

12.9级法兰面螺栓断裂分析

文 / 张先鸣

问题的提出

某乘用车12.9级规格M10X1、25X20法兰面螺栓，材料为SCM435，螺纹第2-8牙处涂锁固胶，在总装厂装配时采用气动工具拧紧螺栓，设定预紧扭矩为90N·m装配时发生断裂。失效的表现形式为沿螺纹圆周开裂，向心部扩散，装配示意图见图1，断口形貌见图2。

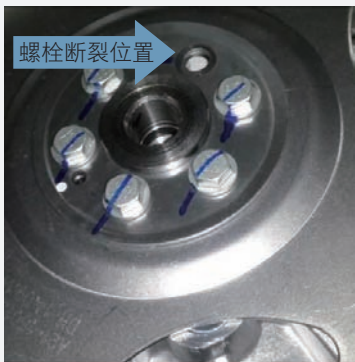


图1、装配示意图

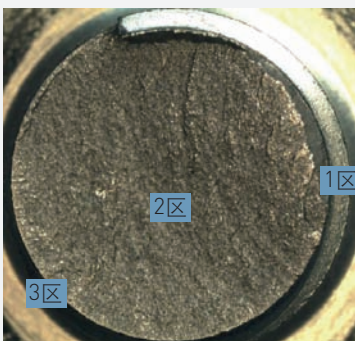


图2、断口形貌

试验结构及分析

(一)断口宏观分析

该批次失效螺栓断口的宏观特征基本相似。从图2可见，裂纹源自螺栓螺纹表面，且垂直于螺栓轴线向一侧扩展，断口比较平整，断口有3个区域：1区裂纹源区具有浅黑色边缘，存在不明显的弧形放射状纹路，螺纹的整个周边，有明显的晶粒亮点，占25%~30%；2区有明显的弧形贝纹线，始于1区前沿；3区为终止区。由断口特征形貌判断，裂纹经历了两个阶段，1区为裂纹慢速扩展区，2区、3区为裂纹快速扩展区。

(二)断口微观分析

在扫描显微镜下观察断口微观形貌：1区靠近断口表面处为沿晶断口，具有典型的脆性断裂特征，浅黑色为增碳层深度(图3)。2区、3区断口心部形貌为韧窝断口+沿晶断口共存区(图4)，晶界和断口上未见腐蚀物，且有二次裂纹，表明裂纹是在受力后形成。

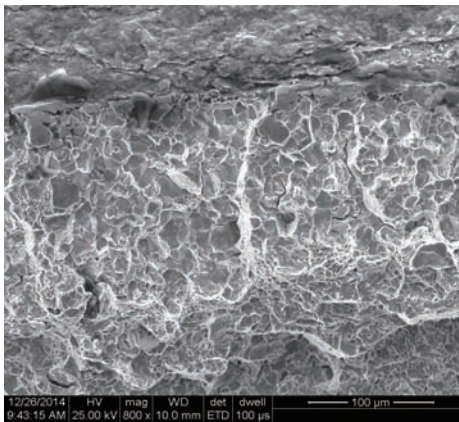


图3、断口表面处为沿晶断口

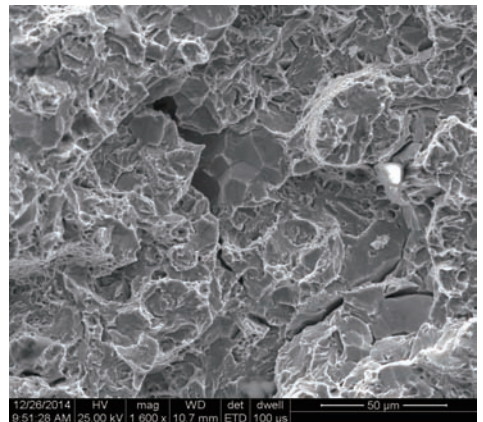


图4、心部形貌为韧窝断口+沿晶断口

(三)常规理化检验

1、金相检验

将断裂螺栓研磨、抛光后，在金相显微镜下放大观察，螺栓表面与心部为回火托氏体(马氏体位向)+未溶铁素体(图5~6)，符合GB/T3098.1-2010中规定12.9级金相组织要求。但表面有约0.10mm的增碳层(图7~8)。



图5、表面回火托氏体+未溶铁素体，500X

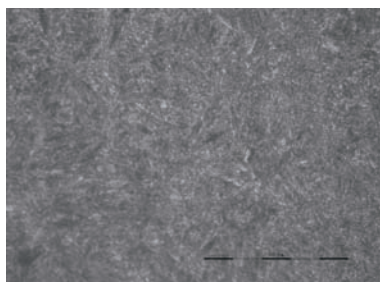


图6、心部回火托氏体(马氏体位向)+未溶铁素体，1000X

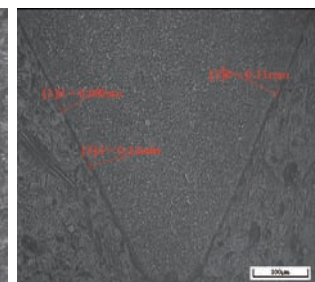


图7、螺纹牙纹处增碳层，100X

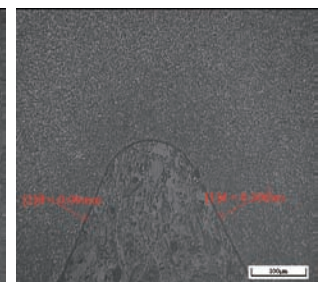


图8、螺纹牙底处增碳层，100X

断裂螺栓钢中非金属夹杂物按GB/T 10561-2005标准评级图进行评级。断裂的螺栓钢中D类球状氧化物夹杂物较为细小，其级别约为细D2级；B类氧化铝类夹杂物沿螺栓纵向分布，其级别约为细B0.5级(图9-10)，表明螺栓钢的冶金品质尚可。

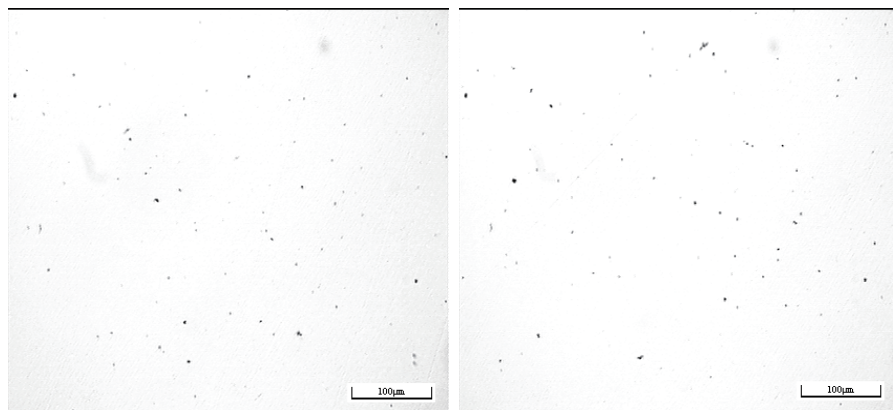


图9、夹杂物B0.5级、D2级(横向)，100X

图10、夹杂物B0.5级、D2级(纵向) 100X

2、硬度试验

经检验，断裂螺栓表面硬度和心部硬度检验结果(表1)均不符合GB/T3098.1-2010中规定12.9级螺栓硬度的要求；由于表面存在回火高碳托氏体，螺栓表面硬度明显高于心部硬度，高硬度对缺口材料具有较强的脆性敏感性。

表1、断裂螺栓表面硬度和心部硬度检验结果

检验项目	技术要求	件号	检验结果	判定	检验方法
心部硬度 HV10	385~435	1#	460, 458, 453	不符合	GB/T4340.1-2009 GB/T3098.1-2010
		2#	440, 455, 450		
表面硬度 HV0.3	≲ 435	1#	507, 511, 513	不符合	
		2#	478, 500, 491		

螺栓断裂原因分析

验证分析

螺栓心部微观形貌为韧窝和沿晶共存的断口，考虑原因之一是回火不充分导致，为验证分析，对断裂螺栓进行再回火试验，检测其硬度是否发生变化。回火工艺按工艺规定450℃+10℃，保温130min。

表2、再回火后表层硬度和心部硬度检验结果

检验项目	技术要求	检验结果		硬度值之差
心部硬度HV10	385~435	再回火前	442, 456, 460	44~60HV10
		再回火后	398, 400, 402	
表面硬度HV0.3	≲ 435	再回火前	486, 499, 488	43~54HV0.3
		再回火后	449, 432, 445	

再回火后与再回火前螺栓硬度相比见表2，均有较大幅度降低，判定断裂螺栓存在回火不充分现象，组织为马氏体位元向的回火托氏体+未溶铁素体，由此可判定热处理回火不充分，螺栓组织应力和热应力不能得到完全释放，硬度偏高，应力与高硬度迭加，造成发生脆性断裂可能性增大。再回火后的样件进行金相组织观察，表层颜色略深现象仍然存在。

综合分析

GB/T3098.1-2010中规定12.9级螺栓硬度要求385~435HV10，表面硬度不应比心部硬度高出30HV单位。螺栓心部硬度和表面硬度都超出12.9级螺栓要求，表层硬度超出心部硬度约50HV左右，明显不符合标准要求。螺栓表层微观形貌为沿晶断口，结合表面硬度偏高，金相组织表面为一圈发黑薄层(回火高碳托氏体)，判定该螺栓表面已发生增碳。增碳使螺栓表面脆性增大，同时增加发生早期脆性断裂的可能，对比未断裂件表面没有增碳现象。

原材料非金属夹杂物D类(球状氧化物)2级，对12.9级螺栓应该是不合格的组织。B类(氧化铝类)和D类(球状氧化物类)是造成早期疲劳破坏的主要原因之一，一般紧固件的强度级别越高，夹杂物的危害性越大；夹杂物尺寸越大、距表面距离越近，危害性越大。夹杂物的有害尺寸随着材料塑性的降低和夹杂物存在位置接近表层而降低，冷锻钢最表层夹杂物的临界值在10um以下。因此，通常要求距表面2mm以内的夹杂物应不大于10~15um。强度级别越高，距表面越近的有害夹杂物允许存在的尺寸越小，有必要严格控制钢中的夹杂物。

结论

六角头螺栓断裂样件显微组织虽然符合GB/T3098.1-2010中12.9级螺栓要求，但维氏硬度超出标准中要求，失效为脆性断裂。表面增碳和回火不充分为主要原因；原材料非金属夹杂物D类为2级，对12.9级螺栓应该是不合格的组织，为次要原因。从热处理工艺和原材料方面查找影响因素。 □

参考文献

1. 夏立芳.金属热处理工艺学[M].哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2008.
2. 钟群鹏,赵子华.断口学[M].北京:高等教育出版社,2006.
3. 张先鸣.风电机组用高强度螺栓断裂分析[J].金属制品,2013(2):45~48-58.
4. GB/T 3098.1—2010紧固件机械性能-螺栓、螺钉和螺柱[S].北京:中国标准出版社,2011.