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 12CrMo 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 12CrMo 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%, 12CrMo 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: TG 11 1; TG 142 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CrMo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12CrMo连铸坯的

高温塑性进行研究,以期为优化 12CrMo 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 12CrMo 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 JMatPro可以计算出,12CrMo 钢的 A @ 温度约为 850 ℃、 A @ 温度约为 760 ℃。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 ϕ 10 mm× 110 mm。

表 1 12CrMo 钢的化学成分(*w_B*/%) Table 1 Chemical compositions of 12CrMo steel

С	Si	Mn	Cr	M o	Al	Ni	Ν
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

12CrM 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 dm³/min 的氩气, 以 10 ℃/s 的速率升温至 1 350 ℃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 ℃/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 ℃),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 ⁴来表征¹⁷¹。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

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

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).

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



(a) 900 °C



(c) 1 000 °C

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 ℃时, 试样的面缩率减至 36%。Mintz 等^[8]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 ℃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

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 850~1050 ℃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 ℃



(d) 1 050 °C

2010年第3期



(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850~1050 ℃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。 由于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12CrMo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 $AlN^{[6]}$ 。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 AlN 粒子。采用 JM atPro 软件进行计算可知, 850 ℃时 12CrM o 钢中 AlN 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 M₆C^[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 $\,^\circ\!\!\!C$



图 5 12CrMo 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 ℃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 ℃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):7277.
- [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.700~1000 ℃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):485491.
- [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. 37 M n 5 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 \geq 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 proeutection 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 low ered to 36%.

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

[责任编辑 尚 晶]