doi:10.3969/j.issn.1001-4837.2026.01.008

安全分析

基于EBSD特征参量的P91管道老化速率异常致因分析

孙云飞[1],谢利明[1],吕　磊[1],谭晓蒙[1],王　琪[2]
(1.内蒙古电力(集团)有限责任公司 内蒙古电力科学研究院分公司,呼和浩特 010020;
2.应急管理大学 化工安全学院,河北廊坊 065201)

摘　要:针对过程工业中部分国产P91管道在高温高压环境下因老化速率过快而提早老化失效问题,提出依据背散射电子衍射(EBSD)测试中的晶界取向差角分布状态来识别老化速率异常的方案。结果表明,高温回火温度超过实际加热相平衡温度A_{C_1}而产生的高迁移率大角度晶界,是导致P91老化速率异常的原因之一,此类老化速率异常发生时,在EBSD晶界取向差角分布图上30°和45°附近会出现异常"尖峰",依据上述特征可识别P91高温回火温度过高导致的老化速率异常问题。研究为完善P91管道制造质量检测、避免提早老化失效提供参考。

关键词:P91管道;老化损伤;高温回火;背散射电子衍射
中图分类号:TH142;TG142.1;TM621　　**文献标志码:**A

Cause analysis of abnormal aging rate of P91 pipe based on EBSD characteristic parameters

SUN Yunfei[1],XIE Liming[1],LÜ Lei[1],TAN Xiaomeng[1],WANG Qi[2]
(1.Inner Mongolia Electric Power Research Institute Branch,Inner Mongolia Electric Power (Group) Co.,Ltd.,
Hohhot 010020,China;2.School of Chemical Safety,University of Emergency Management,Langfang 065201,China)

Abstract: To address the problem of premature aging failure of some domestic P91 pipes in process industry due to excessive aging rates under high-temperature and high-pressure environments,a scheme is proposed to identify abnormal aging rates based on the distribution state of grain boundary misorientation angles from electron backscatter diffraction (EBSD) testing.The results indicate that high-mobility high-angle grain boundaries generated when the high-temperature tempering temperature exceeds the actual heating phase equilibrium temperature A_{C_1} are one of the causes of abnormal aging rates in P91.When such abnormal aging rates occur,abnormal "spikes" appear near 30° and 45° on the EBSD grain boundary misorientation angle distribution map.Based on the above characteristics,the problem of abnormal aging rates in P91 caused by excessively high high-temperature tempering temperatures can be identified.This study provides a reference for improving the manufacturing quality inspection of P91 pipes and avoiding premature aging failure.

Key words:P91 pipe;aging damage;high-temperature tempering;electron backscatter diffraction

0　引言

过程工业中,电力行业的超临界机组的容器和管道运行参数为操作压力25 MPa,操作温度540~560 ℃[1]。在此极端工况下,电力行业最早采用热强度更好的10Cr9Mo1VNb(T/P91)取代1/2Cr-1Mo(P22)[2],其抗应力腐蚀开裂和疲劳能力表现优异[3]。相比较而言,目前,在石油化工、高温制加氢一体化新能源等过程工业,高压蒸汽管道仍以P22为主,但随着蒸汽参数的不断提升,陆续出现了一系列因高温强度不足而导致的失效问题[4]。借鉴电力行业的经验,在这些过程工业中,以P91

收稿日期:2025-10-23　**修回日期:**2025-12-27
基金项目:内蒙古电力(集团)有限责任公司内蒙古电力科学研究院分公司自筹科技项目(2024-ZC-2-09);国家重点研发计划项目(2023YFF0611400);青海省重点研发与转化计划项目-科技援青合作专项(2023-QY-215)

取代P22可能成为材料升级的可靠路径之一[5]。但是，近些年随着P91服役数量和时长的增加，部分P91陆续出现了快速老化失效问题，在接近材料预期设计寿命50%，即100 000 h时，硬度和强度指标均已不达标，且金相组织转变为铁素体组织，老化等级达到5级，处于P91老化失效的临界状态，且这些管道的产品质量证明材料表明，验收时其金相组织均为合格的板条马氏体，未出现任何老化迹象[6]，从而证明是运行过程中的老化速率异常导致这些管道提前老化失效。目前，对于P91的相关研究，我国的电力行业开展最早，并形成了与ASME BPVC Ⅱ对等的国家标准——GB/T 5310—2023《高压锅炉用无缝钢管》，依据该标准生产的国产P91材料，其室温抗拉强度、室温屈服强度、热强度等指标均接近和达到国外同类产品的技术指标[7]。同时，鉴于P91高温高压的使用场景，目前开展的研究方向主要集中于P91力学性能的提高[8-9]及其稳定性控制[10-12]，对于失效机理的控制则主要集中于高温环境中最容易出现的蠕变损伤[13-14]，因此，在电力行业的多年实践中，超临界环境下P91均能有效控制蠕变、疲劳和腐蚀等失效机理的影响[15]。但对于P91管道的老化速率异常所导致的提前老化失效问题，尤其是P91老化速率异常的质量检测方法的研究开展较少。

对于高温状态下合金微观组织的演变，李晓峰[16]将背散射电子衍射（EBSD）测试方法应用于Mn-Si-Cr贝氏体和马氏体钢的微观组织分析，通过观察晶粒内部晶粒取向、应力状态、晶界取向等多维度信息来识别和分析微观组织在氢致环境中的变化。LI等[17]应用EBSD观测高温作用下Ti合金中铁素体相和奥氏体相的晶粒尺度、晶间取向变化，用以分析不同温度作用对Ti合金微观组织特征参数的影响，并构建微观特征参数与力学性能之间的对应关系。以上研究表明，EBSD对于微观组织的变化可以提供更多的信息维度和损伤表征方法。

本文利用EBSD测试方法，针对P91及其同类材料T91的失效样本、老化速率异常样本和老化速率正常样本，开展多维度的数据采集和分析，提取和确定可用于P91老化速率异常质量验证测试的EBSD特征指标和表征方法，为石化、新能源等行业开展P91质量检测提供参考。

1 P91材料的质量检测方法与面临的挑战

当前对于P91材料的质量测试，主要集中于宏观力学性能和微观组织分析。其中，宏观力学性能主要包括室温抗拉强度、室温屈服强度、持久强度和室温冲击功，这些力学性能分别用来验证P91管道抗压力载荷、抗疲劳，以及抗蠕变损伤的性能。微观组织则以金相作为主要验证手段，通过对马氏体组织及其位向、马氏体板条内第二相颗粒、板条界及晶界第二相的金相特征比对，验证P91材料的微观组织是否合格。同时，默认若微观金相组织和力学参数均合格，则P91老化速率在寿命期内也是满足要求的。因此，对于老化速率的检测，主要采取运行投用后定期检测的方法，根据其金相组织的微观变化，并依据DL/T 2219—2021《火力发电厂用10Cr9Mo1VNbN钢显微组织老化评级》及DL/T 884—2019《火电厂金相检验与评定技术导则》，判断P91当前的老化等级。同时，根据当前老化等级及服役时间，推算其老化速率，以此为依据制定检测周期和更换维修计划等。但在实际操作中，若仅以金相组织为判断依据，一方面，该检测方法的信息获取量有限；另一方面，检测人员的主观认知对检测结果的影响很大，对于老化等级的判断往往存在很大偏差，通常还需要辅助以力学性能测试才能准确判断。这种无损检测结合有损抽样检测的方法受到很多限制，因而检测比例有限，造成由老化速率异常而导致的失效问题难以有效监控。且当老化等级达到4级以后，由于微观组织的加速铁素体化，而在衰减速率方面，铁素体组织高温力学性能较马氏体存在明显不同[5]，导致4级以后P91老化速率将不同于之前的变化规律，此时，采用现有的老化评估和预测方法将存在较大安全风险。

面对以上由老化速率异常所带来的挑战，若可利用一些特征指标针对性地识别出老化速率异常样本，则可在P91质量验收检验时，利用此时可进行有损检测的特点，抽取一定比例的样本进行更详细的有损检测，从而从源头消除由老化速率异常所带来的老化失效风险，且该方法具有相对高效、低成本的优点。

2 P91老化速率异常样本的试验判定方法及其样本的筛选

2.1 老化速率异常比对试验的样本选择

在P91质量验收阶段，实现老化速率异常样本的识别，其前提条件是确定老化速率异常样本应具有的特征指标。为能通过一组比对试验来确

定该特征指标,首先须找到老化速率正常的标准样本和存在老化速率异常的被测样本。在标准样本获取方面,文中以已服役100 000 h的进口P91管材为样本,如图1所示。



图1 服役100 000 h的进口P91管材

Fig.1 Imported P91 pipe material in service for 100 000 h

根据老化评估标准,进口P91管材金相分析结果显示微观组织在1~2级之间,如图2所示。进口P91管材当前的室温力学参数与采购验收时的初始力学参数相比仅有小幅降低(约降低8 MPa),也证明该管道的老化等级仅在1~2级之间,如表1、表2所示。以此外推,进口管材在200 000 h的设计寿命内老化等级达到3~4级之间,并未达到安全临界状态的5级老化,证明其设计寿命内微观组织保持了较高的高温稳定性,即老化速率满足要求。因此,可以用该管道作为参照组样本,考察被测组样本在同样加速老化试验条件下,被测组样本的老化等级是否明显高于参照组样本,甚至先于参照样本达到5级老化。若此类情况出现,则证明被测样本微观组织高温稳定性低于参照组的标准样本,在设计寿命内存在因老化速率异常而导致的提前老化失效风险。

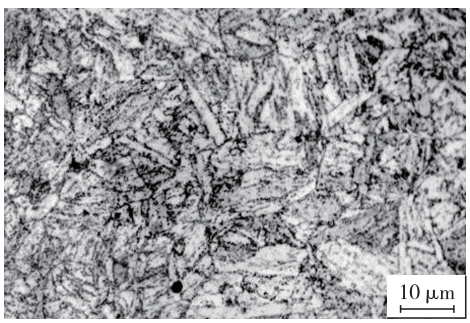


图2 服役100 000 h进口P91管材的金相组织

Fig.2 Microstructure of imported P91 pipe material in service for 100 000 h

被测组样本采自尚未使用的国产P91管材,如图3所示,其金相组织如图4所示,属于1级老化等级。

表1 进口P91管材的初始室温力学性能

Tab.1 Initial room temperature mechanical properties of imported P91 pipe material

项目	屈服强度σ_s/MPa	抗拉强度σ_b/MPa	延伸率δ/%
均值	497.05	655.65	26.47
偏差	1.50	8.05	0.58

表2 进口P91管材服役100 000 h时的室温力学性能

Tab.2 Room temperature mechanical properties of imported P91 pipe material after 100 000 h of service

项目	屈服强度σ_s/MPa	抗拉强度σ_b/MPa	延伸率δ/%
均值	490.39	647.61	24.4
偏差	1.83	2.16	1.24



图3 未服役的国产P91管材

Fig.3 Domestic P91 pipe material not in service

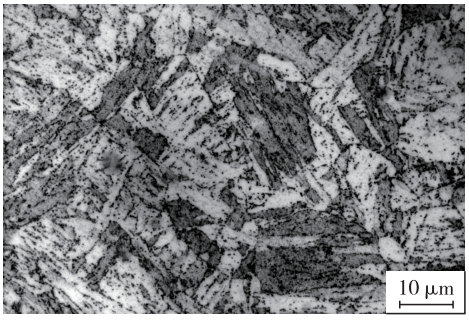


图4 未服役国产P91管材的金相组织

Fig.4 Microstructure of domestic P91 pipe material not in service

国产P91管材室温力学性能如表3所示。对比表3和表1中的数据,参照组的进口P91与被测组国产P91在室温抗拉强度上几乎完全一致,屈服强度和延伸率上仅存在微小差异,总体而言,被测组样本无论从金相图和力学参数上与参照组并没有本质差异,可以作为微观组织高温稳定性比对试验样本。

表3 国产未服役P91管材的室温力学性能

Tab.3 Room temperature mechanical properties of domestic P91 pipe material not in service

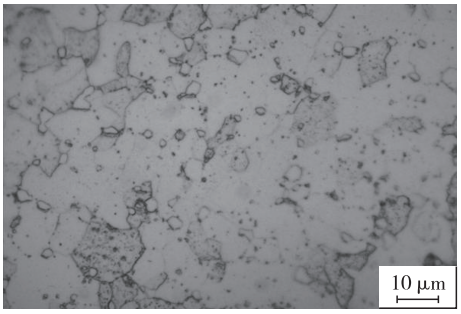
项目	屈服强度σ_s/MPa	抗拉强度σ_b/MPa	延伸率δ/%
均值	509.13	656.84	24.56
偏差	0.83	1.52	0.83

2.2 老化速率异常比对试验的方案设计

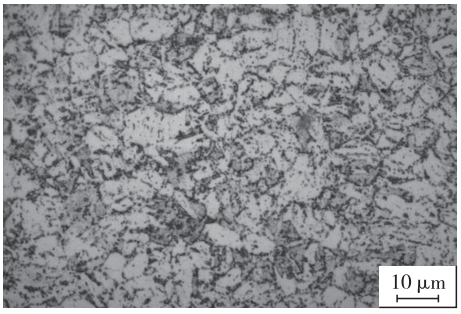
根据P91同类材料——T91的失效案例（见图5），爆口附近取样的金相分析结果显示，失效部位的老化等级已经达到5级，金相组织均为铁素体，且晶界上存在粗化的碳化物第二相析出，如图5(b)所示；而与之邻近的爆口对侧取样金相则明显不同，仅达到3级老化，如图5(c)所示。



(a)爆口管



(b)爆口附近



(c)爆口对侧

图5 T91失效样本及其金相组织

Fig.5 T91 failed sample and its microstructure

因此，可以证明T91失效时必定经历了5级老化阶段，同时，结合标准（DL/T 2219—2021和DL/T 884—2019）中以5级老化作为终极老化等级的规定，可以推断9Cr-Mo类低合金钢老化失效的必要条件为材料达到5级老化，进一步可以推知5级老化是P91失效的必要条件和临界状态。以此为基础，在设计老化加速试验时，为证明被测组样本的老化速率异常足以引发P91失效，应确保在老化加速试验后被测组样本已达到5级老化。

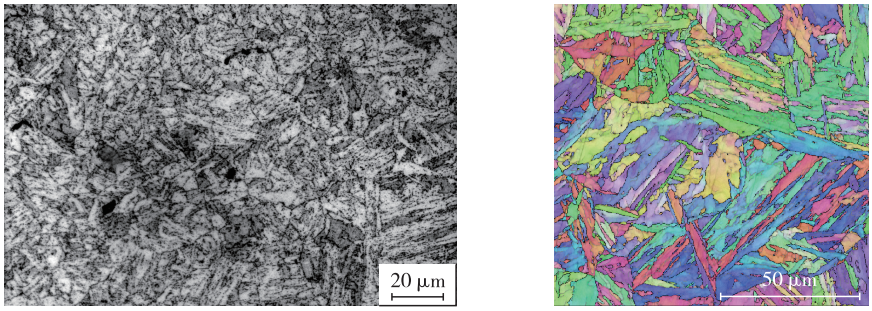
在试验设计中，老化加速试验的目的是设置一个老化加速环境，让被测样本在短时间内达到5级老化状态；同时，对比同样老化加速环境下参照样本的老化程度，从而证明被测样本为老化速率异常且足以引发老化失效危险的P91材料。此过程中，在设置老化加速环境时，主要考虑的变量是老化加速试验温度和保温时长。

在老化加速试验温度方面，由于P91为亚共析钢，其马氏体组织的稳定性与实际加热时铁素体相向奥氏体相转变的起始相变温度A_{C_1}有关，当加热温度低于A_{C_1}时，由于高温回复作用所产生的位错网格和板条碎化足以释放绝大部分马氏体相变时形成的形变储能，造成再结晶动力严重削弱，再加之位错网格和细小第二相颗粒形成钉扎效应，从而彻底抑制了再结晶过程，所以微观组织将保持马氏体组织，仅组织尺度有所增加。而当加热温度高于A_{C_1}时，热能为再结晶过程提供了更多的动力，加之高温加速了奥斯瓦尔德熟化过程[18]，随着第二相颗粒减少和长大，以及位错网格的解体，抑制再结晶过程的钉扎作用也受到削弱，部分组织会转化为等轴铁素体，形成铁素体+奥氏体混合相，当温度降低时，混合相中的奥氏体可以转变为马氏体，而铁素体则被保留，从而形成含有低密度位错缠节的等轴铁素体，这是P91出现5级老化的动力学基础。根据这个原理，将老化加速试验温度设置于A_{C_1}以上是最佳选择，一般认为T/P91的A_{C_1}为810 ℃[19]。因此，文中选择830 ℃作为老化加速试验温度。

在老化加速试验的保温时长方面，可以参考P91热处理标准中高温回火温度的保温时间[5]。根据GB/T 5310—2023，保温时长最少为180 min，才可以保证充足的高温回复作用，从而确保马氏体形变能得以充分释放，转变出位错网格和碎化马氏体。同理，可推知在该保温时长下，当温度在A_{C_1}以上时，再结晶过程同样可以有足够的时间实现等轴铁素体的充分转化。因此，文中选择

180 min作为老化加速试验的保温时长。

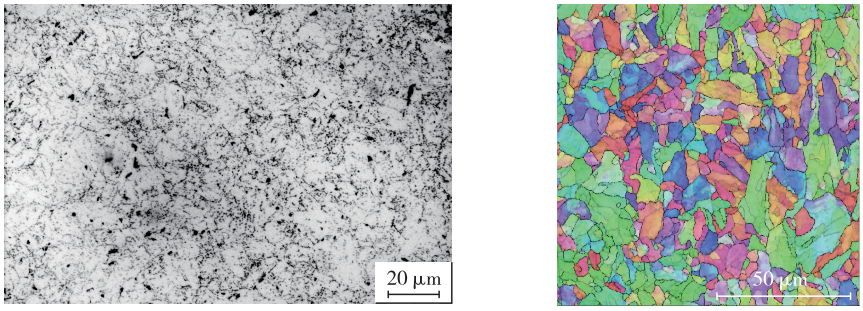
在830 ℃，180 min+炉冷的老化加速试验环境下，对参照组样本和被测组样本进行热处理，其处理后的金相组织和EBSD带衬度（band contrast，BC）+反极图（inverse pole figure，IPF）+晶界（grain boundary，GB）的叠加图分别如图6、图7所示。



（a）金相照片　（b）EBSD BC+IPF+GB图

图6　830 ℃，180 min+炉冷热处理后参照组P91的金相和EBSD BC+IPF+GB图

Fig.6　Microstructure and EBSD BC+IPF+GB map of reference group P91 after heat treatment at 830 ℃ for 180 min+furnace cooling



（a）金相照片　（b）EBSD BC+IPF+GB图

图7　830 ℃，180 min+炉冷热处理后被测组P91的金相和EBSD BC+IPF+GB图

Fig.7　Microstructure and EBSD BC+IPF+GB map of tested group P91 after heat treatment at 830 ℃ for 180 min+furnace cooling

从图6（a）可以看出，经过老化加速热处理，参照组样本仍保留有清晰的马氏体；其EBSD图〔见图6（b）〕进一步表明，大部分微观组织仍以板条马氏体为主，且其内部颜色梯度变化较大，证明马氏体内部仍有较大的局部形变，同时，局部区域的微观组织已有团块化倾向，为3级老化。

从图7（a）可以看出，被测组样本的马氏体已经完全消失；其EBSD图〔见图7（b）〕表明，马氏体几乎全部转变为等轴铁素体，老化等级为5级或4.5级，达到或接近临界失效状态。同时，在被测组样本的EBSD图中，晶粒内部的颜色梯度变化明显削弱，表明晶粒内部形变趋于均匀，由此推知其力学性能应受到显著削弱。为验证这一推断，对老化加速试验后的被测组样本进行室温拉伸试验，其测试结果如表4所示。被测组样本的室温强度性能已明显低于标准值[5]，与由EBSD测试所推断的结果完全一致。从而证明被测组样本相较于参照组的正常样本，在高温环境下的老化速率明显更快，且有可能在正常样本仍处于3级老化时，达到危险的临界失效状态——5级老化。文中以该被测样本作用老化加速异常样本，对其开展EBSD测试，并对比其与正常样本之间的EBSD数据差异，进而确定表征老化速率异常的EBSD特征参数。

表4　被测组P91管材老化加速试验后的室温力学性能

Tab.4　Room temperature mechanical properties of tested group P91 pipe material after accelerated aging test

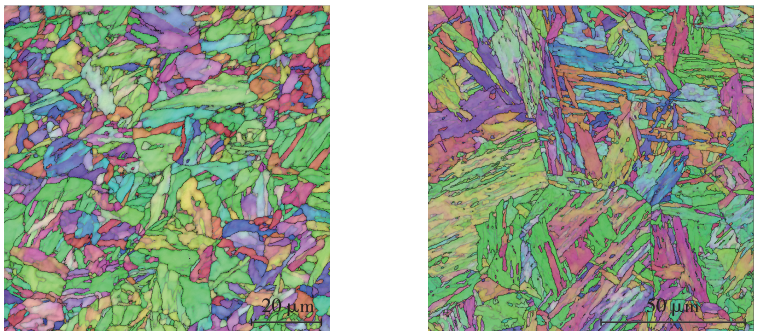
项目	屈服强度σ_s/MPa	抗拉强度σ_b/MPa	延伸率δ/%
标准值	≥415	≥585	≥20
被测组样本	397.86	550.25	25

3　P91老化速率异常的EBSD特征参数与质量合格判定方法研究

3.1　老化速率异常样本与正常样本的EBSD测试结果

根据以上加速老化试验数据，被测组样本属于老化速率异常样本，对其进行EBSD分析，从而

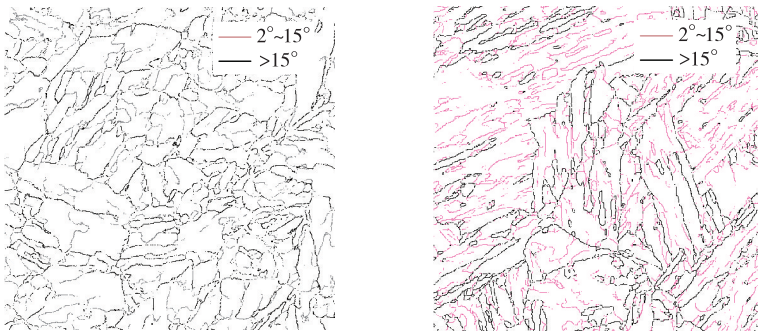
得到老化速率异常样本的EBSD测试数据。同时，将参照组样本作为老化速率正常样本也进行EBSD分析，目的是通过对比二者的EBSD数据来找到可以表征老化速率异常的EBSD特征参数。二者的EBSD测试结果如图8所示。可以看出，二者的组织均为板条马氏体组织，且晶界分布形态也没有明显差异。进一步对比二者的位错分布密度，其结果如图9所示，图中2°~15°小角度晶界反映了晶粒内部位错网格或位错缠节分布情况。IPF图显示的晶粒内部形变累积情况见图10。



（a）老化速率异常试样 （b）老化速率正常试样

图8 老化速率异常样本和老化速率正常样本的BC+IPF+GB图

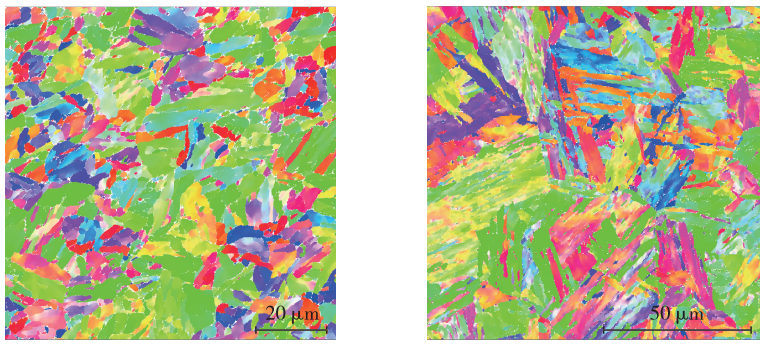
Fig.8 BC+IPF+GB maps of samples with abnormal aging rate and samples with normal aging rate



（a）老化速率异常试样 （b）老化速率正常试样

图9 GB图显示的小角度晶界分布情况

Fig.9 Distribution of low-angle grain boundaries shown in the GB map



（a）老化速率异常试样 （b）老化速率正常试样

图10 IPF图显示的晶粒内部形变累积情况

Fig.10 Grain internal deformation accumulation shown in the IPF map

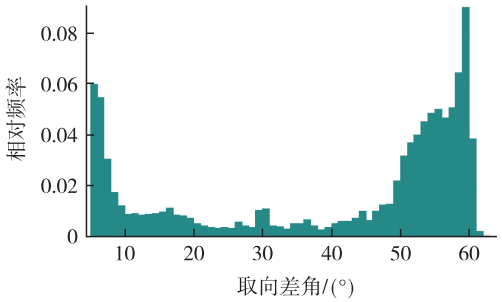
从图9可以看出，二者晶粒内部小角度晶界分布密度比较接近，证明二者在晶粒内部位错密度比较接近，因此，对于马氏体板条界等微观晶界的钉扎作用相近，在同样的高温运行环境下，对P91老化速率的控制作用不存在明显差异，不可能导致如图6和图7所示的老化等级巨大差异。IPF图（见图10）也从晶粒内部局部形变能累积情况证明了该推断。同时，图10显示二者的各晶粒内部均存在明显的颜色梯度变化，说明二者晶粒内部均存在位错引发的晶格旋转。

通过进一步对比老化速率异常样本和正常样本的小角度晶界（2°~15°）、大角度晶界（≥15°）的占比，结果如表5所示。可以发现，老化速率异常样本的大角度晶界比例较正常样本高约10%，而文献[20]指出，大角度晶界比例上升是由于亚晶结构在位错密度下降、缺陷减少的情况下出现合并，进而形成大角度晶界。其中，30°~40°晶界是高迁移率晶界，可为进一步的再结晶过程提供驱动力[21]。以此推断，老化速率异常可能来自被测样本中数量明显增加的30°~40°大角度晶界。对比两种样本中的体心立方相晶界取向差角，结果如图11所示。相比之下，老化速率异常样本在30°~45°之间晶界数量的占比明显高于老化速率正常样本，由此可以认为，正是在这个区间内数量较高的高迁移率晶界，促进了高温运行环境下P91的再结晶过程，从而加快了老化速率。

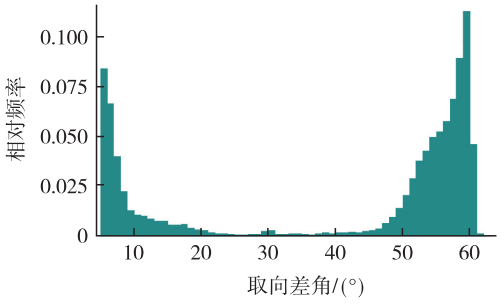
表5 两种样本中大角度晶界与小角度晶界的比例

Tab.5 Proportion of high-angle grain boundaries to low-angle grain boundaries in the two types of samples

项目	2°~15°小角度晶界占比/%	≥15°大角度晶界占比/%
老化速率异常样本	38.3	61.7
老化速率正常样本	48.5	51.5



（a）老化速率异常试样



（b）老化速率正常试样

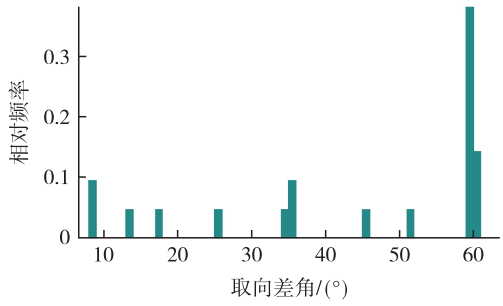
图11 体心立方相晶界取向差角分布对比

Fig.11 Comparison of grain boundary misorientation angle distribution for body-centered cubic phase

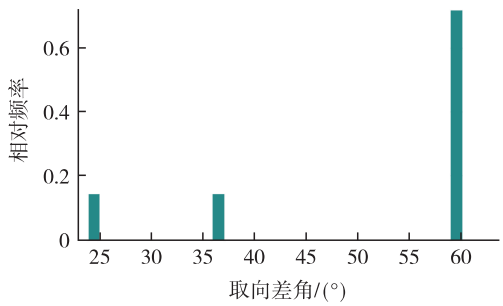
3.2 P91老化速率异常的原因及其EBSD特征参数表征与质量测试方法

对P91的热处理试验表明，当高温回火温度≥770 ℃时，介于15°~45°之间且具有高迁移率的大角度晶界会显著增加，并在30°附近形成一个明显的“尖峰”[21]。这一试验结论与图11（a）所示的结果完全吻合，证明老化速率异常样本在高温回火处理时，其高温温度达到770 ℃以上。

进一步研究面心立方体晶界取向差角的分布规律，如图12所示。



（a）老化速率异常试样



（b）老化速率正常试样

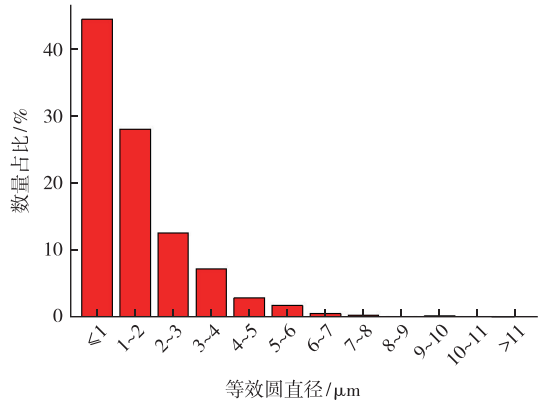
图12 面心立方相晶界取向差角分布对比

Fig.12 Comparison of grain boundary misorientation angle distribution for face-centered cubic phase

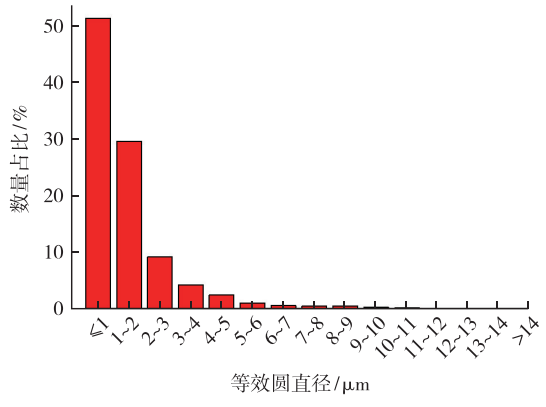
从图12（a）可以看出，在44°~52°之间老化速率异常样本的面心立方相晶界存在“尖峰”，而在正常样本中则并不存在。同时，从图11可以看出，同样在44°~52°之间，老化速率异常样本的晶界占比明显高于老化速率正常样本。表明在老化速率异常样本的加工过程中，至少某一时间段内出现了这样一个新晶界形成过程，即仅在取向角度更大的晶粒晶界附近优先形成新晶界，但晶粒内部板条界、板条块界附近没有任何晶界形成。而这样的过程仅可能发生在高温回火温度大于Ac_1时，此时马氏体已经转化为奥氏体和铁素体的混合相，马氏体板条界和板条块界均已消失，新晶界仅可能在奥氏体和铁素体晶界附近残存的位错

结构中形成，高温回火空冷时，奥氏体相再次转化为马氏体相，马氏体板条内形成位错网格，铁素体相被保留，且其内部形成位错缠节[2]。因此，新晶界取向差角更靠近原奥氏体晶界的60°，且仅在奥氏体和铁素体晶界附近形成。

综上可以推断，老化速率异常样本在热处理温度上存在控制稳定性缺陷，导致保温温度超过Ac_1，从而导致奥氏体再生和新铁素体生成，同时促进再结晶过程的发生，积累了更多的高迁移率晶界，由此为高温运行环境下再结晶过程提供了更多动力，加速老化进程。同时，对比表2和表3可知，老化速率异常样本和正常样本之间的力学性能并没有差异。文中采用与力学参数直接相关的等效圆直径面积加权均值讨论其原因，二者晶粒尺度分布规律对比如图13所示。



（a）老化速率异常试样



（b）老化速率正常试样

图13 晶粒尺度分布规律对比

Fig.13 Comparison of grain size distribution patterns

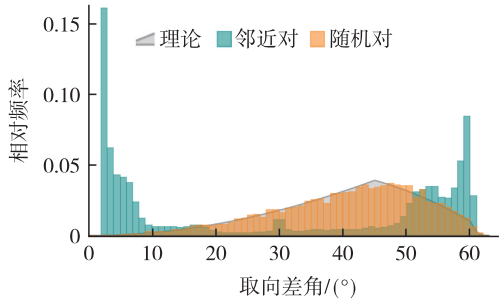
虽然老化速率异常样本的位错形成的小角度晶界比例较低，但是其晶粒尺度分布特征上与正常样本十分接近，90%以上集中于0.5~2 μm区间，其平均当量圆直径均值反而略小于正常样本，如表6所示。考虑到正常样本已经服役100 000 h，这种结果也是合理的。图13和表6的结果均表明，老化速率异常样本所经历的再结晶过程以原位再结晶为主，30°~45°间的新晶界主要在原位错中形成，虽然降低了小角度晶界的比例，但对晶粒尺度的影响却较小，从而保持了P91材料的力学性能，导致常规的力学测试和金相质检手段难以识别这种老化速率异常隐患。

表6 两种样本的晶粒尺度对比

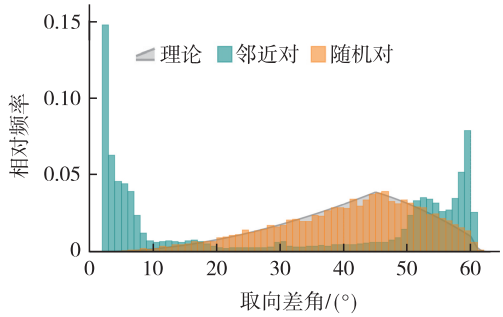
Tab.6 Comparison of grain size between the two types of samples

项目	等效圆直径面积加权均值/μm	等效圆直径面积加权偏差/μm
老化速率异常样本	5.5	1.7
老化速率正常样本	9.0	2.1

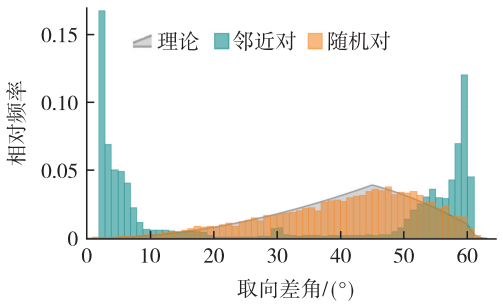
进一步分析P91的1~5级老化样本，结果如图14所示。在4级老化时，晶界取向差角分布图〔见图14（d）〕上会在45°附近开始出现一个“尖峰”，且此后随着老化程度的升高，该“尖峰”值也随之明显上升，表明该“尖峰”是标志老化进入重度老化的一个重要特征，具有该特征的P91材料也更容易进入后期的重度老化状态。因此，由图11和图12可以推断，在P91加工过程中，由于高温回火温控不当导致重新生成奥氏体和铁素体，以及再结晶发生时，存在老化速率异常隐患的样本就会在45°附近出现明显的“尖峰”。



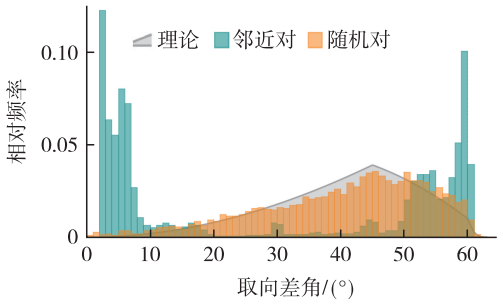
（a）1级



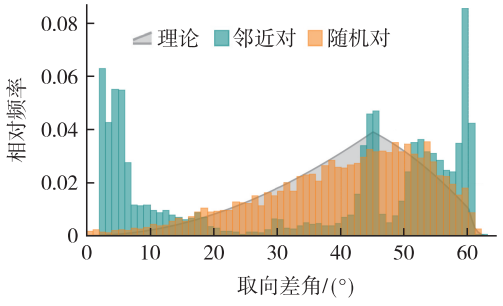
（b）2级



(c)3级



(d)4级



(e)5级

图14　P91的1~5级老化样本晶界取向差角分布对比

Fig.14　The grain boundary misorientation angle of P91 among the 1 to 5 aging level

由上述分析可知，对于由高温回火温控不当导致的加速再结晶等问题，会引发老化速率异常增加，当晶粒并未因此出现明显长大时，P91材料的金相和力学性能与正常试样并不存在差异，因此，难以通过常规质量检测手段识别，但可以通过EBSD测试，从晶界取向差角分布图中识别30°和45°附近是否出现“尖峰”及比例异常增加，以确认是否存在该类老化速率异常安全隐患，从而实现质检方案优化。

4　结论

（1）在P91高温回火的保温过程中，当某一时间段内回火温度超过P91实际加热相变温度A_{c_1}时，马氏体板条内会发生再结晶，以及晶粒晶界边缘形成高迁移率大角度新晶界，这些大角度新晶界将导致P91老化速率过快，提前老化失效。

（2）当高温回火温度超过P91实际加热相变温度A_{c_1}时，其马氏体板条内再结晶以位错位置的原位再结晶为主，其晶粒等效圆直径面积加权平均值并未发生明显变化，因此，仅通过金相和宏观力学性能测试等常规测试方法难以识别P91老化速率异常，进而无法识别老化速率异常所带来的安全威胁。

（3）对于高温回火温度超过P91实际加热相变温度所诱发的P91管材老化速率异常，可通过EBSD晶界取向差角测试加以识别，当被测P91管材的EBSD晶界取向差角分布图上，30°和45°附近出现异常“尖峰”时，可以确定P91管材存在因高温回火温度过高所导致的老化速率异常问题。

参考文献：

[1]　刘正东．中国600 ℃火电机组锅炉钢进展[M]．北京：冶金工业出版社，2011.
LIU Z D. Development on boiler steel for 600 ℃ thermal power unit [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press，2011.

[2]　束国刚．T/P91钢国产化工艺组织和性能改进的研究与应用[D]．武汉：武汉大学，2004.
SHU G G. Research and application improved domestic T/P91 steels on the technology and microstructure and mechanical properties[D].Wuhan: Wuhan University，2004.

[3]　KITAGAWA M，YAMAGUCHI K，FUCUDA Y，et al. Analysis on vamas low cycle fatigue round robin test in japan[J].ISIJ International，1993，33(8)：817-824.

[4]　WANG Q，LYU Y R，HE Z R，et al. Root cause analysis for a burst steam pipe in a petrochemical plant[J].Journal of Pipeline Systems Engineering and Practice，2021，12(2)：04021005.

[5]　勾锡建．超临界高压锅炉管坯P91锻后炸裂分析及工艺改进[D]．哈尔滨：哈尔滨工业大学，2014.
GOU X J. Research on cracking analysis and process optimization of P91 steel for the supercritical pressure boiler tube billet [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology，2014.

[6]　方运闯．超临界锅炉P91管件低硬度和组织老化的寿命评估[C]//中国电力技术市场协会．2022年电力行业技术监督工作交流会暨专业技术论坛论文集．北京：电力出版社，2022：1076-1080.
FANG Y C. Life assessment of low hardness and microstructural degradation of P91 steel pipes in supercritical boilers [C]//China Electric Power

Technology Market Association. 2022 Power Industry Technical Supervision Work Exchange Conference. Beijing: Electronic Publishing House, 2022: 1076-1080.

[7] 刘宁，舒先进，乐敏毅，等.P91对钢管的力学性能研究[J].钢管，1997，26(6)：18-22.
LIU N, SHU X J, LE M Y, et al. Investigation on mechanical properties of P91 steel tube [J]. Steel Pipe, 1997, 26(6): 18-22.

[8] 孙智，董小文，张绪平，等.奥氏体化温度对9Cr-1Mo-V-Nb钢组织与性能的影响[J].金属热处理，2001，26(8)：12-14.
SUN Z, DONG X W, ZHANG X P, et al. Effect of austenitizing temperature on structure and mechanical properties of 9Cr-1Mo-V-Nb steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2001, 26(8): 12-14.

[9] 赵钦新.10Cr9MoVNbN耐热钢的深化研究[D].西安：西安交通大学，1998.
ZHAO Q X. Deep research on 10Cr9MoVNbN heat resistant steel[D].Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 1998.

[10] 王艳丽，林均品，林志，等.电厂主蒸汽管的微观性能分析[J].金属热处理学报，2002，23(2)：62-64.
WANG Y L, LIN J P, LIN Z, et al. Analysis of micro-property of the main steam pipe in power plants [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2002, 23(2): 62-64.

[11] 李素芹，李士琦，王雅娜.钢中残余元素控制对策的分析与探讨[J].钢铁，2001，36(12)：70-72.
LI S Q, LI S Q, WANG Y N. Analysis and study of controlling harmful residuals in molten steel [J]. Iron and Steel, 2001, 36(12): 70-72.

[12] 王春旭，程世长，林肇杰.钒含量对T91钢性能的影响[J].钢铁研究学报.1997，9(增刊)：60-65.
WANG C X, CHENG S C, LIN Z J. Effect of V variation on the properties of steel T91 [J]. Journal of Iron and Steel Research, 1997, 9(Sup.): 60-65.

[13] 朱丽慧，赵钦新，顾海澄，等.Al对T91耐热钢蠕变性能的影响[J].钢铁，2002，37(5)：50-54.
ZHU L H, ZHAO Q X, GU H C, et al. Effect of aluminum on creep rupture property of T91 heat resistant steel[J].Iron and Steel, 2002, 37(5): 50-54.

[14] 赵钦新，朱丽慧，顾海澄，等.国产T91钢管蠕变脆性倾向的微观结构[J].锅炉技术，1997(11)：14-19.
ZHAO Q X, ZHU L H, GU H C, et al. Tendency of creep bittless of domestic T91 steel tube from its microstructure [J].Boiler Technology, 1997(11): 14-19.

[15] SALONEN J, AUERKARI P, LEHTINEN O, et al. Experience on in-service damage in power plant components [J]. Engineering Failure Analysis, 2007, 14(6): 970-977.

[16] 李晓峰.贝氏体和贝氏体/马氏体复相螺纹钢氢脆性能研究[D].秦皇岛：燕山大学，2024.
LI X F. Research on hydrogen embrittlement properties of bainite and bainite/martensite duplex threaded steel [D].Qinhangdao: Yanshan University, 2024.

[17] LI W M, MA Z J, YANG Z, et al. Effect of high-temperature oxidation on mechanical properties of TC11 titanium alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 3634-3646.

[18] 刘晨曦.新型高Cr铁素体耐热钢的相变行为研究[D].天津：天津大学，2012.
LIU C X. Research on phase transformation behaviors of modified high Cr ferritic heat-resistant steels [D]. Tianjin: Tianjin University.2012.

[19] Vallourec & Mannesmann Tubes. P91/T91(X10CrMoVNb91)在电站和锅炉行业的应用[R].北京：北京科技大学，1999.
Vallourec & Mannesmann Tubes. Application of P91/T91 (X10CrMoVNb91) on power station and furnace industries [R]. Beijing: University of Science and Technology of Beijing, 1999.

[20] 张安文，王洋，张志博，等.服役8.8万小时后超临界机组P91钢马氏体结构的退化行为[J].金属热处理，2023，48(2)：74-78.
ZHANG A W, WANG Y, ZHANG Z B, et al. Martensitic degeneration behavior of P91 steel served for eighty-eight thousand hours in a supercritical unit [J].Heat Treatment of Metals, 2023, 48(2): 74-78.

[21] 周浩，王云，曾燕屏，等.高温回火P91钢显微组织演变及再结晶机理[J].金属热处理，2023，48(11)：38-44.
ZHOU H, WANG Y, ZENG Y P, et al. Effect of high-temperature tempering on microstructure evolution and recrystallization mechanism of P91 steel [J].Heat Treatment of Metals, 2023, 48(11): 38-44.

作者简介：孙云飞(1992)，男，工程师，主要从事金属材料失效分析、电力设备金属损伤量化测试分析方法等方面研究工作，通信地址：010020内蒙古自治区呼和浩特市玉泉区内蒙古电力(集团)有限责任公司内蒙古电力科学研究院分公司，E-mail：125414712@qq.com。

本文引用格式：
孙云飞，谢利明，吕磊，等.基于EBSD特征参量的P91管道老化速率异常致因分析[J].压力容器，2026，43(1)：67-76.
SUN Yunfei, XIE Liming, LÜ Lei, et al. Cause analysis of abnormal aging rate of P91 pipe based on EBSD characteristic parameters [J]. Pressure Vessel Technology, 2026, 43(1): 67-76.