

1Cr18Ni9Ti 不锈钢在高温运行条件下的组织变化 及其对性能的影响

车俊铁

(北京石油化工学院热能系, 北京 102600)

摘 要: 对在炼油厂催化裂化高温烟机入口管线上使用的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的组织进行了试验分析, 同时研究了其组织的变化对不锈钢力学性能和物理性能的影响。结果表明: 不锈钢高温使用性能的变化是管线裂纹失效的主要原因, 这对今后 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的生产和使用将会起到一定的借鉴作用。

关键词: 1Cr18Ni9Ti 钢; σ 相; δ -铁素体; 奥氏体

中图分类号: TG142. 71

文献标识码: A

文章编号: 1000-3738(2002)08-0004-04

The Structure Change and Its Effect on Mechanical and Physical Properties of 1Cr18Ni9Ti Stainless Steel in High Temperature Use

CHE Jun-tie

(Beijing Institute of Petrochemical Technology, Beijing 102600, China)

Abstract: The experimental analysis of microstructure was carried out on the stainless steel (1Cr18Ni9Ti) which was used as pipeline of entrance to gas turbine of catalytic cracking at high temperature in oil refinery. The effect of the microstructure on mechanic properties and physical properties was also studied. From this analysis, it can be found that the change of high temperature operating properties of the steel is the major factor of pipe cracking failure.

Key words: 1Cr18Ni9Ti (stainless steel); sigma-phase; delta-ferrite; austenite

1 引 言

在高温下, 组织和性能的改变往往是造成设备局部失效的隐患和根源。针对 1Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢在石油化工催化裂化高温(700℃)烟机入口管线使用中, 在多处出现裂纹造成管线整体失效, 对 1Cr18Ni9Ti 钢的组织 and 性能进行试验研究。结果表明: 1Cr18Ni9Ti 钢长期在高温(700℃)状态下使用其组织发生了很大变化, 铁素体明显增加, 由原始固溶态的 5% 增加到 20% (体积分数, 下同), 同时伴随有 σ 相析出。从而使其力学性能和物理性能发生较大的变化, 硬度、屈服强度和抗拉强度明显提高, 而塑性、韧性明显下降。物理性能(线膨胀系数、弹

性模量等)也有不同程度的降低。并以某石化公司催化裂化高温烟机入口管线失效分析课题中的组织和性能试验结果为例进行研究。

2 700℃ 2 万 h 使用后的显微组织分析^[1-3]

2.1 板材显微组织分析

(1) 非金属夹杂物 图 1 为 1Cr18Ni9Ti 钢板材非金属夹杂物形态。图中可见钢中非金属夹杂物主要为三角形、正方形及其它规则多边形的白亮色氮化钛, 氮化钛四周黑色边缘为硫化钛夹杂物, 灰黑色点为氧化物夹杂, 按 YB25—77《钢中非金属夹杂物金相评级图片》标准评级, 夹杂物为 6.5 级, 远远超过 4 级要求。因夹杂物是在凝固时形成的, 在 700℃ 下不会有变化, 从而表明失效的 1Cr18Ni9Ti 钢在使用前夹杂物已超标。

(2) 显微组织 图 2 为板材的显微组织。图中组织为奥氏体 + δ -铁素体, 奥氏体晶粒沿轧制方向被拉长, δ -铁素体沿轧制方向呈灰黑色条链状和分

收稿日期: 2001-01-15; 修订日期: 2002-06-13

基金项目: 中国石油化工总公司资助项目(19950818)

作者简介: 车俊铁(1960—), 男, 辽宁鞍山人, 北京石油化工学院高级工程师, 硕士, 硕士生导师。

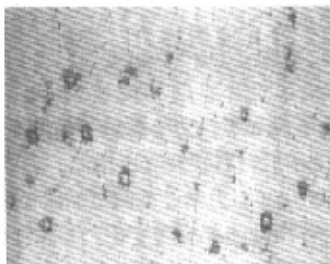


图1 板材中非金属夹杂物 250×

Fig. 1 Nonmetallic inclusion in the plate 250×

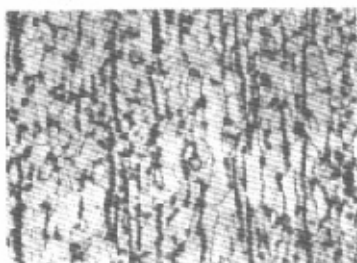


图2 板材显微组织 300×

Fig. 2 Microstructure of the plate 300×

散布。δ-铁素体级别为3级,含量达20%,远远大于5%的要求。1Cr18Ni9Ti 钢从原始单一奥氏体组织变成了双相组织。

2.2 焊缝及焊缝附近的显微组织分析

(1) 非金属夹杂物分析 图3为焊缝附近非金属夹杂物的形态。图中可见,非金属夹杂物仍为氮化钛、硫化钛和少量的氧化物,其级别为7级,严重超标。这是由于原始夹杂物超标和焊接时带入夹杂物所致。

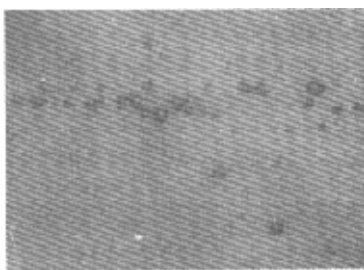


图3 焊缝附近的非金属夹杂物 250×

Fig. 3 Nonmetallic inclusion nearby welding seam 250×

(2) 显微组织分析 图4、5、6分别为焊缝、熔合区和热影响区的显微组织,焊缝显微组织为奥氏体+δ-铁素体。δ-铁素体呈粗大的树枝状,级别为4级,含量约为30%。热影响区显微组织为等轴奥氏体+条链状δ-铁素体,δ-铁素体级别为3级,含量约

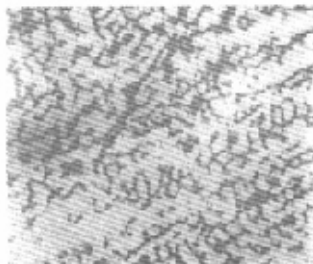


图4 焊缝的显微组织 300×

Fig. 4 Microstructure of welding seam 300×

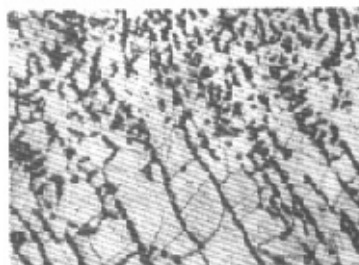


图5 熔合区的显微组织 300×

Fig. 5 Microstructure of melting zone 300×

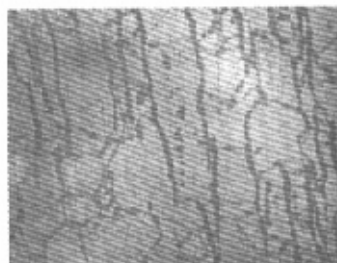


图6 热影响区的显微组织 300×

Fig. 6 Microstructure of heat affected zone 300×

为20%。

2.3 σ相的显示与观察^[4-5]

用碱性赤血盐溶液对使用后1Cr18Ni9Ti 钢板材剖面σ相组织进行染色显示,见图7。图中条链状和规则粒状的组织为δ-铁素体,不规则形状并带着夹角的为σ相,σ相的含量约7%。

2.4 板材及焊缝附近组织的XRD分析

图8表明:1Cr18Ni9Ti 钢经700℃2万h使用后,在板材处由奥氏体和δ-铁素体组成。图9表明焊缝附近在同样使用条件下,由奥氏体、δ-铁素体和σ相组成。用K值方法测定,板材和焊缝附近奥氏体含量为72.4%,δ-铁素体含量为20.8%,σ相的含量为6.8%。这与显微镜分析的结果基本一致。

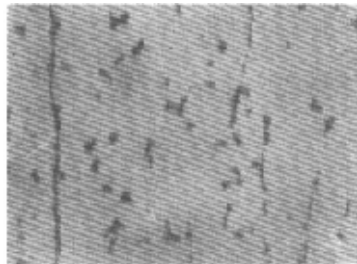


图7 板材纵向剖面组织σ相 630×
Fig.7 Sigma-phase of the plate vertical section 630×

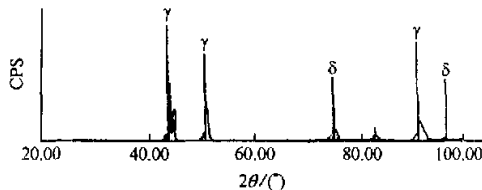


图8 板材 XRD 谱
Fig.8 X-ray diffraction pattern of the plate

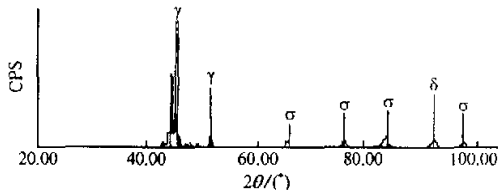


图9 焊缝附近 XRD 谱
Fig.9 X-ray diffraction pattern of welding seam

3 700℃2 万 h 使用后力学性能分析^[6]

使用后 1Cr18Ni9Ti 钢硬度按 GB/T231—84 《金属洛氏硬度试验方法》测试,测试结果见表 1。数据表明使用后材料硬度有所增加。不同部位钢的室温和 600~900℃力学性能测试结果见表 2。数据表明,钢的各项性能都有所变化。与标准值相比,室温和高温屈服强度和抗拉强度都有较大提高,断面收缩率和伸长率都有较大降低,物理性能也有所改变。表 3 数据表明:母材弯曲到 48°就已裂断,这说明钢已严重脆化。表 4 数据表明,试样冲击功均不符合要求。使用后材料塑性、韧性明显下降。这与该钢经 700℃2 万 h 长期使用后组织的改变有密切关系,主要是 δ-铁素体的增加、σ 相的析出造成的。

4 结 论

(1) 1Cr18Ni9Ti 钢在使用前夹杂物已超过 GB/T10561—1989 标准的要求。

表 1 1Cr18Ni9Ti 钢使用后的室温硬度
Table 1 Room-temperature hardness of 1Cr18Ni9Ti steel after use

区域	使用后实测值		固溶态标准值(GB/T231—1984)	
	/HB	/HRB	/HB	/HRB
母材	189.5	96.5	≤187	≤90
焊缝	187	90	≤187	≤90
熔合区	188	90.5	≤187	≤90

表 2 1Cr18Ni9Ti 钢使用后力学性能¹⁾
Table 2 Mechanical properties of 1Cr18Ni9Ti stainless steel after use

试验温度/℃	σ_s /MPa		σ_b /MPa		断面收缩率 ψ , %		伸长率 δ , %		$E/10^3$ MPa		热膨胀系数 $\beta/10^{-6} \text{℃}^{-1}$
	母材	带焊缝	母材	带焊缝	母材	带焊缝	母材	带焊缝	母材	带焊缝	
20	336.7	428.9	709.2	698.5	30.6	28.0	34.6	24.1	210.9	208.8	15.07
600	243.6	295.8	389.8	406.0	48.8	32.4	23.3	14.2	156.1	145.4	17.91
650	227.1	285.8	332.3	398.3	53.5	20.3	32.5	11.9			
700	213.8	273.8	315.7	333.5	57.8	29.4	43.7	13.9	129.8	125.2	18.19
750	197.7	202.4	255.0	219.7	54.0		33.8				
800	165.6	133.6	194.9	139.6	66.6	30.5	52.7	15.5	111.5	111.6	18.49
900						18.3		10.0		110.9	

注:1)用美国 MTS880 电液伺服材料试验机进行测试。

表 3 1Cr18Ni9Ti 钢使用后的室温弯曲性能¹⁾
Table 3 Bending properties of 1Cr18Ni9Ti steel at room-temperature after use

弯曲部位	弯曲角度 / (°)	最大载荷 / kN	试验结果	GB232—88I 评定等级
母材	48	37.0	裂断	A5
焊件背弯	33	31.5	裂断	A4
焊件面弯	25	25.5	裂断	A5

注:1)试件尺寸:155mm×30mm×10mm,支辊距离 52mm。

表 4 1Cr18Ni9Ti 钢使用后的室温冲击性能¹⁾
Table 4 Impact properties of 1Cr18Ni9Ti steel at room-temperature after use

试验项目	焊缝		熔合区	
	冲击功 A_K/J	冲击功 $a_K/J \cdot \text{cm}^{-2}$	冲击功 A_K/J	冲击功 $a_K/J \cdot \text{cm}^{-2}$
测量值	6.0	11.7	13.3	25.3
GB/T229—94 标准值	≥14		≥14	

注:1)试样尺寸:7.5mm×10mm×55mm。试样为缺口深度为 2mm 的标准 U 型 R(1±0.07)mm 缺口冲击试样。

(2) 该钢在 700℃ 使用 2 万 h 后, 由于 δ 铁素体和 σ 相析出使材料变脆, 冲击韧性下降。

(3) 原始夹杂物超标, δ -铁素体和 σ 相析出是高温管线裂纹失效的主要原因。

参考文献:

[1] 陈德和. 不锈钢的性能与组织[M]. 北京: 机械工业出版社, 1983. 80—140.

[2] 胡世炎. 断裂故障金相分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1989. 78—128.

[3] ANSI B31.1 Power piping[S], 1980.

[4] 程钺登, 邱剑, 等. 钢的相变显微组织[M]. 杭州: 浙江大学出版社, 1989. 54—68.

[5] 金相图谱编写组. 金属材料金相图谱[M]. 南京: 江苏科学技术出版社, 1979. 52—64.

[6] 姚启均. 金属力学性能试验常用数据手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 1994. 106—235.

(上接第 3 页)

国内在间接法材料方面进行了初步的研究, 吉林工业大学用有机树脂包覆的铁基合金 98Fe2Ni 进行了烧结研究^[19]; 南京航空航天大学对金属粉末与聚合物粉末混合材料进行了试验^[20]。

6 结 论

用 SLS 系统间接成型金属件, 其成型速度较快, 可制造形状复杂的金属件, 主要用来快速制造注塑模和压铸模。

间接法制造金属件的缺点是制件的精度有限, 由于在降解和二次烧结过程之中存在体积的收缩, 补偿的作用有限; 还有后处理时间比较长。为解决这些问题, 在以下两方面进行研究: 改进粘结剂, 渗入非金属材料, 取消降解和二次烧结过程, 使坯件不通过加热, 这样的成型件具有高的精度, 制造周期短, 成本低, 可满足使用寿命短的模具的要求。

参考文献:

[1] Agarwala Mukesh, Bourell David, Beaman Joseph, et al. Direct laser sintering of metals[J]. Rapid Prototyping Journal, 1995, 1(1): 26—36.

[2] Simon Packer. Rapid prototyping turns to PM for new solution[J]. Metal Powder Report, 1995, 3: 30—34.

[3] Gibson Ian, Shi Dongping. Material properties and fabrication parameters in selective laser sintering process[J]. Rapid Prototyping Journal, 1997, 3(4): 129—136.

[4] Ho H C H, Gibson I, Cheung W L. Effects of Energy Density on Bonus Z, Surface Roughness and Warpage of Selective Laser Sintering Polycarbonate[A]. Proceeding of The Eighth International Conference on Rapid Prototyping[C]. Tokyo, Japan: 2000. 99—104.

[5] Badrinarayan B, Barlow J W. Selective Laser Sintering of a Copper-PMMA System[A]. Solid Freeform Fabrication Proceedings[C]. Texas, USA: The University of Texas, Austin, 1991. 245—250.

[6] Beaman Joseph J, Barlow Joel W, Bourell David I, et al. Solid Freeform Fabrication[M]. American: Kluwer Academic Publishers, 1997. 161.

[7] Stewart T D, Dalgarno K W, Childs T H C. Strength of the DTM RapidSteel™ 1.0 material[J]. Materials and Design, 1999, 20: 133—138.

[8] Sandra Seitz. Routes to Plastic Models and Prototypes Using the SLS Selective Laser Sintering Process[C]. SPIE, 1997, 106—111.

[9] Bunnell D E, Das S, Bourell D L. Fundamentals of Liquid Phase Sintering During Selective Laser Sintering[A]. Solid Freeform Fabrication Proceedings[C]. Texas, USA: The University of Texas, Austin, 1995, 440—447.

[10] Badrinarayan B, Barlow J W. Manufacture of Injection Molds Using SLS[A]. Solid Freeform Fabrication Proceedings[C]. Texas, USA: The University of Texas, Austin, 1994. 371—378.

[11] DTM 公司. [EB/OL]. <http://www.dtm-corp.com/>, 2000-09-15.

[12] ROCKWELL 公司. [EB/OL]. <http://www.rockwell-corp.com/>, 2000-09-15.

[13] LaserForm ST-100. Rapid Prototyping Report[R]. CAD/CAM Publishing, Inc. 2000, 11: 4—5.

[14] Copper Polyamide. Rapid Prototyping Report[R]. CAD/CAM Publishing, Inc. 1998, 7.

[15] Kamathi Subramanian, Neal Vail, Joel Barlow. Selective laser sintering of aluminum with polymer binders[J]. Rapid Prototyping Journal, 1995, 1(2): 24—35.

[16] Vail Neal K, Balasubramanian Badrinarayan, Barlow Joel W, et al. A thermal model of polymer degradation during selective laser sintering of polymer coated ceramic powders[J]. Rapid Prototyping Journal, 1996, 2(3): 24—40.

[17] Kruth J K. Material increase manufacturing by rapid prototyping techniques[J]. Annals of the CIRP, 1991, 40(2): 603—614.

[18] Kruth J K, Leu M C, Nakagawa T. Progress in additive manufacturing and rapid prototyping[J]. Annals of the CIRP, 1998, 47(2): 525—540.

[19] 白培康, 赵熹华, 程军. 覆膜金属粉末变长扫描激光烧结成型特性[J]. 吉林工业大学自然科学学报, 1999, (1): 25—29.

[20] 赵剑峰, 吴晓明, 唐亚新. 激光烧结快速成型设备的开发和工艺试验[J]. 机械科学与技术, 1999, 7(5): 793—797.