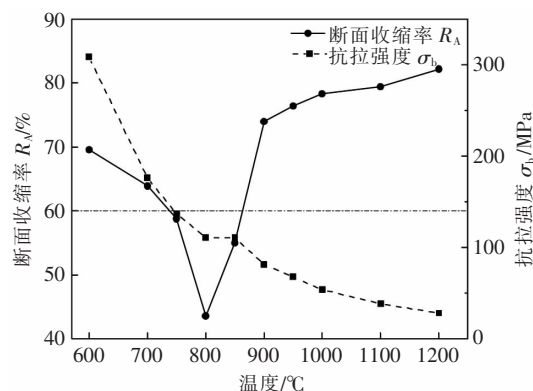


图 4 抗拉强度及断面收缩率变化曲线

Fig. 4 Tensile strength and area reduction of steel with tested temperature

研究表明 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变是钢存在低温脆性区的主要原因,随着温度的降低, $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ 转变完成, γ 相消失,钢中只剩余 α 和 Fe_3C 两相,裂纹的产生和扩展相对变得困难,钢的塑性又有所好转。利用 Thermal-calc 软件计算 12Cr1MoVG 钢从 1 600 °C 降到 500 °C 的相变过程,结果见图 5。

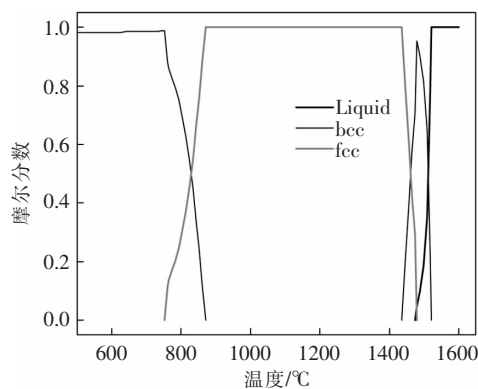


图 5 12Cr1MoVG 钢相变过程

Fig. 5 Phase transition of 12Cr1MoVG steel

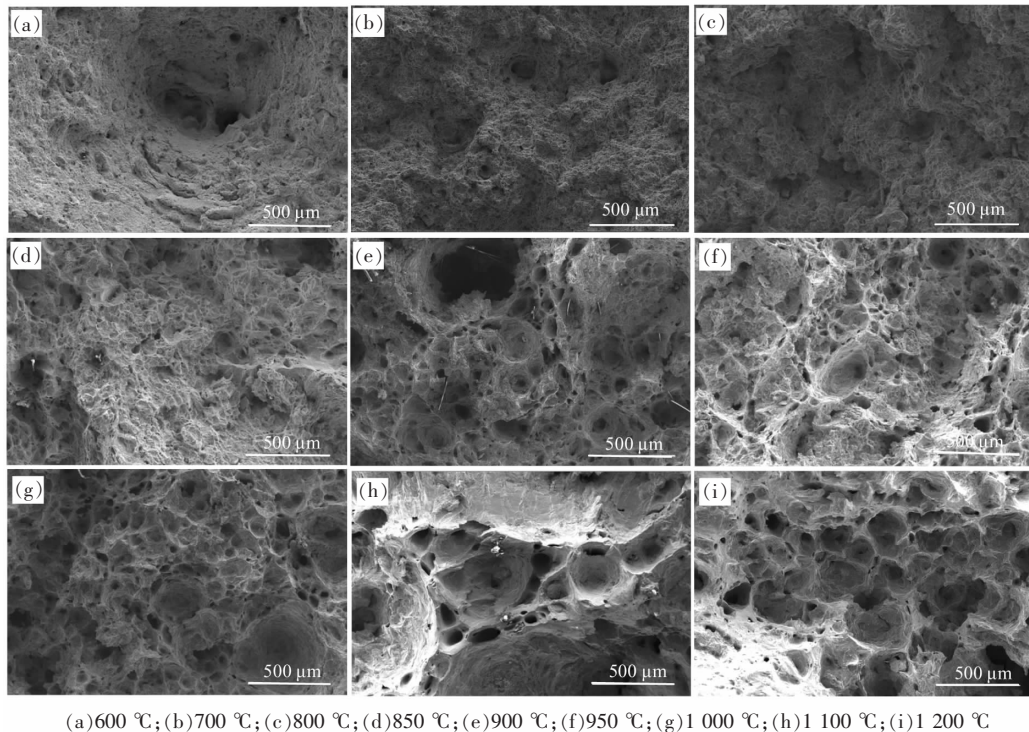
当温度降到 870 °C 左右时, α 铁素体开始析出,当温度降低到 750 °C 左右时,奥氏体完全消失。通

过 Thermal-calc 热力学计算软件计算可知 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度区间为 747 ~ 869 °C, 与试验所得的低温脆性区温度区间基本一致。

2.2 断口形貌及组织分析

使用扫描电镜拍摄 12Cr1MoVG 钢在不同温度下拉伸试验的断口形貌如图 6 所示, 放大倍数均

为 200 倍。从图中可以看到在 900 °C 以上时, 试样断口存在大量的韧窝, 断裂属于塑性断裂, 说明在 900 °C 以上时具有较好的塑性。在脆性温度 800、850 °C 时, 断口形貌为冰糖状, 断裂属于脆性断裂。在 600、700 °C 时, 断口形貌为冰糖状并带有少量韧窝。

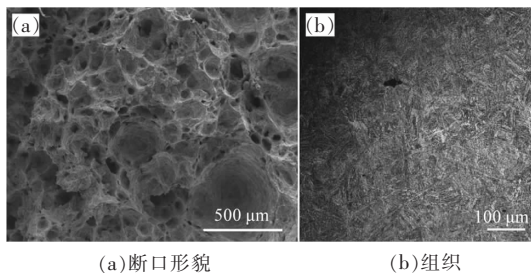


(a) 600 °C; (b) 700 °C; (c) 800 °C; (d) 850 °C; (e) 900 °C; (f) 950 °C; (g) 1 000 °C; (h) 1 100 °C; (i) 1 200 °C

图 6 不同温度的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology of samples at different test temperatures

12Cr1MoVG 钢 1 000 °C 断口形貌和金相组织如图 7 所示, 由图 7(a) 断口形貌可知, 试验钢在 1 000 °C 拉伸断口为微孔聚集型断裂, 存在大量圆形或椭圆形的小韧窝, 以及部分大而深的等轴韧窝, 属于塑性断裂, 说明具有较好的塑性。



(a) 断口形貌

(b) 组织

图 7 1 000 °C 断口形貌及组织

Fig. 7 Fracture morphology and microstructure of sample fractured at 1 000 °C

由图 7(b) 可以观察到试验钢在 1 000 °C 下拉断腐蚀后的金相组织, 金相显微镜下显示为板条状马氏体组织, 由于马氏体为高温奥氏体经急冷转变而来, 因此, 可以确定 1 000 °C 时组织为奥氏体单相区。

图 8 为试验钢 800 °C 断口形貌和金相组织, 由图 8(a) 可知, 800 °C 断口表面较平滑, 断口形貌呈现冰糖状结构, 主要表现为脆性断裂。由图 8(b) 对应的金相组织可以看出, 铁素体薄膜开始沿着奥氏体晶界生成。由于 α 铁素体组织强度仅为 γ 奥氏体的 1/4, 薄的先析铁素体极易产生应力集中。在外力作用下, 变形主要集中在较软的 α 铁素体中, 使 α 铁素体相内产生孔洞和裂纹, 最后导致沿晶断裂^[10], 如图 9 所示。

当温度降至 600 °C 时, 断口表面开始出现微小

的韧窝,韧窝里可以明显观察到有夹杂物存在,如图10(a)所示。

在塑性变形中,位错在夹杂物附近塞积,在异相界面形成裂纹源,然后扩大成为韧窝^[11-12]。断口处除有少量韧窝外,断口形貌多为冰糖状结构,因此,600℃条件下试验钢断裂模式为沿晶断裂和穿晶断裂混合断裂。对应金相组织为铁素体,如图10(b)所示。

对韧窝处夹杂物进行成分分析,见图11,可以看出夹杂物主要是由Al、Ca、Mg、O、S元素组成的复合夹杂。

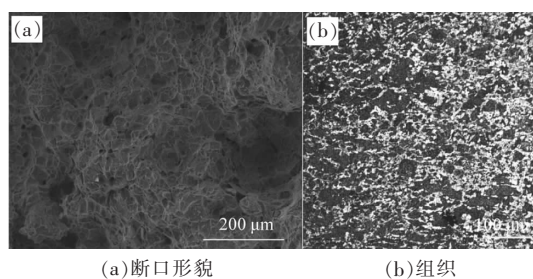


图8 800℃断口形貌及组织
Fig. 8 Fracture morphology and microstructure of sample fractured at 800℃

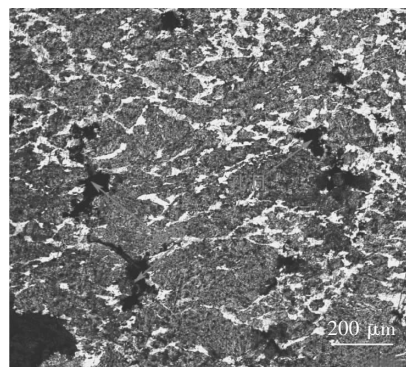


图9 800℃断口处α铁素体相内孔洞与裂纹
Fig. 9 Voids and cracks in α ferrite phase of sample fractured at 800℃

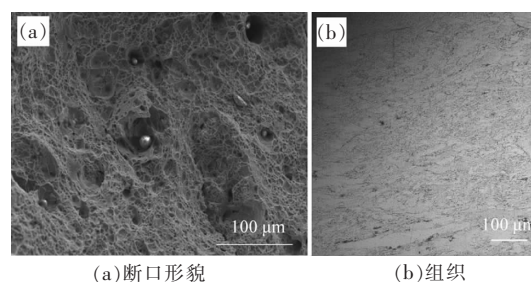


图10 600℃断口形貌及组织
Fig. 10 Fracture morphology and microstructure of sample fractured at 600℃

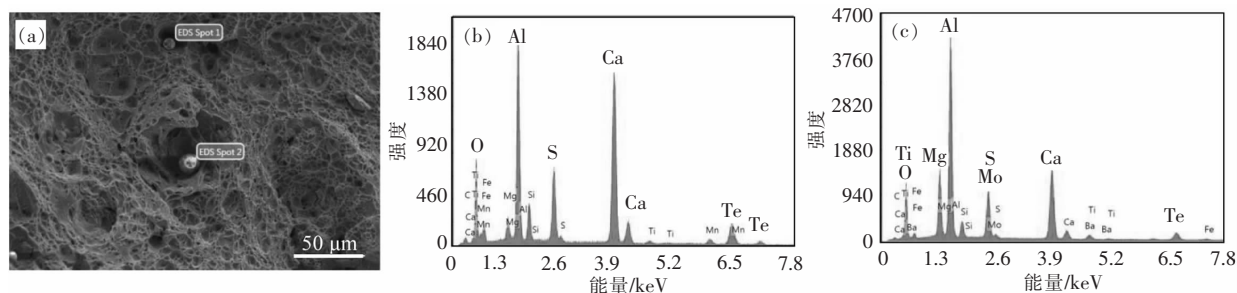


图11 韧窝处夹杂物成分分析
Fig. 11 Analysis of inclusions in the dimple of fractured sample

3 结论

1) 12Cr1MoVG钢在900~1200℃具有良好的塑性,断面收缩率 R_A 达到73%以上。在738~865℃温度区间内,断面收缩率 R_A 均低于60%,是12Cr1MoVG钢的低温脆性区。

2) 在低温脆性区,12Cr1MoVG钢的延塑性降低主要是由于γ奥氏体晶界析出先析铁素体α,在外界应力作用下,在α铁素体相内产生孔洞和裂纹,导致钢沿晶间断裂。由热力学平衡计算可知γ→α相变温度区间为747~869℃,与试验所得低温脆性

区温度区间基本一致。

3) 通过对拉伸试样断口形貌及金相分析可知,在1000℃时,试样断口存在大量圆形或椭圆形的小韧窝,属于塑性断裂,金相组织为单相奥氏体区。在脆性温度800℃时,试样断口表面较平滑,形貌呈现冰糖状结构,为脆性断裂,金相组织中铁素体薄膜开始沿着奥氏体晶界生成。在600℃时,12Cr1MoVG钢断裂模式为沿晶断裂和穿晶断裂混合断裂,对应金相组织为铁素体;其中韧窝处存在Al、Ca、Mg、O、S等元素组成的复合夹杂物。

参考文献

- [1] Li Shengchun. The studies about 12Cr1MoV steel pipe's performance and microstructure in high temperature [D]. Anshan: University of Science and Technology Liaoning 2007.
(李盛春. 12Cr1MoV 锅炉钢管材高温力学性能及组织研究 [D]. 鞍山: 辽宁科技大学 2007.)
- [2] Xu Yuantao. Study on microstructure and mechanical properties of 12% Cr heat-resistant steel [D]. Qinghuangdao: Yanshan University 2014.
(许元涛. 12% Cr 耐热钢微观组织与力学性能研究 [D]. 秦皇岛: 燕山大学 2014.)
- [3] Cheng Kaidi. Study of the fire performance of 12Cr1MoV and 15CrMo steel [D]. Shanghai: East China University of Science and Technology 2017.
(程恺迪. 12Cr1MoV 和 15CrMo 钢受火性能研究 [D]. 上海: 华东理工大学 2017.)
- [4] Yuan Xiaomin, Hu Shanshan, Zhang Yiwei *et al.* Effects of controlled cooling process on microstructure and mechanical properties of 12Cr1MoV boiler [J]. Heat Treatment of Metals 2015, 40(6): 116–120.
(袁晓敏, 胡珊珊, 张义伟, 等. 控制冷却工艺对 12Cr1MoV 锅炉钢组织与性能的影响 [J]. 金属热处理 2015, 40(6): 116–120.)
- [5] Cao Lei. Surface longitudinal crack of slab and property of mold slag for continuous casting of peritectic steel [J]. Iron & Steel, 2015, 50(2): 38–42.
(曹磊. 包晶钢连铸坯表面纵裂与保护渣性能选择 [J]. 钢铁 2015, 50(2): 38–42.)
- [6] Jablonka A, Harste K, Schwerdtfeger K. Thermomechanical properties of iron and iron-carbon alloys: density and thermal contraction [J]. Steel Research, 1991, 62(1): 24–33.
- [7] Zeng Yanan. Precipitation mechanism of second phase particles and control of surface cracks in continuous casting slab of microalloyed steel [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing 2015.
(曾亚南. 微合金钢连铸坯第二相粒子析出机理与表面裂纹控制研究 [D]. 北京: 北京科技大学 2015.)
- [8] Wang Xu, Wei Jun, Qiu Shengtao *et al.* High-temperature mechanical properties of 12Mn steel round billet [J]. Iron Steel Vanadium Titanium 2019, 40(1): 166–170.
(王旭, 魏军, 仇圣桃, 等. 12Mn 钢圆坯的高温力学性能 [J]. 钢铁钒钛 2019, 40(1): 166–170.)
- [9] Lankford W T. Some considerations of strength and ductility in the continuous-casting process [J]. Metallurgical Transactions, 1972, 3(6): 15–22.
- [10] Ai Xi, Sun Yanhui, Zeng Yanan *et al.* Study on the hot ductility of low carbon steel Q345B bloom [J]. Iron Steel Vanadium Titanium 2014, 35(4): 103–106.
(艾西, 孙彦辉, 曾亚南, 等. 低碳钢 Q345B 大方坯热塑性研究 [J]. 钢铁钒钛 2014, 35(4): 103–106.)
- [11] Song Weixi. Metallurgy [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press 2005.
(宋维锡. 金属学 [M]. 北京: 冶金工业出版社 2005.)
- [12] Wang Bo. Study on the fracture behavior of the large deformation pipeline steel [D]. Xi'an: Xi'an Shiyou University 2014.
(王博. 大变形管线钢的断裂行为研究 [D]. 西安: 西安石油大学 2014.)

编辑 邓淑惠

攀西首家高端钛合金管材生产企业投产

“自项目一期投产以来,订单不断,设备、工人都是满负荷运转,我们会根据客商的不同要求,生产不同规格的钛管。”9月3日,攀枝花市嘉翔钛业科技有限公司负责人曹婧说。

嘉翔钛业是攀西地区首家从事高端钛合金管材生产的科技型企业,位于东区高新技术产业园区内,产品主要用于石油化工、医疗器械、航空航天、船舶制造、海水淡化等领域,目前投产的一期主要生产各类高端微小口径钛毛细管。曹婧说“公司正在筹划二期项目建设,建成后可实现攀枝花本地0.8~8 mm全系列口径钛管的量产,企业将实现年产值逾1亿元,实现税收逾1千万元,将为优化区域产业结构、调整产业业态作出积极贡献。”

摘自 <http://www.panzhihua.gov.cn/zwgk/gzdt/bdyw/1688912.shtml>