

## 30CrMo 精冲钢连铸板坯高温力学性能研究

段卫平<sup>1</sup> 袁航<sup>2</sup> 李京社<sup>2</sup> 杨树峰<sup>2</sup>

(1 天津铁厂有限公司, 邯郸 056400; 2 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083)

**摘要** 利用 Gleeble-3800 热模拟机测试了 30CrMo 精冲钢连铸坯从 1 350 ℃ 以 5 ℃/s 和 15 ℃/s 冷却至 600 ~ 900 ℃ 拉伸的高温力学性能, 通过扫描电镜对拉伸试样的断口形貌和显微组织进行了观察分析, 讨论了各温度区域变形断裂的机理。结果表明, 冷却速度增大, 铸坯整体的断面收缩率减小, 铸坯的热塑性降低。30CrMo 精冲钢的Ⅲ脆性温度区间在 650 ~ 750 ℃。将二冷区矫直点入口处的铸坯角部温度提升至 800 ℃ 以上可以有效避免角部裂纹发生。

**关键词** 30CrMo 精冲钢 高温力学性能 热塑性 断裂机理

## Study on High Temperature Mechanical Properties of Fine Blanking 30CrMo Steel Continuous Casting Slab

Duan Weiping<sup>1</sup>, Yuan Hang<sup>2</sup>, Lin Jingshe<sup>2</sup> and Yang Shufeng<sup>2</sup>

(1 Tianjin Iron Works Co Ltd, Handan 056400; 2 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

**Abstract** The high temperature mechanical properties of 30CrMo fine blanking steel continuous casting slab cooling from 1 350 ℃ with 5 ℃/s and 15 ℃/s to 600 ~ 900 ℃ and tensioning are tested using Gleeble-3800 thermal simulator. The fracture morphology and microstructure of the tensile specimens are observed and analyzed by scanning electron microscopy, and the mechanism of deformation fracture in each temperature region is discussed. Results demonstrate that with the increase of cooling rate, the overall reduction of area of the slab decreases and the thermo-plasticity of the slab also decreases. The Ⅲ brittleness temperature range of 30CrMo fine blanking steel is 650 ~ 750 ℃, and raising the corner temperature of the slab in the straightening section of secondary cooling zone to above 800 ℃ can effectively avoid the corner cracking.

**Material Index** 30CrMo Fine Blanking Steel, High Temperature Mechanical Properties, Thermo-Plasticity, Fracture Mechanism.

精冲工艺是精密冲裁和板料成型相结合的一种制造精密、复杂冲压件的高效而经济的加工技术, 能够获得优质零件, 广泛应用于汽车、机械、航空航天、仪器仪表及军工等领域<sup>[1-3]</sup>。连铸坯角部横裂纹是引起精冲钢冶金质量问题的主要因素之一, 已有证据表明, 大多数微合金钢角部横裂纹的产生环节是在二冷铸流内, 主要发生在铸坯角部振痕的凹部。由于铸坯角部冷却为二维冷却, 温度下降快, 铸坯角部温度在弯曲和矫直过程中落入低延展性区, 高温塑性急剧降低<sup>[4-8]</sup>。由于连铸坯裂纹产生的本质涉及高温凝固过程中的力学行为, 研究铸坯高温力学性能演变规律是制定连铸工艺的基础<sup>[9-12]</sup>。因此, 确定精冲钢连铸板坯高温力学性能, 对提高铸坯质量、实现高质量铸坯生产具有重要意义。

本文以 30CrMo 精冲钢为研究对象, 利用

Gleeble-3800 热模拟机对试验钢种进行高温拉伸试验, 明确了该钢种在不同冷却条件下的Ⅲ温度脆性区间及热塑性变化特征, 为指导二冷区水量的调节提供了试验依据。

### 1 试验材料和方法

试验材料取自钢厂生产的 230 mm × 1 350 mm 精冲钢 30CrMo 连铸板坯, 其主要的冶炼工艺流程为: 205 t BOF → LF → RH → CC, 化学成分如表 1 所示。要求出脱硫站 S 含量 ≤ 0.005%; 控制转炉终点 C < 0.05%, 保证出钢 O 含量 < 500 × 10<sup>-6</sup>, 出钢温度控制在 1 610 ℃, 禁止补吹, 防止钢液过氧化; LF 进行深脱硫操作, 控制钢中 S 含量 < 0.001%; RH 采用本处理模式, 保证纯脱气时间 ≥ 15 min。LF、RH 精炼完毕保证 5 min 弱搅拌, 促使钢液中小型夹杂物充分上浮。

采用 Gleeble-3800 热模拟机对试验钢种进行高温拉伸试验。为避免中心偏析、疏松缺陷对高温拉伸试验结果的影响,对铸坯角部厚度 $1/4$  h 处取样并加工成  $\Phi 10$  mm  $\times$  120 mm 标准高温拉伸试样。

将试样固定于热模拟机后,首先以  $10$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的升温速率将试样加热至  $1350$   $^{\circ}\text{C}$  并保温  $5$  min,以均匀成分和温度,促进析出相溶解。然后分别以  $5$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  和  $15$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷却速率将试样冷却至试验温度,再保温  $1$  min,随后以  $1 \times 10^{-3}/\text{s}$  的应变速率进行热拉伸试验,直至试样断裂。试验全程在氩气保护气氛下进行。试样断裂后,立即采取喷水方式进行冷却,以得到原始的高温断口及微观组织形貌。利用扫描电子显微镜(SEM)对断口形貌和微观组织进行观察。具体试验温度如表 2 所示,试验工艺制度如图 1 所示。

为了定量测量铸坯的高温塑性,本文采用断面收缩率这一指标。断面收缩率(RA 值)是指铸坯试样在热拉伸试验之后形成的最大缩小断面占总断面面积的比值,RA 值越大,铸坯塑性变形的能力越好,计算公式如下:

$$RA = \left(1 - \frac{4S}{\pi d_0^2}\right) \times 100\% \quad (1)$$

式中:S- 试验温度下的断口截面积/ $\text{m}^2$ ;  $d_0$ - 试样半径/m。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 30CrMo 连铸坯热塑性

铸坯断面收缩率是衡量热塑性能的重要指标,反映铸坯在高温下均匀塑性变形的能力<sup>[8]</sup>。图 2 所示为 30CrMo 精冲钢在不同冷却速率条件下( $5$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、 $15$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )铸坯断面收缩率。从图 2 中可以看出,在  $600 \sim 900$   $^{\circ}\text{C}$ ,两种不同冷却速度下的铸坯断面收缩率变化趋势明显不同。随着变形温度的增加, $5$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  冷速下的铸坯 RA 先从  $600$   $^{\circ}\text{C}$  的  $91\%$  减小至  $650$   $^{\circ}\text{C}$  的  $33.5\%$ ,而后逐渐上升,在  $700 \sim 800$   $^{\circ}\text{C}$  上升速率较低,当变形温度升至  $850$   $^{\circ}\text{C}$  时,RA 已达到  $91.4\%$ ,在  $900$   $^{\circ}\text{C}$  达到最大,为  $92\%$ 。而  $15$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  冷速下的铸坯 RA 整体呈增大趋势, $600$   $^{\circ}\text{C}$  下 RA 低于  $10\%$ ,随着温度增大至  $800$   $^{\circ}\text{C}$ ,RA 高于  $40\%$ 。一般认为,当断面收缩率  $RA < 40\%$  时,铸坯不易出现裂纹,因此将  $RA = 40\%$  作为划分塑性良好与塑性较差的界限<sup>[13-14]</sup>。根据图 2 中铸坯断面收缩率随试验温度的变化曲线可以得出,两种冷却模式下, $650 \sim$

表 1 30CrMo 精冲钢化学成分 / %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	N	Mo	O
0.294 5	0.198 8	0.512 2	0.018 1	0.001 9	0.97	0.015	0.004 17	0.167 3	0.001 6

表 2 高温拉伸测试试验温度/ $^{\circ}\text{C}$

序号	冷却速率 / ( $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ )	
	5	15
1	600	600
2	650	650
3	700	700
4	750	750
5	800	800
6	850	850
7	900	900

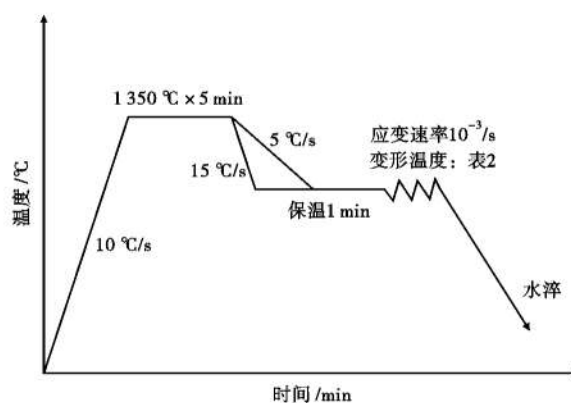


图 1 高温拉伸试验工艺图

Fig. 1 Scheme of high temperature tensile test process

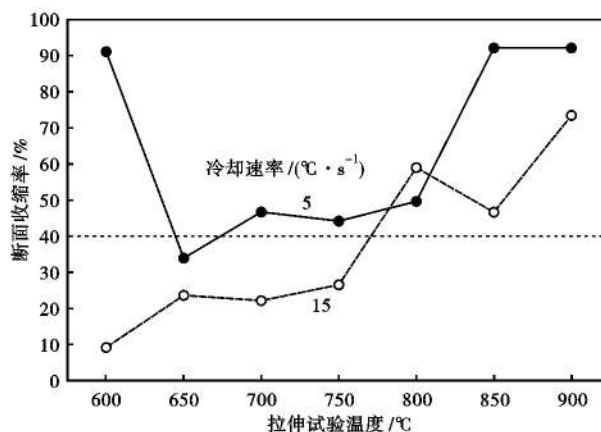


图 2  $5$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  及  $15$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  冷却至温度应变水冷后 30CrMo 钢铸坯高温拉伸断面收缩率

Fig. 2 High temperature tensioned reduction of area of 30CrMo steel cast slab with cooling rate  $5$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  and  $15$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  to temperature strain and water cooling

$800$   $^{\circ}\text{C}$  的 RA 都处于较低断面收缩区域,而  $850$   $^{\circ}\text{C}$  以上 RA 较高。已有的研究表明,从钢的熔点附近至

600 °C 温度区间存在 3 个明显的脆性温度区,铸坯在矫直段时,温度冷却至第Ⅲ脆性两相区附近,形成裂纹几率较大,而在温度较低的 900 ~ 600 °C 断面收缩率较小 (< 40%),此时铸坯裂纹敏感性较高<sup>[4]</sup>。由此可见,5 °C/s 下的低脆性区只有在 650 °C 附近,因此,只要保证铸坯角部温度高于 650 °C 或 700 °C,能使铸坯的热塑性保持在合格水平;另外,随着冷却速度即冷却强度的增大,铸坯整体的 RA 值下降,故采用较低的冷却强度能提高铸坯的热塑性。

2.2 断口形貌及微观组织观察

利用扫描电镜对 5 °C/s 冷却制度下的 700、800、900 °C 高温拉伸试验断口形貌进行观察,如图 3 所示。从图 3(a)中可以看出,700 °C 时拉伸试样断面收缩较小,宏观断口表面不平整,微观形貌以台阶状解理断裂为主,且解理刻面较大,达到数百微米;另外存在少量的小型韧窝,整体断口以脆性与韧性共存。随着拉伸温度升至 800 °C,如图 3(b)所示,RA 值增大,断面出现明显的平台,宏观断口呈杯锥状,说明了该拉伸试样在断裂前产生了一定的塑形变形。微观断口呈冰糖形貌,且平台处较断口底部晶粒细小。温度进一步升至 900 °C,如图 3(c),宏观断口平面尺寸愈发变小,呈明显杯锥断口,断面十分平整。结合图 2 断面收缩率变化曲线可知,该温度下拉伸试样的 RA 值达到了 90% 以上,与平面处极为细小密集的晶粒相吻合。

图 4 所示为 15 °C/s 冷却制度下的 650、750、850 °C 高温拉伸试验断口形貌。从图 4(a)可以看出,在高冷速条件下,650 °C 温度下的拉伸试样断口断裂方式以沿晶断裂为主,基本上不存在韧性的韧窝。宏观断口较为平整,无撕裂状。图 4(b)为 750 °C 拉伸温度下的断口形貌,可以看出,宏观断口及微观断口均非常平整,断裂仍以沿晶断裂,并且可以发现部分二次微裂纹。随着拉伸温度升至 850 °C,如图 4(c)所示,断口以大尺寸枝晶及撕裂状断口为主,出现塑性变形的孔洞,因此其断面收缩值高于 650 °C 下的拉伸试样,但由于其晶粒尺寸较大,使得整体 RA 值并没有高于 60%。

图 5 所示为 5 °C/s 与 15 °C/s 冷却速度所对应的不同试验温度下的断口金相组织形

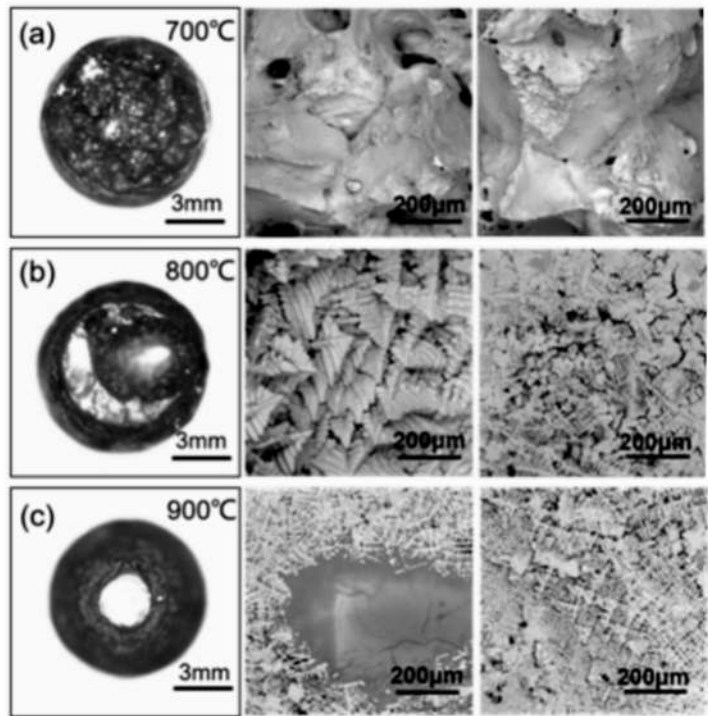


图 3 30CrMo 钢铸坯 5 °C/s 冷却至(a)700 °C,(b)800 °C 和(c)900 °C 拉伸的断口和组织形貌

Fig. 3 Fracture and structure morphology 30CrMo steel cast slab 5 °C/s cooling to (a) 700 °C, (b) 800 °C and (c) 900 °C and tensoning

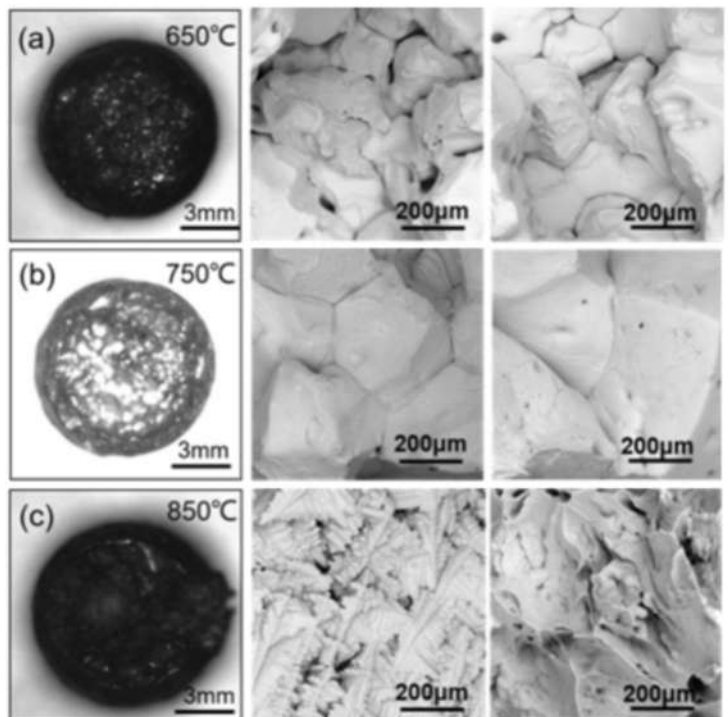


图 4 30CrMo 钢铸坯 15 °C/s 冷却至(a)650 °C,(b)750 °C 和(c)850 °C 拉伸的断口和组织形貌

Fig. 4 Fracture and structure morphology 30CrMo steel cast slab 15 °C/s cooling to (a) 650 °C, (b) 750 °C and (c) 850 °C and tensoning

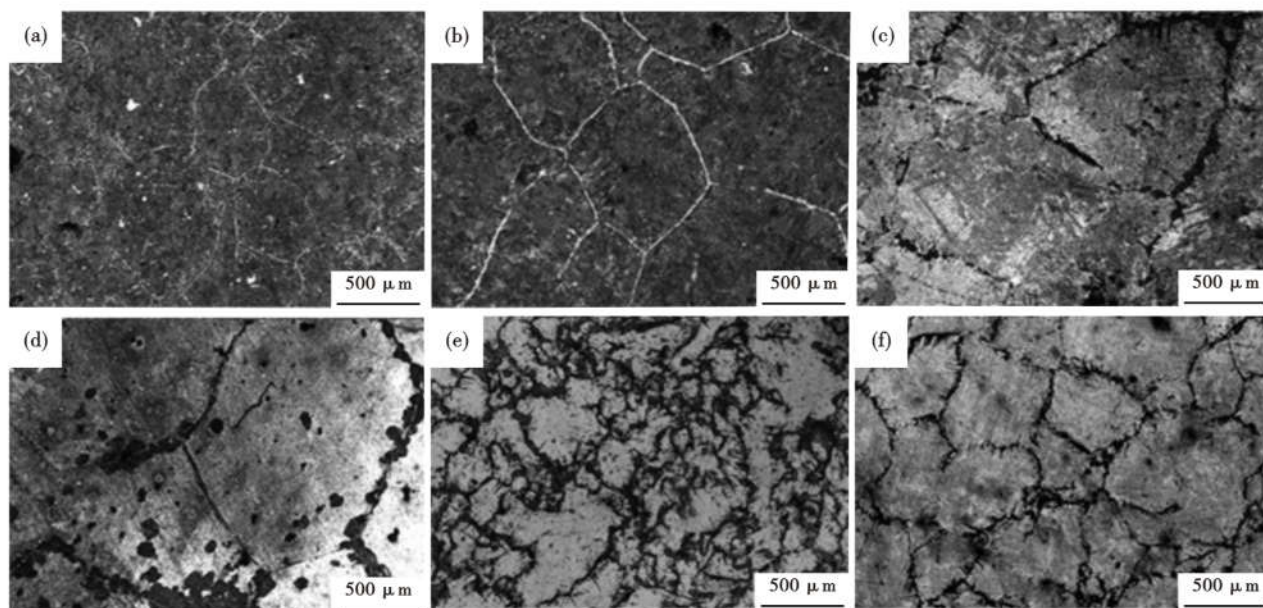


图 5 30CrMo 钢铸坯高温拉伸断口组织: (a)5 °C/s-700 °C; (b)15 °C/s-650 °C; (c)5 °C/s-800 °C; (d)15 °C/s-750 °C; (e)5 °C/s-900 °C; (f)15 °C/s-850 °C

Fig. 5 Fracture microstructure of high temperature tensioning 30CrMo steel cast-slab: (a)5 °C/s-700 °C; (b)15 °C/s-650 °C; (c)5 °C/s-800 °C; (d)15 °C/s-750 °C; (e)5 °C/s-900 °C; (f)15 °C/s-850 °C

貌。可以看出,在两种冷却模式下,随着温度上升至 850~900 °C,晶粒尺寸明显减小,晶界分布更加密集。在 900 °C 条件下拉伸时,可以看出有明显的动态再结晶发生,同时伴随有奥氏体晶界上的微小晶粒。而 850 °C 温度拉伸试样则没有发生动态再结晶。

### 3 结论

(1)冷却速度增加,铸坯整体的断面收缩率减小,铸坯的热塑性降低,第 III 脆性温度区间明显

增大。

(2)第 III 脆性温度区间内的拉伸试样断口断裂方式以沿晶断裂为主,基本上不存在韧性的韧窝。

(3)5 °C/s 冷速下 30CrMo 精冲钢的第 III 脆性温度区间在 650 °C 附近,15 °C/s 冷速下第 III 脆性温度区间为 600~750 °C。将二冷区矫直点入口处的铸坯角部温度提升至 800 °C 以上可以有效避免角部裂纹发生。

### 参考文献

- [1] 夏琴香,胡玄通,陈登,等.精冲技术的研究现状与发展趋势[J].锻压技术,2015,40(7):1-6.
- [2] 郑瑞,刘阳春,刘锐,等.国内精冲钢产品的生产现状和发展趋势[J].锻造与冲压,2019(16):16-18.
- [3] 陈璐.精冲材料的现状与发展趋势[J].锻造与冲压,2020(16):21-23.
- [4] 袁航,杨树峰,王田田,等.亚包晶微合金钢连铸板坯角部横裂纹研究进展[J].中国冶金,2020,30(10):1-8.
- [5] 刘军.微合金钢铸坯角部横裂纹控制技术的应用[J].连铸,2019,44(3):34-38.
- [6] 王新华,朱国森,于会香,等.高碳钢连铸板坯高温力学性能[J].北京科技大学学报,2005,27(5):545-548.
- [7] 董凯,刘建华,张佩,等.12Cr1MoV 钢连铸坯高温力学性能研究[J].钢铁钨钛,2020,41(5):124-129.
- [8] 艾松元,龙木军,张梦远,等.1245MB 钢铸坯高温强度与弹性性能研究[J].钢铁,2019,54(8):194-201.
- [9] 王炜,周律敏,熊力,等.SS400 含硼钢连铸坯的高温力学性能[J].钢铁,2015,50(7):38-42.
- [10] 郝彦英,白素宏,高琦,等.中碳 MnV 系列非调质钢连铸坯高温力学性能研究及应用[J].连铸,2015,40(6):63-66.
- [11] 王宁涛,阮士朋,段路昭,等.SAE8640 合金钢 280 mm × 325 mm 连铸坯的高温力学性能[J].特殊钢,2018,39(1):68-70.
- [12] 邓建军,王睿.高强度冷轧汽车用钢 1500MS 连铸板坯的高温力学性能[J].特殊钢,2018,39(1):54-56.
- [13] Mintz and Crowther. Hot Ductility of Steels and its Relationship to the Problem of Transverse Cracking in Continuous Casting[J]. International Materials Reviews,2010,55(3):168-196.
- [14] Barrie Mintz. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking[J]. ISIJ International,1999,39(9):833-855.

段卫平(1967-),男,硕士(2006年北京科技大学),工程师,连铸坯质量控制研究。E-mail:1249164297@qq.com

收稿日期:2021-06-28