

石油化工装置 失效分析论文选集

王富岗 王 来 主编

大连理工大学出版社

TE99

3

石油化工装置失效分析论文选集

王富岗 王来 主编

bx42/cy

大连理工大学出版社

B

2094

内 容 提 要

本文集包括论文30篇,内容涉及国产及进口石油化工装置中高温制氢转化炉、乙烯裂解炉、急冷锅炉、废热锅炉、辅助锅炉以及有关压力容器、管道、轴类、阀等在实际运行过程中的主要失效实例。论文在分析失效原因的基础上,还分别对各类装置的常见失效形式、失效分析方法以及失效预防措施进行了必要的介绍,并提出了具体建议;另外论文对有关重要装置的剩余寿命评价方法进行了深入理论探讨和具体应用举例分析。文集可为化工厂、石油化工设备更新、维护及安全运行提供有价值依据和重要借鉴。

本文集可供研究、生产、设计和使用石油化工装置的工程技术人员以及高等院校有关专业师生参考。

石油化工装置失效分析论文选集

Shiyou Huagong Zhuangzhi Shixiao Fenxi Lunwen Xuanji

王富岗 王来 主编

大连理工大学出版社出版发行 大连理工大学印刷厂印刷
(出版社登记证[辽]第16号) (邮政编码: 116024)

开本: 787×1092 1/16 印张: 12 字数: 291 千字
1991年4月第1版 1991年4月第1次印刷
印数: 0001—1500册

责任编辑: 李 鸽 封面设计: 姜严军
责任校对: 王 来

ISBN7-5611-0398-0/TE·3

定价: 6.00 元

编 者 序

随着国民经济的不断发展,70年代以来我国从国外引进和自行设计了许多石油化工装置。它们的工作环境条件苛刻,有的在高温、高压状态下工作,有的承受各种振动、冲刷、磨损,很多装置还都在各种腐蚀介质中运行。石油化工装置由失效引起的损失是非常惊人的。据有关部门提供,国内51个中型合成氨厂受压力容器1971~1979年共发生失效事故260起;锅炉和高压容器,1979年共发生183起爆炸事故,不仅造成巨大经济损失,而且还造成无可挽回的人员伤亡。石油化工装置的经济效益也非常巨大,一个大型合成氨装置或一个乙烯裂解装置因事故停产一天其直接经济损失将高达百万元以上。因此石油化工装置的失效分析及预防措施的研究是石油化工装置设备安全运行,提高生产和经济效益的极其重要课题。

大连理工大学材料工程系耐热耐蚀材料研究室(也是中国机械工程学会失效分析工作委员会失效分析网点)多年来为石油化工装置的故障及失效分析工作投入了很大的力量,为国内乙烯裂解装置、大型合成氨装置、各种高温高压容器、锅炉蒸汽管道、石油化工泵阀及轴类等进行了数十项失效分析和故障诊断工作;找出了失效和故障原因,提出改进措施,解决了许多生产实际问题,为石油化工装置的安全运行及使用寿命延长做出了应有的贡献。

应诸多石油化工企业及工程技术人员要求,我们将自己多年来所进行的石油化工装置的失效分析实例及分析工作进行了总结并选编了这本“石油化工装置失效分析论文选集”,选集包括论文30篇,其中大部分已在国内外期刊上发表,在这次出版中有的还做了必要删改。希望这本选集出版能满足有关石油化工企业工程技术人员的期望,更希望对我国石油化工装置的设备更新、维护、使用和安全运行提供有价值依据和重要借鉴。

本文集由王富岗、王来主编,参加编写工作的还有徐善国、于永泗、李德俊、谭毅、朱世杰、张俊善、王焕庭等。

文集中每项失效分析工作还得到了石化总公司、化工部及所属的许多厂矿企业和有关同志大力支持、努力合作和提出许多宝贵意见,谨此表示诚挚谢意。

由于编者水平所限,书中疏漏之处难免,恳请读者批评指正。

编 者

1990年10月

目 录

1. HK40转化炉管的组织与性能的关系及剩余寿命预测方法	张俊善 王来 徐善国 王富岗 曹智本	1.
2. 运行4万小时HK40转化炉管的研究及剩余寿命预测	王富岗 徐善国 王来 权仁泽 王焕庭 曹智本	9.
3. 断裂力学在转化管剩余寿命预测中的应用	苏晓维 王来 王富岗 朱世杰	19
4. 显微组织对HK40钢炉管材料蠕变裂纹扩展速率的影响	朱世杰 李培恩 于永泗 王焕庭 曹智本	25
5. HK40高温炉管组织检查及定量方法	李德俊 王焕庭 曹智本	33
6. HK40转化炉管非蠕变破坏	王来 于永泗 王焕庭 王富岗	43
7. HK40转化炉管螺旋状裂纹分析	王来 王焕庭 陆善圻 王富岗	52
8. HK40转化炉管焊缝的高温腐蚀破坏的原因分析	王来 于永泗 曹智本	58
9. HK40集气管渗漏裂纹原因分析	王来 曹智本 李平 吕忠民	64
10. HK40制氢转化炉管外壁腐蚀原因分析	王来 徐善国 程蓉娟 王富岗	69
11. HK40制氢转化炉管周向穿透裂纹分析	于永泗 王来 曹智本	73
12. HK40翻边法兰穿透裂纹分析	于永泗 王富岗 王焕庭 高淑春 程蓉娟 曹智本	78
13. 乙烯裂解反应管的渗碳损伤及其原因分析	谭家隆 李军辉 于永泗 李德俊 王富岗 曹智本	83
14. 长期运行乙烯裂解炉管损伤原因分析	王富岗 谭毅	88
15. 乙烯裂解管减薄损伤及寿命预测方法	谭毅 王富岗 李德俊 于永泗 张俊善	92
16. HP乙烯裂解炉管弯头破裂原因的分析	王来 于永泗 王富岗 谭毅 程蓉娟	98
17. 急冷锅炉内管腐蚀原因分析	王富岗 王来 于永泗 李德俊 程蓉娟 王焕庭	103

18. 21 E 114 A2 管板及管头裂纹原因分析 …	王来 王富岗 程蓉娟 王焕庭	110
19. 运行90 000小时Incoloy800 H下集气管破裂原因分析		
.....	王富岗 谭毅 谭晓春 李德俊 张俊善	119
20. 310钢内衬管失效分析及对策	李德俊 王富岗 曹智本	129
21. 103 JAT 提板阀杆断裂分析 …	徐善国 于永泗 王焕庭 曹智本 沙裕彬	135
22. 合成气压缩机推力盘失效原因的分析	谭毅 张俊善 王富岗	142
23. 高压液氨泵阀芯的断裂分析	徐善国 关毅 曹智本	145
24. 氨泵阀弹簧断裂失效分析	徐善国 曹智本	150
25. 硝氨包装厂房房架钢梁断裂的分析 …	于永泗 李连鹤 王焕庭 王富岗	154
26. 废热锅炉盘管泄漏原因分析		
.....	李德俊 朱世杰 刘冰 谭毅 王焕庭 王富岗	159
27. HZW500轴流泵轴断裂分析	于永泗 王来 王焕庭 董越	169
28. 大型合成氨厂开工加热炉盘管材料膨胀失效原因分析		
.....	谭毅 黄弟友 张俊善 李德俊 王富岗	171
29. 辅助锅炉和废热锅炉炉管腐蚀原因分析		
.....	徐善国 王来 次建格 程蓉娟 王焕庭	176
30. 101 BU 炉管爆裂原因分析	徐善国 王朝辉 张俊善 程蓉娟 王富岗	182

HK40转化炉管的组织与性能的关系及剩余寿命预测方法

张俊善 王来 徐善国 王富岗 曹智本

(大连理工大学材料工程系)

摘 要

本文通过对大量长期运行炉管进行解剖,分析其化学成份,晶内二次碳化物、晶界碳化物和 σ 相等显微组织与机械性能的关系。结果表明,在低温区二次碳化物弥散度很高时,材料的持久塑性指标大大降低,而中温区 σ 相析出时常温塑性和韧性大大降低。然而,在这两种情况下材料的蠕变抗力仍较高,对正常的蠕变仍具有较长的剩余寿命。但是,由于材料呈脆性状态,在温度变动和高的附加应力作用下可能产生损伤或破坏。

在蠕变损伤为主要损伤形式的情况下,晶内二次碳化物的粗化程度和晶界碳化物的量是影响炉管剩余寿命的主要组织因素。利用多元回归方法,对大量持久数据和相应的组织参数进行统计分析,导出了预测剩余寿命的回归方程。即

$$\lg t_r = -12.15 - 4.79 \lg \sigma + 2.23 \times 10^{-3} \text{HV} \cdot C_{Rb} - 0.49 C_{gb} + 19979.41 \cdot \frac{1}{T}$$

其中, σ 为应力,HV为维氏硬度, C_{Rb} 为晶界碳化物量,体积分数。 T 为绝对温度。

一、前 言

近十几年来,国内外在评价和推算HK40钢转化炉管的剩余寿命方面提出了两种方法:一是根据运行一段时间后炉管的状态(如材料的显微组织、蠕胀、空洞或裂纹等),通过实验建立这些参数与短时持久强度的关系,再用外推法确定实际使用温度、应力下的寿命^[1,2]。二是无损检测方法,如超声检测裂纹。

第一种方法,虽然积累了大量的资料但建立起定量关系的还少见。第二种方法是近年来发展的,目前只能作粗略的评价,还不能定量地确定剩余寿命,而且,第二种方法的探测技术还有待于进一步完善,实际炉管中复杂的多裂纹的扩展行为,失稳扩展判据等方面还需要做大量的理论分析与实验研究。另外,裂纹扩展速度除裂纹长度外还受材料组织的影响^[3]。但用无损检测方法预测寿命,组织与性能的关系仍然是重要的一环。

由于HK40钢离心铸管的化学成份的波动很大,其持久强度及其他各种机械性能的分散也很大。例如,按L-M参数整理的西野曲线带上,应力10 MPa,温度871℃时断裂时间分散度达一个数量级。另一方面炉管运行的工况十分复杂,温度、应力的变化,内外壁温差、开停车引起的热应力的变化等在炉内每根炉管以及一根炉管的不同部位有很大的差别。也就是说,在炉内大量炉管和管段的原始强度以及损伤是随机分布的,抽样检测的结果实际上只具有统计意义。因此,根据抽样检查的结果预测炉内其他炉管的剩余寿命时利用统计分析方法是比较合理的。

近年来我们分析了大量长期运行过的炉管,积累了材料组织与性能关系的大量数据。本

文分析这些数据, 探讨影响炉管寿命的组织因素及其与持久强度的关系, 在此基础上对大量数据进行统计分析, 用多元回归方法确定了利用组织因素推算剩余寿命的定量关系。

二、实验用材料及实验方法

本实验所用材料是在我国合成氨转化炉中经长期运行的 HK 40 钢转化炉管, 共 14 根 49 个管段, 运行时间为 2 ~ 7 万小时。

对所有管段进行了化学分析, 含碳量为 0.3 % ~ 0.48 % (重量), Cr、Ni、Mn 的含量均符合 ASTM 标准。

沿炉管的轴向切取环状试样检查宏观组织和空洞及裂纹发展情况。持久试样沿炉管轴向切取后加工成 $\phi 5 \times 25$ mm 的标准试样。持久试验温度为 800 ~ 1000 °C, 应力为 20 ~ 80 MPa。

在拉断后的试样尾部未变形部分观察显微组织并测量硬度、晶界碳化物和 σ 相的体积分数。对部分试样还进行了常温和高温短时拉伸试验。

裂纹扩展试验用铸态及时效试样。另外为了进一步搞清 σ 相的影响还用了 AISI 310 钢。

三、显微组织与机械性能的关系

长期运行后的 HK 40 转化炉管的机械性能取决于材料的化学成份、原始组织及炉管的运行时间、运行温度、应力的变化。化学成份和原始组织 (即原始状态) 决定材料的原始强度, 而运行时间、温态及应力的变化 (即运行历史) 决定材料受蠕变损伤的程度。一方面, 原始状态和运行历史都反映到材料的显微组织上, 组织反映受蠕变损伤的程度; 另一方面, 组织又决定材料在该状态下的性能, 因此根据显微组织预测剩余寿命是可能的。

1. 化学成份与持久强度的关系

HK 40 钢的主要合金元素是 Cr、Ni 和 C。其中 Cr 和 Ni 的波动范围较小, 按标准规定约为 $\pm 8\%$, 而实际波动一般不超过 3 %, C 的波动范围较大, 按标准规定 $\pm 12.5\%$ 而实际波动范围达 20 %。另一方面 Cr 和 Ni 是置换型固溶元素, 其成份波动对机械性能的影响较小; 而碳是主要强化元素。其含量的波动对机械性能的影响较大。因此考虑化学成份的影响时可只考虑碳的影响。

碳对持久强度的影响如图 1^[4]。在 HK 40 钢的标准含碳量范围内 (0.35 ~ 0.45 %), 随着含碳量的增加持久强度显著增加。碳对 HK 40 钢持久强度的影响主要是通过共晶碳化物数量来起作用。含碳量越高, 铸态组织中的共晶碳化物量越多。这种骨架共晶碳化物沿晶界分布, 阻碍晶界滑移而提高高温强度。

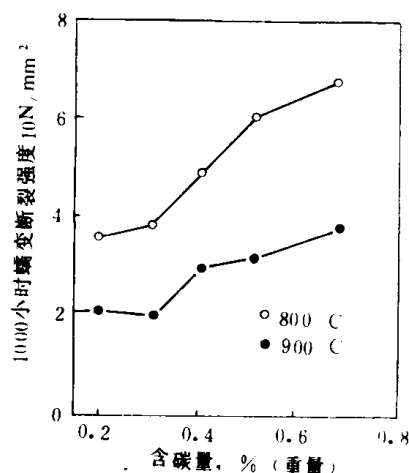


图1 25Cr-20Ni 钢中含碳量与持久强度的关系

2. 二次碳化物对机械性能的影响

HK 40 钢在长期高温使用过程中二次碳化物逐渐粗化,粗化的速率取决于温度和时间。可以认为提高温度和延长时间对二次碳化物的粗化是等价的,而采用一个温度时间参数 $T(\lg t + C)$ 来表示二次碳化物粗化程度。这表明二次碳化物的粗化和蠕变损伤的积累是同步的,二次碳化物的粗化程度在一定程度上可以反映材料蠕变损伤的程度。

图 2 是长期使用后的 HK40 钢的维氏硬度与持久强度的关系。硬度的高低反映二次碳化物的粗化程度。图中数据是含碳量在 $0.38 \sim 0.40\%$ 炉管的持久强度。从图中可以看出,二次碳化物越粗化即硬度越低持久强度越低。随着硬度的提高持久强度提高,但硬度超过约 HV 250 后持久强度不再提高或略微降低。

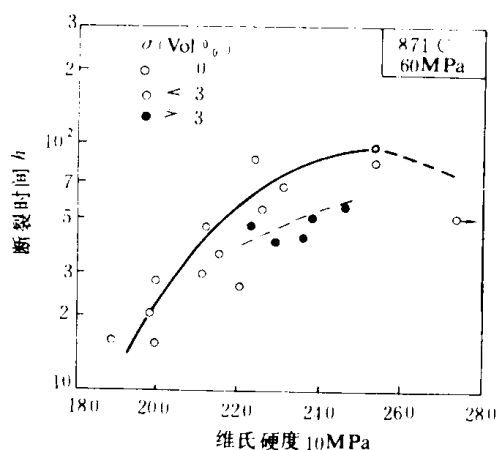


图 2 长期使用过的 HK 40 管中 $(0.38 \sim 0.40\%)$ 维氏硬度与持久断裂时间的关系

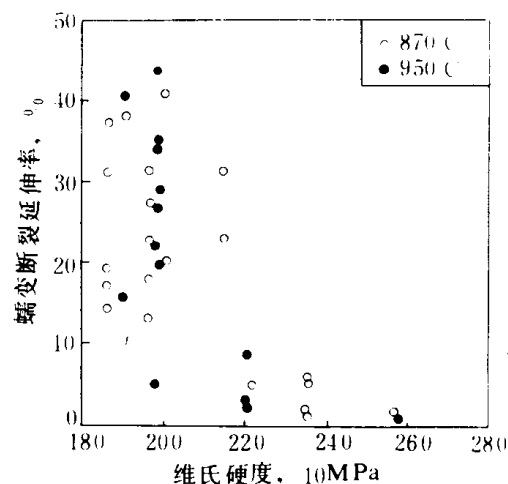


图 3 长期使用过的 HK 40 管材料的硬度与蠕变断裂延伸率的关系

图 3 是蠕变断裂延伸率与维氏硬度的关系。硬度越高即二次碳化物越弥散延伸率愈低,当硬度超过 HV 250 时延伸率急剧降低到 1% 以下。一般来说延伸率低,表明蠕变第三期短。硬度超过 HV 250 后蠕变断裂时间反而降低,这可能和二次碳化物极为弥散时塑性大大降低而缩短蠕变第三期有关。

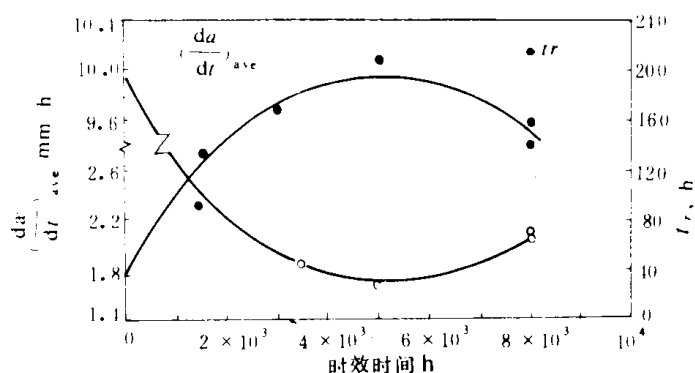


图 4 预先时效时间与蠕变裂纹扩展速度及断裂时间的关系

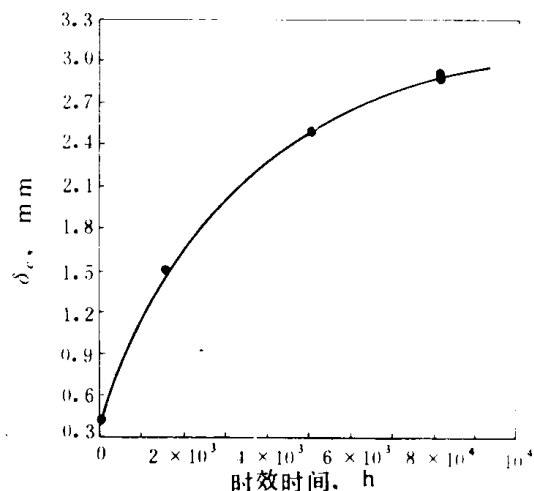


图 5 预先时效时间与临界加载点位移的关系

蠕变第三期特征是空洞与裂纹的形成和发展。为了进一步搞清上述随二次碳化物的粗化材料的高温强度特性的变化,对铸态及时效试样作了蠕变裂纹扩展试验。图4是铸态及871℃时效试样的蠕变裂纹扩展速率和时效时间的关系。图5是上述试样裂纹失稳扩展的临界加载点位移 δ_c 与时效时间的关系。

从图中可以看出,在5000 h以内时效时间越短即二次碳化物愈弥散,塑性越差,裂纹扩展速率越快,断裂时间越短。超过5000 h后虽然塑性进一步提高但裂纹扩展速率反而加快。

综合图2、3、4和图5可以看出, HK40 钢的蠕变断裂时间取决于强度和塑性的配合。当二次碳化物弥散度很高时材料的蠕变抗力大,但塑性很低,裂纹扩展抗力低,蠕变第三期变短,总的断裂时间短。当二次碳化物严重粗化时虽然塑性良好但蠕变抗力过分降低,也使蠕变裂纹扩展抗力降低,因而断裂时间短。只有二次碳化物弥散度适中即中等硬度范围材料的强度与塑性有良好的配合,持久断裂寿命最长。

3. 晶界碳化物的影响

晶界碳化物在时效初期由 M_7C_3 转变为 $M_{23}C_6$, 其形态由骨架状逐渐转变成网链状。在长期运行过程中随着二次碳化物的粗化,晶界碳化物量也增加,如图6。由于含碳量不同时铸态共晶碳化物量不同,因此数据比较分散,但可以看出随着硬度的降低即二次碳化物的粗化晶界碳化物的体积分数增加。晶界碳化物的上述形态和数量的变化将对材料的蠕变性能产生影响。图7比较了骨架状共晶碳化物与网链状晶界碳化物对蠕变断裂强度的影响。铸态直接时效,在较低温度时效试样中保留骨架状晶界碳化物的形态。其断裂强度高于固溶处理后时效而呈网链状晶界碳化物的试样。在高温时效,铸态骨架状共晶碳化物转变成网链状,其断裂强度与固溶试样无明显差别。和网链状晶界碳化物比较,骨架状形态提高材料的蠕变断裂强度可能是由于晶界曲折而阻止晶界滑移和裂纹扩展所致。

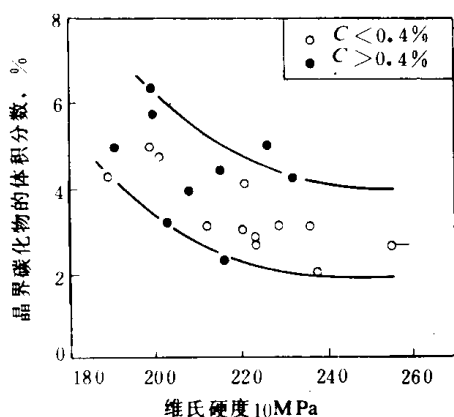


图6 长期使用过的炉管中晶界碳化物的体积分数与硬度关系

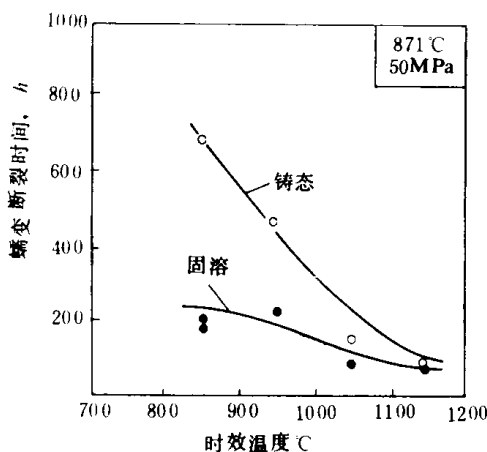


图7 铸态/时效和固溶/时效试样的持久强度
(固溶处理为1200℃×h, 时效时间200h)

在长期实际使用的炉管中晶界碳化物的形态已变成网链状,随着运行时间增长,主要是晶界碳化物的体积分数和晶界覆盖率增加。一般来说晶界碳化物的晶界覆盖率增加时蠕变强度提高,但是晶界相增加到呈连续网状时由于裂纹易于扩展而对强度起不利的作用^[5]。

另外，在蠕变中晶界和晶内要协调变形，晶界碳化合物的作用和晶内强化程度有关。二次碳化物的弥散度不同导致晶内强化程度不同，同时，晶界碳化合物的作用也可能不同。

总之，晶界碳化物的形态、数量随二次碳化物粗化而变化，其对机械性能的影响不仅和本身的形态数量有关，还和晶内二次碳化物的粗化程度有关。在HK40中，难以做到在固定晶内碳化物的情况下改变晶界碳化物的形态和数量，因此分离出晶界碳化物本身的作用是比较困难的。我们将在后面的统计处理中进一步分析晶界碳化物的作用。

4. σ 相对机械性能的影响

σ 相对长期运行管的持久性能的影响如图2所示。 σ 相的体积分数小于3%，同时只有部分晶界碳化物转变成 σ 相的材料，其蠕变断裂时间与未析出 σ 相的材料无明显差别。 σ 相的体积分数大于4%，且大部分晶界碳化物已转变成 σ 相的材料的断裂时间低于未析出 σ 相的材料。可见 σ 相的析出量较多时对蠕变性能有一定有害作用。另外，含碳量较低的材料中易析出 σ 相，图2中的结果除了 σ 相的作用外还含有含碳量的影响，从中还不能完全分离出 σ 相的作用。

σ 相对高温拉伸性能的影响如图8所示。无论是对强度和塑性 σ 相无明显的影响。

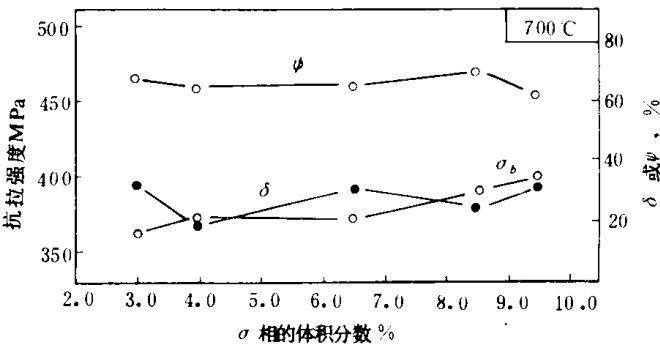


图8 Cr25 Ni20 钢中 σ 相对高温短时拉伸性能的影响

σ 相对Cr25 Ni20 钢常温机械性能的影响如表1所示。 σ 相对常温强度影响不大但强烈地降低常温塑性和韧性。

表1 σ 相析出量与常温拉伸性能的关系

含碳量, % (重量)	σ 相体积分数, %	拉伸强度, MPa	延伸率, %	冲击韧性, J/cm ²
0.03	18	432	2.0	10.0
0.06	22	652	6.6	15.6
≤ 0.20	0	> 539	35.0	

5. 根据组织判断剩余寿命的含义

上述显微组织与机械性能的关系及其随运行历史的变化可以用一个示意图来概括,见图9。图中运行温度和时间即运行历史用温度时间综合参数 $T(\lg t + C)$ 或硬度来表示。根据运行管组织性能特点可然运行历史分为三个阶段。

I 区相当于运行时间短或运行温度低。在这个阶段二次碳化物还没有明显粗化。晶界上

没有析出 σ 相。反映在性能上硬度高，高温塑性低，裂纹扩展速率快，短时持久试验的断裂寿命较低。

Ⅱ区相当于中等温度和稍长的运行时间，二次碳化物有所粗化，硬度中等。在这个区域强度和塑性有良好的配合，抗裂纹扩展能力高，短时持久试验的断裂寿命最长。另外，在这个区域成份条件合适时还可能析出 σ 相，这时材料的持久强度有所降低而常温塑性和韧性大大降低。

Ⅲ区相当于高温长期运行，二次碳化物严重粗化，晶界碳化物成网链状，空洞或裂纹比较严重。由于运行温度高，在这个区域一般不析出 σ 相。这个区域硬度很低，强度大大降低，裂纹扩展抗力也很低，短时持久寿命最低。

上述持久寿命是高应力短时持久试验结果。在利用外推预测使用应力下的寿命时应考虑到在今后使用过程中组织与性能变化的影响。

在Ⅰ区，虽然短时断裂寿命低，但在低应力长期使用中组织和性能将逐渐完善。因此这个区域用短时持久数据外推预测的寿命将远低于实际寿命，外推失去意义。

在Ⅱ区各种性能较高而在今后的使用过程中组织和性能将逐渐劣化，因此用短时持久数据外推预测的寿命将大于实际寿命，因而不安全的。

Ⅲ区组织与性能劣化最严重，剩余寿命比较短。这和实际炉管的高温段裂纹最多，蠕变损伤最严重是相对应的。由于这个区域剩余寿命不太长，今后运行中组织变化不大，用外推预测寿命不会造成很大的误差，这个区域是应该而且能够预测寿命的。

另外，Ⅰ、Ⅱ区虽然对正常的蠕变具有较长的剩余寿命，但由于碳化物弥散， σ 相析出等原因常温塑性和韧性低，对低温高应力是危险的。在运行中开停车引起高的热应力作用，在材料通过低温区时其作用不可忽视。在实际炉管中有时在中低温区裂纹形成较严重可能和这种作用有关。这时不能只根据组织和短时持久数据判断其寿命，而应根据裂纹和空洞情况及使用条件作综合分析。

综上所述，对蠕变损伤为主要损伤形式的情况下影响剩余寿命的主要因素是二次碳化物的粗化程度（用硬度表示）和晶界碳化物的量。这再者不仅和材料性能有密切的关系，而且在很大程度上反映炉管受蠕变损伤的程度。由于晶界碳化物的量不仅和运行历史有关，还和含碳量有关，因此上述两个组织参数包含了化学成份，原始组织及运行历史这三个决定寿命的因素。

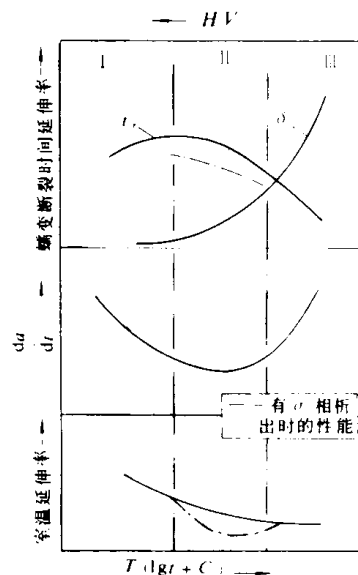


图9 运行历史或显微组织与机械性能关系示意图

四、计算剩余寿命的数学模型及回归方程

确定剩余寿命就是根据运行一段时间后的炉管的组织状态来计算实际使用温度应力下的蠕变断裂时间。我们用长期运行后炉管材料的持久试验数据，用回归方法建立推算寿命的公式。由于持久数据是在高于实际使用温度应力下获得的，这里包含持久强度的外推和材料因

素对外推值的影响这两个方面的问题。

1. 持久强度外推及组织因素的作用

温度、应力和蠕变断裂时间三者之间一般存在下述关系

$$t_r = Ap(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

其中 t_r 为断裂时间, $p(\sigma)$ 为应力的函数, Q 为蠕变表观激活能, R 为气体常数, T 为绝对温度, A 为与材料特性有关的常数。

(1) 式两边取对数

$$\lg t_r = \lg A + P(\sigma) + \frac{C}{T} \quad (2)$$

其中 $P(\sigma) = \lg p(\sigma)$, $C = \frac{Q}{2.3R}$ 。

上式中的 $P(\sigma)$ 即为 OSD 外推函数。持久强度的外推方法很多, 例如在 HK40 中常用 L-M 外推方法^[6], 但实验表明对炉管材料 OSD 法更接近实际^[7]。

我们已经指出, 实际炉管的持久数据的 OSD 曲线上, 材料成份的波动以及运行历史不同而组织状态不同的试样的曲线大致平行^[7]。因此 (2) 式中表示材料特性项可改写成组织的函数, 即决定剩余寿命的两个组织参数, 硬度与晶界碳化物体积分数的函数:

$$\lg t_r = P(\sigma) + \frac{C}{T} + f(\text{HV}, C_{gb}) \quad (3)$$

其中 HV 为试样的维氏硬度, C_{gb} 为晶界碳化物的体积分数。

2. 回归数学模型及回归方程

为进行回归分析, 将 (3) 式中应力和组织参数的函数改写成多项式。

有关温度与应力的回归变量取

$$x_1 = \lg \sigma, \quad x_2 = \lg^2 \sigma, \quad x_3 = \lg^3 \sigma, \quad x_4 = \frac{1}{T}.$$

考虑到前述二次碳化物与晶界碳化物是影响炉管寿命的主要因素, 且它们之间又相互影响, 选择组织参数有关的回归变量为

$$\begin{aligned} x_5 &= \text{HV}^2, \quad x_6 = \text{HV}, \quad x_7 = \text{HV}^2 C_{gb}; \quad x_8 = \text{HVC}_{gb}, \\ x_9 &= \text{HVC}_{gb}^2, \quad x_{10} = C_{gb}^2, \quad x_{11} = C_{gb}. \end{aligned}$$

多元线性回归的数学模型为

$$y_a = \beta_0 + \beta_1 x_{a1} + \dots + \beta_p x_{ap} + x_a \quad (4)$$

其中 $a = 1, 2, \dots, N$, 是实验次数。

利用上述回归模型, 对近年来剖析的 150 多个持久试验数据进行了回归分析。我们用逐步回归方法, 从适当的变量数目出发每计算一次回归方程, 对变量和方程进行显著性检验, 剔出最不显著的因子, 加入新变量重新回归。最后得到方程和变量都显著的若干个回归方程, 选择其中剩余平方和最小的方程为最优方程。

最终得到的回归方程为

$$\lg t_r = -12.15 - 4.791 \lg \sigma + 2.23 \times 10^{-3} \text{HV} \cdot C_{gb} - 0.49 C_{gb} + 19979.41 \cdot \frac{1}{T}. \quad (5)$$

(5) 式是统计分析的结果, 用它预测寿命时应给出置信度及置信区间。根据概率论有^[8]

$$p\{\lg t_r - 1.3\delta < \lg t_r < \lg t_r + 1.3\delta\} = 0.81 \quad (6)$$

其中 δ 为回归分析中确定的根方差。

$$\delta = \sqrt{Q_{\text{剩}}/f_{\text{剩}}} = 0.275$$

(5) 式中出现硬度也晶界碳化物的体积分数的交叉项即 $HV \cdot C_{gb}$ 项。这表明剩余寿命和硬度或晶界碳化物量都不呈线性关系。另外在不同的硬度范围内晶界碳化物的作用不同。从形式上看, 当 $HV > 220$ 时晶界碳化物的作用与 $HV < 220$ 时不同。这表明晶界和晶内要协调变形, 晶界析出相的作用和晶内强化程度密切相关。

(5) 式是用未析出 σ 相的数据回归的结果。对已析出少量 σ 相的数据和未析出 σ 相的数据一起回归, 其结果与 (5) 式几无差别, 可见析出少量 σ 相时期影响可不考虑。

对 σ 相析出量较多, 特别是大部分晶界碳化物已转变成 σ 相的情况, 其持久强度和未析出 σ 相的材料不同, 如图 2。对这部分数据单独进行回归分析的结果没有得到 σ 相因子显著的回归方程, 表明 σ 相的数量对持久性能没有产生系统的影响。 σ 相对持久性能的影响比较复杂, 有待于进一步研究。

应当指出, 回归分析所用的数据包含图 9 中 II、III 区的数据, 利用 (5) 式预测寿命时对二次碳化物粗化还不严重并已析出较多 σ 相的炉管只能给出参考数据。(5) 式主要适用于二次碳化物粗化比较严重, 无 σ 相析出的高温区长期运行的炉管段, 即对应于图 9 中的 III 区。

五、结 论

1. 对二次碳化物粗化比较严重, 没有析出 σ 相或少量析出 σ 相的炉管得到寿命预测公式

$$\lg t_r = -12.15 - 4.79 \lg \sigma + 2.23 \times 10^{-3} HV \cdot C_{gb} - 0.49 C_{gb} + 19979.41 \cdot \frac{1}{T}$$

2. 对二次碳化物弥散, 硬度高 (相当于低温或短时运行) 的炉管, 由于材料呈脆性状态, 短时持久强度较低。这种情况用短时数据外下推预测寿命是没有意义的。

3. σ 相对持久性能的影响比较复杂。对一般的蠕变情况下, σ 相析出的影响不很大, 但对低温高应力, σ 相的常温脆化作用可能给炉管寿命产生不利的影响, 因此经常开停车的炉管应注意 σ 相的影响。

参 考 文 献

- 1 笠原晃明, 鉄と鋼. 1979, 65(7): 253.
- 2 木原重光, 石油学会誌 (日). 1981, 24(1): 27.
- 3 李培恩, 硕士学会论文, 大连工学院, 1986 年.
- 4 吉田平太郎. 日本学振 123 委研究报告, 17, 3, 15, 1976.
- 5 Tanaka, R. et. al, Proc. of 4th Inter. Conference on Superalloys, 481, (1980).
- 6 Estruch, B. and Lyth, C. "Materials Technology in Steem Reforming Process", 29 Pergamon Press, 1964.
- 7 权仁泽. 硕士学位论文. 大连工学院, 1984.
- 8 沈恒范. 概率论讲义. 人民教育出版社, 1966.

运行4万小时的HK40转化炉管的研究及其剩余寿命预测

王富岗 徐善国 王来 权仁泽 王焕庭 曹智本*

(大连理工大学材料工程系)

摘 要

通过对运行42000 h HK40 炉管的成份、组织和机械性能的测定与观察、发现晶界碳化物由骨架状变为网链状,其周围有不同宽度的无析出带;二次碳化物明显粗化;除A₅段外均发现少量空洞,个别处已发展成裂纹。以上均以C段为最严重。各段均有 σ 相析出,以块状为主,最多为4.3%,对机械性能无明显影响。持久数据以C段为最低,用L-M法外推和多元回归法计算,剩余寿命为20000 h左右。

C段含碳量低于标准下限,应属废品。含碳量对寿命影响显著,应在寿命预测中作为重要组织因素,而且应将含碳量标准的下限从0.35%提高到0.38%左右。

前 言

本文所研究的是年产30万t合成氨厂的一段炉转化管,工作在内压为3~3.6 MPa,温度为900℃左右,具有一定的腐蚀性气体介质中。工作条件恶劣,设计寿命为10万h,然而国外实际运行的寿命为设计寿命的2/5~2/3者占绝大多数,而且价格昂贵用量又大,因此,我国为取得对70年代中期投产的大型氨厂的转化管的状态,性能有全面的了解,并预测其剩余寿命,决定将1976年投产的,运行了42000 h的转化管,取其一根进行解剖分析,测定各种性能,在此基础上探讨其剩余寿命。

这一措施为使蠕变寿命耗尽的管子在大修期间更新,以减少经济损失创造了条件,也为及时地准备好备件提出时间限制,保证生产的正常运行。因此,具有重大的经济意义。

一、试 验 用 材 料

试验用材料为大庆化肥厂(美国型)一段炉转化管——HK40离心铸管,长9582 mm,由四段素管焊接而成,直径116 mm,壁厚21 mm。图1为炉管分段解剖示意图。

母材分四段,以A, B, C, D表示。焊缝用 W_0 , W_1 , W_2 和 W_3 表示。

1. 成份 各素管的化学成份详见表1,从中可以看出C段不符合HK40的标准含碳量,应属废品。

2. 取样 机械性能试样沿轴向取壁厚中部。金相观察试样取横截面和外侧。

* 参加实验的人员还有:程蓉娟、于永泗等。

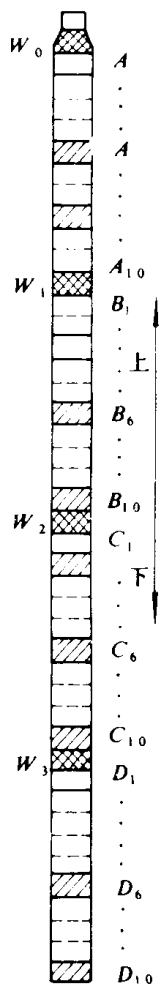


图1 HK 10 转化
管分段解剖
示意图

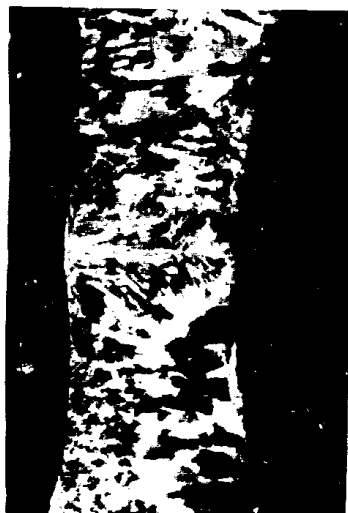
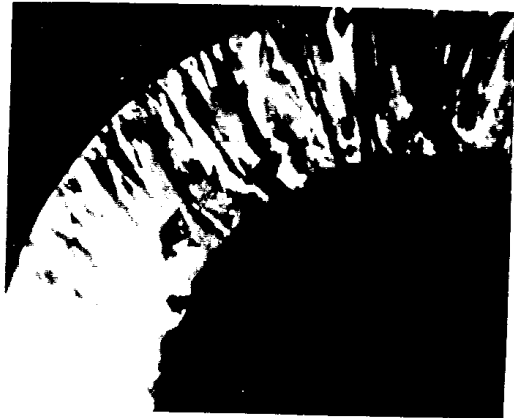


图2 母材与焊缝的宏观组织

表1 各管段的化学成份

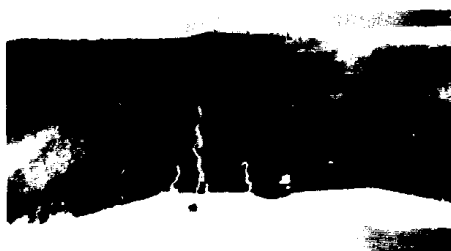
序 号	元 素 含 量 (%)	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
ASTM·A 35 HK 10		0.35~0.45	1.75	1.50	0.04	0.04	19—22	23—27	
我国 1Cr25Ni 20 技 术条件 (暂行)		0.35~0.45	1.50	0.50~2.00	0.04	0.04	19—22	23—27	0.50
A		0.36	0.42	1.07	0.016	0.015	20.57	25.60	
B		0.41	0.44	1.31	0.014	0.015	20.36	25.45	
C		0.33	0.35	1.25	0.015	0.015	21.07	25.58	
D		0.41	0.39	1.43	0.016	0.016	20.75	26.10	
焊 条		0.40	1.34	1.12	0.17	0.017	21.45	24.00	
异种钢焊条			1.50	2.75			67.40	20.10	

二、金 相 组 织

1. 宏观组织

(1) 晶粒: 图2为母材 B , C 段和焊缝 W_0 , W_1 的宏观组织。从母材上看, 外表面有一薄层细等轴晶区, 再往里为柱状晶层, 内层的粗等轴晶层不明显。各段的晶粒大小相差不大, C 段略见粗大而 B 段则显稍小些。

(2) 裂纹: ①焊缝上的环形裂纹, 位于热影响区, 见图3a. 裂纹均在转化管的内侧向外伸展, 经成份化验证明, W_1 上的裂纹集中在 A 段一侧, W_2 集中在 C 段一侧, W_3 也集中在 C 段一侧, 即裂纹都发生在低碳的管段上。 W_0 无裂纹。②母材上的裂纹, 位于内壁或靠内壁 $1/3 \sim 1/4$ 壁厚处, 从图3b可见到小裂纹。管段上还发现因砂轮切割而造成的裂纹, 以 C_2 段为最严重。



W_2



B_{10}

图3 宏观裂纹

2. 显微组织

经检查, 运行42000 h的转化管的显微组织与铸态相比发生了很大的变化。从图4的伪二元图可以看出, HK40相当于亚共晶合金。液态合金冷却时, 首先凝固成奥氏体与 M_7C_3 的共晶体, 随温度的降低, M_7C_3 向 $M_{23}C_6$ 转变。900℃左右开始析出 σ 相。所以室温组织为 $\gamma + \sigma + M_{23}C_6$, 但是, 离心铸管过程是一种非平衡凝固。使 σ 相的析出和 $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 的转变来不及进行, 所以实际上的室温组织为奥氏体加骨架状碳化物(主要为 M_7C_3)。

由于炉管长期运行本身就是一种时效过程, 铸态的非平衡组织向平衡组织转化, 包括 M_7C_3 向 $M_{23}C_6$ 的转化, 奥氏体中析出二次碳化物和 σ 相等。

(1) 晶界碳化物致形态和数量: 图5为四管段的晶界碳化物形态, A 段晶界碳化物较细, 有较多的 σ 相, B 段较粗, 有的将聚集成块状, C 段为细的网链状, D 段粗且带有骨架状特征。 A , C 段细, B , D 段粗, 这与含碳量直接有关。各段共晶碳化物数量定量测定结果为 A_5 —

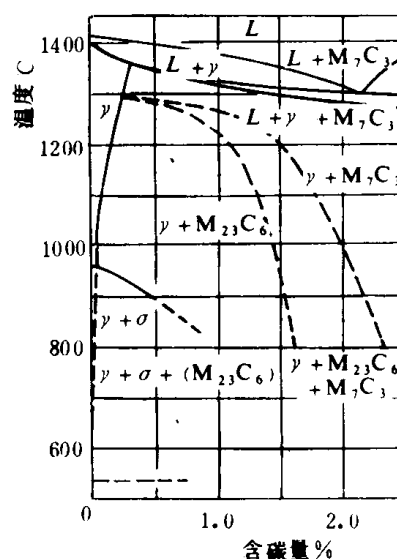


图4 25% Cr - 20% Ni - Fe - C
伪二元状态图