中温压力容器钢 12CrM o 的高温塑性研究

李具中^{1,2},余宏伟¹,陈 晓²,习天辉²,吴开明¹

(1. 武汉科技大学冶金工业过程系统科学湖北省重点实验室, 湖北 武汉, 430081;

2. 武汉钢铁(集团)公司炼钢总厂,湖北 武汉,430081)

摘要:通过热模拟试验对中温压力容器钢 12 CrMo 连铸坯的高温塑性进行研究。在不同的变形温度下采用 10^{-3} s^{-1} 的应变速率对试样进行拉伸变形,测量拉伸断口的面缩率,并对拉伸断口的显微组织和析出物进行分析。结果表明,当变形温度高于 900 ℃时,试样在拉伸过程中发生动态再结晶,其面缩率大于 85%,表现出优良 的高温塑性;当变形温度为 850 ℃时,有大量细小的 AIN 在 12 CrMo 钢中弥散析出,其尺寸约为 10 nm; 当变形温度降至 800 ℃时,大量的先共析铁素体沿奥氏体晶界析出,形成网状结构,试样面缩率降至 36%, 12 CrMo 钢的高温塑性显著下降。

关键词:压力容器钢;铸坯;高温塑性;氮化物;先共析铁素体

中图分类号: TG111; TG142 文献标志码: A 文章编号: 1674 3644(2010) 03 0229 04

近年来加氢炼油技术在我国有了较大的发展,在加氢装置中加氢反应器是关键设备,目前这些设备全部采用通过连铸连轧工艺生产的 Cr M o 钢连铸板坯加工制造^[1]。但是,在连铸生产过程中,由于钢中碳化物、氮化物沿晶界大量析出,使钢的高温塑性降低,导致连铸坯表面出现裂纹,如何减少连铸坯表面裂纹已成为连铸工艺控制的关键环节。以往的研究主要针对在含 Nb、V、Ti 等微合金钢中 Nb、V、Ti 的碳、氮化物在奥氏体晶界及其附近的析出对连铸坯高温塑性的影响²⁶,本文则通过热模拟试验对不含 Nb、V、Ti 等微合金元素的中温临氢压力容器钢 12CrM o 连铸坯的

高温塑性进行研究,以期为优化 12CrM o 钢连铸工艺、避免或减少铸坯裂纹提供技术参考。

1 试验

1.1 试样

中温压力容器钢 12 CrMo 取自武汉钢铁(集团) 公司试生产的 250 mm 厚连铸板坯, 其化学成分如表 1 所示。采用材料性能模拟软件 J Mat P ro可以计算出, 12 CrMo 钢的 A \triangle 温度约为 850 \mathbb{C} 、A \triangle 温度约为 760 \mathbb{C} 。在连铸坯上截取试样时, 试样的长度方向与铸坯长度方向垂直、与柱状晶的生长方向平行。试样尺寸为 $\phi 10 \text{ mm} \times 110 \text{ mm}$ 。

表 1 12CrMo 钢的化学成分(w_B/%)

Table 1 Chemical compositions of 12 CrMo steel

С	Si	Мn	Cr	Мо	Al	Ni	N
0. 10~ 0. 14	0.5~0.7	0.5~ 0.7	1.32	0.60	0.01~ 0.03	0.1~0.2	0.004

1.2 试验方法

12 CrM o 钢的高温塑性模拟在 Gleeble 3500 热模拟机上进行, 其工艺方案如图 1 所示。试验时, 向试样室内通入流量为 1 dm^3 / min 的氩气, 以 10 \mathbb{C}/s 的速率升温至 1 350 \mathbb{C} 后保温 5 min, 使钢中的碳化物和氮化物溶解、成分均匀化, 然后以 3 \mathbb{C}/s 的速率降温至预定的试验温度(分别为 1 050, 1 000, 950, 900, 850, 800 \mathbb{C}), 保温 2 min。

采用 10^{-3} s⁻¹的应变速率对试样进行拉伸变形, 试样拉断后立即对拉断部位大量喷水, 使之迅速冷却, 以保持试验温度下已经形成的组织和析出物。

1.3 分析方法

合金钢的高温塑性通常用试样拉伸断口的面缩率 中来表征^[7]。对试样的拉伸断口直径进行测量、计算不同变形温度下的面缩率、分析温度对

收稿日期: 2009-11-09

基金项目: 教育部新世纪优秀人才支持计划项目(NCET-05-0680); 湖北省自然科学基金计划青年杰出人才项目(2006 ABB037).

作者简介: 李具中(1968), 男,武汉科技大学博士生. E-mail: jzli@ w is co. com. cn

通讯作者: 吴开明(1966), 男,武汉科技大学教授, 博士生导师. E mail: wukaiming@wust.edu.cn

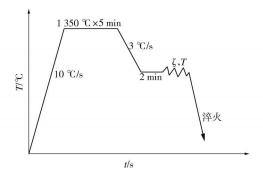


图 1 高温塑性模拟工艺方案

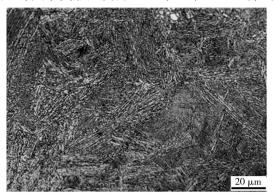
Fig. 1 Sketch of hot ductility simulation process 12CrM o 钢高温塑性的影响。

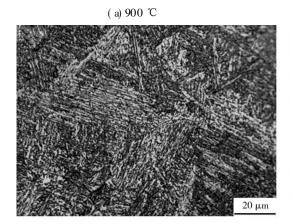
采用 Olympus 立式光学显微镜和 Philip XL30W/TMP 场发射扫描电镜观察拉伸断口的显微组织和夹杂物,采用 Tecnai G2 20 透射电子显微镜和 X 射线能谱分析仪对组织中氮化物和碳化物进行观察和分析。

2 结果与讨论

2.1 12CrMo钢的高温塑性与变形温度的关系

试样的面缩率与变形温度的关系如图 2 所示。从图 2 中可以看出, 当变形温度处于 850 ℃以上的奥氏体温度区域时, 试样的面缩率在 85%以上, 其中变形温度为 1 050、950、900 ℃时, 试样





的面缩率均在90% 以上, 这时12CrMo钢具有优良的高温塑性。然而当变形温度降至 800 C时, 试样的面缩率减至 36%。 Mintz 等⁸¹ 研究发现, 面缩率低于 40% 时, 微合金钢铸坯表面裂纹增加, 因此可用面缩率低于 40% 作为材料的脆性判断依据。对于 12CrMo 钢, 变形温度为 800 C时, 试样断口表现为严重的脆性断裂。

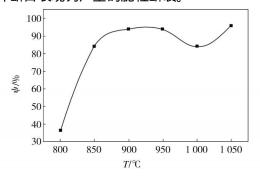
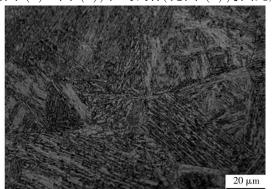


图 2 试样的面缩率与变形温度的关系

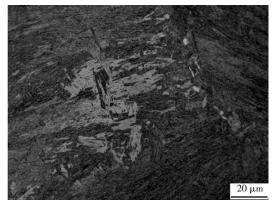
Fig. 2 Relationship between specimen s reduction of area and deformation temperature ${\bf r}$

2.2 试样拉伸断口的显微组织分析

不同变形温度下试样的拉伸断口显微组织如图 3 所示。在变形温度为 850~ 1 050 ℃的区域内,12CrMo 钢处于奥氏体状态,从图 3 中可以看出,试样经拉伸变形和喷水冷却后转变为贝氏体(见图3(a)~图3(c))和马氏体(见图3(d))。因此,

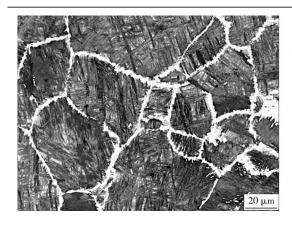


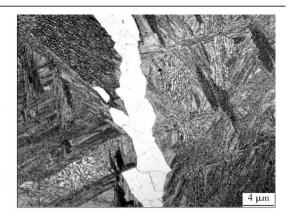
(b) 950 °C



(c) 1 000 ℃

(d) 1 050 °C





(e) 800 ℃

(f) 800 ℃(放大)

图 3 不同变形温度下试样拉伸断口的显微组织

Fig. 3 Microstructures of specimen s tensile fractures at different deformation temperatures

在850~ 1 050 ℃进行拉伸变形时, 试样表现出 良好的塑性。

当变形温度降至奥氏体/铁素体两相区(760 ~ 850 °C) 时, 12CrM o 钢中有先共析铁素体在晶 界处析出, 其高温塑性急剧下降。 从图 3(e)中可 以看出,变形温度为800℃时,在晶界处析出的先 共析铁素体已经形成了网状结构; 从图 3(f)中可 以看出,在奥氏体晶界处形成了由大量铁素体长 大碰撞而成的铁素体膜,厚度为3 µm 左右。 由干铁素体相的强度只有奥氏体相强度的 1/4[5],在试样拉伸过程中,应力主要集中在较软 的晶界铁素体相中, 当应力超过铁素体相的强度 极限时, 在晶界处产生空洞, 当应力继续增大时, 这些空洞连接、合并,造成了试样的沿晶断裂。尤 其是当晶界处存在 MnS 等夹杂物时, 晶界上粒子 处的应力、应变进一步集中, 导致沿晶脆性断 裂^[9]。因此, 为了改善 12CrM o 钢连铸坯的高温 塑性、避免表面裂纹的产生, 在连铸坯矫直时应避 开 760~850 ℃这一温度区域。

2.3 试样拉伸断口的析出物分析

变形温度为 850 ℃时, 试样拉伸断口析出物的 TEM 照片如图 4 所示。对于不含 Nb、V、Ti等微合金元素的低合金钢, 其在奥氏体低温区域塑性降低的主要原因是在奥氏体晶界处析出 $AIN^{[6]}$ 。从图 4中可以看出, 该试样中有大量细小的析出物弥散分布(如图 4 中细箭头所指), 尺寸约为 10 nm, 分析表明其为 AIN 粒子。采用 JM at Pro 软件进行计算可知, 850 ℃时 12CrM o 钢中 AIN 的析出量接近最大值 0.012%,如图 5 所示。另外, 试样中还有少量的球状析出物(如图 4 中粗箭头所指),这些碳化物可能是球状的 $M \circ C^{[10]}$ 。

在含有微合金元素的低合金钢中, 碳化物、氮

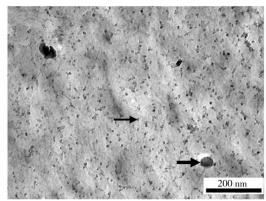


图 4 变形温度为 850 ℃时试样拉伸断口析出物 TEM 照片

Fig. 4 TEM micrographs of specimen's tensile fracture at 850 $\,^\circ\!\mathrm{C}$

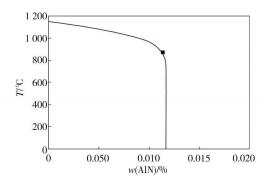


图 5 12 CrMo 钢中 AIN 的平衡析出曲线

Fig. 5 Equilibrium precipitation curve of AlN in 12CrMo steel

化物和碳氮化物沿奥氏体晶界析出,降低了晶界的界面结合能,在应力作用下材料发生塑性变形,细小的晶界析出物作为应力集中源与晶界脱开、形成微孔,在晶界滑移作用下,微孔连接形成裂纹。但是在变形过程中,动态再结晶引发的晶界迁移可将原晶界处生成的微裂纹包围在新的晶粒里,从而阻止裂纹的聚合、长大和延伸,改善钢的延塑性^[4]。图 6 为试样的应力与延伸率的关系曲

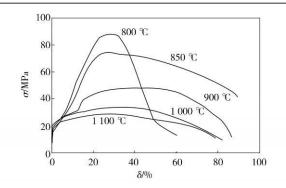


图 6 不同变形温度下试样的应力 延伸率关系曲线 Fig. 6 Relationship between stress and elongation of specimens at different deformation temperatures 线,从图6中可以看出,试样在不低于1 000 ℃下进行拉伸变形时,已经发生了明显的动态再结晶现象。

3 结论

- (1)变形温度为 850 \mathbb{C} 时,有大量细小的 A IN 在 12 Cr Mo 钢中弥散分布,这有利于提高 12 Cr Mo 钢的强度,同时对其韧性影响较小。变形温度高于 900 \mathbb{C} 时,试样在变形过程中发生动态再结晶,其面缩率大于 85%,此时 12 Cr Mo 钢具有优良的高温塑性。
- (2) 变形温度降至 800 ℃时,在 12CrM o 钢中沿奥氏体晶界析出大量的先共析铁素体并形成网状结构,其高温塑性显著下降。因此,对 12CrM o 钢连铸坯进行矫直时应避开这一温度区域,以避免或者减少连铸坯裂纹的产生。

参考文献

- Furtado H C, de Almeida L H, May I L. Precipitation in 9Cr 1Mo steel after creep deformation [J].
 Materials Characterization, 2007, 58(1):72-77.
- [2] 王新华, 刘新宇, 吕文景, 等. 含 Nb, V、Ti 钢连铸 坯中碳、氮化物的析出及高温塑性[J]. 钢铁研究学报, 1998, 10(6): 32-36.
- [3] 吴东梅,王新华,王万军,等. 含铌钛微合金化钢连 铸坯高温变形试样中碳氮化物的析出[J]. 化工冶金,1997,18(3):273-276.
- [4] 侯安贵,任忠鸣.宝钢低碳微合金高强度钢连铸坯高温力学性能测试[J].上海金属,2008,30(3):39-44.
- [5] 刘洋, 王新华, 颜涛,等. 高性能管线钢高温延塑性对比研究[J]. 炼钢, 2008, 24(3): 46-49.
- [6] 王新华,昌波,李景捷,等. 700~ 1 000 ℃间含 Nb 钢铸坯的延塑性降低与 Nb(C, N) 析出[J]. 金属学报,1997,22(5):485-491.
- [7] 束德林. 金属力学性能[M]. 北京: 机械工业出版 社, 1999: 22-25.
- [8] Mintz B. 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.
- [9] 刘宇雁,包喜荣,陈林,等. 37Mn5 连铸坯高温热塑性的研究[J]. 热加工工艺,2008,37(1):22-24.
- [10] Li J Z, Yu H W, Wu K M. Carbide precipitation behavior in a tempered heat resistant steel 12Cr2Mo1R[C]//CAMP-ISIJ. Tokyo: The Institute of Iron and Steel of Japan, 2009, 22: 509.

Hot ductility of mid-temperature pressure vessel steel 12CrMo

Li Juzhong^{1,2}, Yu Hongwei¹, Chen Xiao², Xi Tianhui², Wu Kaiming¹

- (1. Hubei Province Key Laboratory for Systems Science on Metallurgical Processing, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China;
- 2. Steel making Plant, Wuhan Iron and Steel Corporation, Wuhan 430081, China)

Abstract: The hot ductility of 12CrM o continuously cast slabs used for mid temperature pressure vessel steel was investigated on a Gleeble 3500 by means of tensile test, which was carried out at varying temperatures with a strain rate of 10⁻³ s⁻¹. Fracture area reduction ratio was measured and microstructures and precipitates were examined. It is found that dynamic recrystallization occurs when specimens are deformed above 900 °C, and thus the steel has good ductility with the area reduction ratio ≥ 85%. A large amount of fine AlN is precipitated, the size being approximately 10 nm, when specimens are deformed at 850 °C. A lot of proeutectiod ferrite grains form along austenite grain boundaries when specimens are deformed at 800 °C, and consequently, the steel has poor hot ductility because the area reduction ratio is lowered to 36%.

Key words: pressure vessel steel; slab; hot ductility; nitride; proeutectiod ferrite