DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2020.06.014

高密度钨合金部件断裂失效分析

张　浩,石科学,郑晓斐
(西安汉唐分析检测有限公司 泾渭分公司,陕西 西安 710201)

摘　要:通过化学成分、宏观断口、微观断口和金相显微组织分析等手段,对发生断裂的高比重93WNiFe钨合金爆炸部件进行断裂失效分析研究。结果表明,失效部件合金的化学成分正常,但微观组织与密度存在异常;爆炸部件失效断裂的根本原因是材料制备过程中热处理工艺不当造成的;应严格控制热处理工艺和爆炸部件的检验方案。

关键词:高比重钨合金;脆性断裂;失效分析

中图分类号:TG146.3　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2020)06-0557-03

Fracture Failure Analysis of High Specific Gravity Tungsten Alloy Components

ZHANG Hao, SHI Kexue, ZHENG Xiaofei
(Jingwei Branch, Xi'an Hantang Analysis & Testing Co., Ltd., Xi'an 710201, China)

Abstract: By means of chemical composition, macroscopic and microscopic fracture and metallographic microstructure analysis, fracture failure analysis of high specific gravity 93WNiFe tungsten alloy explosive components were studied. The results show that the chemical composition of the alloy is normal, but the microstructure and density are different. The fundamental cause of failure and fracture of explosive parts is caused by improper heat treatment process in the process of materials preparation. The heat treatment process and the inspection scheme of explosive parts should be strictly controlled.

Key words: tungsten alloy with high specific gravity; brittle fracture; fracture analysis

高密度93WNiFe合金具有优异的力学性能、抗烧灼性和对放射性辐射的吸收能力,因此被应用于穿甲弹等爆炸体部件[1-3]。根据使用要求,某部件在经受前端爆炸冲击后应保持完好。失效部件在第一次爆炸过程中,因受剧烈冲击及振动作用发生断裂,前端被推至距爆炸台面2 m远的地面,失效部件及爆炸受力示意图见图1。断口直径约155 mm,断口平面距部件支撑受力点约250 mm,失效部件受力点以外的部分包括断裂部位均未与其他部件接触,无外力影响。测试环境为大气环境,无较强烈腐蚀气氛。为了确定失效部件断裂原因,对断裂的爆炸部件和不同批次满足要求的标准部件进行对比分析,以确定爆炸部件的失效原因。

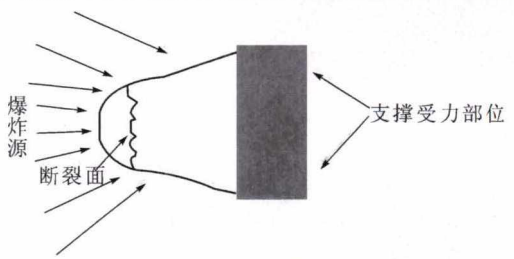


图1 失效部件及爆炸受力示意图
Fig.1 Failure components and schematic diagram of explosive force

93WNiFe合金的制备工艺为1 350 ℃左右下对粉末压坯真空烧结60 min,然后对工件进行1 200 ℃×60 min的真空退火。最终要求工件抗拉强度不小于900 MPa,伸长率不小于20%,产品合格检测方式为对随炉试棒进行力学性能及无损检测,内部无明显的裂纹或孔洞,满足上述要求即产品合格。失效部件随炉试棒测试时力学性能测试合格,无损检测爆炸部件无明显裂纹和孔洞。

1　试验结果

1.1　化学成分

对失效部件和标准部件进行化学元素分析,分析结果见表1。从表1可以看出,失效部件和标准部件中W含量基本一致,Ni、Fe比在5.4:1.6,失效样品与标准样品化学成分并无明显差别,表明该失效部件的化学成分符合该钨合金的成分要求。

表1 93WNiFe失效部件和标准部件化学元素成分 w(%)
Tab.1 Chemical composition of 93WNiFe failure parts and standard parts

样品	N	Fe	Ca	O	W
标准部件	5.38	1.56	0.03	0.003	余量
失效部件R/2处	5.36	1.56	0.03	0.006	余量
失效部件心部	5.40	1.57	0.03	0.004	余量

收稿日期:2020-02-23

作者简介:张　浩(1985-),陕西咸阳人,硕士,工程师.主要从事金属材料物理性能测试与失效分析方面的工作.
电话:17792576559,E-mail:zhangh710021@163.com

1.2 力学性能

对失效部件和标准部件取样进行力学性能测试。在距失效部件断裂面 10 mm 处沿径向取两根 10 mm×10 mm×65 mm 样块，按照 GB/T 228.1-2010 规定加工成直径 5 mm 棒材拉伸试样，取两块 8 mm×8 mm×8 mm 样块作为密度试样。在标准部件相同位置取拉伸和密度试样。再选取同批次标准部件进行一次爆炸冲击后完好试样相同位置取拉伸和密度试样。3 组试样根据标准规定在相同条件下力学性能测试结果的平均值见表 2。

表2 93WNiFe 力学性能测试结果
Tab.2 Test results of mechanical properties of 93WniFe alloy

样品	抗拉强度 /MPa	伸长率(%)	密度 /g·cm^{-3}
标准部件	969	24.0	17.43
失效部件	709	4.5	16.86
标准部件爆炸后	938	22.5	17.39

从试验结果可以看出，失效部件与标准部件力学性能测试结果差异较大，主要表现为失效部件比标准部件强度和塑性低，表现出明显的脆性特征，导致失效部件在爆炸冲击条件下发生断裂，且失效样品的密度值低于标准样品。标准部件经爆炸冲击后的力学性能测试结果与标准部件的力学性能差异不大，说明爆炸冲击对标准部件的力学性能影响不大，失效部件的力学性能出现异常的原因与爆炸冲击无关，初步推断是合金制备过程工艺参数问题导致的。

1.3 断口宏观形貌

图 2 为爆炸失效部件断裂的宏观形貌，断口平面距部件支撑受力点约 250 mm，部件受力点以外的部分包括断裂部位均无部件接触，断裂部件表面未见明显的损伤等外部缺陷。从图 2 看出断口表面比较平齐，无明显的塑性变形特征，断裂面带有放射线图样。

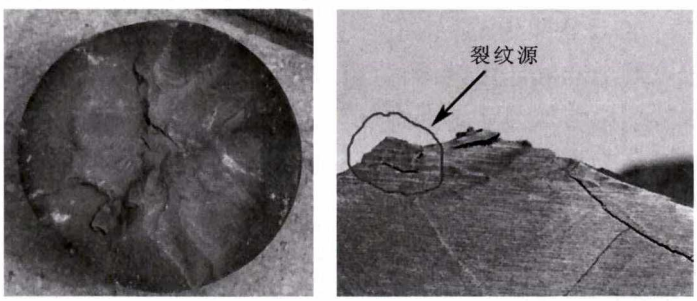
1.4 断口微观形貌

将失效部件爆炸断裂表面使用超声波清洗剂清洗后置于电子扫描显微镜下观察，对断裂部件心部位置断裂形貌的观察结果如图 3 所示。从图 3(a)可以看到钨颗粒间的基体相分布不均匀，大部分钨颗粒直接相连。从图 3(b)可以看出断裂方式主要为钨颗粒间的界面断裂或者钨颗粒与基体相的界面发生断裂，钨颗粒的穿晶断裂很少；这表明金属材料抗裂纹扩展能力差，宏观上表现为抗拉强度低、伸长率低，易发生脆断。

图 4 为标准部件心部位置取样的拉伸断口形貌，基体相分布均匀，且基体相将 W 颗粒均匀包围，95%以上的钨颗粒断裂为穿晶解理断裂，基体相多为撕裂断裂[4]。以这种方式断裂的材料强度和伸长率明显高于钨颗粒间的界面断裂或者钨颗粒与基体相的界面发生断裂的材料。

1.5 显微组织

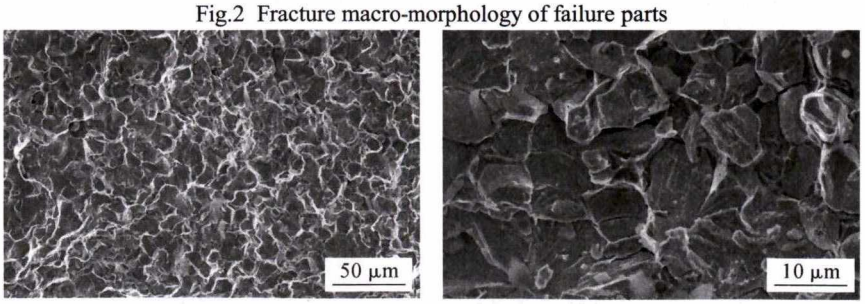
分别在失效部件断裂表面和标准部件拉伸断口边部位置取样，腐蚀后在金相显微镜下进行观察。图 5 为标准部件径向金相组织，该组织属于比较理想的钨合金显微组织[5]，钨颗粒都被基体相分隔开，钨颗粒的形状为球状且均匀分布在基体相中，有利于



(a)横截面　(b)纵截面

图 2 失效部件断裂宏观形貌

Fig.2 Fracture macro-morphology of failure parts



(a)低倍　(b)高倍

图 3 失效部件断裂微观形貌

Fig.3 Fracture micro-morphology of failure parts

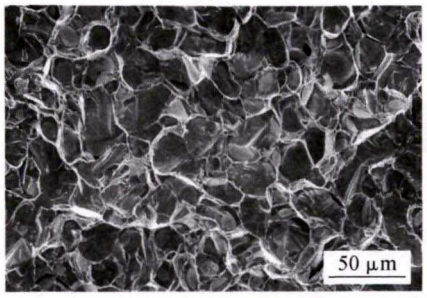


图 4 标准部件拉伸穿晶解理断口

Fig.4 Tensile transgranular-cleavage fracture of standard parts

产生协调的塑性变形。图 6 给出了失效部件的径向金相组织照片，对比标准部件的金相组织可知，失效部件中钨合金晶粒呈不规则形状，晶粒尺寸明显小于标准部件的晶粒尺寸，钨颗粒的大小和分布不均匀。出现该组织的原因可能是由于真空退火时温度不够或保温时间不够长，失效部件中钨颗粒几乎没有长大，钨颗粒之间没有出现基体相；钨合金中的钨颗粒与基体相界面结合强度明显低于钨颗粒的结合强度，这种组织直接导致合金的强度下降、塑性变差[6,7]。

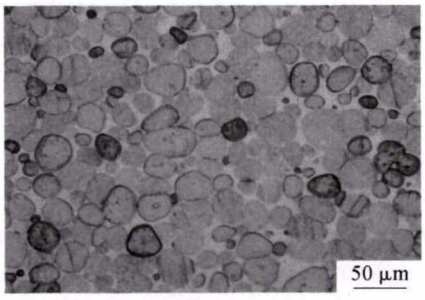


图 5 标准部件金相组织

Fig.5 Metallography of standard parts

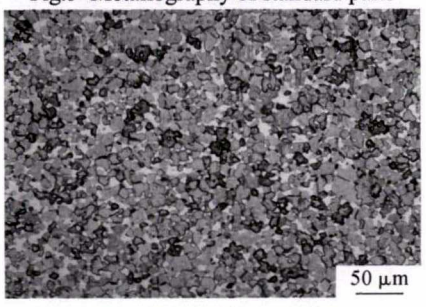


图 6 失效部件金相组织

Fig.6 Metallography of failure parts

2 失效原因分析

对失效部件进行分析表明，失效部件化学成分与标准部件一致，而失效部件的组织明显与标准部件存在差别，且两者密度存在差异；失效部件测试前进行无损检测未发现明显缺陷；对标准部件爆炸后进行性能测试也表明爆炸过程对爆炸部件力学性能影响不大，可以排除失效部件组织性能异常是由于爆炸造成。因此可以推断造成失效部件出现问题的原因是烧结过程或退火过程中的工艺流程出现问题导致。

对照生产记录发现，爆炸部件制备过程中各个工艺步骤严格按照工艺参数进行，温度和时间控制符合要求。随后对真空烧结和真空退火炉温度均匀性重新核查。发现真空退火炉温度均匀性存在偏差，程序文件规定使用Ⅱ类真空退火炉，炉温均匀性要求为±5 ℃，重新核查时发现有测温点温度 1 200 ℃时实际检测温度为 1 184 ℃，低于均温性要求规定，热处理过程中会存在部件退火温度低于工艺参数要求，而随炉试棒数量较少，摆放位置不合理，不能有效代表爆炸部件热处理状况，导致出现试棒检测合格部分爆炸部件不合格。

3 结论

(1)通过对断口宏观形貌分析失效部件断裂方式为外部冲击作用下的脆性断裂。该爆炸部件在服役工作前，进行了无损检测，内部未发现明显的裂纹或孔洞存在，因此判断部件内部因素是造成部件失效断裂的主要原因，爆炸冲击作用是部件失效的诱导因素。

(2)对失效部件化学元素分析化学成分正常，微观组织异常，力学性能不合格。通过金相组织和微观形貌分析可以发现造成失效部件内部组织与标准部件存在明显差异，通过排查发现为真空退火炉均温区不满足要求，导致爆炸部件热处理温度不能达到工艺参数要求，导致部分爆炸部件性能出现问题。

(3)应严格控制热处理温度、保温时间等工艺参数，限制真空退火炉的均温区使用范围。进一步完善爆炸部件的产品合格性检测方案，建议并合理规划随炉试棒的数量和位置，通过对比不同位置的随炉试棒测试结果，保证爆炸部件间接检测的有效性，同时能够及时掌握真空退火炉的均温区性能。

参考文献：

[1] 李小强，辛红伟，胡可，等. 高密度 W-Ni-Fe 合金的研究进展[J]. 材料导报，2009，23(15)：66-69.

[2] 王松，陈宏燕，胡洁琼，等. 高比重钨合金的研究现状[J]. 贵金属，2011，32(3)：85-88.

[3] 武媛洁，徐英鸽，郑敏杰，等. 高比重钨合金的研究现状与发展趋势[J]. 热加工工艺等. 2015(20)：11-13.

[4] 王尔德，于洋，胡连喜，等. W-Ni-Fe 系高密度钨合金形变强化工艺研究进展[J]. 粉末冶金技术，2004(5)：47-51.

[5] 王季林. 钨粉粒度和烧结工艺对高比重钨合金组织结构和力学性能的影响[J]. 粉末冶金工业，2009，19(2)：16-21.

[6] 晏建武，周继承，鲁世强，等. 热处理对 W-Ni-Fe 高密度合金组织与性能影响[J]. 国外金属加工，2007，26(4)：43-49.

[7] 武杰，孙毅，王晖. 烧结和热处理对 WNiFe 合金板材轧制性能的影响[J]. 热加工工艺，2016(20)：239-241.