42CrMo钢锻坯中异常组织分析与改善

沈静雯，刘卫华
常州宝菱重工机械有限公司　江苏常州　213019

摘要：对出现异常组织的42CrMo钢锻坯进行了正火、调质处理，观察其经不同热处理工艺后的金相组织、力学性能变化。通过分析试验结果，研究预处理对该材质毛坯中异常组织的改善程度，为保证后续热处理质量及使用性能奠定基础。

关键词：42CrMo钢；网状铁素体；热处理；金相组织；力学性能

1　序言

42CrMo是一种综合力学性能好、淬透性能好、应用广泛的中碳合金结构钢，在机械行业中常用于制造齿轮、连杆、高强度螺栓等重要零部件[1]。某钢厂供42CrMo钢锻坯，其制造工序流程为：炉外精炼→铸锭→锻坯→正火。某公司采购该批锻坯用于制造带钢生产重卷机组中的卷取轴，最终热处理工艺为调质，力学性能要求为抗拉强度900～1100MPa、屈服强度≥650MPa、冲击吸收能量≥40J；在原材料入库检验中发现宏观、微观金相组织异常，初步判断该锻坯未进行正火处理。本文通过制定几种热处理方案，根据理化检测结果讨论分析该锻坯质量改善的方法与可能性。

2　理化检测

2.1　化学成分分析

试验材料为42CrMo钢锻坯，按GB/T 3077—2015《合金结构钢》中高级优质钢要求验收，经SPECTROLAB光谱仪检测，结果见表1，符合标准要求。

表1　锻坯样品化学成分（质量分数）　（%）

元素	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
标准值	0.38～0.45	0.17～0.37	0.50～0.80	0.90～1.20	0.15～0.25	≤0.020	≤0.020
实测值	0.45	0.26	0.74	1.09	0.22	0.018	0.012

2.2　金相检测

对该锻坯进行原材料入库金相检测，根据GB/T 13298—2015《金属显微组织检验方法》要求取样后，按照GB/T 1979—2001《结构钢低倍组织缺陷评级图》、GB/T 10561—2005《钢中非金属夹杂物含量的测定》等规定评定其低倍组织缺陷与非金属夹杂物级别，其宏观形貌如图1所示，显微组织如图2所示，检测结果见表2。

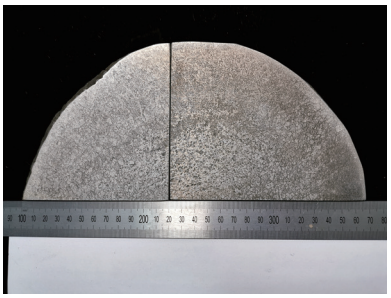


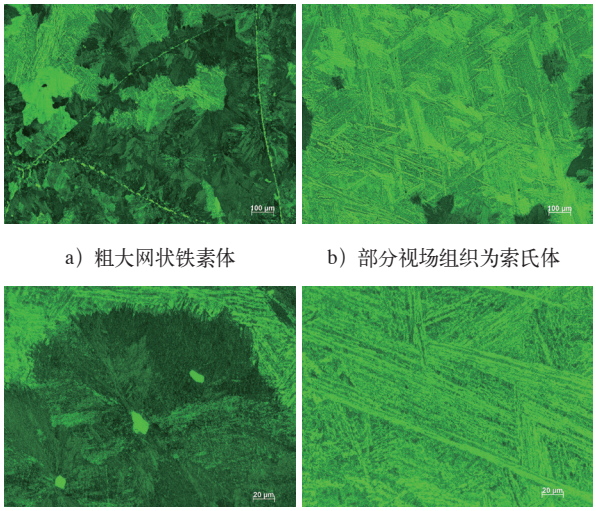
图1　锻坯试样低倍检验（1:1工业盐酸热蚀）

2.3　力学性能检测

该锻坯按GB/T 2975—2018《钢及钢产品 力学性能试验取样位置及试样制备》要求制取样并进行力学性能检测，结果见表3。

2.4　热处理方案与理化检测结果比对

根据理化检测结果，该锻坯组织粗大，组织



a）粗大网状铁素体　b）部分视场组织为索氏体

c）部分视场组织为珠光体+少量贝氏体、铁素体　d）部分视场组织粗大

图2　锻坯试样金相组织

表2　锻坯取样金相检测结果

检测项目	检测结果
低倍缺陷	一般疏松1级，试面树枝状晶粗大并存在严重偏析
非金属夹杂物	A0.5，B0.5
组织类型	组织分布极不均匀，组织粗大，组织为索氏体+珠光体+网状铁素体+少量贝氏体

表3　锻坯力学性能检测结果

抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率（%）	冲击吸收能量KV_2/J
983	845	12.0	10、6.0、6.0

异常，力学性能较差，应为锻造质量不良且未进行适当的正火处理。为研究原材料组织对最终热处理（调质）的影响，验证各种热处理工艺对原材料质量改善程度，制定热处理方案，分析并提出改善措施。

现制定三种热处理工艺——正火、调质、正火+调质对锻坯余料进行试验，分别从热处理后的锻件上截取试样检测其金相组织、力学性能，将试验结果与设计要求进行比较，结果见表4。

经分析与比对，经正火后的试样强度、韧性均明显提高，组织中网状铁素体消失，如图3所示；锻坯直接调质的试样虽然消除了网状铁素体，但抗拉强度远低于技术要求且组织偏析明显，如图4所示；而经正火+调质的试样不仅各项性能指标达到技术要求，组织均匀性也得到明显改善，如图5所示。

表4　三种工艺处理后的性能指标与组织类型

工艺状态	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率（%）	冲击吸收能量KV_2/J	组织类型
正火	1098	959	12.5	17、15、18	组织存在偏析；组织为索氏体+屈氏体+贝氏体
调质	878	752	16.0	77、87、80	组织存在明显偏析；组织为索氏体+少量铁素体
正火+调质	988	828	16.0	94、107、110	组织存在偏析；组织为索氏体+少量铁素体
设计要求	900～1100	≥650	≥12.0	≥40	索氏体，允许少量铁素体

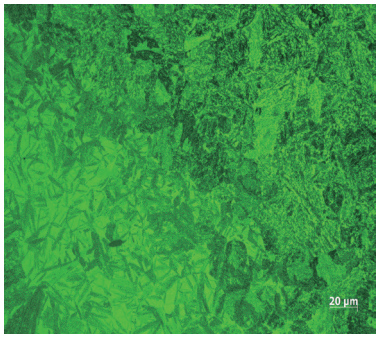


图3　正火（880℃空冷）后组织

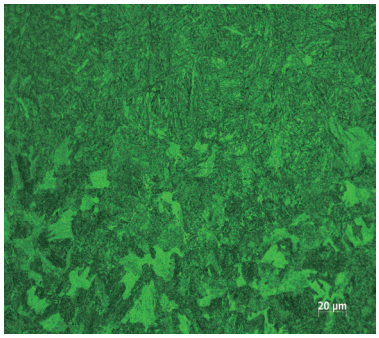


图4　调质（860℃油冷、610℃空冷）后组织

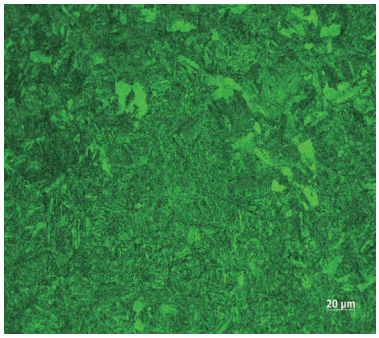
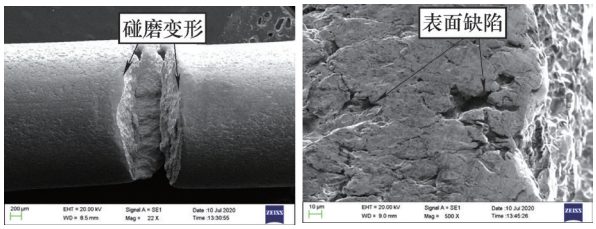


图5　正火+调质（880℃空冷+860℃油冷、610℃空冷）后组织

（下转第80页）



a）碰磨变形　　b）微观表面缺陷

图6　断裂扭簧样品表面缺陷SEM照片

经存在，为制造加工过程中所产生，并且扭簧的启裂位置正是表面缺陷与受力重合的位置。

3　分析与讨论

断裂扭簧的化学成分、显微组织及硬度等方面均未见异常，但表面状态检测结果显示存在大量龟纹状表面缺陷，结合金相及扫描电镜分析应为扭簧实际加工制造过程中产生的缺陷。在工程应用中，扭簧对表面缺陷非常敏感，表面缺陷的存在将大大降低其使用寿命[2, 3]，根据现场反馈及断口附近SEM观察，断裂位置与扭簧表面最大受力区域重合，启裂区存在碰磨变形以及表面缺陷。

通过对扭簧断口分析认为，扭簧断裂主要经历了两个阶段：第一阶段为氢脆开裂，启裂位置正是表面缺陷与受力重合的位置；第二阶段为过载断裂，当裂纹发展至断面1/2位置后，阀门在定期切换过程中出现冲击载荷，导致扭簧在有效承载面积减小的情况下出现过载断裂。一定程度上来讲表面缺陷促进和加速了扭簧的开裂，由于扭簧安装后一个大修周期内即发生断裂，并且现场调查设备所在环境温度不高，外来引入氢的可能性不高，因此氢的主要来源可能是扭簧加工过程中酸洗等流程引入[3, 4]。

4　结论与建议

本次扭簧断裂的主要原因为其在制造过程中存在表面缺陷及除氢不尽所导致。对于新采购扭簧，应确保其各项指标均满足采购标准要求，尤其是对表面缺陷的检查方面，并建议在酸洗、表面处理工艺后应立刻进行除氢处理，同时建议增加阀门扭簧的检查更换周期。

参考文献：

[1] 中国机械工程学会热处理学会.热处理手册[M].4版.北京：机械工业出版社，2018：211-237.

[2] 胡跃均，陈麒琳，程琴荣，等.离合器踏板助力扭簧断裂分析[J].失效分析与预防，2017，12（3）：183-184.

[3] 金双峰，程鹏，姜膺，等.弹簧的失效分析与预防技术[J].金属热处理，2011，36（S1）：140-144.

[4] 胡小华，马林，黄飞波.扭转弹簧氢脆断裂失效分析[J].金属制品，2009，35（1）：25-26.

MW 20210914

（上接第77页）

3　结论与建议

锻坯中产生的异常组织通常是由于锻造时温度过高，晶粒急剧长大，锻打时也未能细化晶粒而造成组织遗留[2]。同时，锻后冷却速度不足导致了网状铁素体产生，会严重恶化材料的力学性能，特别是室温下的冲击韧度下降。为防止粗大晶粒和网状铁素体甚至魏氏组织的产生，应严格控制锻造时的加热温度，同时必须合理控制冷却速度。后通过正火处理可进一步细化组织，防止网状铁素体等组织遗留。

该锻坯未按要求进行正火处理，后续在原材料入库阶段应进一步加强金相检测，保证其符合正常工艺下的组织要求。如发现原始组织中存在组织粗大、网状铁素体甚至魏氏组织等异常现象，必须在淬火前进行正火处理，否则直接进入淬火或调质，得到的组织和性能不仅不能达到预期要求，甚至由于网状铁素体的存在对基体组织有割裂性，在淬火过程中会引起淬火裂纹，导致热处理过程中产品失效。

参考文献：

[1] 李治平，王清辉.42CrMo与42CrMo4的区别[J].中国机械，2015（3）：43-44.

[2] 任颂赞，叶俭，陈德华.金相分析原理及技术[M].上海：上海科学技术文献出版社，2013.

MW 20210918