

# 汽车电尾弹簧电泳后断裂失效分析

王长乐<sup>1, 2</sup>, 朱文浩<sup>1, 2</sup>, 李明伟<sup>4</sup>, 王子勉<sup>3</sup>, 葛炎龙<sup>1, 2</sup>, 柴敬超<sup>1, 2</sup>, 康克家<sup>2, 3</sup>

1. 巩义市恒铭金属制品有限公司 河南巩义 451253

2. 河南省油淬火-回火弹簧钢丝工程技术研究中心 河南巩义 451253

3. 河南工业大学 河南郑州 450001

4. 河南中烟工业有限责任公司 河南郑州 450016

**摘要:** 某弹簧厂生产的超高强度电尾弹簧在电泳加工后的压并过程中发生断裂。通过断口形貌分析、化学成分分析、金相组织检测和显微硬度检测等方法, 对其断裂原因进行综合分析。结果表明: 推断电尾弹簧在电泳过程中表面聚集氢, 使弹簧表面局部发生脆化, 电泳后压并测试时, 弹簧表面产生应力集中, 在表面脆化处形成裂纹源并扩展断裂。

**关键词:** 电尾弹簧; 断口; 电泳; 氢致断裂; 失效分析

## 1 序言

目前, 中高档汽车均采用电动后备箱, 即后备箱采用电动或遥控方式开启或关闭。尾门撑杆是保证汽车电动尾门正常工作的核心零部件, 电尾弹簧则是尾门撑杆的关键部件之一<sup>[1]</sup>。若由于电尾弹簧性能衰减或突发性弹簧断裂等原因而造成电动尾门无法打开, 则将会对用户造成较差的用车体验, 且失去电动后备箱的便捷性优势。因此, 尾门撑杆用弹簧对力值稳定性和力值抗衰减性能等要求非常高, 对所用弹簧钢丝的力学性能要求也非常严苛。目前, 市面上电尾弹簧所用原材料绝大部分采用进口钢丝, 国产钢丝只占少量市场份额。

国内某弹簧厂生产的SAE9254HV超高强度电尾弹簧在电泳后压并测试过程发生断裂, 断裂弹簧如图1所示。该弹簧采用的原材料为直径3.8mm、抗拉强度 $\geq 2200\text{MPa}$ 的超高强度钢丝。钢丝生产工艺流程为: 盘条酸洗 $\rightarrow$ 磷化 $\rightarrow$ 拉拔 $\rightarrow$ 加热 $\rightarrow$ 油淬火 $\rightarrow$ 中温回火 $\rightarrow$ 无损检测 $\rightarrow$ 包装。电尾门弹簧生产工艺流程为: 选料 $\rightarrow$ 绕簧 $\rightarrow$ 去应力退火 $\rightarrow$ 热压成形 $\rightarrow$ 端面磨平 $\rightarrow$ 低温定形 $\rightarrow$ 电泳 $\rightarrow$ 压并测试 $\rightarrow$ 植绒。本文对断裂弹簧进行化学成分分析、断口形貌分析、金相组织检测和显微硬度检测, 查明其断裂原因, 并提出了合理性的改进建议。

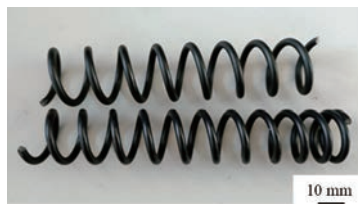


图1 电泳后压并部分断裂弹簧

## 2 理化检验

### 2.1 断口宏观形貌

图2所示为体视显微镜下弹簧断口宏观形貌, 断口可见放射状花样, 裂纹扩展纹路清晰, 放射线收敛方向即裂纹起始位置<sup>[2, 3]</sup>, 可知裂纹起源于A处表面附近, 裂纹沿图中箭头方向扩展直至断裂, 可

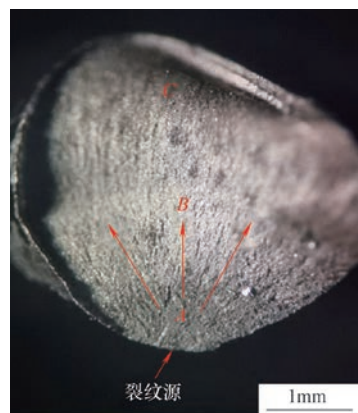


图2 体视显微镜下弹簧断口宏观形貌

见裂纹起源区A、裂纹扩展区B、终断区C。

## 2.2 断口微观形貌

在扫描电镜下观察断口形貌，各区域微观形貌如图3所示，未发现夹杂、折叠等缺陷。由图3a可见，裂纹起源区以沿晶断裂为主，晶粒沿晶界开裂，该区晶界已明显弱化、脆化。自裂纹起源区开

始，裂纹沿径向不断向内扩展，沿晶断裂区域之后，断面特征逐步向韧窝过渡，该区域即为断面的稳定扩展区（见图3b）。由图3c可见，终断区呈韧窝形貌，且韧窝数量增多。弹簧断面大部分区域（扩展区+终断区）都存在韧窝，说明材料塑性较好<sup>[4, 5]</sup>。

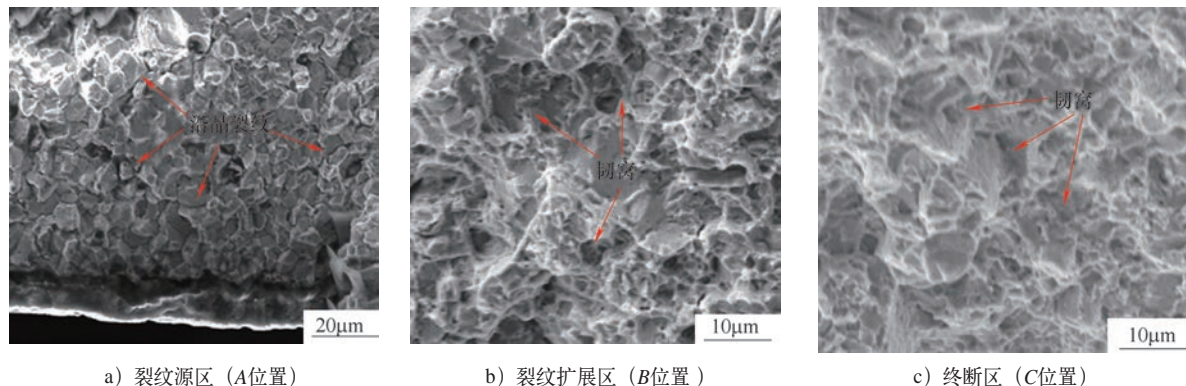


图3 弹簧断口不同区域微观形貌

## 2.3 材料化学成分

在弹簧断样上取试样进行化学成分分析，结果见表1。由表1可看出，弹簧钢化学成分符合SAE9254HV技术要求。

表1 SAE9254HV弹簧钢化学成分（质量分数）（%）

元素	C	Si	Mn	S	P	Cr	V
要求值	0.5~0.7	1.2~1.65	0.4~0.9	≤0.020	≤0.020	0.5~1.00	0.10~0.25
实测值	0.65	1.45	0.69	0.009	0.008	0.67	0.12

## 2.4 金相分析

在弹簧断口附近沿横向位置进行取样，经过镶样、砂纸打磨和机械抛光后，用体积分数4%的硝酸酒精溶液腐蚀，在金相显微镜下观察到基体组织为回火屈氏体，样品边部无明显脱碳，组织均匀无异常，如图4所示。因此，可排除钢丝脱碳、组织异常因素的影响。

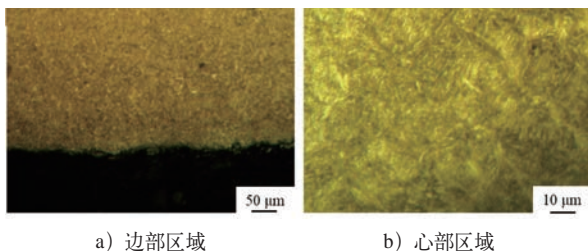


图4 断裂弹簧显微组织

## 2.5 显微硬度检测

在弹簧断口附近取样进行显微硬度检测，结果如图5所示。从图5可看出，边部硬度较高，心部硬度略低，从边部到心部硬度略有下降，符合钢丝淬火、回火后弹簧钢硬度规律；硬度最大值639HV，最小值为615HV，最大差值为24HV，边部和心部硬度值相差不大，硬度分布总体较为均匀，这也从侧面证明了组织的整体均匀性。

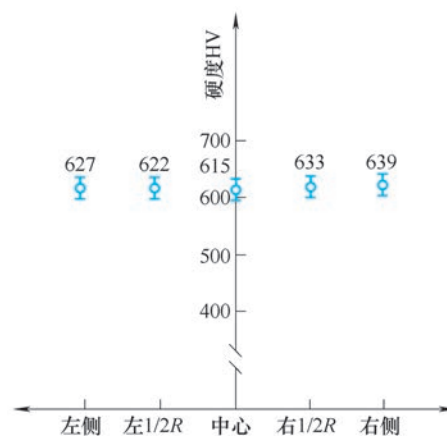


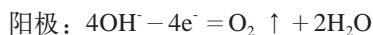
图5 断裂弹簧横截面显微硬度分布

## 3 断裂原因分析

从上述检测结果来看，钢丝的化学成分、基体组织、脱碳层深度及硬度未见异常。从断口的微观形貌来看，断口大部分区域存在韧窝，排除材料韧

性不足导致断裂的可能性。

体视显微镜的观察结果显示, 裂纹源起源于弹簧边部的一处表面附近, 进而沿径向扩展, 最终导致弹簧断裂(见图2)。对裂纹源区的微观断口进行观察, 发现靠近材料表面的断口裂纹源区呈现沿晶断裂的断口特征; 该区断口呈冰糖状沿晶断裂断口, 晶粒间存在沿晶裂纹, 具有氢致断裂的典型微观形貌特征<sup>[6-9]</sup>, 分析可能为氢脆所致。排查钢丝加工工艺和弹簧加工工艺, 发现盘条的酸洗和弹簧电泳两个环节会有氢气生成, 如果是酸洗所致, 局部发生氢脆后的钢丝在拉拔以及弹簧绕簧过程就会发生断裂, 因此排除盘条酸洗所致。结合电尾弹簧生产工艺流程, 电泳是电泳涂料在阴阳两极, 施加于电压作用下, 带电荷的涂料离子移动到阴极, 并与阴极表面所产生的碱性作用形成不溶解物, 沉积于弹簧表面。电解质溶液为氢氧化钠碱性环境, 氢氧化钠电解池阴阳极的电极反应式如下。



电尾弹簧在电泳过程中不可避免地存在析氢、渗氢过程, 析出的氢一部分以氢分子形式溢出表面, 另一部分吸附于弹簧基体表面而渗入钢丝, 会通过扩散的方式进入并分布于各种可逆氢陷阱中, 这类缺陷包括位错、空位、小角度晶界等<sup>[10, 11]</sup>。进入金属试样内部的H在自身的应力场与氢陷阱周围的应力场的交互作用下, 使得H在陷阱处聚集并结合成 $\text{H}_2$ , 造成氢陷阱处的晶界存在氢压<sup>[12, 13]</sup>。氢压的存在使陷阱处与其他区域构成应力梯度, 将诱导周围的H不断向氢陷阱处扩散, 继而在氢陷阱周围形成空洞。随着空洞内氢气浓度的不断提高, 氢压逐渐增加, 当其超过材料的局部断裂强度时, 就会导致裂纹的形核与扩展, 形成氢致裂纹, 导致材料断裂<sup>[14, 15]</sup>。因电尾弹簧强度非常高, 抗拉强度超过2200MPa, 而且材料强度越高, 对氢越敏感, 所以最终导致弹簧在表面氢致微裂纹处发生开裂, 并在应力作用下迅速扩展, 最终失稳断裂。

综上所述, 电尾弹簧在电泳过程中局部表面脆化形成显微裂纹是压并断裂的主要原因。

#### 4 结束语

电尾弹簧在电泳过程中因表面聚集氢造成弹簧

表面局部发生脆化, 电泳后压并测试时, 弹簧表面会产生应力集中, 在表面脆化处形成裂纹源, 并扩展断裂。针对以上情况, 对电泳加工工艺提出了以下改进措施和建议。

1) 弹簧电泳时, 在保证电泳层质量的前提下, 应尽量缩短电泳时间, 防止出现局部渗氢腐蚀, 造成弹簧表面局部脆化。

2) 电泳后尽量采用有效除氢工艺, 如加热除氢。

#### 参考文献:

- [1] 蔡言龙, 薛斌, 刘利宝. 汽车电动尾门系统力学分析与研究[J]. 汽车工程师, 2021 (5): 19-21.
- [2] 李明祥, 杨平, 贺韡, 等. 50CrVA钢弹簧氢致延迟断裂失效分析[J]. 金属热处理, 2022, 47 (3): 257-260.
- [3] 姜涛, 李春光, 马楠楠. 50CrVA钢扭簧断裂失效分析[J]. 金属热处理, 2012, 37 (6): 115-118.
- [4] 姜锡山, 赵晗. 钢铁显微断口速查手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010: 128-130.
- [5] 聂小龙, 高加强, 孟开仁, 等. 60Si2Mn弹簧钢的断裂失效分析[J]. 金属热处理, 2021, 46 (8): 246-249.
- [6] 钟群鹏, 赵子华, 张铮. 断口学的发展及微观断裂机理研究[J]. 机械强度, 2005, 27 (3): 358-370.
- [7] MURAKANMI Y, MATSUNAGA H. The effect of hydrogen on fatigue properties of steels used for fuel cell system [J]. International Journal Fatigue, 2006, 28 (11): 1509-1520.
- [8] 李秀艳, 李依依. 奥氏体合金的氢损伤[M]. 北京: 科学出版社, 2003.
- [9] 褚武扬, 乔立杰, 陈奇志. 断裂与环境断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2000.
- [10] BHADSHIA H K D H. Prevention of hydrogen embrittlement in steels[J]. ISIJ International, 2016, 56 (1): 24-36.
- [11] 田野, 王毛球, 李金许, 等. 1500 MPa级40CrNi3MoV钢的氢脆敏感性[J]. 金属学报, 2008, 44 (4): 403-408.
- [12] 张颖瑞, 董超芳, 李晓刚, 等. 电化学充氢条件下X70管线钢及其焊缝的氢致开裂行为[J]. 金属学报, 2006, 42 (5): 521-527.
- [13] DEPOVER T, VERBEKEN K. The effect of TiC on the hydrogen induced ductility loss and trapping (下转第64页)



# 冷轧+退火制备细晶316L不锈钢及组织形成机制研究

徐祖缘<sup>1</sup>, 李建生<sup>1, 2, 3</sup>, 王晓震<sup>1</sup>, 顾彩云<sup>1</sup>, 唐金丽<sup>1</sup>, 赵禹<sup>1, 2, 4</sup>

1. 安徽工程大学材料科学与工程学院 安徽芜湖 241000

2. 安徽工程大学高性能有色金属材料安徽省重点实验室 安徽芜湖 241000

3. 安徽鑫科新材料股份有限公司 安徽芜湖 241006

4. 东睦新材料集团股份有限公司 浙江宁波 315000

**摘要:** 通过对粗晶态316L不锈钢进行冷轧+退火处理, 探究退火过程中细晶组织的形成过程。试验结果表明: 经过85%应变量冷轧处理的316L不锈钢样品, 其组织主要由纳米片层晶、纳米孪晶束以及拉长变形晶三种结构组成。在750℃退火过程中, 再结晶优先在纳米片层晶区域形成, 并不断吞并该组织。随着退火时间的增加, 纳米孪晶束组织也开始发生再结晶, 当纳米片层晶及纳米孪晶束组织完全消失后, 再结晶开始向拉长变形晶组织生长, 最终形成等轴的微米细晶组织。

**关键词:** 316L不锈钢; 冷轧变形; 退火; 组织形成机制

## 1 序言

316L不锈钢因具有良好的力学性能、优异的抗氧化及耐腐蚀性能而被广泛地应用于现代化工业生产中<sup>[1-3]</sup>。然而粗晶态316L不锈钢的强度较低, 其屈服强度在常温下仅有约300MPa, 因此很难满足结构件对高强度的需求。大量研究表明<sup>[4-6]</sup>, 可通过细化组织结构来提高不锈钢的强度, 即细晶强化。目前, 国内学者对如何细化316L不锈钢组织做了一定的研究工作, 证明冷变形手段可有效细化组织, 但是冷变形过程中引入了大量的结构缺陷, 使材料的韧性降低<sup>[7, 8]</sup>。高纬栋<sup>[9]</sup>和QIN等<sup>[10]</sup>指出, 冷变形+退火可获得无位错的等轴细化晶粒316L不锈钢组织, 该组织具有优异的强度和韧性。不足之处是并没有揭示冷变形+退火过程中细化等轴晶的形成机制, 因此深入探究冷变形态316L不锈钢在退火过程中细晶组织的形成机制具有重要的理论和实际意义。

本文主要通过通过对316L不锈钢进行冷轧+退火处理, 从而获得具有细化微米晶组织的316L不锈钢。同时, 通过观察退火过程中结构演变, 揭示了细化

微米晶316L不锈钢组织形成机制。

## 2 试验材料及方法

### 2.1 试验材料

本试验采用的材料为工业用316L奥氏体不锈钢, 其化学成分见表1。原始的钢板试样宏观尺寸为100mm×50mm×10mm, 其晶粒形状接近等轴晶, 平均晶粒尺寸约为35μm, 如图1所示。

表1 316L不锈钢主要化学成分(质量分数) (%)

C	Cr	Mn	Co	Mo	Ni	P	Si	Fe
0.03	16.47	1.42	0.246	1.97	10.1	0.03	0.53	Bal.

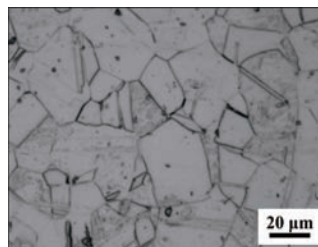


图1 粗晶态316L不锈钢金相组织

基金项目: 省级大学生创新创业训练计划项目(S202110363167); 安徽省高校自然科学基金项目(KJ2020A0342); 安徽工程大学大学生科研项目(2022DZ34)。

通信作者: 李建生, 男, 讲师, 博士, 研究方向: 异构金属制备及金属强韧化机制研究, E-mail: drlijiansheng@163.com。

## 2.2 试验方法

采用国产热轧/冷轧多用途两辊轧机对316L不锈钢进行轧制处理，轧辊尺寸为 $\phi 400\text{mm} \times 350\text{mm}$ ，轧制温度为室温，轧制速度约为335mm/s，每道次压下量为0.2mm，最终制备出轧制量约为85%的冷轧试样（样品厚度约1.5mm）。冷变形金属通过一定温度和时间的退火处理，可以有效地达到调控金属材料内部组织特征的目的。本试验利用合肥科晶材料技术有限公司生产的马弗炉（型号KSL-1400X-A1）对轧制态316L不锈钢进行退火处理，退火温度为750℃，退火时间分别为5min、10min、15min、20min和25min，研究不同退火时间内轧制态316L不锈钢的组织演变。

采用Olympus BX41M型号显微镜对粗晶态不锈钢进行金相组织观察，通过牛津仪器公司生产的背散射衍射（EBSD，Nordlys系列）探头和美国FEI公司生产的透射电镜（TEM，FEI Tecnai 20型号），观察冷轧态和退火过程中316L不锈钢的组织结构演变，EBSD测试加速电压为15kV，扫描步长为 $0.15\mu\text{m}$ ，TEM测试电压为200kV。

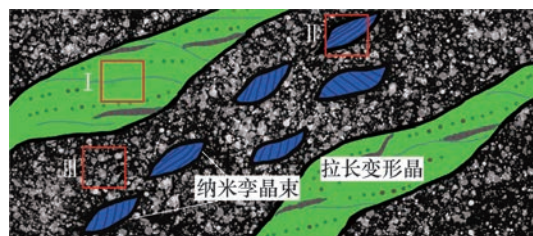
## 3 试验结果与分析

### 3.1 冷轧316L不锈钢组织结构

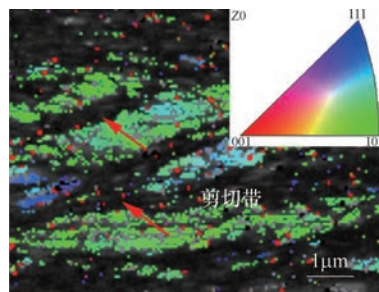
图2a所示为经过85%冷轧变形处理的316L不锈钢组织结构。冷轧态的316L不锈钢的组织主要由拉长变形晶粒、纳米孪晶束和纳米片层晶组成。相关文献指出<sup>[11, 12]</sup>，在金属材料的轧制过程中，塑性变形优先发生在软取向滑移系中，因而包含软取向滑移系的粗晶会发生剧烈塑性变形，晶粒得到充分细化，而那些处于不利于塑性变形的粗晶，往往变形不够充分，呈现出被拉长的变形晶粒形态。

图2b进一步显示了拉长变形晶粒主要含有大量的剪切带结构。剪切带是一种不常见的塑性变形机制，只有当滑移和孪生不容易发生时，产生很严重的应力集中，进而才能诱发产生，它是一种有效晶粒细化的方式<sup>[13, 14]</sup>。

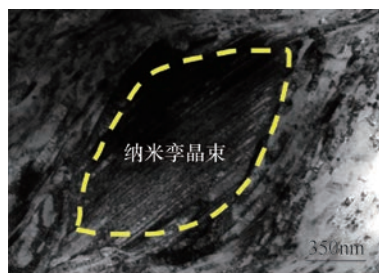
图2c~e所示共同证实了得到充分细化的晶粒组织包含大量“眼睛”形状的纳米孪晶束和纳米片层晶组织，纳米孪晶束的整体结构尺寸为 $1 \sim 5\mu\text{m}$ ，其中孪晶平均片层厚度约为22nm，纳米片层晶的平均片层厚度约为50nm。



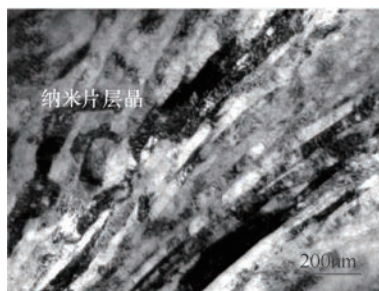
a) 85%冷轧态316L不锈钢组织



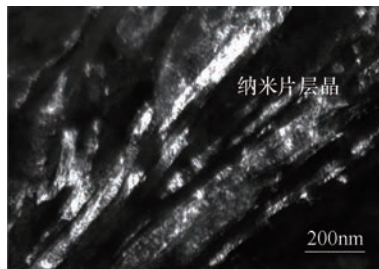
b) I位置EBSD取相差图



c) II位置TEM明场图



d) III位置TEM明场图



e) 图2d的TEM暗场图

图2 冷轧316L不锈钢组织结构

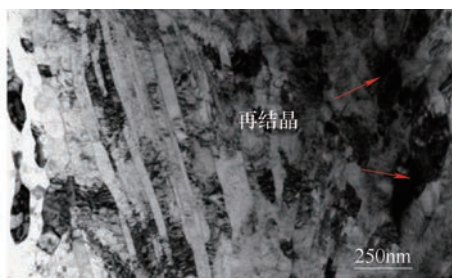
### 3.2 退火处理过程组织结构变化

图3所示为经过750℃退火5min后的316L不锈钢显微结构。由图3可发现，在750℃退火过程中，再

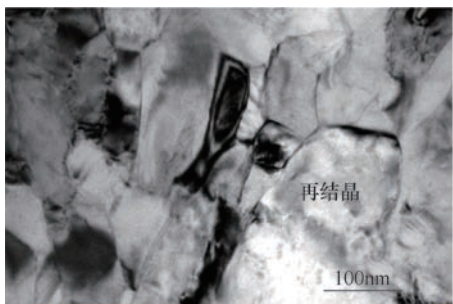


结晶晶粒优先在纳米片层晶中形核并生长成等轴的微米再结晶。分析其原因为：纳米片层晶属于纳米晶结构，其组织含有大量的晶界和形变缺陷，相比于其他组织结构具有更高的变形存储能，在退火过程中能提供更大的再结晶驱动力，因而该结构会优先发生再结晶并迅速被再结晶吞并<sup>[15, 16]</sup>。

图4显示，当退火时间达到15min时，纳米片层晶已经基本消失，同时纳米孪晶束开始被吞并，再结晶尺寸逐渐变大。纳米孪晶束是由大量的纳米孪晶片层所形成的类似于“眼睛”状的结构，含有大量的孪晶界，其片层尺寸虽然属于纳米级别，但是它的界面属于共格晶界。由于共格界面畸变能远小于大角度晶界畸变能，所以纳米孪晶束比纳米片层晶组织含有更少的畸变能，热稳定性更好，其再结晶发生的难度要大于纳米片层晶。因此，当再结晶将纳米片层晶区域吞并完全后，才会开始吞并纳米孪晶束区域。750℃退火5min后的冷轧态316L不锈钢显微结构只残留部分的纳米孪晶束，其余部分均为再结晶组织，如图4所示。



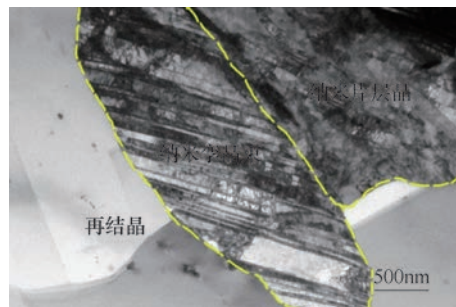
a) 316L不锈钢显微结构TEM明场图



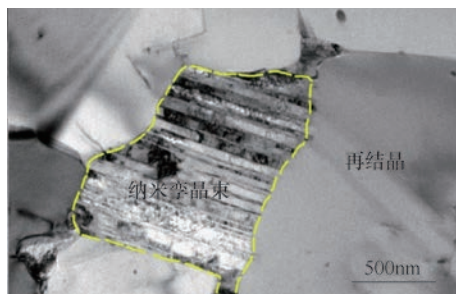
b) 再结晶的TEM明场图

图3 750℃退火5min后的冷轧态316L不锈钢显微结构

如图5所示，随着退火时间增加至25min时，纳米孪晶束结构已经完全被再结晶消耗殆尽，组织中只存在残留的拉长变形晶组织，这是由于拉长的变形晶粒细化程度不如纳米片层晶区，其组织主要含有剪切带、位错包等亚结构，变形储存能低，再结



a) 316L不锈钢显微结构TEM明场图



b) 再结晶包裹纳米孪晶束的TEM明场图

图4 750℃退火15min后的冷轧态316L不锈钢显微结构

晶驱动力小，具有很好的稳定性<sup>[17]</sup>。对于再结晶过程来讲，拉长的变形晶在退火时比纳米片层晶和纳米孪晶束更难发生再结晶化，因此它最后被再结晶吞并。

如图6所示，当退火时间达到30min时，原先的冷轧变形组织已经完全被等轴的再结晶组织所取代，退火过程中形成的再结晶组织晶粒尺寸细小，

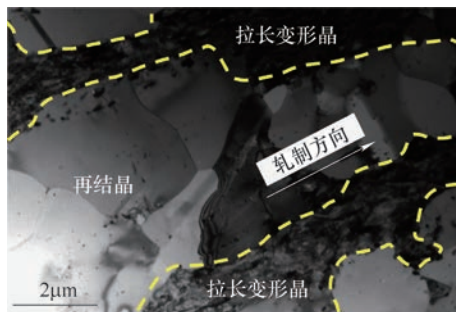


图5 750℃退火25min后的冷轧态316L不锈钢显微结构

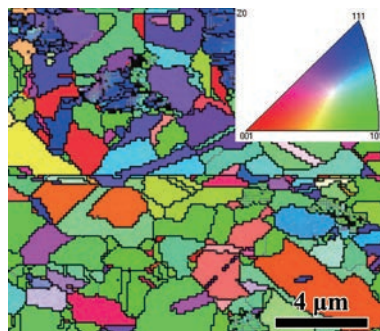


图6 750℃退火30min后的冷轧态316L不锈钢显微结构

其平均晶粒尺寸约为 $2\mu\text{m}$ 。相比于原始的粗晶组织(约 $35\mu\text{m}$ )，本试验通过轧制+退火工艺获得的组织是一种典型的细化组织，轧制+退火可有效地实现316L不锈钢的组织细化。

#### 4 结束语

1) 冷轧态组织主要由纳米片层晶、纳米孪晶束和拉长的变形晶粒三种结构组成。

2) 冷轧态组织中各结构的变形存储能大小依次为：纳米片层晶>纳米孪晶束>拉长变形晶。

3) 冷轧态组织在 $750^\circ\text{C}$ 退火过程中，随着退火时间的增加，再结晶组织依次吞并纳米片层晶、纳米孪晶束及拉长变形晶，最终形成了等轴细化再结晶组织，该再结晶组织平均晶粒尺寸约为 $2\mu\text{m}$ 。

#### 参考文献:

[1] 梅海峰, 冯志文, 刘亚, 等.热浸镀铝对316L不锈钢表面组织和抗高温氧化性的影响[J].兵器材料科学与工程, 2021, 44 (5) : 33-37.

[2] 高东强, 艾旭, 陈威, 等.涂层硬质合金刀具对奥氏体不锈钢的切削特性[J].材料科学与工程学报, 2016, 34 (3) : 437-444.

[3] 赵超山, 杨洋, 亢淑梅, 等.316L不锈钢在电解液中的耐蚀性能研究[J].材料保护, 2022, 55 (3) : 47-52.

[4] SOLOMON N, SOLOMON I.Deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel[J].Revista de Metalurgia, 2010, 46 (2) : 121-128.

[5] 王金辉, 时博, 魏福安, 等.高拉伸力学性能微纳结构316L不锈钢的制备[J].热加工工艺, 2018, 47 (19) : 66-71.

[6] 杨春雷.304奥氏体不锈钢冷拉拔及退火过程微观组织演变行为研究[D].重庆: 重庆大学, 2020.

[7] 高纬栋, 李建生, 李玉胜, 等.冷变形对梯度结构316L不锈钢微观结构及力学性能的影响[J].热加工工艺, 2018, 47 (1) : 28-32.

[8] MAO Q ZH, GAO B, LI J SH, et al.Enhanced tensile properties of 316L steel via grain refinement and low-strain rolling[J].Materials Science and Technology, 2019, 35 (12) : 1497-1503.

[9] 高纬栋.316L不锈钢表面纳米化及轧制退火对其组织和性能的影响[D].南京: 南京理工大学, 2018.

[10] QIN W B, LI J SH, LIU Y Y, et al.Effects of grain size on tensile property and fracture morphology of 316L stainless steel[J].Materials Letters, 2019, 254: 116-119.

[11] 宋仁金, 周晓玲, 罗劲松, 等.316L奥氏体不锈钢永久阴极板的微观组织分析[J].热加工工艺, 2017, 46 (10) : 112-116.

[12] AN X H, LIN Q Y, SHA G, et al.Microstructural evolution and phase transformation induced by high-pressure torsion [J].Acta Materialia, 2016, 109: 300-313.

[13] 龙梦君, 姜锋, 路丽英, 等.不同退火温度对Al-Zn-Mg-Mn合金板性能及组织演变的影响[J].轻合金加工技术, 2022, 50 (1) : 36-41.

[14] XUE Q, CERRETA E K, GRAY III G T.Microstructural characteristics of post-shear localization in cold-rolled 316L stainless steel [J]. Acta Materialia, 2007, 55 (2) : 691-704.

[15] 侯建新.纳米金属中的晶界迁移以及合金元素对稳定性的影响[D].合肥: 中国科学技术大学, 2021.

[16] SCHINO A D, KENNY J M, ABBRUZZESE G. Analysis of the recrystallization and grain growth processes in AISI 316 stainless steel[J].Journal of Materials Science, 2002, 37 (24) : 5291-5298.

[17] CAO Y, NI S, LIAO X Z, et al.Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation[J].Materials Science and Engineering R, 2018, 133: 1-59.

MW 20220805

(上接第60页)

behavior of Fe-C-Ti alloys[J].Corrosion Science, 2016, 112: 308-326.

[14] WANG M, AKIYAMA E, TSUZAKI K.Effect of hydrogen and stress concentration on the notch tensile strength of AISI 4135 steel[J].Materials

Science and Engineering A, 2005, 398: 37-46.

[15] CAPELLE J, GILGERT J, DMYTRAKH I, et al. Sensitivity of pipelines with steel API X52 to hydrogen embrittlement[J].International Journal of Hydrogen Energy, 2008, 33 (24) : 7630-7641.

MW 20220816