



旋耕刀生产加工开裂分析

■ 韩晓乾

摘要：某旋耕刀生产厂使用60Si2Mn材质、(9.5×90) mm直角扁钢加工旋耕刀，在初期加热变形时，约有45%出现开裂现象。针对此失效现象，分别从“人、机、料、法、环”等各个方面进行逐一分析，最终确定旋耕刀开裂因素为“人、机、法”三方面，人员经验不足，质量意识模糊，作业指导书不详细，导致感应加热炉炉温控制不当，致使材料加热时出现过烧现象，晶粒粗大，显微组织晶界熔化，破坏了金属基体的连续性，在变形加工时，受力开裂。

关键词：直角扁钢；晶界熔化；60Si2Mn；过烧；开裂

某旋耕刀生产厂使用60Si2Mn材质、(9.5×90) mm直角扁钢加工旋耕刀（见图1），在初期加热变形时，出现开裂现象（见图2）。

经了解，生产工艺为：下料→剪切→加热→第一次变形→压边→弯轧→第二次变形→冲孔→折弯→开刃→淬火→回火→表面处理→喷漆。经确认，开裂问题发生在第一次变形处理时。

1. 现场生产调查

生产厂为新建厂，所有设备均为新设备，投产刚刚半年，我们对第一次变形及之前生产工艺进行现场了解观察，原材料下料正常，剪切形状规整（见图3），随后进行加热，采用电磁感应加热设备，材料从进炉到出炉约6s，加热温度不详，温度改变通过调节电流大小进行。第一次变形时，观察变形生产100片，26片开裂，开裂处均为受力

变形外弧面，位置不固定，相同点为26片开裂断口相同，开裂断口无金属光泽，断面呈渣状。厂房相对封闭，设备紧凑，生产节奏较快。每天产生约5000片。

现场观察实际生产，发现材料加热温度较高，材料出炉颜色呈亮白色（见图4）。

2. 原材料技术指标检验

（1）化学成分分析 在原材料上随机取样3支样品用瑞士ARL直读光谱仪进行化学成分分

析，检测结果见表1。可以看出化学成分含量符合 GB/T1222—2007 弹簧钢标准技术要求。

（2）力学性能及布氏硬度 在扁钢原材料上取样进行力学性能及布氏硬度检验，结果见表2，可知材料力学性能及布氏硬度均符合 GB/T1222—2007 弹簧钢标准技术要求。

（3）金相检验及低倍组织检验 在扁钢原材料上取样进行金相检验及低倍热酸浸蚀检验，



图1 旋耕刀成品



图2 加热变形时开裂

结果见表3，可知原材料的金相（见图5、图6）及低倍检验结果符合 GB/T1222—2007 弹簧钢标准技术要求。

3. 加工开裂与未开裂试样检验

随机选取第一次变形处理开裂试样（见图7）与第一次变形处理未开裂试样（见图8），分别在相同的部位取样进行显微观察，结果如下：

（1）第一次变形处理开裂试样 观察开裂断口，形貌呈“豆腐渣”状，断口无金属光泽，在断口附近取样进行显微观察，断口附近裂纹呈网络状沿晶开裂，晶界上有氧化物，形貌如图9～图12所示。浸蚀后，断口附近组织形貌如图13～图16所示，晶粒粗大，少量晶界熔化开裂，局部晶界氧化。观察材料表面组织晶粒异常粗大，组织形貌见图17。

（2）第一次变形处理未开裂试样 在与开裂试样相同位置取样进行显微观察，试样表面完好无开裂，抛光态显微形貌未发现异常，浸蚀后观察显微组织形貌，发现内部也有少量晶界熔化、沿晶开裂的裂纹，缺陷组织形貌如图18～图20所示，表面组织晶粒也粗大，组织形貌如图21所示。

4. 综述

（1）原材料各项性能检验指标结果均符合国标技术标准要求，开裂主要原因是由于材料下料后加热不当，出现过烧现象，使晶界氧化和开裂，破坏了金属



图3 原材料剪切



图4 原材料加热



图5 原材料基体组织形貌（500×）

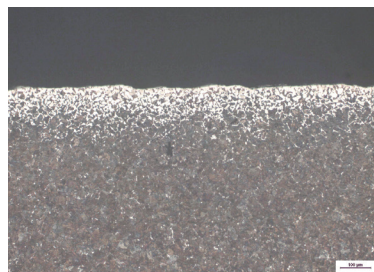


图6 原材料脱碳层组织形貌（100×）



图7 第一次变形处理开裂实物



图8 第一次变形处理未开裂实物

表1 化学成分（质量分数）检测结果（%）

类别	编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
原材料试样	1	0.61	1.76	0.80	0.021	0.005	0.12	0.01	0.01	0.006
	2	0.59	1.77	0.81	0.016	0.006	0.12	0.01	0.01	0.010
	3	0.59	1.74	0.79	0.018	0.006	0.12	0.02	0.02	0.005
标准值		0.56~0.64	1.50~2.00	0.70~1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.35	≤0.35	≤0.25	—

表2 力学性能及布氏硬度检测结果

类别	编号	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A_{11.3}$ (%)	Z (%)	布氏硬度 HBW
原材料	1	1500	1390	7	32	297
	2	1530	1360	7	32	302
	3	1520	1360	7	33	300
标准值		≥1275	≥1180	≥5	≥25	≤321

表3 金相检验及低倍检验结果

类别	编号	非金属夹杂物（级）				显微组织	总脱碳层深度/mm	铤形偏析（级）	一般疏松（级）	中心疏松（级）
原材料	1	A1.5	B0.5	—	D1	P+F	0.19	0	0.5	1.0
	2	A1.5	—	—	D1	P+F	0.17	0	0.5	1.0
	3	A2	—	C1	D1	P+F	0.17	0	0.5	1.0
标准值		≤2.5	≤2.5	≤2.0	≤2.0	—	≤0.22	≤2.5	≤2.5	≤2.5



图9 断口附近裂纹形貌 (50×)



图10 断口附近裂纹形貌 (100×)

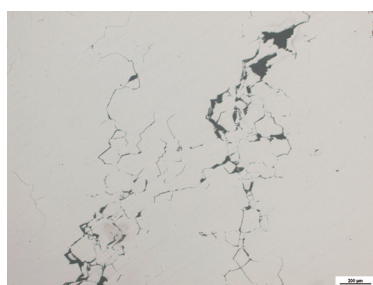


图11 断口附近裂纹形貌 (50×)



图12 断口附近裂纹形貌 (100×)

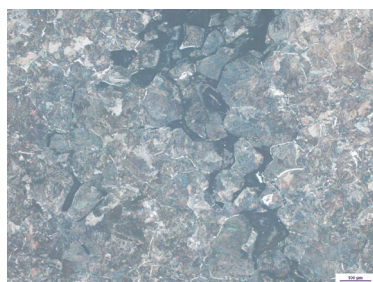


图13 断口附近裂纹组织形貌 (100×)



图14 断口附近裂纹组织形貌 (200×)



图15 断口附近裂纹组织形貌 (100×)



图16 断口附近裂纹组织形貌 (200×)



图17 表面组织形貌 (100×)



图18 内部缺陷组织形貌 (500×)

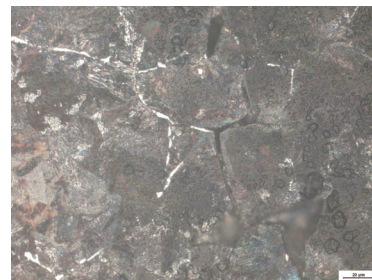


图19 内部缺陷组织形貌 (500×)



图20 内部缺陷组织形貌 (500×)

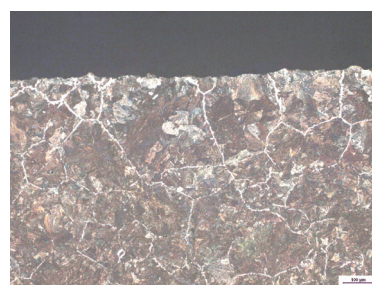


图21 表面组织形貌 (100×)

基体的连续性，使晶间结合力大为降低或完全失效，加热温度过高也使晶粒变的异常粗大，也大大降低了材料的各项力学性能，致使在后期变形应力作用下沿晶界开裂。

(2) 加工未开裂的样品，晶粒也粗大化，内部也存在显微裂纹及晶界熔化开裂现象，虽然变形加工未开裂，但这些缺陷的存在，在后期的热处理过程中（或成品使用中）也会是潜在的失效源，容易在这些缺陷处形成应力集中，导致材料失效。

(3) 作业指导书比较简单，对材料加热温度控制无详细说明，操作工经验相对匮乏，对

(下转第30页)

的是为了消除应力、稳定组织，因此决定锻件力学性能的是正火热处理过程。正火(或正回火)后的组织状态为铁素体+珠光体。

由于风电法兰都具有截面尺寸大的结构特点，所以按图1所示空冷的冷却速度较慢。按常规工艺生产的锻件正火冷却后获得铁素体组织含量高，锻件的强度偏低，大多数锻件的强度都偏技术要求的下限值。为了满足大型风电法兰的使用性能要求，让锻件性能具有优良的强韧性匹配，我们创新研制了强韧化热处理实用技术，工艺曲线如图2所示。

3. 强韧化热处理技术特点

大型风电法兰强韧化热处理实用技术的显著特点是：在加热过程中采用分段加热的方式进行，650℃以下慢速加热，以避免锻件表面与心部温差大造成的温差应力，650℃以上采用全功率快速加热的方式，以便使锻件快速通过相变温度，提高锻件过热度，增加奥氏体形核率，从而达到细化晶粒的效果；冷却时采用了吹风、喷雾等强制控冷技术，加快锻件冷却速度，强制冷却至表面温度300℃以后，空冷至室温。采用强制冷却的方式进行冷却，抑制了先共析相——铁素体的析出，铁素体的含量相对较低，珠光体的含量相对较高。由于珠光体硬度比铁素体要高，因此锻件的强度和韧性得到了提高。

应用此种技术热处理后的锻件内部晶粒度(见图3)可达到8级以上，晶粒越细，晶界越多，杂质在晶界处偏聚浓度相对较低，这也是提高锻件强度、低温韧性和降低钢的冷脆转变温度的

一大措施。

4. 结语

此工艺实施后收到良好效果，锻件的强度达标率99.5%以上，而且大部分强度数值都在技

术标准要求的中限值，低温冲击吸收能量(-50℃)达到100J以上，强韧性匹配非常好，完全能够满足客户的使用性能要求，获得客户的一致好评，为企业赢得了信誉和效益。

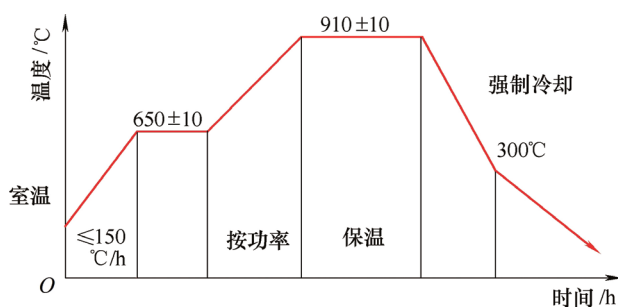
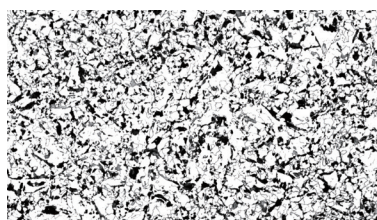
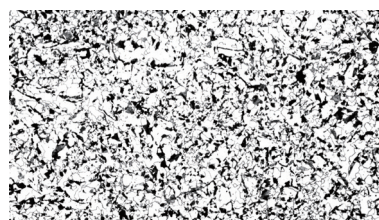


图2 工艺曲线



(a) 晶粒度8.5级 (100×)



(b) 晶粒度8.7级 (100×)

图 3

作者简介：任秀凤、牛余刚，山东伊莱特重工有限公司，技术部。

MW 20161018

(上接第25页)

材料加热知识了解较少，加热设备无专人管理，任何人可随意调动(据了解，工人反映，加热温度低，后期加工材料降温太快，增加模具损耗，加工困难且噪声变大，降低产量)。

5. 建议

(1) 培养员工质量意识，规范员工生产操作，鼓励员工学习相关生产专业知识，提升专业

技能。

(2) 优化、细化生产作业指导书，对加热工艺进行细致说明，定期对员工进行生产培训。

(3) 加热设备应专人管理，加热温度不能随意调动，严格按照作业指导书执行，增加温度监控显示设备，方便实时观察，防止出现过烧、过热等缺陷的产生。

作者简介：韩晓乾，河北永洋特钢集团有限公司检化验中心，从事金属材料物理性能试验及金相热处理检验，金属产品失效分析等，现任金相检验分析组组长。

MW 20161019