T250马氏体时效钢晶粒细化热处理

袁钰坤，葛莉娜，张鹏博，朱伟强，郭刚
西安长峰机电研究所　陕西西安　710065

摘要：某型号T250马氏体时效钢发动机燃烧室壳体在水压过程中开裂。针对壳体开裂失效展开分析，采用光学显微镜和扫描电镜观察裂纹形态，断口形貌，分析裂纹与金相组织的关系，综合判断晶粒粗大是造成壳体水压开裂的主要原因，提出并验证T250马氏体时效钢晶粒细化的措施。

关键词：开裂失效；晶粒粗大；时效钢

1　序言

20世纪80年代，国际镍公司（INCO）研制出无钴马氏体时效钢T250，该钢在C250基础上去掉Co元素，降低Mo含量，增加了Ti含量，性能接近C250[1]。1995年，国内抚顺特有限公司、钢铁研究总院与西安长峰机电研究所联合成功研制国产T250钢。目前，T250钢凭借超高强度和较好的韧性，已广泛应用于发动机燃烧室壳体。

某型号T250钢发动机燃烧室壳体（以下简称“壳体”）由前后连接环和筒体组焊成形，是发动机上承受高温、高压的关键部件。试制壳体在水压测试过程中发生开裂。

本文以水压试验过程中开裂的壳体为对象，通过光学显微镜和扫描电镜观察开裂部位的微观形态、断口形貌，分析了裂纹与金相组织的关系，找到造成水压裂纹形成的直接原因，提出并验证了预防水压裂纹的热处理措施。

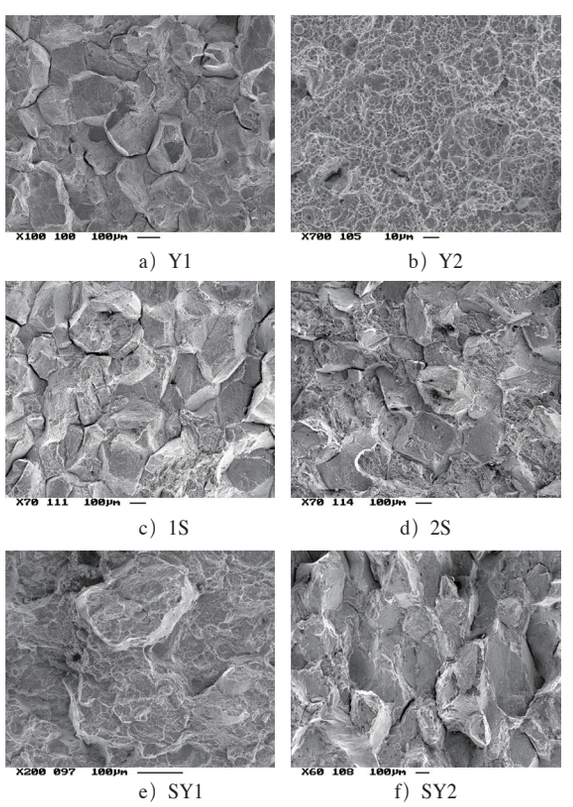
2　试验方法及结果分析

壳体加工工艺流程为：原材料→锻造→毛坯固溶→一道次旋压→道次间固溶→二道次旋压→旋压筒体时效→切头组焊前后连接环→焊后时效。

本次失效分析针对该壳体热加工过程进行，取样编号，见表1。

表1　试样标记

标记	状态说明
Y1	原材料1号时效态
Y2	原材料2号时效态
1S	旋压筒体时效后
2S	焊后时效后
SY1	水压时效壳体取样1号
SY2	水压失效壳体取样2号



a）Y1　b）Y2　c）1S　d）2S　e）SY1　f）SY2

图1　断口形貌观察

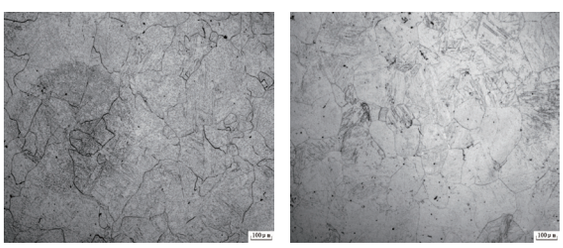
2.1 扫描电镜断口分析

对取样进行断口扫描观察（见图1），Y1是非正常的脆性断口，呈沿晶断裂，组织非常粗大；Y2

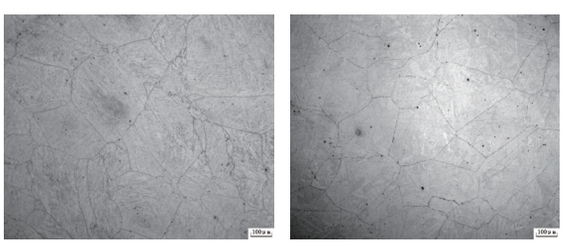
样品断口正常，属于韧性断口，主要以韧窝为主；1S、2S、SY2均为非正常的脆性断口，呈沿晶断裂；SY1是混合断口，以准解理为主，伴随着少部分沿晶断裂，主要分布在夹杂物形成的孔洞处。

2.2 金相分析

经金相观察，试样的晶粒都非常粗大，如图2所示。Y1、Y2样品的晶粒度分别为2.5级和2.0级，经过重新锻造的1S和2S试样的晶粒度为2级。产品状态SY2的晶粒同样非常粗大，晶粒度为1.5级。



a）Y1　　b）Y2



c）1S　　d）SY2

图2　晶粒度

原始状态Y1非正常断裂的形式均为沿晶的脆性断裂，主要是因晶粒和组织粗大而造成的，晶界处未发现析出相。

经过锻造（1S、2S）和水压试验的（SY1、SY2）样品经过热加工后组织不仅没有细化，个别的晶粒尺寸比锻造以前还要粗大，说明锻造工艺存在问题，或锻打次数和终锻温度存在问题，没能够细化组织，造成沿晶脆性断裂。

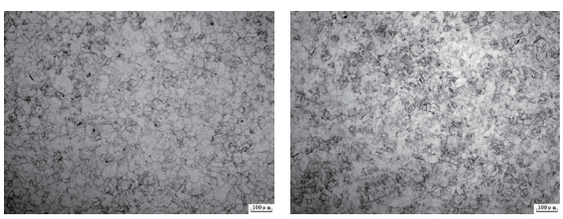
3　改进措施及效果验证

针对马氏体时效钢，分别采用一次正火和双重正火处理的方式细化晶粒[2]。将原有试样重新编号，按照新的热处理制度再次进行处理，见表2。

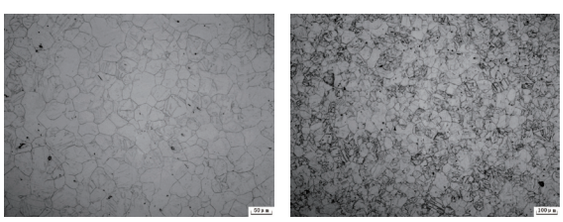
经过正火处理后，试样晶粒度有明显的改善，并且双重正火的晶粒细化效果明显好于一次正火。正火处理细化的金相组织如图3所示，晶粒度的评级结果见表3。通过正火处理，在金相组织中，未发现晶界处存在析出相。

表2　试样热处理制度

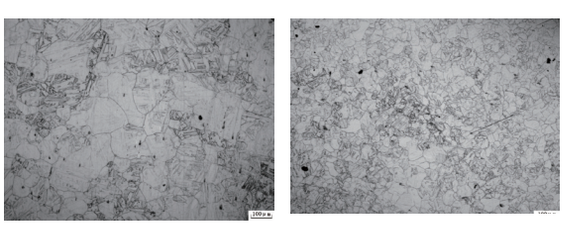
标记	热处理制度
CY1	960℃ × 1h水冷
CY2	960℃ × 1h水冷+900℃ × 1h水冷
C1S	960℃ × 1h水冷
C2S	960℃ × 1h水冷+900℃ × 1h水冷
CSY1	960℃ × 1h水冷
CSY2	960℃ × 1h水冷+900℃ × 1h水冷



a）CY1　　b）CY2



c）C1S　　d）C2S



e）CSY1　　f）CSY2

图3　金相组织

表3　晶粒度评级结果　　（级）

标记	Y1	Y2	1S	2S	SY1	SY2
失效件	2.5	2.0	2	2	1.5	1.5
标记	CY1	CY2	C1S	C2S	CSY1	CSY2
正火处理后	5.5	6.5	4.5	6.0	4	6.5

通过上述试验论证，将同批锻件加工流程调整为：（原材料→锻造）→双重正火→毛坯固溶→一道次旋压→道次间固溶→二道次旋压→旋压筒体时效→切头组焊前后连接环→焊后时效。

对加工壳体逐件进行水压试验，采用上述流程加工的壳体，水压期间未出现开裂失效及其他失效现象，满足设计水压相关要求。

37Mn5钢管内壁分层缺陷分析与改进

董孟宪[1]，杨小青[2]，刘玉爱[1]，郭鹏[1]
1.山东广富集团有限公司技术处　山东滨州　256217
2.豫西集团河南江河机械有限责任公司　河南平顶山　467337

摘要：采用光学金相、扫描电镜及微区能谱分析等方法，对37Mn5钢管热变形中内壁分层缺陷进行了分析。结果表明：分层缝内有大型氧化铝及含Mg复合夹杂物。在连铸生产中，未在中间包的最优寿命周期内生产特殊钢种，发生包衬卷渣是产生分层的主要原因，次要原因是保护浇注不良导致了新生氧化铝在水口结瘤、脱落，污染了钢液。此外，还有质量检验环节的问题，并提出了改进的建议。

关键词：37Mn5钢管；分层；包衬卷渣；保护浇注不良

1　序言

37Mn5钢管执行美国石油协会API SPECT 5CT套管和油管标准，常用为J55钢级。在钢管生产中，内壁区分层问题经常出现，但又无法根除，主要问题为专业分立、原因分析不到位，解决措施不力。一些层薄、量少的缺陷可以进行修磨使用，其他情况只能报废，损失是极大的。一些文献称为“内鼓包”，而按照李群等著《钢管生产》的描述，其特征为：钢管内表面呈现有规律的凸超且外表面没有损伤，产生原因为连轧辊修磨量过大或掉肉等，这种鼓包与内壁分层缺陷不符。参照API 5T1《缺欠术语》的定义应为分层。本文分析了分层缺陷的产生原因，并提出了改进措施。

2　宏观分析

某次质量异议，多批次圆钢生产的毛管在定径、减径后出现分层，特征为：在内表面的某一区域较集中分布，呈轴向鼓包状，个别破裂为翘皮，缺陷发生率达2.04%，如图1所示。

图1　缺陷实物形貌

3　缺陷检测分析

3.1　浅层分层分析

在缺陷区横向取样，分别作光学金相和冷场扫描电镜（日立S－4300）显微图像分析，在缺陷区两侧的窄缝内及其延长线上均有断续分布的夹杂物，用EDAX能谱分析仪对夹杂物进行微区成分的半定量分析，主要为Ca、O、Al、Mg、Si等元素的复合氧化物，其中Fe元素的波峰均较高，界面有氧化，如图2、图3所示。

4　结束语

1）壳体材料晶粒粗大是造成壳体水压开裂失效的直接原因。

2）T250马氏体时效钢通过正火处理，可以细化晶粒。

3）T250马氏体时效钢采用双重正火细化晶粒的效果，优于一次正火。

参考文献：
[1] 姜越，尹钟大.无钴马氏体时效钢的研究现状[J].材料科学与工艺，2004，12（1）：108-113.
[2] 罗文英，蒋静，刘宪民，等.18Ni马氏体时效钢循环相变细晶工艺研究[J].热加工工艺，2012，41（16）：194-196.

MW 20201214