

10B15 冷镦钢连铸坯的高温塑性

余刚¹ 袁武华² 刘泽亚¹ 傅强²

(1 湖南华菱湘潭钢铁有限公司,湘潭 411101; 2 湖南大学材料科学与工程学院,长沙 410082)

摘要 通过 Gleeble-1500 热模拟机研究了 10B15 冷镦钢(% : 0.17C, 0.16Si, 0.46Mn, 0.017P, 0.025S, 0.000 2 Ti, 0.000 8Als, 0.001 4B) 150 mm × 150 mm 连铸坯应变速率 0.000 5 ~ 0.001 s⁻¹ 在 700 ~ 1 000 °C 的热塑性。结果表明, 10B15 冷镦钢连铸坯在 850 ~ 900 °C 有高温脆性; 应变速率的降低促进动态再结晶的发生, 可以提高高温塑性; 细小的 B、Ti 和 Al 的氮化物在晶界的析出起晶界钉扎作用, 阻碍了晶界的滑移和动态再结晶的发生, 从而使钢的高温塑性降低。

关键词 10B15 冷镦钢 150 mm × 150 mm 连铸坯 高温塑性 动态再结晶

Hot Ductility of Continuous Casting Billet of 10B15 Cold Heading Steel

Yu Gang¹, Yuan Wuhua², Liu Zeya¹ and Fu Qiang²

(1 Hunan Valin Xiangtan Iron and Steel Co Ltd, Xiangtan 411101;

2 College of Material Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082)

Abstract The hot ductility of 150 mm × 150 mm casting billet of 10B15 cold heading steel (% : 0.17C, 0.16Si, 0.46Mn, 0.017P, 0.025S, 0.000 2Ti, 0.000 8Al, 0.001 4B) with strain rate 0.000 5 ~ 0.001 s⁻¹ at 700 ~ 1 000 °C has been studied by using Gleeble-1500 thermal simulator. Results show that the casting billet of 10B15 cold heading steel has hot brittleness at 850 ~ 900 °C; the dynamic recrystallization is promoted by decreasing strain rate led to increase of hot ductility; the nitrides of B, Ti and Al precipitate at grain boundary to take pin pinning effect on grain boundary to hinder slide of boundary and occurrence of dynamic recrystallization led to decrease of the hot ductility of steel.

Material Index 10B15 Cold Heading Steel, 150 mm × 150 mm Continuous Casting Billet, Hot Ductility, Dynamic Recrystallization

低碳微合金钢在连铸过程中容易产生横向裂纹和角裂纹等表面缺陷^[1]。表面缺陷的产生和材料的高温脆性密切相关^[2]。铸坯在矫直的时候, 由于表面不断喷水冷却的原因, 其表面温度在 700 ~ 1 000 °C, 在此温度范围内, 材料存在高温低塑性区, 容易产生表面和内部缺陷。通过加入微合金元素或调整连铸工艺参数可以提高材料的高温塑性, 从而获得表面质量良好的铸坯。

本文通过在 Gleeble-1500 热模拟机上进行高温拉伸实验, 研究了 10B15 冷镦钢的高温塑性。

1 实验方法

试验用钢取自华菱湘潭钢铁公司连铸小方坯 10B15 冷镦钢, 铸坯尺寸为 150 mm × 150 mm, 在铸坯表面以下 20 mm 处沿平行于拉坯方向加工成板状试样, 试样断面尺寸为 4 mm × 8 mm, 标具长 50 mm, 其化学成分见表 1。

高温拉伸实验在 Gleeble-1500 热模拟实验机上进行。将试样在氩气保护环境下以 10 °C/s 的加热速度加热到 1 150 °C, 保温 10 min 进行奥氏体化, 然

表 1 10B15 冷镦钢的化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of 10B15 cold heading steel / %

C	Si	Mn	P	S	Ti	B	Als	Cr
0.17	0.16	0.46	0.017	0.025	0.000 2	0.001 4	0.000 8	0.02

后以 1.5 °C/s 的冷却速度分别冷却到 700、750、800、850、900、950、1 000 °C, 保温 1 min, 再分别以 0.000 5 s⁻¹ 和 0.001 s⁻¹ 的应变速率拉伸至断裂, 然后用氩气流快速冷却。以试样的断后伸长率作为衡量材料高温塑性的指标。

试样拉断以后, 在断口附近处沿纵截面剖开, 制成金相试样, 用 4% 的硝酸酒精进行腐蚀, 然后在 Leitz MM-6 卧式金相显微镜和 JEOL JSM-6490LV 扫描电子显微镜下观察其显微组织结构。

2 实验结果

由图 1 可知, 应变速率为 0.001 s⁻¹ 时, 材料在 850 ~ 900 °C 温度范围内的塑性比其余温度内的塑性明显降低。应变速率为 0.000 5 s⁻¹ 时, 在 700 ~ 750 °C、850 ~ 1 000 °C 两个温度区间内, 断后伸长率随温度的升高而升高, 750 ~ 850 °C 区间内塑性随温

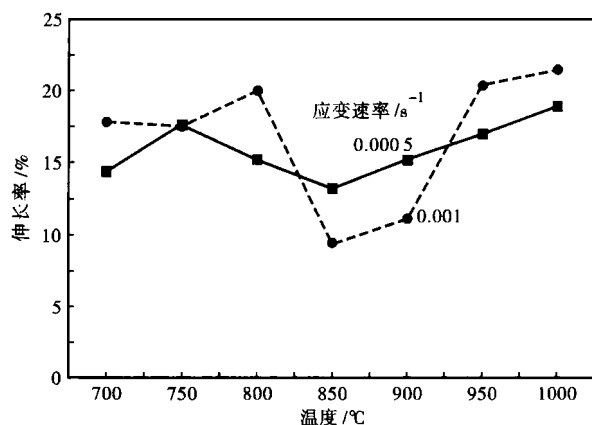


图 1 温度对 10B15 冷镦钢伸长率的影响

Fig. 1 Effect of temperature on elongation of 10B15 cold heading steel

度升高而降低,在 850 °C 时达到最低点。降低应变速率,10B15 冷镦钢的高温塑性虽然降低了,但在 850 ~ 900 °C 的高温塑性提高了,高温脆性区变窄变浅。

真应力-应变曲线上流变应力的骤然降低或波动可以反应出是否发生了动态再结晶。由图 2(a) 知,应变速率为 0.0005 s⁻¹ 时,10B15 冷镦钢在 850 °C 以上时流变曲线发生了波动,即发生了动态再结晶。由图 2(b) 知,应变速率为 0.001 s⁻¹ 时,10B15 冷镦钢在 900 °C 以上发生了动态再结晶。应变速率的降低使动态再结晶发生的温度降低了。

从图 3 中可看出,高应变速率下 10B15 冷镦钢中魏氏体的含量比低应变速率下要高,针状先共析铁素体深入到奥氏体晶粒内部。当温度为 800 °C,应变速率为 0.001 s⁻¹ 时,材料的组织比应变速率为 0.0005 s⁻¹ 时要均匀,晶界处存在连续的先共析铁素体;当温度上升到 850 °C 时,在不同的应变速率下,材料内部成分都变得不均匀,而且随着应变速率的升高,材料内部出现大块片状的珠光体,这些珠光体分布在魏氏体和铁素体附近,

这将使高温下钢的变形不均匀,使材料在此温度下形成高温脆性区。

3 分析

应变速率降低以后,动态再结晶发生的温度由 900 °C 下降到 850 °C,10B15 冷镦钢在 850 ~ 900 °C 时的高温塑性也相应提高了,由此可见,应变速率的提高可以抑制动态再结晶的发生,从而使 10B15 冷镦钢的高温塑性降低。

微合金元素 Ti、Al、B 等的加入对 10B15 冷镦钢的高温塑性产生显著作用。一方面,细小的晶界处析出物可以钉扎晶界的运动,阻碍奥氏体晶界的迁移,提高材料强度的同时使塑性降低。研究表明,当颗粒尺寸低于 50 nm 时,颗粒就会降低钢的塑性,当颗粒尺寸为 10 nm 左右时,就会引发钢中出现严重的横向裂纹。因此析出物颗粒尺寸越小,对钢的高

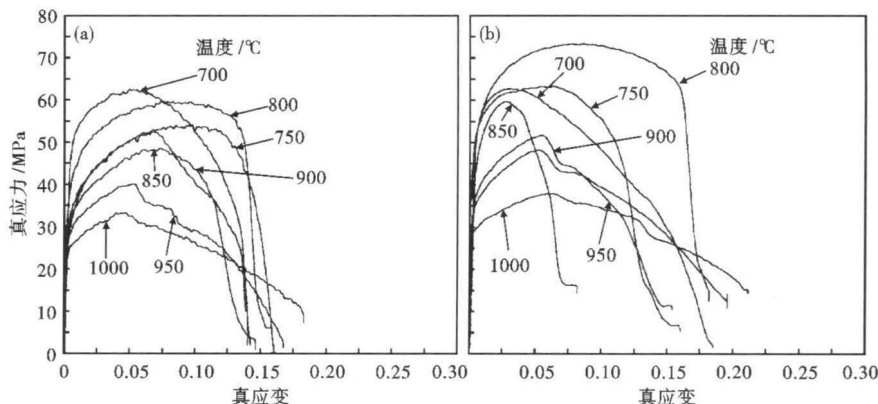


图 2 10B15 冷镦钢的真应力-真应变曲线:应变速率/s⁻¹ (a) 0.0005; (b) 0.001

Fig. 2 True stress-true strain curves of 10B15 cold heading steel; strain rate/s⁻¹ - (a) 0.0005; (b) 0.001

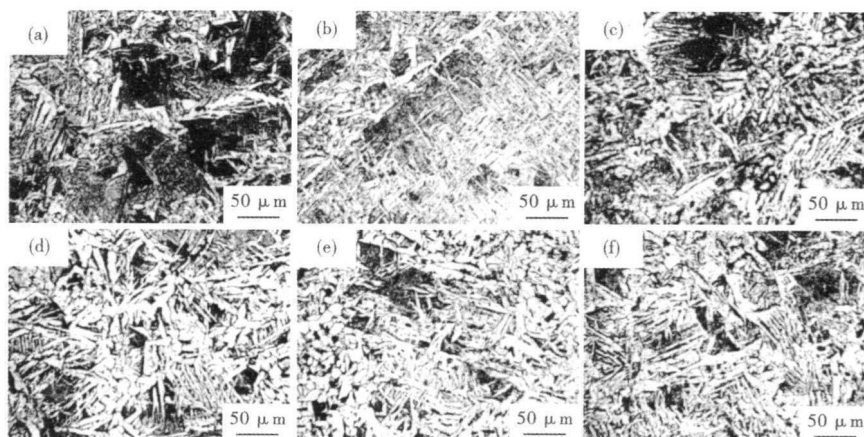


图 3 温度/°C 和应变速率/s⁻¹ 对 10B15 冷镦钢的组织影响: (a) 800, 0.0005; (b) 850, 0.0005; (c) 900, 0.0005; (d) 800, 0.001; (e) 850, 0.001; (f) 900, 0.001

Fig. 3 Effect of temperature /°C and strain rate /s⁻¹ on structure of 10B15 cold heading steel; (a) 800, 0.0005; (b) 850, 0.0005; (c) 900, 0.0005; (d) 800, 0.001; (e) 850, 0.001; (f) 900, 0.001

温塑性的破坏作用就越大^[3]。另一方面,细小的第二相质点通过占据奥氏体再结晶过程中的形核点,阻碍再结晶形核和长大过程中亚晶及晶界的迁移,达到抑制动态再结晶的目的^[4]。

Al含量的增加,钢中横向裂纹出现的频率也会明显增加。当钢中含有大量Al的时候,Al就会在奥氏体的晶界处偏聚,这样会导致铁素体可以在比通常的热拉伸试验中更高的温度下

形成^[5]。钢中残留的Al可形成六方点阵结构的AlN质点,弥散分布于奥氏体晶界,阻止奥氏体晶粒的长大,细化晶粒。传统流程中,因铸坯冷却速度慢,室温状态下铸坯中的酸溶铝大部分以AlN形式沉淀析出,经过高温再加热后,铸坯中AlN充分溶解,再通过采取高温终轧、快速冷却和低温卷取等工艺措施抑制AlN的析出,可得到粗大的铁素体晶粒和较低的屈服强度^[6]。

晶界上析出的TiN粒子能够阻碍奥氏体晶界的移动,产生沉淀硬化效应,降低材料的热塑性。应变速率较低时,最先形成的TiN颗粒在冷却的过程中有足够的时间不断长大,形成粗大的颗粒,如图4所示,粗大的第二相质点钉扎奥氏体晶界的能力显著降低,不能产生沉淀强化的效果,因此材料的强度会降低,热塑性得到提高。

B与N结合的能力比Al与N结合能力要大很多,在钢中加入微量的B元素,可以除去钢中的固溶氮,消除高温脆性,提高钢的高温塑性,减少连铸钢中裂纹的产生^[7]。B在奥氏体晶界处的偏聚及其对奥氏体晶界的作用,并对钢的高温变形和动态再结晶都有很明显的作。Lopez-Chipres等人研究发现^[8],当硼的含量增加时,因为动态再结晶被推迟,产生了固溶软化效应,奥氏体晶粒尺寸变小。在B钢中,固溶B向奥氏体/铁素体晶界处偏聚,通过与晶格缺陷的强烈结合,抑制了铁素体的转变,提高了钢的可淬性。Wang等人在对HSLA钢的研究中发现^[9],在新形成的奥氏体晶界处,B会产生非平衡偏聚,从而抑制新的奥氏体晶粒的形核和长大。这种作用直到新的奥氏体晶粒相互接触才会停止。另外,溶质的拉曳力也会阻碍新的奥氏体晶粒的移动,从而抑制动态再结晶。

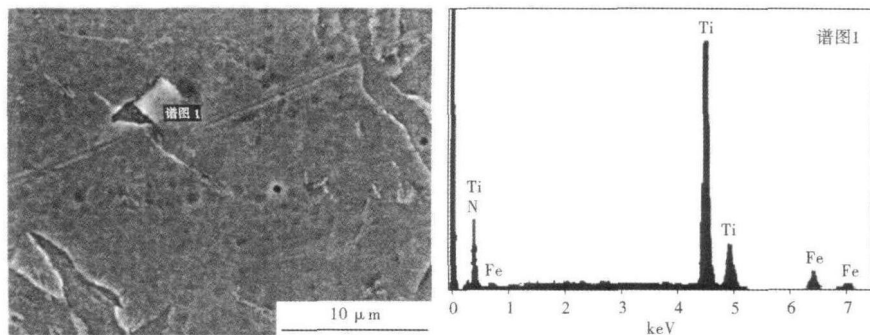


图4 10B15冷锻钢中粗大的TiN析出物
Fig. 4 Coarse TiN precipitates in 10B15 cold heading steel

4 结论

(1) 10B15冷锻钢在850~900℃的温度区间内存在高温脆性。应变速率的降低促进动态再结晶的发生,可以提高高温塑性。

(2) 细小的B、Ti和Al的氮化物在晶界的析出钉扎了晶界,阻碍了晶界的滑移,阻碍了动态再结晶的发生,从而使钢的高温塑性降低。

湖南省第八批省级科技计划(工业科技支撑计划)项目资助(2010GK3159)

参考文献

- 1 Turkdogan E T. Causes and Effects of Nitride and Carbonitride Precipitation in HSLA Steels in Relation to Continuous Casting. *Steelmaking Conference Proceeding*, 1987, ISS70:399
- 2 Mintz B, Gunawardana W D, Su H. Influence of Al on Strength and Impact Behavior of Hot Rolled Plain C-Mn Steels. *Materials Science and Technology*, 2008, 24(5):601
- 3 周新龙,叶飞,陈伟庆,等. 低碳Nb-V微合金化高强度冷锻硼钢耐延迟断裂性的研究. *炼钢*, 2009, 25(4):61
- 4 Sakai T, Jonas J J. Dynamic Recrystallization-Mechanical and Microstructural Considerations. *Acta Metallurg*, 1984, 32(2):189
- 5 Abushosha R, Comineli O, Mintz B. Influence of Ti on Hot Ductility of C-Mn-Al Steels. *Material Science and Technology*, 1999, 15(9):278
- 6 Boratto F, Weidig C, Rodrigues P, et al. Characterization and Control of Strain Aging in Low Carbon Steel Wire Rods. *Wire Journal International*, 1993, 26(5):86
- 7 López-Chipres E, Mejía I, Maldonado C, et al. Hot Ductility Behavior of Boron Microalloyed Steels. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 460-461:464
- 8 López-Chipres E, Mejía I, Maldonado C, et al. Hot Flow Behavior of Boron Microalloyed Steels. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 480(1-2):49
- 9 Wang X M, He X L, Yang S W, et al. Refining of Intermediate Transformation Microstructure by Relaxation Processing. *ISIJ International*, 2002, 42(12):1553

余刚(1975-),男,工程师,1998年武汉科技大学毕业,高强度冷锻钢研究。

收稿日期:2010-11-01