

紧固件氢脆断裂失效案例

由于氢而导致金属材料在低应力静载荷下的脆性断裂，称为氢脆断裂，简称氢脆。氢脆一般表现为低应力下的延迟性断裂，由于这种失效常常是在零件通过正常检验合格后服役过程中发生的突然断裂，具有一定隐蔽性和不可预见性，是一种十分危险的失效形式。

分析氢的来源是解决和预防紧固件氢脆问题的重要环节，氢的来源可分为“内含的”和“外来的”两种。前者是指原材料在熔炼过程中及随后加工制造过程中（如酸洗、电镀等）中吸收的氢；后者是指紧固件成品在服役过程中从含氢环境介质中吸收的氢。

氢原子具有最小的原子半径（ $r_H = 0.053\text{nm}$ ），易于进入金属内部，随后在静应力（包括外加的、残余的以及原子间的相互作用力）作用下，向应力高的部位扩散聚集，由原子变为分子（ $H^+ + e^- \rightarrow H$ ， $2H \rightarrow H_2 \uparrow$ ）。此时在氢聚集的部位会产生巨大的体积膨胀效应，导致氢脆。因此，氢脆断裂除了零件含有较高的氢外，还必须要有外加拉伸恒载荷或低速拉伸载荷才能发生脆性断裂。螺栓装配后恰好是承受轴向拉应力，因此往往会在装配后的静置状态下发生延迟脆性断裂。

应当指出，判断紧固件是否氢脆不能以氢含量为判据，特别是对于经过表面镀覆处理的紧固件，其检测出的氢含量实际上接近基体材料的氢含量，并不代表镀覆层附近的实际氢含量。此外，还需要考虑紧固件在承受拉伸静载荷后氢含量在螺纹根部、头杆结合处等应力集中区域聚集现象，螺栓氢脆型断裂一般位于上述两处位置。

综合多起紧固件氢脆失效案例分析可知，导致紧固件氢脆的原因一般和原材料、钢材组织状态、服役环境和酸洗、电镀工艺不当有关。

7.1 原材料冶炼情况

钢材在冶炼过程中由于原料中含有水分或油垢等不纯物质，在高温下分解形成氢并进入钢液中。熔化温度下，钢液中氢的溶解度较高，每 100g 钢液中氢的溶解量可达到 $20 \sim 30 \text{cm}^3$ ，但是随着钢液凝固过程中温度降低，饱和氢溶解度将显著降低，过饱和氢一部分随着钢液的凝固通过扩散溢出，一部分将以过饱和氢的方式残留钢中。在后续经热加工变形后冷却过程中析出氢分子，从而产生巨大的内应力而在金属内部产生裂缝。在进行横截面低倍酸蚀检查时，在距钢坯表面 $1/2$ 半径处会存在锯齿形细小发纹，呈放射状、同心圆形或不规则形态分布，如图 7-1 所示。在沿纵向取拉伸试样测试时，会发现断口上存在圆形或椭圆形亮点。

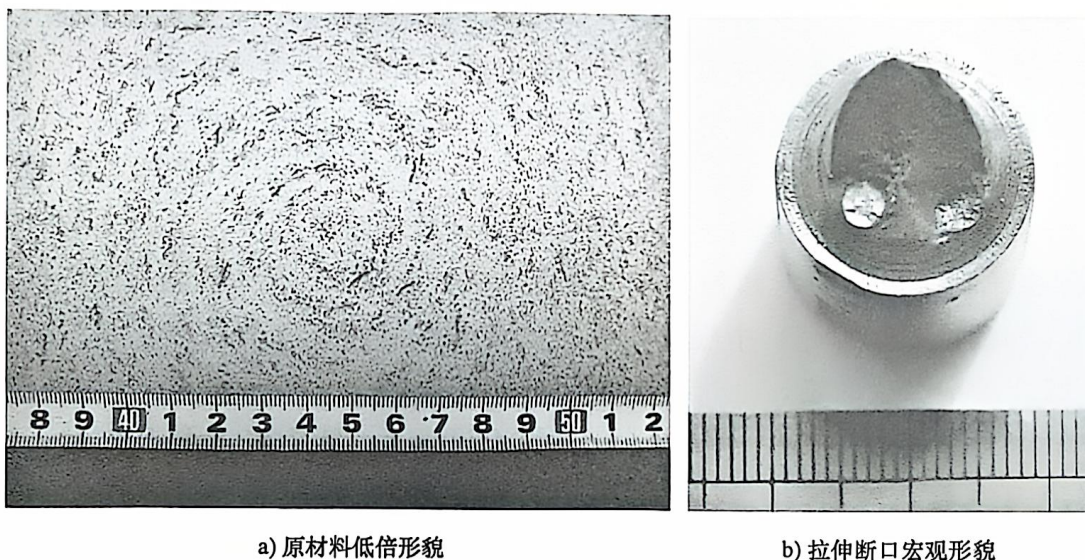


图 7-1 氢含量较高原材料中的白点缺陷

避免和预防该类缺陷的有效措施是注意冶炼过程中用料的管理，保证矿石、造渣原料、铁合金、耐火材料的干燥，尤其是我国南方梅雨季节期间，当地的钢厂要尤为重视。采购该阶段生产的原材料也要相应增加抽检频次。

7.2 酸洗、电镀工艺

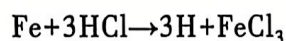
1. 酸洗

紧固件生产过程中采用酸洗工艺主要有以下两个作用：

- 1) 去除线材表面的油污、氧化膜，作为表面处理的预处理工艺。
- 2) 在金属表面形成一层磷酸盐薄膜，以减少线材抽线以及冷镦或成形等加

工过程中，对工模具的擦伤。

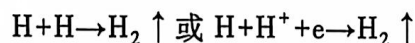
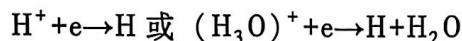
酸洗过程中除了线材表面油污、附着物和氧化膜与酸液反应之外，金属基体还有可能与酸液之间发生化学反应：



反应所产生的氢除了以分子氢形式逸出外，还有部分氢原子进入金属内部。

2. 电镀

电镀是工业上普遍采用的一种表面防腐蚀工艺，它能有效提高紧固件的耐蚀性，但电镀工艺或电镀后处理不当会引起零件的延迟性断裂。电镀反应是一种典型的电解反应，待镀紧固件作为阴极，在外加电流作用下，溶液中的金属离子在阴极表面得到电子而被还原成金属并沉积于其表面。在金属电沉积的同时都存在有氢离子的放电并析出氢气，析出的氢有时会进入镀层或渗入金属基体内：



因此，要尽量选用降低镀件氢脆敏感性的电镀液，可采用达克罗、真空镀、离子镀等无氢脆或减少氢脆的工艺来尽量减少氢的渗入。

这些工序如果操作不当，比如在酸液中时间过长，或者酸溶液温度过高，则溶液中的少量砷、硫、碲离子将会阻碍原子状态的氢在工件表面结合形成分子态的氢，而促进了氢的渗入，引起氢脆。因此，紧固件经酸洗或电镀之后，必须在规定时间内进行除氢处理。

7.3 服役环境

化学成分相同的钢，在各种含氢环境介质中的吸氢量是各不相同的。试验表明，高强度钢介质敏感性是按大气、水、海水、HCl（pH 值为 3）和 H₂S 水溶液的顺序依次升高的。常见的含氢环境介质见表 7-1。

表 7-1 常见的含氢环境介质

气体介质	潮湿的大气、工业空气、常压的纯氢、H ₂ S 气体、HCl 气体、海雾等
液体介质	海水、自来水、含碱水溶液、含卤素离子的水溶液、含酸溶液、含微量水的有机溶剂等

7.4 钢材组织状态

氢在各类组织中的扩散系数有很大的差异，因此在强度、氢含量和拉应力相同的条件下，各类组织的氢脆敏感性有显著的差异。图 7-2 所示为显微组织和硬度对紧固件氢脆敏感性的影响。由图 7-2 可知，高碳马氏体组织有较高的氢脆敏

感性，低碳马氏体组织则不明显；强度水平越高，其氢脆敏感性越大。因此，GB/T 3098.1—2010《紧固件机械性能 螺栓、螺钉和螺柱》中明确指出：当考虑使用 12.9 级螺栓时，应谨慎从事，紧固件制造者的能力、服役条件和扳拧方法都应仔细考虑。

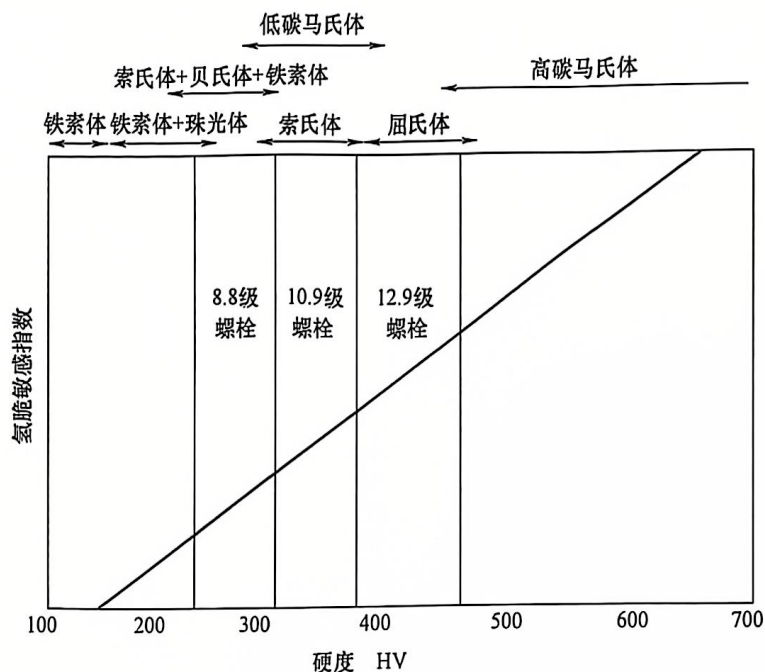


图 7-2 显微组织和硬度对紧固件氢脆敏感性的影响

某地铁制动系统用调整销的材料为 45 钢，表面电镀彩锌后再进行 180℃ 保温 2h 的除氢处理，经装配一周后检查发现批量性断裂。如图 7-3 所示，断裂部位有的在螺纹处，有的在头杆结合处，断口较平整，呈结晶状的脆性断裂形貌。经扫描电子显微镜微观形貌检查（见图 7-4），断口呈冰糖状沿晶断口，晶界面上存在气体挤压冲刷形成的鸡爪花样，具有典型的氢脆断裂特征。经检测，光杆处硬度为 48~49HRC，明显大于 45 钢经调质处理后的正常硬度值（26~35HRC）。图 7-5 所示为调整销基体的显微组织。其组织为马氏体+少量上贝氏

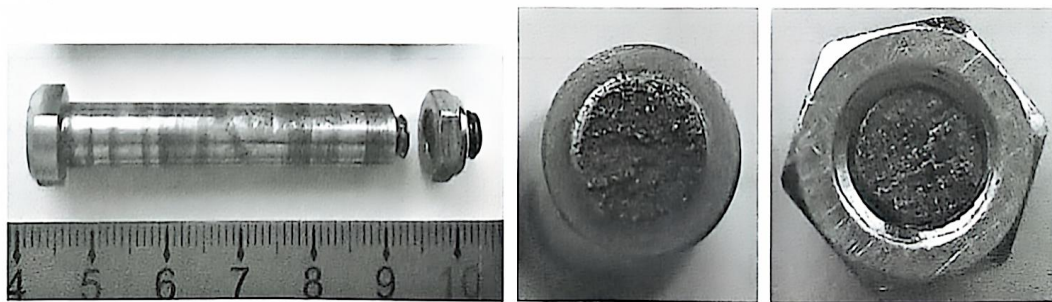


图 7-3 调整销的断口形貌

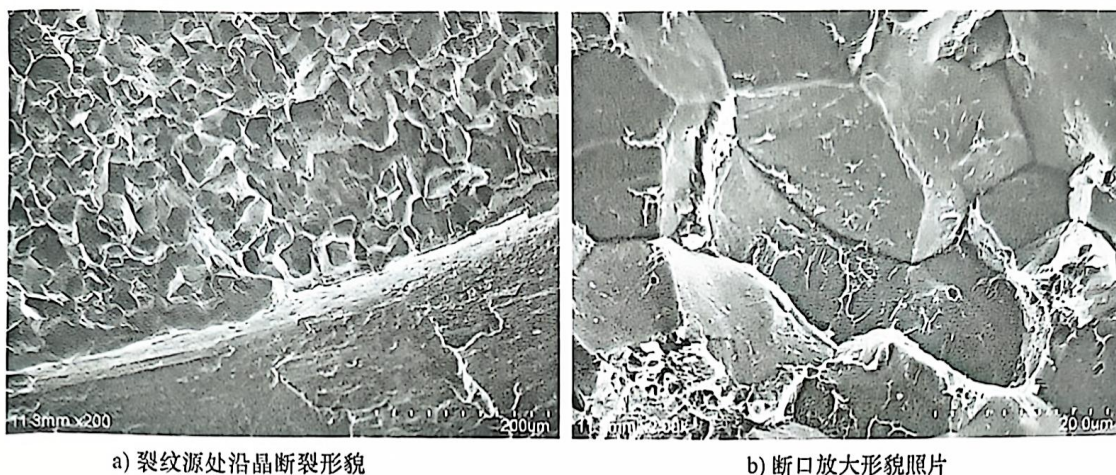


图 7-4 氢脆沿晶断裂形貌

体，并非回火索氏体，这与硬度测试结果也能相互印证。这种组织的氢脆敏感性极大，在装配拉伸载荷下极易在应力集中处发生氢的富集从而导致延迟脆性断裂。对同种型号调整销提高回火温度、延长除氢处理保温时间后，装配和使用中这些调整销均未发现断裂现象。

另外，钢材的晶粒度影响也较显著，晶粒越粗大，氢敏感性越高。夹杂物或元素的偏析也起着同样的作用。一般来说，在其他条件相同时，钢的纯度越低，氢脆敏感性越高，如钢中铈形偏析的存在，会使得氢脆敏感性增加。



图 7-5 调整销的基体显微组织 500×

7.5 案例分析

7.5.1 柴油机主轴盖螺栓断裂分析

1. 概况

某型号柴油机主轴缸盖螺栓的材料为 42CrMo，强度级别为 12.9 级，安装扭矩为 140~150N·m。该螺栓服役一段时间后，发生批量性断裂。

2. 理化检验

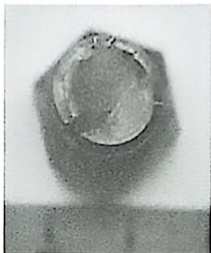
(1) 宏观形貌分析 主轴缸盖螺栓断裂后的宏观形貌如图 7-6 所示。三组柴

油机 A、B、C 主缸盖螺栓的断裂情况：柴油机 A 断裂一根螺栓，编号为 1#；柴油机 B 断裂两根螺栓，编号为 2#和 3#；柴油机 C 断裂两根螺栓，编号为 4#和 5#。螺栓断裂位置有在头杆结合处，也有在螺纹处。1#、3#和 4#螺栓断裂位置位于头杆结合处，断口附近无明显塑性变形，整个断口呈亮灰色，未见明显氧化腐蚀痕迹，断口可见放射花样，具有脆性断裂特征（见表 7-2）。2#和 5#螺栓断裂位置位于螺纹底部，裂纹扩展与轴向约呈 45°，断口附近存在塑性变形，断口呈深灰色纤维状，具有塑性断裂特征（见表 7-2）。



图 7-6 主轴缸盖螺栓断裂后的宏观形貌

表 7-2 主轴缸盖螺栓试样信息

柴油机 编号	试样编号	断口形貌	柴油机 编号	试样编号	断口形貌
A	1#		C	4#	
	2#			5#	
B	3#				

(2) 微观形貌分析 图 7-7 所示为 3#螺栓断口各区域的微观形貌。裂纹源处为沿晶断裂，断口呈冰糖状，伴有二次裂纹，晶界面上存在孔洞和鸡爪纹理。断裂面未见明显的腐蚀产物，瞬断区微观形貌以韧窝形貌为主。从图 7-7b 中可以观察到，在头杆结合处过渡圆弧表面存在平行分布的周向加工刀痕，该刀痕对过渡圆弧处应力集中起加剧作用。图 7-8 所示为 4#螺栓裂纹源区的微观形貌。裂纹源区微观形貌以沿晶断裂为主，晶界面上存在孔洞和鸡爪纹理。

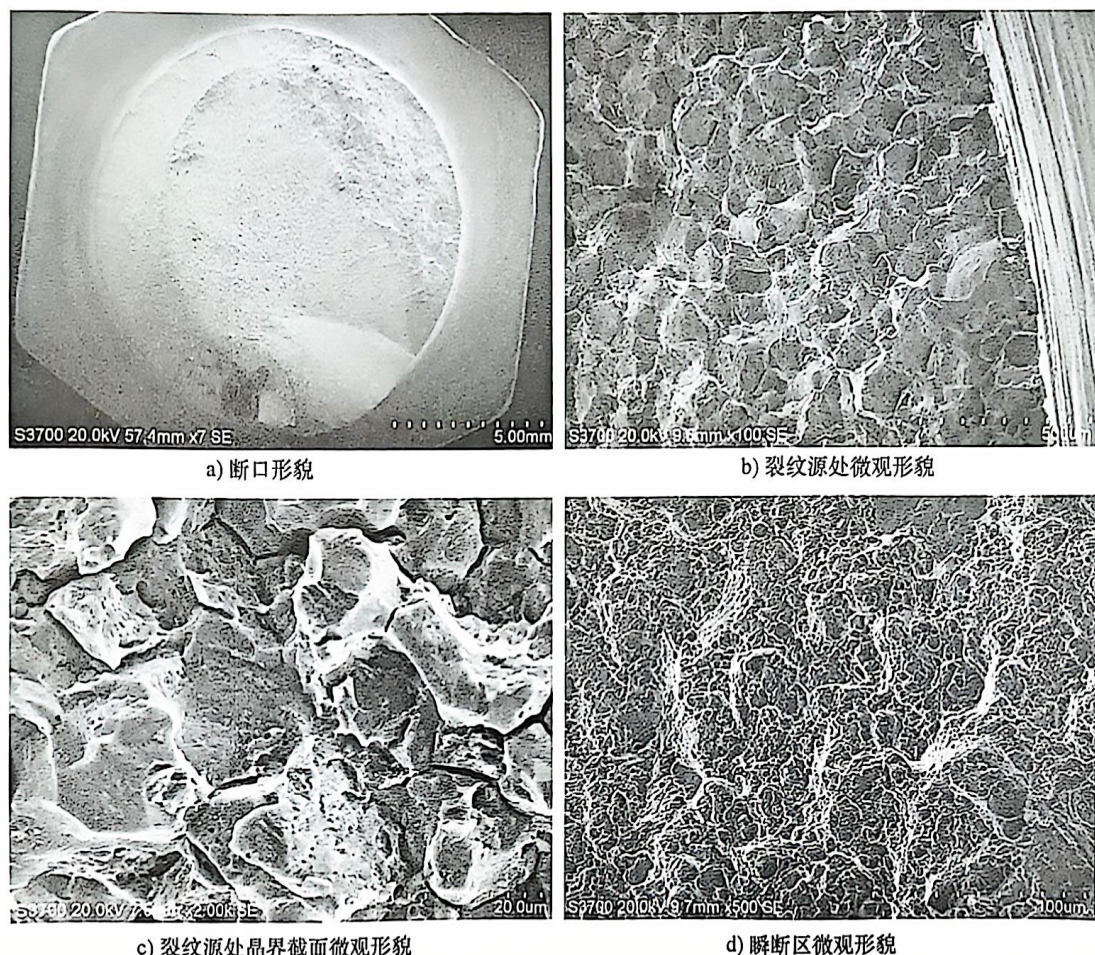


图 7-7 3#螺栓断口各区域的微观形貌

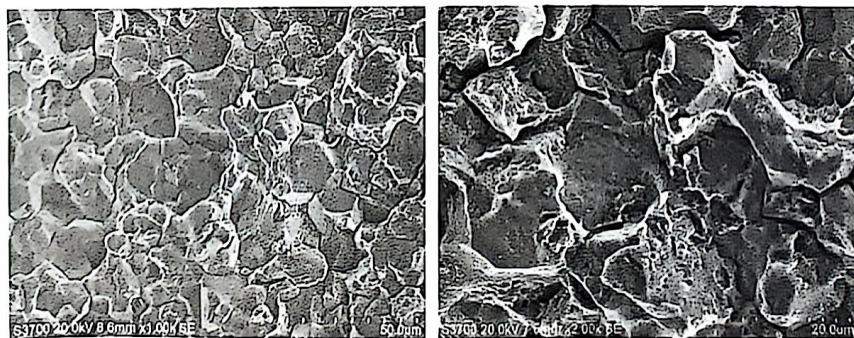


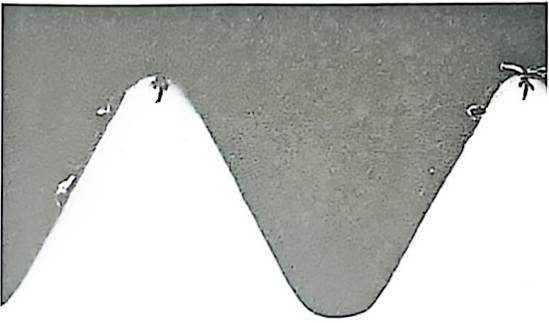
图 7-8 4#螺栓裂纹源区的微观形貌

(3) 化学成分分析 在 3#螺栓上取样进行化学成分检测，检测结果见表7-3。由表 7-3可看出，其化学成分符合 GB/T 3077—2015 中关于 42CrMo 的技术要求。

表 7-3 断裂螺栓化学成分（质量分数） (%)

类别	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
3#螺栓试样	0.41	0.22	0.58	0.010	0.002	1.01	0.16
GB/T 3077—2015	0.38~0.45	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.030	≤0.030	0.90~1.20	0.15~0.25

(4) 非金属夹杂物检查 在 3#螺栓上取样进行金相检查。根据 GB/T 10561—2005，可以评定其非金属夹杂物级别为：A0.5、D0.5，如图 7-9a 所示，其原材料洁净度较好。



a) 非金属夹杂物 100×

b) 微观形貌 25×

图 7-9 3#螺栓纵截面非金属夹杂物及微观形貌

(5) 显微组织检查 图 7-9b 所示为螺牙截面的微观形貌。螺纹底部过渡较圆滑，未见氧化折叠现象，螺纹顶部存在细小折叠。3#螺栓螺纹底部截面的显微



图 7-10 3#螺栓螺纹底部截面的显微组织

组织如图 7-10 所示。螺纹底部存在滚压螺纹形成的形变流线，未见氧化脱碳现象。螺栓基体显微组织为回火索氏体+条状分布的马氏体，如图 7-11 所示。该区域维氏硬度测试结果为 401HV0.3、414HV0.3、405HV0.3，符合 GB/T 3098.1—2010 中关于 12.9 级螺栓的硬度要求（385~435HV）。

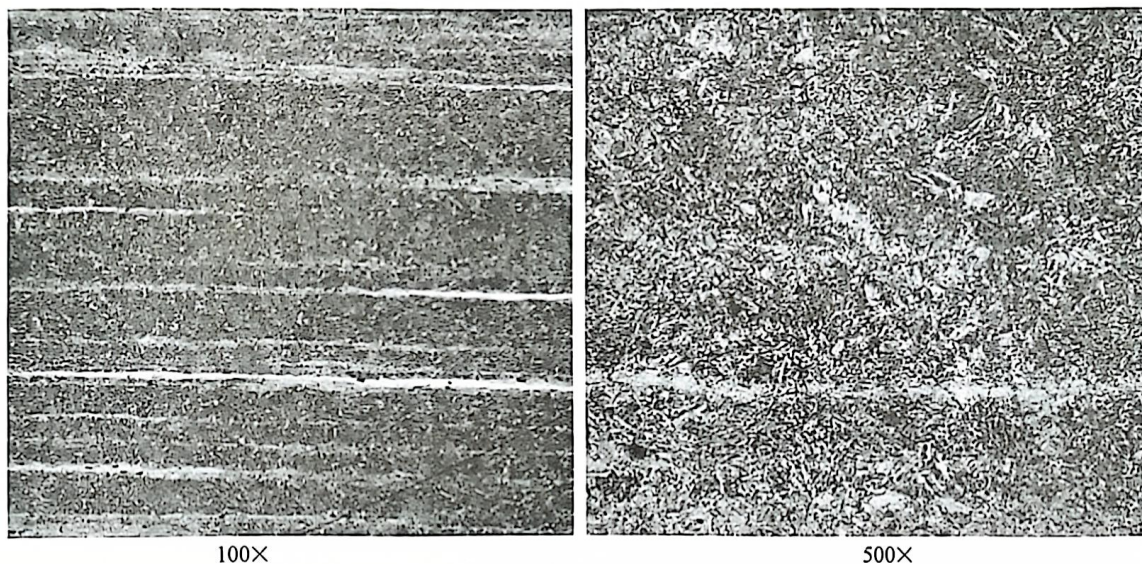


图 7-11 3#螺栓纵截面基体的显微组织

（6）螺栓头杆结合处检查 图 7-12 所示为 4#螺栓头杆过渡圆弧处的微观形貌。其过渡圆弧半径约为 0.8mm。过渡圆弧附近的头部表面存在月牙形的白亮层，经维氏硬度测试，该区域硬度为 719HV0.1、720HV0.1、689HV0.1。白亮层和基体之间还存在容易腐蚀的深色回火索氏体，属于典型的磨削回火烧伤特征，如图 7-13 所示。



图 7-12 4#螺栓头杆过渡圆弧处的微观形貌 25×

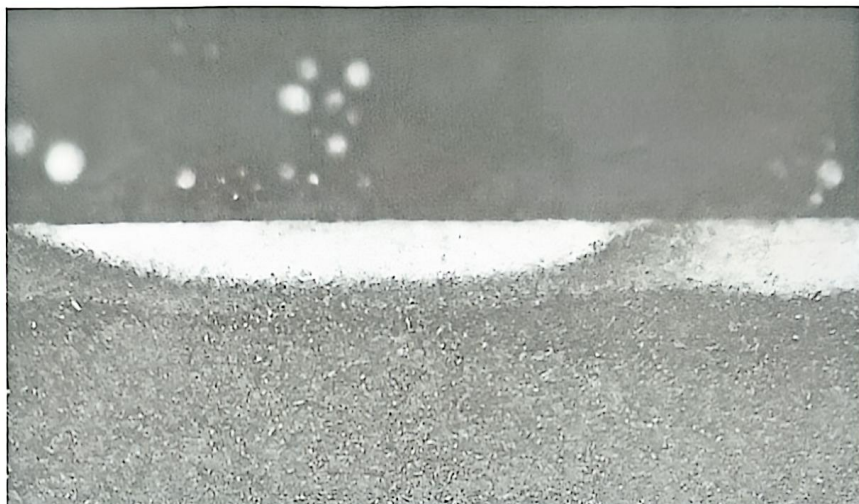


图 7-13 4#螺栓头部磨削烧伤层的显微组织 200×

3. 结果分析

(1) 螺栓断裂情况 三组柴油机螺栓发生断裂，螺栓断裂位置有的在头杆结合处，也有的在螺纹处。1#、3#和 4#螺栓断裂位置位于头杆结合部，断口附近无明显宏观塑性变形，整个断口呈灰色，未见明显氧化腐蚀痕迹，断口可见放射花样，呈典型脆性断裂特征。2#和 5#螺栓断裂位置位于螺纹底部，该区域裂纹扩展与轴向约呈 45° ，断口附近存在塑性变形。据此可判断，3#和 4#螺栓首先发生断裂，导致其他螺栓承受载荷增大，2#和 5#螺栓由于承受载荷过大随后发生过载断裂。

(2) 切削加工刀痕影响 裂纹源处位于头杆过渡圆弧处，过渡处切削刀痕较深，在扫描电子显微镜可看到平行分布的条状刀痕。螺栓在安装和使用过程中，粗糙的加工痕迹处应力集中水平较高，会导致氢在此处富集。在装配应力作用下，螺栓头杆结合处会发生氢致微裂纹，微裂纹的尖端会进一步导致应力集中，从而使裂纹不断扩展，发生氢致延迟性断裂。

(3) 过渡圆弧附近的头部磨削工艺不当 过渡圆弧附近的头部存在月牙形的白亮层，且表面呈发射状纹路，说明头部表面经过磨削工艺。

在磨削过程中金属表面产生了急剧的塑性变形，其结果是产生大量的磨削热，磨轮与工件表面相互摩擦所消耗的功是磨削热的来源。磨削区瞬间受热温度可高达 1000°C 。磨削时产生的热量足以使金属表面出现严重的二次淬火烧伤现象，组织为高硬度的淬火马氏体，该组织氢脆敏感性极高。

4. 结论

柴油机主轴盖螺栓的断裂具有氢致延迟性断裂特征，螺栓头杆过渡圆弧采用磨削工艺对尺寸进行调整过程中控制不当导致磨削烧伤，表面形成氢脆敏感性极高的二次淬火马氏体。此外螺栓头杆结合处加工痕迹也加剧了应力集中。这是造

成螺栓在头杆结合处断裂的重要原因。

7.5.2 镀锌螺钉断裂分析

1. 概况

某汽车发动机螺钉，其表面处理工艺为电镀黑锌。经装配后放置约两个月，客户进行检查时发现螺钉存在批量断裂现象。

2. 理化检验

(1) 宏观形貌分析 图 7-14 所示为螺钉断口的宏观形貌。断口呈金属光泽，未见明显腐蚀氧化痕迹，断口周围未见明显塑性变形痕迹，具有脆性断裂特征。

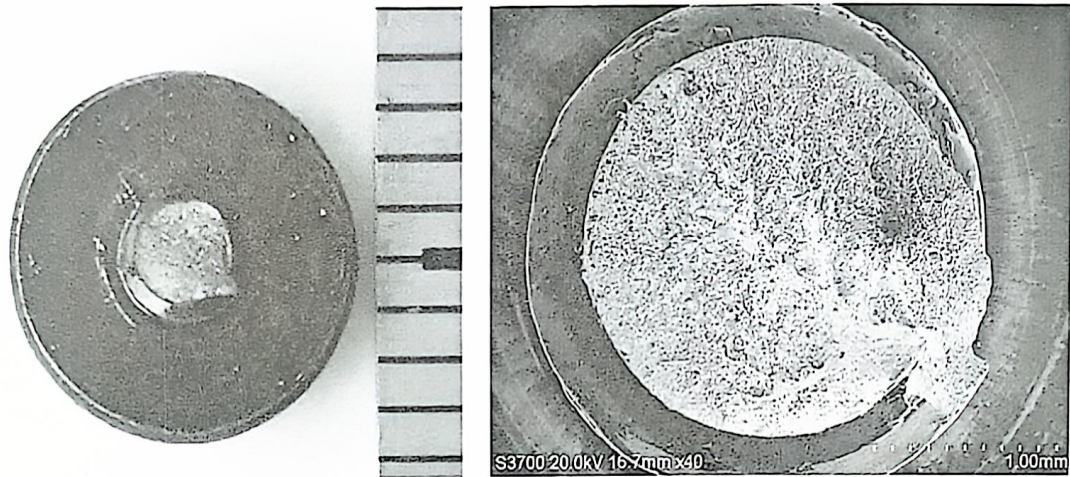


图 7-14 螺钉断口的宏观形貌

(2) 微观形貌分析 螺钉以沿晶断裂为主，局部存在沿晶的二次裂纹，如图 7-15 所示。值得注意的是，在沿晶断口上存在较多的鸡爪纹。扩展区微观形貌为沿晶断裂+局部撕裂韧窝，如图 7-16 所示。图 7-17 所示为镀层能谱分析区域及结果，镀层能谱成分以锌元素为主。

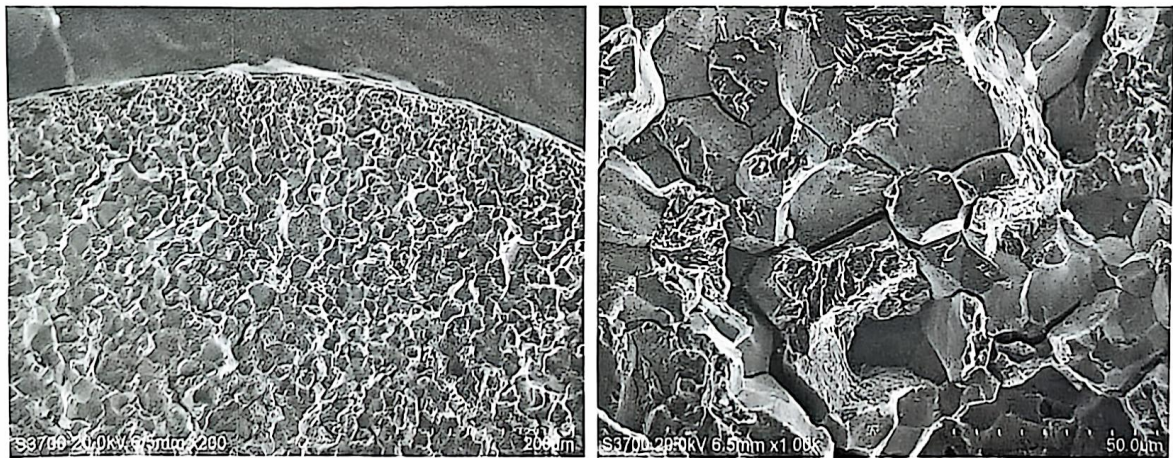


图 7-15 螺钉裂纹源附近断口的微观形貌

(3) 金相检查 图 7-18 所示为螺纹截面的显微组织。螺纹表面比基体容易

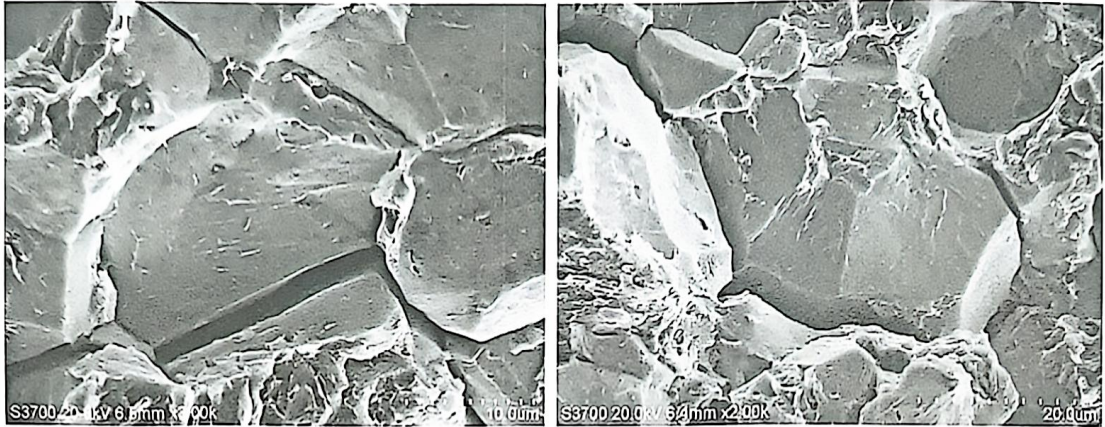
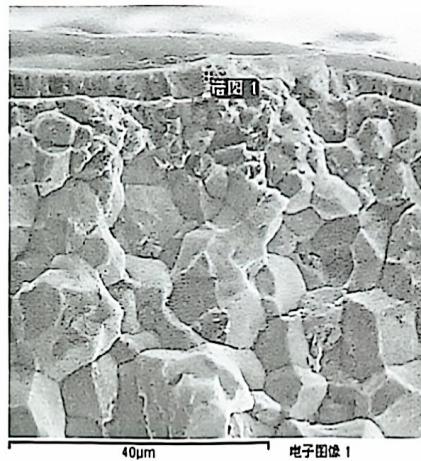


图 7-16 螺钉断口扩展区的微观形貌



元素	质量分数 (%)	摩尔分数 (%)
O	8.23	26.52
Cl	0.85	1.23
Fe	4.27	3.94
Zn	86.65	68.31

图 7-17 镀层能谱分析区域及结果

侵蚀呈黑色。按 GB/T 3098.1—2010《紧固件机械性能 螺栓、螺钉和螺柱》的要求，采用硬度法对螺纹进行增碳测试。螺纹第 1 测试点和第 3 测试点的硬度实测值分别为 350HV0.3 和 445HV0.3。标准中未增碳要求为第 3 测试点的维氏硬度值应等于或小于第 1 点维氏硬度值加上 30HV0.3，可见螺钉的增碳不能满足标准要求，表面硬度高于心部硬度约 95HV0.3，表明螺钉表面有明显的增碳现象。

3. 结论

经综合分析，该螺钉属于氢脆延迟断裂失效。断裂主要原因为螺钉淬火时碳



图 7-18 螺纹截面的显微组织 25×

势控制不良，造成表面增碳严重。增碳会导致螺钉表面脆性变大，塑性降低，增加氢脆敏感性。这是导致螺钉氢脆断裂的主要原因。

7.5.3 牵引电动机悬挂螺栓高压垫圈开裂原因分析

1. 概况

牵引电动机悬挂螺栓高压垫圈的规格为 M24，材料为 50CrV4（德国牌号），表面处理工艺为达克罗镀锌。在检修过程中，发现该垫圈开裂。

2. 理化检验

(1) 宏观形貌分析 开裂的高压垫圈为锥面垫圈，裂缝沿径向由外圈向内圈延伸扩展且已贯穿，如图 7-19 所示。将垫圈裂纹打开后断口的宏观形貌如图 7-20 所示。断口呈亮灰色金属光泽，未见夹渣、疏松等原材料缺陷，均属于一次性脆性断裂。根据纹理特征，可以初步推测裂纹源均位于表面，即图 7-20 中箭头所指处。根据垫圈服役特点可知，垫圈外侧边缘承受拉应力较大，此外裂纹源附近的表面镀锌层存在蹭刮痕迹。



图 7-19 开裂垫圈的宏观形貌

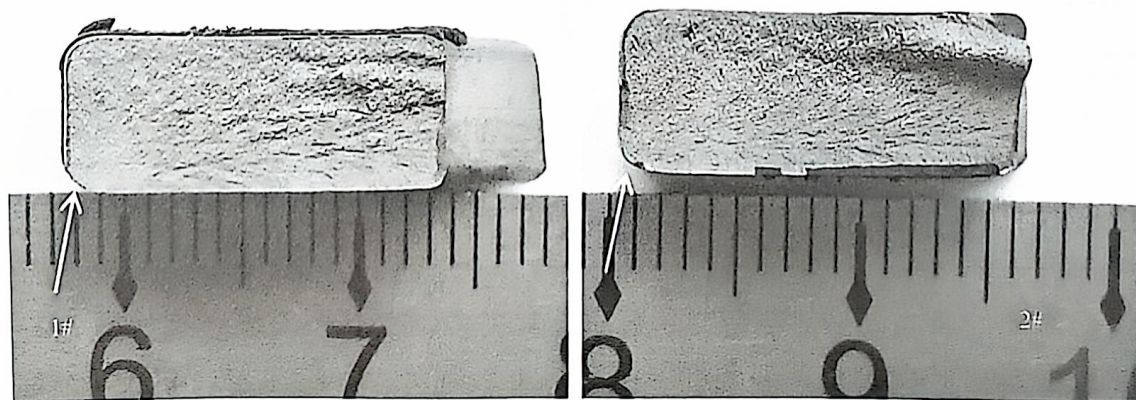


图 7-20 将垫圈裂纹打开后断口的宏观形貌

(2) 微观形貌分析 将裂纹打开后的断口通过扫描电子显微镜观察微观形貌, 如图 7-21 所示。裂纹源处微观断裂机制以沿晶断裂为主。值得注意的是, 在沿晶断面上存在较多的气孔和发纹, 断裂扩展区微观断裂形貌为韧窝+沿晶断裂。

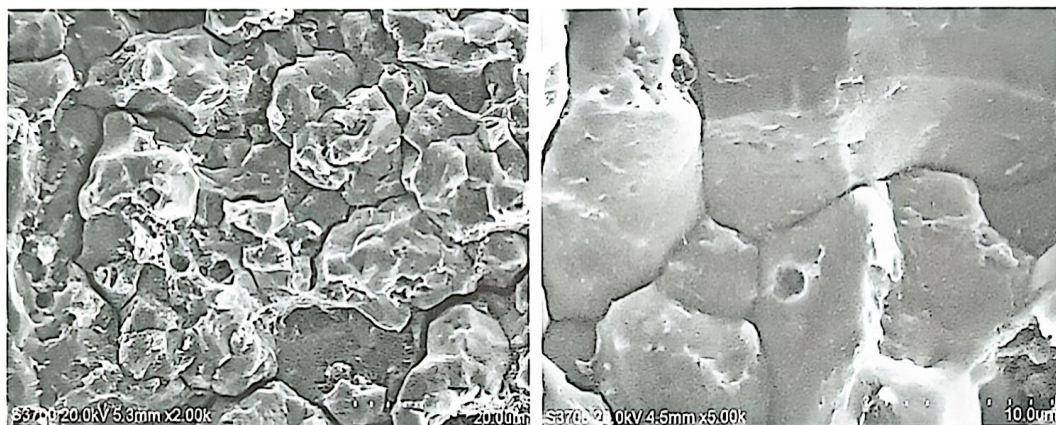


图 7-21 垫圈裂纹源处的微观形貌

(3) 硬度测试 在 1#和 2#开裂垫圈基体上分别进行维氏硬度和洛氏硬度测试, 测试结果见表 7-4, 接近设计要求上限 (设计要求为 420~510HV)。

表 7-4 垫圈硬度测试结果

试样名称	基体维氏硬度 HV1.0	基体洛氏硬度 HRC
1#垫圈	502、504、506	47.5、48.0、48.0
2#垫圈	496、492、492	48.0、47.5、48.0

(4) 化学成分分析 在 1#垫圈上取样进行化学成分检测, 检测结果见表 7-5。由表 7-5 可看出, 该垫圈化学成分符合 DIN 17222: 1979 中关于 50CrV4 的技术要求。对 1#和 2#垫圈进行氢含量测定, 氢的质量分数分别为 $5.3 \times 10^{-4}\%$ 和 $6.7 \times 10^{-4}\%$, 说明该批次垫圈氢含量较高。

表 7-5 垫圈的化学成分 (质量分数) (%)

类别	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
1#垫圈试样	0.54	0.23	0.86	0.012	0.003	0.96	0.06	0.01	0.12
2#垫圈试样	0.53	0.22	0.83	0.012	0.003	0.89	0.06	0.01	0.20
DIN 17222:1979	0.47~0.55	0.15~0.40	0.70~1.10	≤0.035	≤0.035	0.90~1.20	—	—	0.10~0.20

(5) 金相检查 1#垫圈断口附近非金属夹杂物及基体显微组织如图 7-22 所示。根据 GB/T 10561—2005, 可以评定其非金属夹杂物级别为: D1.0, 原材料洁净度较好 (见图 7-22a)。垫圈的基体显微组织为回火屈氏体, 存在带状偏析

(见图 7-22b)。

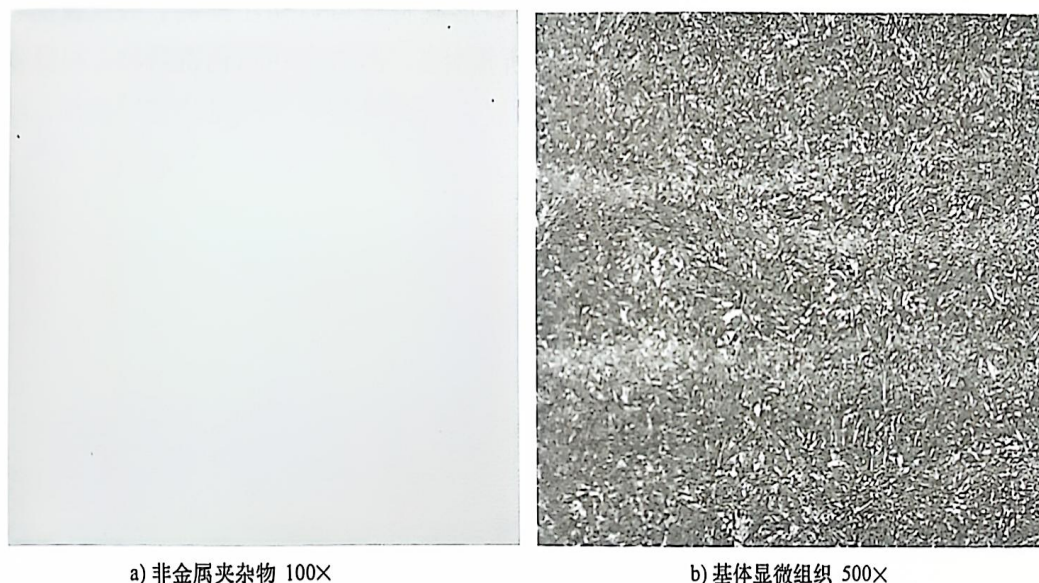


图 7-22 1#垫圈断口附近非金属夹杂物及基体显微组织

3. 结论

该垫圈开裂具有氢致延迟性断裂特征。螺栓装配时垫圈位于螺栓头部和支撑面之间。垫圈具有一定弹性，在装配预紧力作用下会增加和支撑面的摩擦力进而起到螺栓防松的目的，同时在垫片下表面产生一个较大的拉应力，具备氢脆形成的应力条件。

垫圈氢含量较高，说明除氢工艺不充分。垫圈表面处理工艺采取达克罗镀锌，该工艺可以解决电镀渗氢的问题，但是在加工过程中还要控制酸洗等工序，防止垫圈渗氢。此外，开裂垫圈的硬度接近技术要求上限，这使得其氢脆敏感性增加，建议增加垫圈的回火温度，在满足设计强度要求的前提下降低垫圈的硬度。

7.5.4 锁紧螺母裂纹分析

1. 概况

锁紧螺母用于动车电动机轴和主动齿轮的锁紧，材料为 42CrMo，加工工艺为：下料→粗车外圆→铣六边→调质→精车外圆→车螺纹→精铣六角→镀锌→包装入库。该锁紧螺母运行半年后，检修时发现纵向裂纹。

2. 理化检验

(1) 宏观形貌分析 图 7-23 所示为锁紧螺母的宏观形貌。1#锁紧螺母为开裂的锁紧螺母，裂纹位于箭头所指处。2#锁紧螺母为同类型的其他批次锁紧螺母，还未进行装配使用，供检测对比分析。1#锁紧螺母的裂纹贯穿截面，如

图 7-24 所示，裂纹打开后的断口齐平，未见明显塑性变形，断口未发现氧化夹杂等原材料缺陷，属于脆性断裂。根据断口形貌特征可以初步推测，裂纹源位于倒角附近的次表面处（见图 7-24 中箭头所指处）。断口存在白色覆盖物，根据装配工艺可以初步推，测覆盖物为螺纹密封胶。断口呈灰色，未见锌镀层残留，可以初步排除热处理裂纹的可能性。

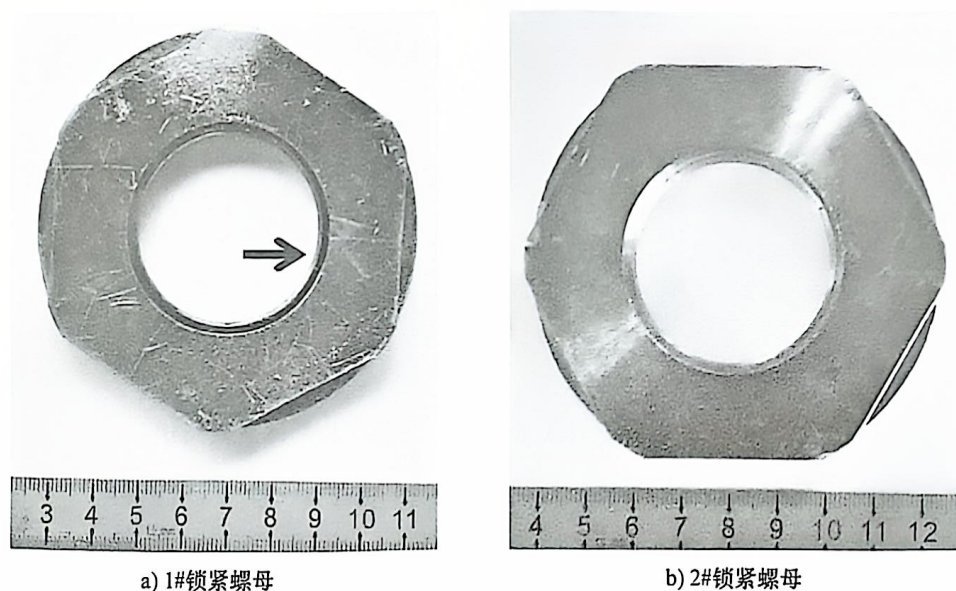


图 7-23 锁紧螺母的宏观形貌

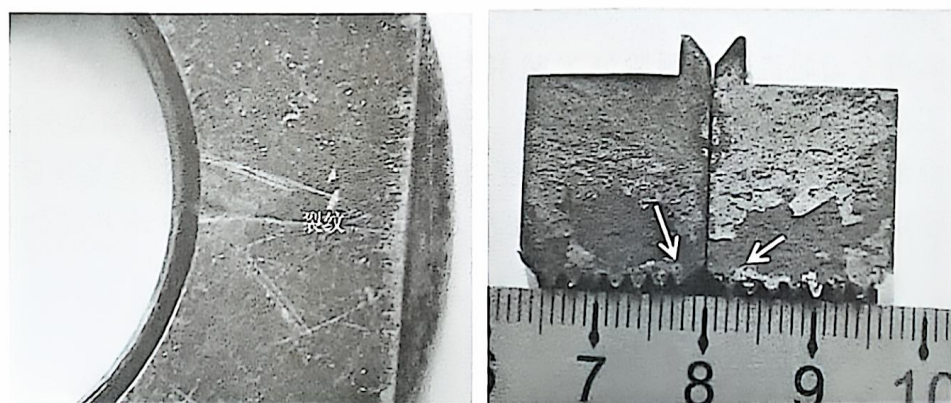


图 7-24 裂纹局部放大照片及打开后的断口宏观形貌

(2) 微观形貌分析 断口白色覆盖物的微观形貌及能谱分析结果如图 7-25 所示。该区域主要元素为碳、氧、硅，可以判断白色覆盖物为螺纹密封胶。裂纹源区附近的微观形貌如图 7-26 所示。其微观断裂机制为沿晶断裂+准解理，沿晶断口上存在鸡爪纹，未见锌元素残留。

(3) 化学成分分析 在锁紧螺母上取样进行化学成分检测，检测结果见表 7-6。由表 7-6 可看出，1#和 2#锁紧螺母的化学成分均符合 GB/T 3077—2015

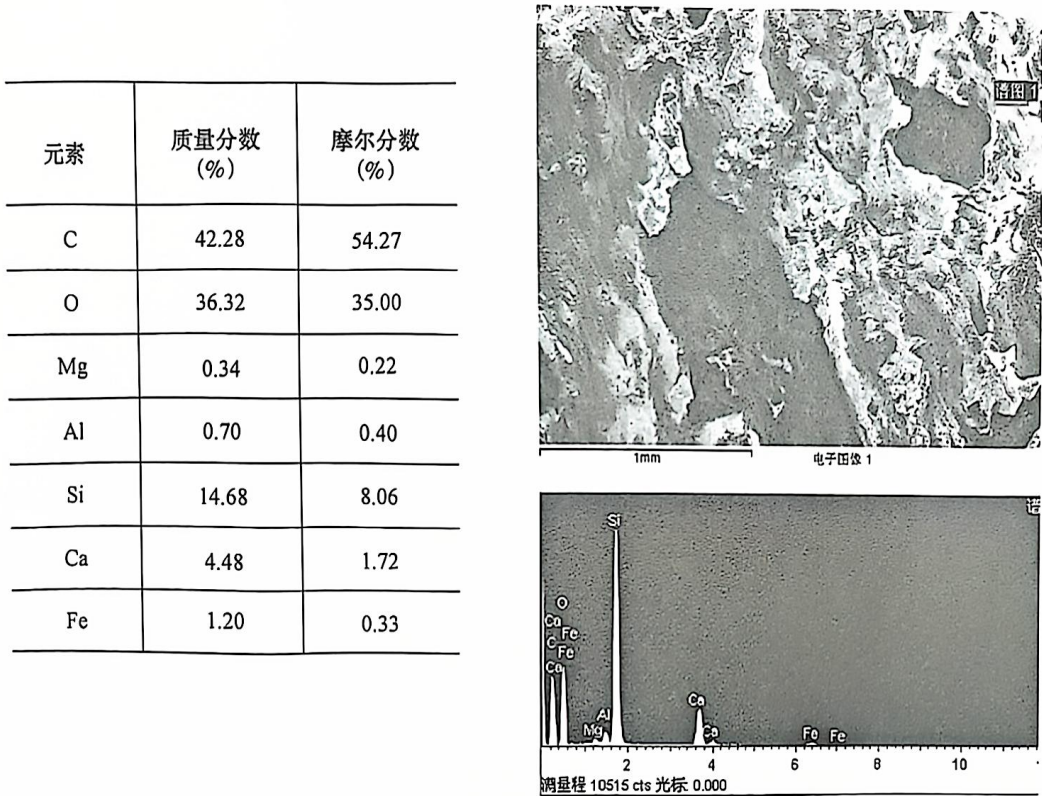


图 7-25 断口白色覆盖物的微观形貌及能谱分析结果

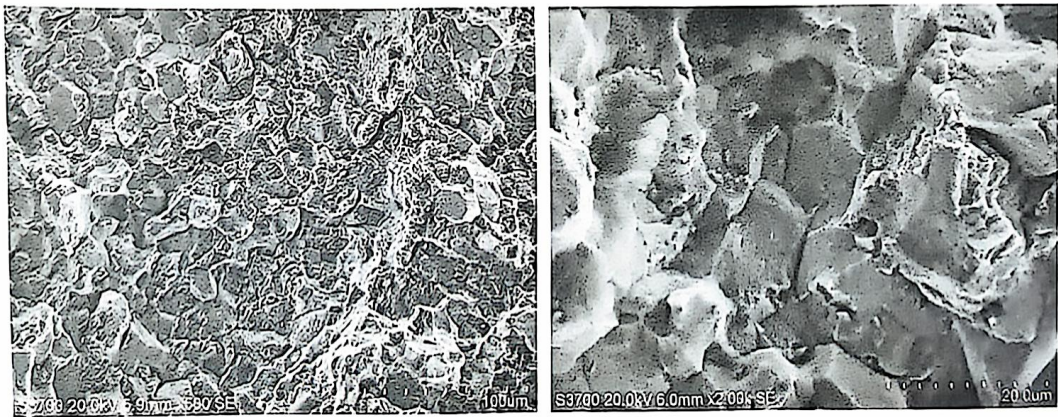


图 7-26 裂纹源区附近的微观形貌

中关于 42CrMo 的技术要求。

表 7-6 锁紧螺母化学成分（质量分数）（%）

类别	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
1#锁紧螺母	0.42	0.29	0.76	0.019	0.004	1.00	0.17
2#锁紧螺母	0.45	0.26	0.78	0.012	0.002	1.00	0.20
GB/T 3077—2015	0.38~0.45	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.030	≤0.030	0.90~1.20	0.15~0.25

(4) 低倍宏观形貌分析和硬度测试 锁紧螺母纵截面的低倍宏观形貌如图 7-27 所示。1#锁紧螺母试样存在枝晶状偏析，2#锁紧螺母试样锻造流线呈平行分析。这表明 1#锁紧螺母锻造质量较差。对两组试样分别进行硬度测试，其测试结果：1#锁紧螺母的硬度为 350HBW；2#锁紧螺母的硬度为 375HBW。

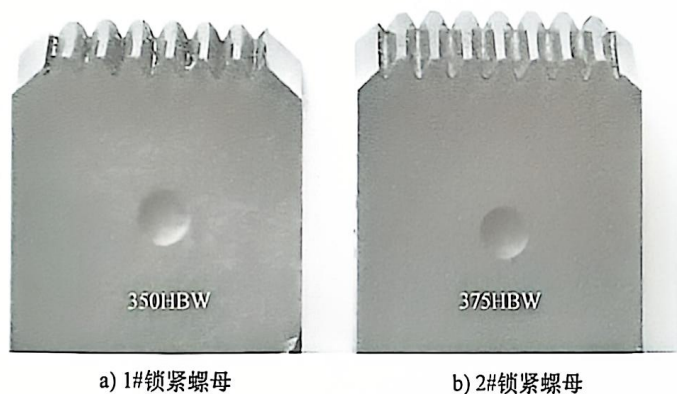


图 7-27 锁紧螺母纵截面的低倍宏观形貌

(5) 非金属夹杂物检查 图 7-28 所示为 1#和 2#锁紧螺母的非金属夹杂物。根据 GB/T 10561—2005 可以评定其夹杂物级别：1#为 A0.5，D0.5；2#为 A0.5，D_{TiN}1.0。



图 7-28 锁紧螺母的非金属夹杂物 100×

(6) 显微组织检查 图 7-29 所示为 1#锁紧螺母的基体显微组织。该区域存在偏析，深色区域为回火索氏体，浅色区域为回火索氏体+贝氏体。图 7-30 所示为 2#锁紧螺母基体的显微组织。其组织为回火索氏体。

1#和2#锁紧螺母的螺纹截面对比如图7-31所示。通过对比不难发现,1#锁紧螺母的螺纹底部过渡尖锐,为车制螺纹;2#锁紧螺母的螺纹底部圆滑过渡,为滚制螺纹。图7-32所示为1#和2#锁紧螺母螺纹截面的显微组织对比。两者的显微组织均为回火索氏体,表面由于镀锌层阴极保护作用,硝酸乙醇溶液难以侵蚀而颜色较浅,未见明显氧化脱碳现象。

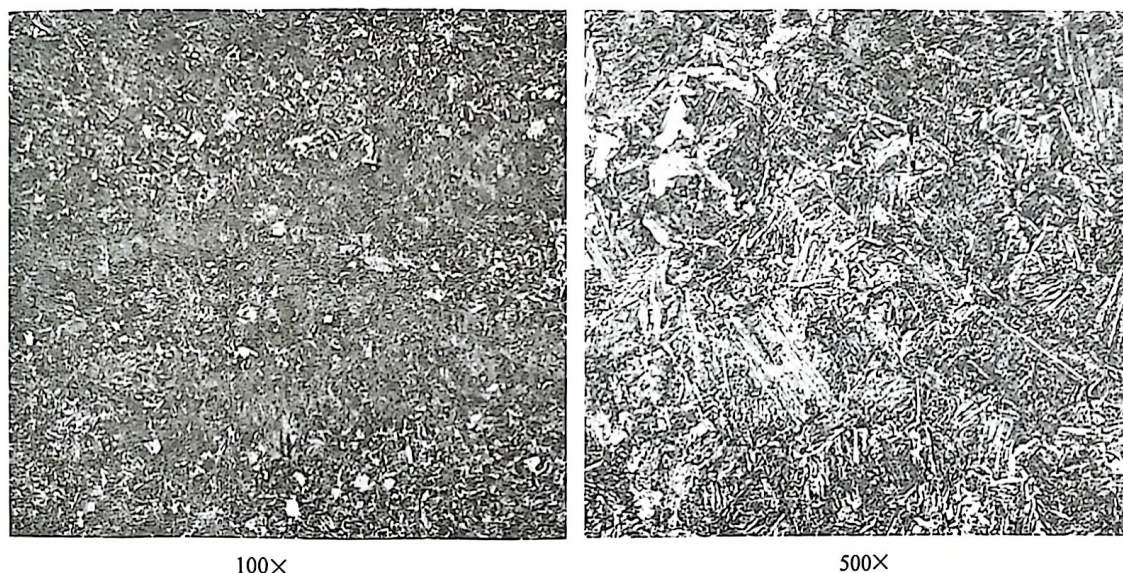


图 7-29 1#锁紧螺母的基体显微组织

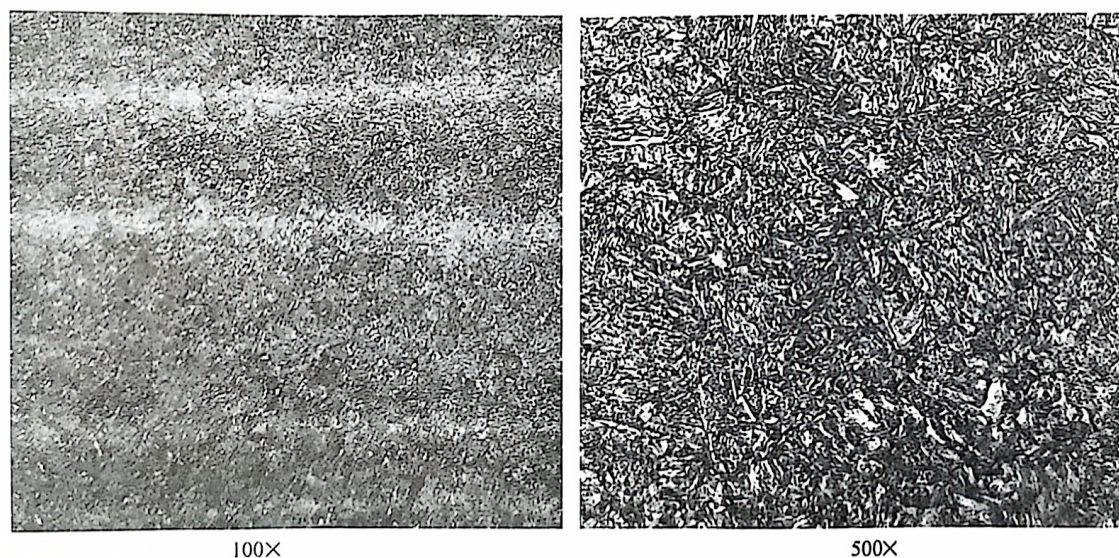
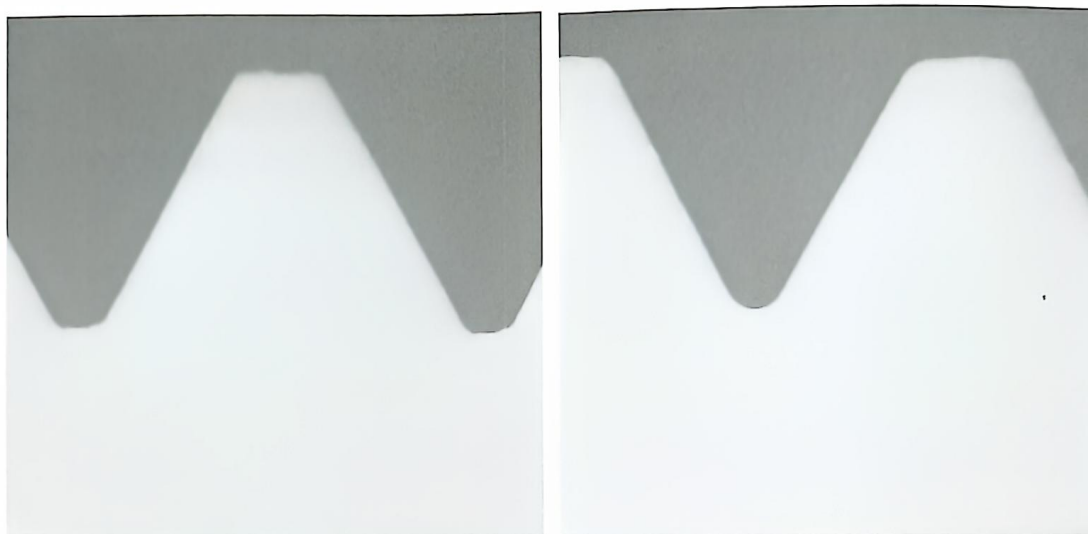


图 7-30 2#锁紧螺母的基体显微组织

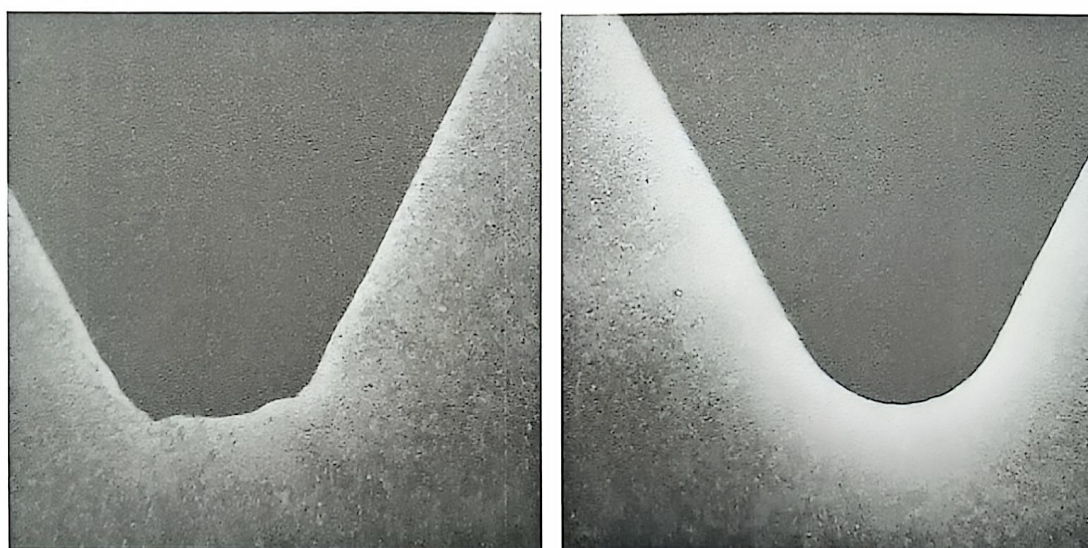
(7) 压溃试验 锁紧螺母尺寸不够切取拉伸及冲击试样,因此根据锁紧螺母形态特点设计压溃试验,对两组锁紧螺母的韧性指标进行比对。图7-33所示为压溃试样的宏观形貌。压溃试样为拱形,在压力机上对试样上表面逐步缓慢施



a) 1#锁紧螺母

b) 2#锁紧螺母

图 7-31 1#和 2#锁紧螺母的螺纹截面对比 25×



a) 1#锁紧螺母

b) 2#锁紧螺母

图 7-32 1#和 2#锁紧螺母螺纹截面的显微组织对比 100×

加压应力载荷，直至其发生断裂，根据其断裂后形态来比较材料的韧性指标。

压溃试验后断口的宏观形貌如图 7-34 所示。1#锁紧螺母经压溃后断口较平，四周未发现明显塑性变形；2#锁紧螺母的断口四周存在明显塑性变形，压溃后仍有部分区域相连，需要人工将其敲断。

压溃试验后断口的微观形貌如图 7-35 所示。1#锁紧螺母压溃试样断口的绝大部分区域为解理断裂，2#锁紧螺母压溃试样断口的大部分区域表现为韧窝断裂。

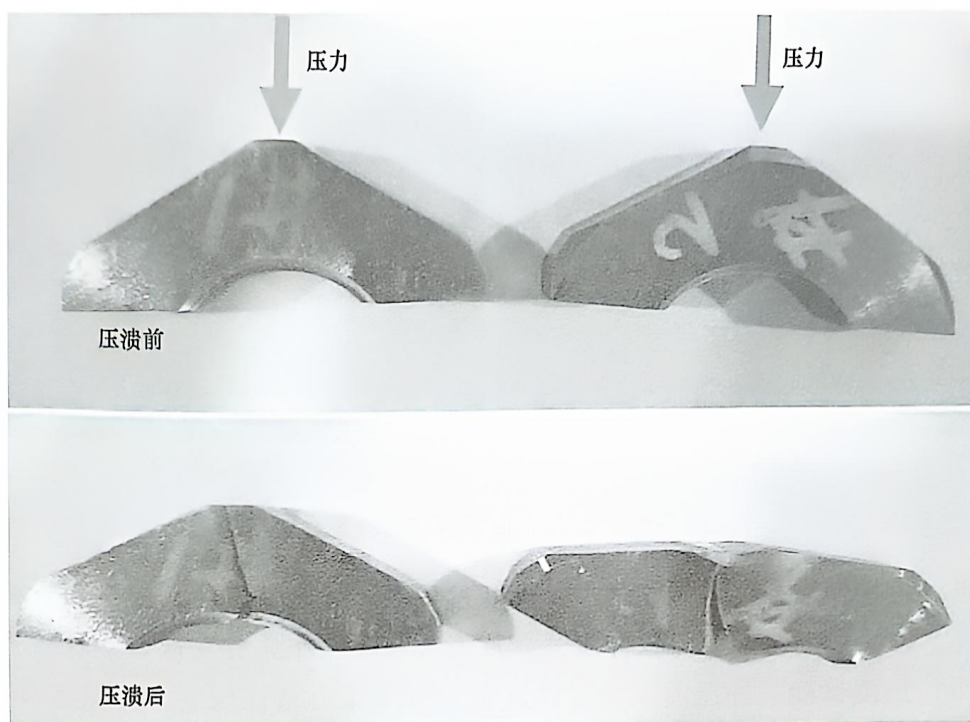


图 7-33 压溃试样的宏观形貌

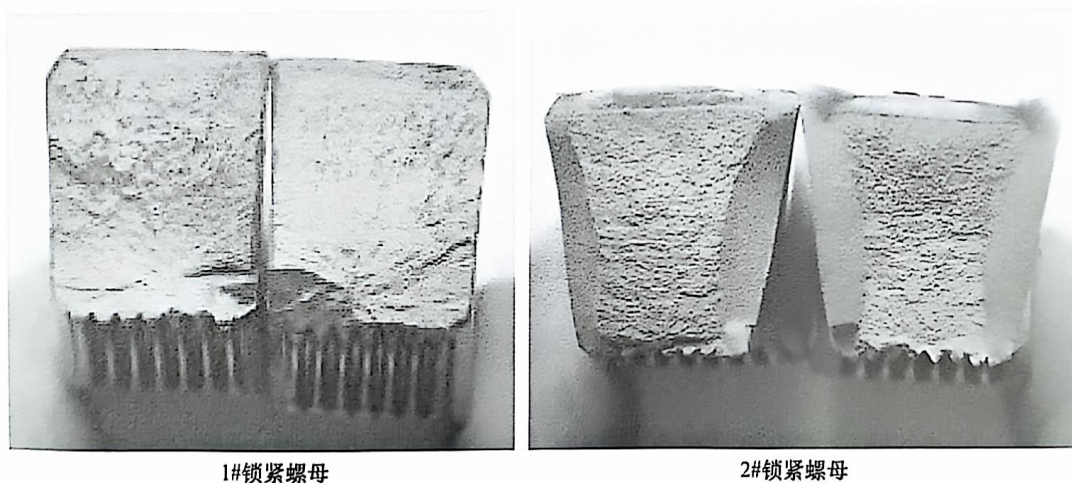


图 7-34 压溃试验后断口的宏观形貌

3. 结果分析

(1) 锁紧螺母受力特点 锁紧螺母在拧紧时，螺栓牙顶紧紧进入锁紧螺母的 30° 楔形斜面被卡紧，并且施加于楔形斜面上的法向作用力与螺栓的轴线成 60° 夹角，而不是 30° 夹角。因此，防松锁紧螺母紧固时产生的法向作用力远大于普通标准锁紧螺母，具有极大的防松抗振能力，同时螺纹处承受较大的拉应力。

(2) 锁紧螺母断裂情况 开裂锁紧螺母为脆性断裂，断面存在白色螺纹密封胶覆盖物，未见锌镀层残留，可以排除热处理裂纹的可能性。结合现场情况分

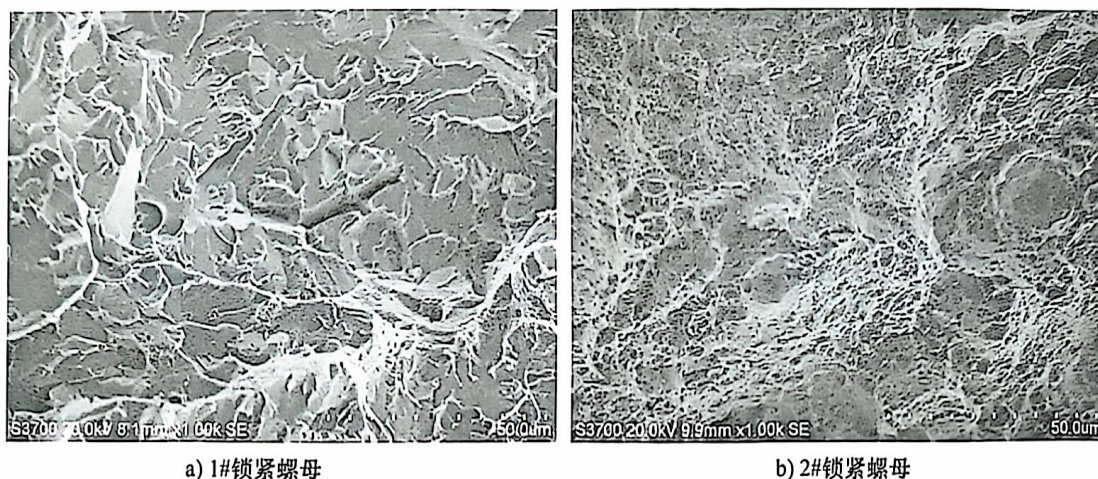


图 7-35 压溃试验后断口的微观形貌

析可知，锁紧螺母开裂后裂纹细小，拆卸过程中未能发现裂纹。当重新涂螺纹胶组装后，裂纹受到装配应力拉伸胀开，从而被现场操作人员发现。

(3) 压溃试验 经压溃试验对比发现 1#锁紧螺母塑性较差，其原因有两点：

1) 1#锁紧螺母枝晶状偏析明显，基体组织除回火索氏体外还存在大量的贝氏体。

2) 1#锁紧螺母电镀锌后除氢处理不充分，渗入的氢未能及时消除。

4. 结论

经综合分析，该开裂锁紧螺母属于氢脆延迟断裂失效。锁紧螺母服役时法向作用力远远大于普通标准螺母，在电镀锌后要注意及时进行除氢处理。此外与同类型其他批次锁紧螺母比较，开裂锁紧螺母基体组织枝晶状偏析明显，组织不均匀，这会进一步加剧锁紧螺母的氢脆敏感性。