文章编号:1674-7607(2026)02-0021-07 DOI:10.19805/j.cnki.jcspe.2026.240714

超超临界机组用P92钢长时服役材质监督技术研究

张 路, 赵彦芬, 朱保印, 金 晓, 赖云亭, 马芹征
(苏州热工研究院有限公司, 江苏苏州 215004)

摘 要: P92钢由于具备优异的高温综合性能而大量应用于超超临界机组的高温部件(蒸汽管道、联箱等)中,但目前迫切需要开展材质退化机理及有效监督手段研究,以保障机组长时安全运行。对电站高温部件用P92钢的原始材质开展微观组织、力学性能检验评价;持续10 a跟踪了高温高压服役环境下材质特性、微观亚结构的变化特性,总结了组织、性能的变化规律并开展了服役退化机理研究;在此基础上,建立了92级钢在全寿期中材质的硬度、组织与老化级别的对应关系,提出了便捷无损的服役监督方法。结果表明:所提出的方法为核电站9Cr钢部件的监造、材质评价、运行监督等方面提供了参考依据。

关键词: 高温部件; 组织性能评价; 退化机理; 材质监督技术
中图分类号: TK225 **文献标志码:** A **学科分类号:** 430.20

Study on Material Property Supervision Technology of P92 Steel for Long-term Service in Ultra-supercritical Units

ZHANG Lu, *ZHAO Yanfen*, *ZHU Baoyin*, *JIN Xiao*, *LAI Yunting*, *MA Qinzheng*
(Suzhou Nuclear Power Research Institute Co., Ltd., Suzhou 215004, Jiangsu Province, China)

Abstract: P92 steel had been widely used in high temperature components of ultra-supercritical units (such as steam piping and header) because of its excellent high-temperature comprehensive properties. However, there was still an urgent need to conduct research on the material degradation mechanisms and effective supervision methods to ensure the units' safe operation for long-term service. Microstructure analysis and mechanical property test of original P92 steel material for high temperature components of power plants were implemented. The evolution characteristics of material property and substructure had been traced for more than 10 years. The evolution law of microstructure and property was summarized and the degradation mechanism was studied. On this base, the relationship between material hardness, microstructure and degradation level was established for grade 92 steel during the whole lifetime, and a quick and nondestructive method for service supervision was proposed. Results show that the proposed method can provide a reference evidence for inspection, material evaluation and operational supervision of 9Cr steel in nuclear power plants.

Key words: high temperature component; microstructure and property evaluation; degradation mechanism; supervision technology of material property

收稿日期: 2024-11-15 **修订日期:** 2024-12-20

作者简介: 张 路(1979—),男,四川宣汉人,正研级高工,硕士,研究方向为电站金属材料失效分析及寿命评估,E-mail:lu9732@163.com。

P92 钢由于自身优异的抗氧化性、高温持久性能等被广泛应用到超超临界机组中[1-7]。在我国，从 2006 年开始，新型耐热钢 P92 钢逐渐应用到超超临界机组中的高温蒸汽管道和集箱用钢等高温部件中，截止到目前，已累计近 20 a 的使用时间[3-4]。P92 钢仍被作为主力钢种在超临界及超超临界等机组中大量使用，并且在高温部件中长时服役，此类 9Cr 钢因具备优异的综合性能而逐步被大量应用到核电项目中[8-11]。

P92 钢的合金化机理、强化机理、蠕变性能、时效性能及其微观组织分析已得到广泛研究[12-15]，但对于 P92 钢长期在高温高压(蒸汽参数为 600 ℃以上、25～30 MPa)环境下服役后的组织性能持续跟踪研究则相对较少，尤其是实际服役环境下材质的老化规律、退化机理、监督手段研究就更少[16-18]。尽管 P92 钢在国内累计运行较长时间，电厂方仍存在如何便捷高效掌握材质的老化状态、寿命状态以及如何规范开展材质监督等工程实际应用上的诸多困惑。

基于以上现状，开展 P92 钢在实际工况下的材质特性跟踪、服役退化以及监督技术研究迫在眉睫，这对如何持续保障国内大批累计运行近 20 a 超超临界机组的高温部件长期安全运行具有非常重要的意义。因此，基于以上迫切需求，本文对高温、高压实际运行工况下运行不同时间段的主蒸汽管道割管取样，并进行全面的材质性能测试(包括短时及长时性能)、微观组织分析，持续开展了全面材质评价以及服役规律的研究。

1 试验材料及方法

试验材料取自超超临界火电机组用 P92 钢主蒸汽管道，为德国 V&M 公司生产，规格为 DIN381 mm×77.902 mm(其中 DIN 代表内径管，规格为内径 381 mm，壁厚 77.902 mm)，主蒸汽管道初始设计温度为 610 ℃，初始设计压力为 27.15 MPa，实际运行温度为 605 ℃，运行压力为 26.11 MPa。

对实际工况下运行累计长达 15 a 以上的蒸汽管道用 P92 材质持续跟踪割管，机组停机时取样累计服役时间分别为原始、3.00×10^4、4.90×10^4、5.60×10^4、7.00×10^4、9.30×10^4 h。历次取样的化学成分见表 1，化学成分分析包括主要元素、微量元素分析。

表 1 历次取样化学成分

Tab. 1 Chemical composition of the samples with different service time

单位：%

取样时间	w(C)	w(Mn)	w(Si)	w(P)	w(S)	w(Cr)	w(Ni)	w(W)	w(Mo)	w(Nb)	w(N)	w(Al)	w(B)	w(V)
0 h	0.100	0.42	0.34	0.018	0.003 3	8.93	0.38	1.85	0.380	0.067	0.047	<0.010	0.001 2	0.17
3.00×10^4 h	0.100	0.42	0.33	0.018	0.001 0	8.86	0.340	1.51	0.340	0.760	0.046	<0.010	0.002 4	0.19
4.90×10^4 h	0.110	0.53	0.32	0.010	0.002 0	8.95	0.400	1.67	0.440	0.057	0.041	0.009	0.001 9	0.21
5.60×10^4 h	0.100	0.42	0.33	0.018 0	—	8.86	0.36	1.49	0.009	0.076	0.009	0.009	—	0.19
7.00×10^4 h	0.094	0.47	0.26	0.014	0.010 0	8.68	0.37	1.58	0.410	0.053	0.045	<0.010	0.002 1	0.17
9.30×10^4 h	0.093	0.47	0.26	0.011	0.001 0	8.86	0.18	1.72	0.360	0.064	0.053	<0.010	0.001 5	0.16
ASME A335	0.070～0.130	0.30～0.60	≤0.50	≤0.020	≤0.010 0	8.50～9.50	≤0.40	1.50～2.00	0.300～0.600	0.040～0.090	0.030～0.070	≤0.020	0.001 0～0.006 0	0.15～0.25

在历次主蒸汽割管上沿管道纵向、横向内外层进行全面材质检验。力学性能测试如下：依据 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分：室温试验方法》和 GB/T 228.2—2015《金属材料 拉伸试验 第 2 部分：高温试验方法》加工 3 组标准样品，在 MTS-880 电液伺服拉伸试验机上进行室温和高温(610 ℃)的拉伸试验；依据 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》，取样加工标准 V 型缺口试样，在 Amsler RKP450 示波冲击仪上进行夏比 V 型冲击试验；依据 GB/T 231.1—2018《金属布氏硬度试验 第 1 部分：试验方法》，在 XHBT-3000ZⅢ全自动布氏硬度上计进行硬度测试；依据 GB/T 2039—2012《金属材料 单轴拉伸蠕变试验方法》加工标准蠕变试样，在 ZST3/3 型高温蠕变试验机上进行恒载蠕变试验。微观检验如下：采用金相显微镜蔡司 Axiover-200MAT(OM)、VEGA TS 5136XM 扫描电镜(SEM)、FEI G20 型透射电镜(TEM)进行组织微观形貌、析出物特征、断口形貌以及微观亚结构观察。

2 结果及分析

2.1 短时力学性能对比

整理历次数据，不同服役时间下取样材料的短时性能均值汇总见图 1～图 3。其中：图 1 为硬度曲线；图 2 为室温、610 ℃下的拉伸性能曲线；图 3 为夏比 V 型冲击功随服役时间的变化曲线。

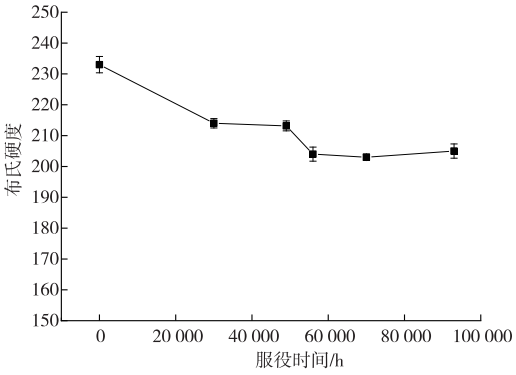


图 1　硬度随服役时间的变化曲线

Fig. 1　Variation curve of hardness with service time

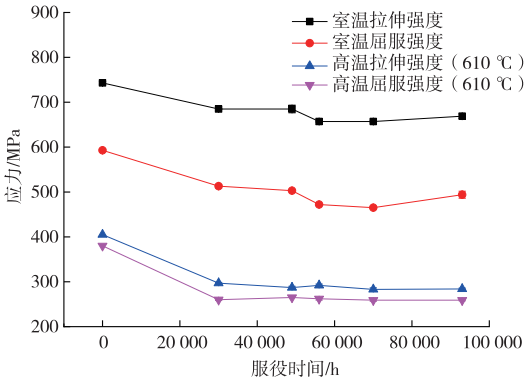


图 2　拉伸强度随服役时间的变化曲线

Fig. 2　Variation curves of tensile strength with service time

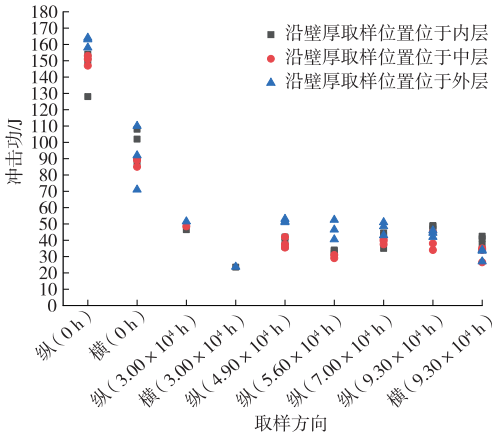


图 3　冲击功随服役时间的变化曲线

Fig. 3　Variation curves of impact energy with service time

随着服役时间的不断增加，P92 主蒸汽管道硬度、室温拉伸与高温拉伸性能、冲击功仍满足 GB 5310—2023《高压锅炉用无缝钢管》要求，但均有不同程度的下降，其中冲击功的下降幅度最为明显。短时性能结果表明 P92 材质高温运行后的热强性仍较高，但韧性明显下降。

2.2　长时力学性能对比

图 4 为 610 ℃下不同割管时间的持久强度曲线，图 5 为原始管持久强度断口 SEM 照片。

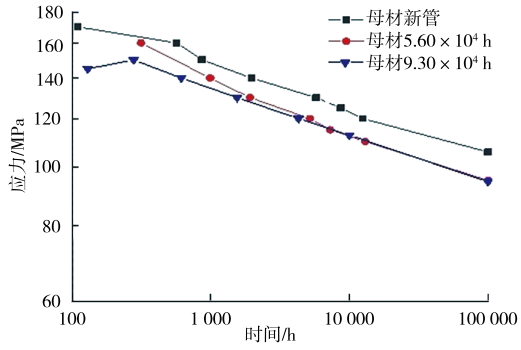
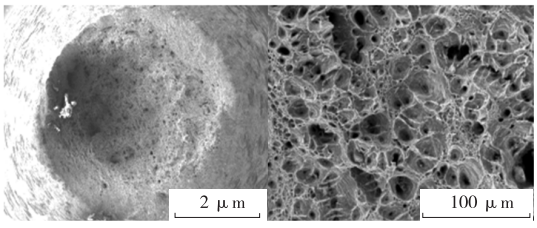


图 4　蠕变强度随服役时间的变化曲线

Fig. 4　Variation curves of creep strength with service time



（a）断口全貌　　（b）纤维区形貌

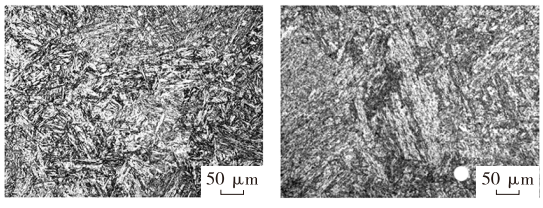
图 5　长时蠕变断口形貌

Fig. 5　Fracture morphology of the long-term creep sample

GB 5310—2023 标准中要求 P92 钢原始材质在 610 ℃下的持久强度大于 103 MPa，原始取样材质持久强度（105 MPa）优于标准要求；运行 5.60×10^4、9.30×10^4 h 后，取样管材质的持久强度保持在 94 MPa 左右（持久性能下降了 10%）；9.30×10^4 h 取样与 5.60×10^4 h 取样的持久强度基本一样，表明 5.60×10^4～9.30×10^4 h 后材质的高温持久性能保持比较稳定。高温持久断口为明显的塑性韧窝断口，材质的高温塑性较好。

2.3　微观组织对比

图 6 为 OM 观察到的微观组织，材质为稳定马氏体板条，跟踪管样的组织状态较稳定，仍保持板条马氏体的位相特征，随着运行时间增加，碳化物颗粒细小弥散越多，板条马氏体粗化，部分区域出现了铁素体。



（a）原始材质　　（b）9.30×10^4 h后取样

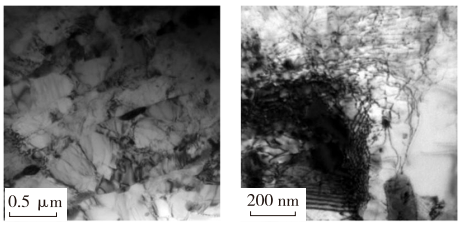
图 6　金相组织变化

Fig. 6　Evolution of metallographic structure

3 分析与讨论

3.1 服役退化研究

通过 OM、TEM 等微观检查手段获得图 7 所示照片，原始态 P92 钢基体中为弥散分布碳化物 $M_{23}C_6$（M=Fe、Cr 或 Mo）和 MX（M=V 或 Nb，X=C 或 N）型钒/铌碳氮化物的回火马氏体组织。这种亚结构特征下，具有回火板条马氏体组织的 P92 钢既保留了马氏体的强化效果，又因马氏体板条高温回复形成的亚稳状态，可以抵抗 A1 相变点以下高温的长时间作用而成为热强性和热稳定性兼具的优良性能的热强钢，使它能在高温环境下长期（1.00×10^4 h 以上）保持组织、性能热稳定性。P92 钢采用了高合金化和随后的正火（其实质是淬火成马氏体）高温回火（其实质是马氏体高温回复）热处理，获得固溶强化、板条马氏体强化、界面强化、位错强化、颗粒强化等的复合强化效果。

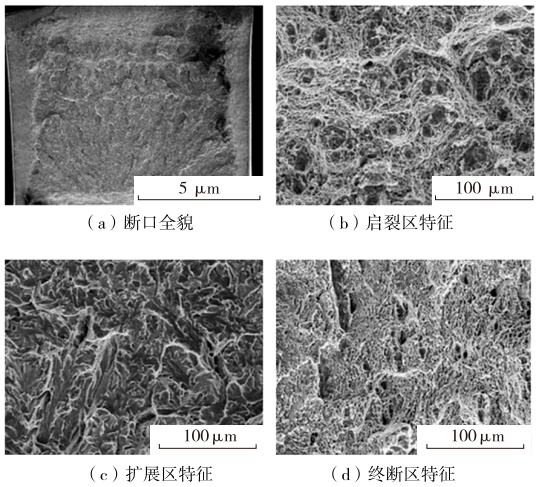


（a）板条马氏体特征 （b）位错网特征

图 7 原始材质微观组织特征

Fig. 7 Microstructural characteristics of the original material sample

结合材质性能的跟踪结果，P92 钢在长时高温高压服役下随着时长增加，材质性能出现一定程度劣化，如硬度、室温及高温规定塑性延伸强度和抗拉强度下降，冲击吸收能量、断后伸长率和断面收缩率有较大幅度的下降。冲击断口的典型特征如图 8 所示，9.30×10^4 h 取样的横向冲击功仅为原始状态的 16.3%，材料宏观断口呈灰色，宏观断口塑性变形量较少。断口主要由启裂区、扩展区和终断区组成。其中：启裂区有韧窝特征；而扩展区为河流状花样，具有解理特征；终断区存在少量韧窝特征，断口特征表明材质脆性增加。导致性能下降的内因在于材质经过高温运行后微观亚结构特征存在显著的老化、劣化现象。



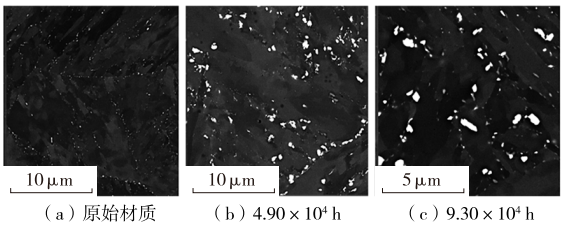
（a）断口全貌 （b）启裂区特征

（c）扩展区特征 （d）终断区特征

图 8 长时运行后典型冲击断口特征

Fig. 8 Typical impact fracture characteristics of the sample after long-term operation

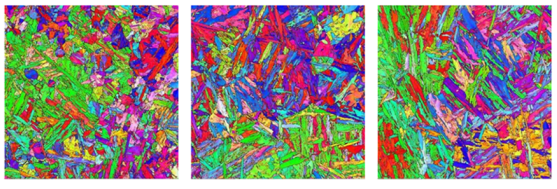
累计运行时间增加，则微观组织、亚结构的老化更趋于明显。如图 9、图 10[19] 所示，随着时间的增加，各种强化效果也发生相应的变化，原始态 P92 钢主要析出相为 $M_{23}C_6$ 相和 MX 相，长时服役后 P92 耐热钢基体中 Laves 相在服役初期快速析出并粗化，服役 4.90×10^4 h 后 Laves 相的粗化速率逐渐趋稳；$M_{23}C_6$ 相在服役初期快速粗化，服役 3.00×10^4 h 后，$M_{23}C_6$ 相的粗化速率逐渐稳定；MX 相的析出相对较缓慢，仍保持较好的细小弥散作用。



（a）原始材质 （b）4.90×10^4 h （c）9.30×10^4 h

图 9 不同服役时间取样的碳化物析出 SEM 图

Fig. 9 SEM diagrams of carbide precipitation for the samples with different service time



（a）原始材质 （b）4.90×10^4 h （c）9.30×10^4 h

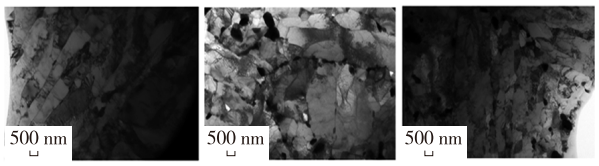
图 10 不同服役时间取样在 SEM 电子背散射衍射（即 EBSD）下的组织观察图

Fig. 10 EBSD diagrams of microstructure for the samples with different service time

从沉淀相尺寸的对比分析来看，$M_{23}C_6$ 相平均尺寸>Laves 相平均尺寸>MX 相平均尺寸；从马氏体板条尺寸的对比分析来看，长时服役后，马氏体板条不断粗化，其平均尺寸由初始新管时期的 300～400 nm 逐渐增长至 500～900 nm。

3.00×10^4 h、4.90×10^4 h 取样的 TEM 观察发现，已开始有 Laves 相析出（如图 11 所示）。Laves 相是一种由 Fe、Cr 和 W、Mo 等合金元素形成的金属间化合物，在 P92 钢中 Laves 相为 $Fe_2(W,Mo)$

或Fe_2Mo。Laves 相形成初期（形态较细小），作用与$M_{23}C_6$类似，可以在高温蠕变过程中阻止板条马氏体和位错的回复，在一定程度上提高了 P92 钢的高温强度。但 Laves 相在 P92 钢高温回火状态下不存在，是在高温时效或蠕变过程中逐渐析出并长大的。在这一过程中，回火马氏体基体中的 Cr、W、Mo 从固溶态向粒子态转化，会削弱合金元素的固溶强化作用。但在 Laves 相到达一定尺寸之前，其对基体有析出强化作用，能够阻止马氏体板条和位错的回复。随着高温时效、蠕变或运行时间的推移，Laves 相不断长大，P92 钢的硬度不断下降，Laves 相超过临界尺寸，会诱发蠕变孔洞形核，导致材质的高温持久强度下降。



（a）原始材质　（b）4.90×10^4 h　（c）9.30×10^4 h

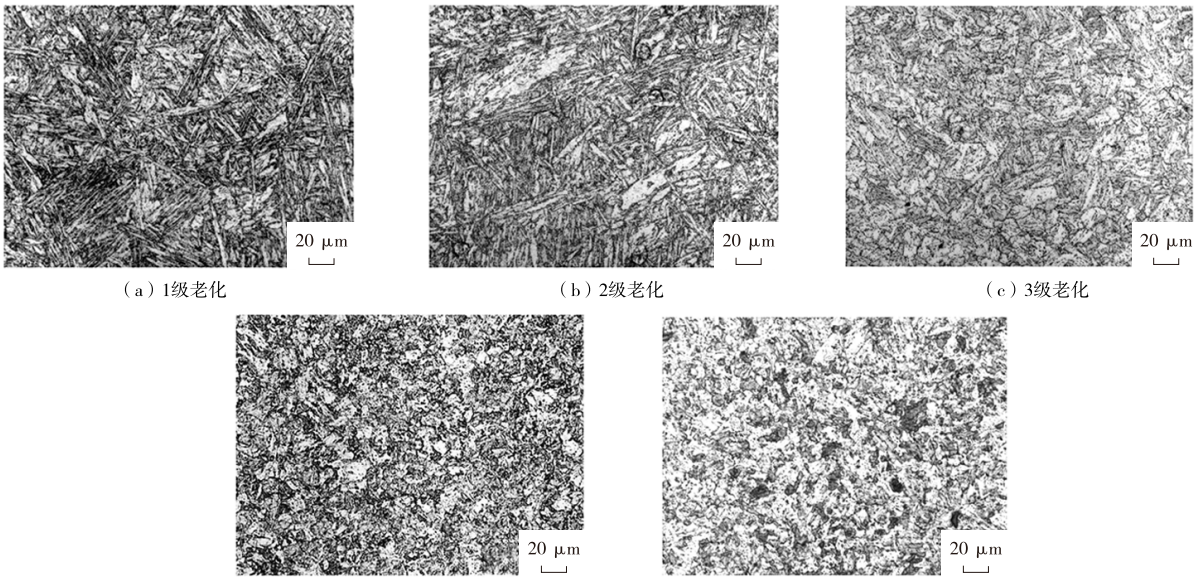
图 11　不同服役时间取样在 TEM 下的组织观察图

Fig. 11　TEM diagrams of microstructure for the samples with different service time

3.2　材质老化监督工程应用

结合 P92 材质实际服役环境，当部件以蠕变为失效的主要方式时，温度和压力均对管道蠕变有影响，但温度对蠕变的影响更为明显（指数级）[20]。为了更进一步满足工程应用的实际需求，在历次电厂役前检验、运行监督、寿命评估以及失效分析基础上系统地对 92 级钢中组织状态及性能影响进行了归纳整理，提出了简易的现场检验评估方法，从而有效指导电站金属从业者对 P92 钢进行金属监督及寿命预测。

在电站现场实际检测条件下，可初步借助金相、硬度等方式，较为准确地判别材质的老化级别。现对不同老化级别材质的金相结果进行分类整理（如图 12 所示），并将强度、硬度对照值列入表 2 中，相应老化级别的亚结构特征列入表 3 中，可进行比照参考。



（a）1级老化　（b）2级老化　（c）3级老化

（d）4级老化　（e）5级老化

图 12　P92 钢老化损伤级别图

Fig. 12　Degradation level diagrams for P92 steel

表 2　P92 钢在不同老化级别下的材质硬度及强度对应表

Tab. 3　Hardness and strength of P92 steel at different degradation levels

材质老化级别	布氏硬度	抗拉强度 R_m/MPa
1	＞190	＜640
2	＞180～190	＞620～640
3	＞170～180	＞600～620
4	＞160～170	＞580～600
5	≤160	≤580

前期研究表明，此类 9%～12%Cr 材质短时性能、组织状况与热强性有较密切的对应关系[21]。若材质在初始状态或运行后的老化使得短时综合性能降低，则相应持久强度也下降。目前仍在跟踪开展不同老化级别 P92 钢长时性能试验，以期获得更翔实的短时性能与长时性能的对应关系，在客观条件不具备割管试验的前提下，通过短时性能结合组织特征，可初步了解材质的长时性能，用以估算部件的

表 3 P92 钢微观组织分级

Tab. 2 Microstructure levels of P92 steel

组织分级	分级准则	对应亚结构特征描述
1 级未老化	晶内有大量的细小弥散碳化物粒子，晶界较干净，马氏体板条位向完整清楚	板条马氏体形态完整，强化相 MX 弥散析出，$M_{23}C_6$ 相较细小，位错多以网络组态存在
2 级轻度老化	晶内碳化物粒子数量减少，且开始逐渐粗化，晶界出现单个细小碳化物，晶界有所粗化，马氏体位向开始分散	板条马氏体形态仍较完整，晶界有碳化物颗粒聚集，$M_{23}C_6$ 相略有粗化，位错网特征仍较密集
3 级中度老化	晶内碳化物粒子数量进一步减少，部分区域出现块状铁素体，晶界碳化物增多，尺寸粗化，马氏体位向明显分散	板条马氏体形态发生碎化，晶界有碳化物聚集长大，$M_{23}C_6$ 相粗化，局部 Laves 相析出，位错密度有所降低
4 级完全老化	晶内碳化物粒子数量减少，块状铁素体量增多，晶界碳化物呈链珠状分布，马氏体位向严重分散	板条马氏体形态发生碎化，原位向特征基本消失，晶界有碳化物聚集长大成链状，$M_{23}C_6$ 相显著粗化，位错特征显著减少，Laves 相逐渐析出长大，Z 相析出并有长大趋势
5 级严重老化	马氏体位向严重分散，块状铁素体量增多，晶界碳化物析出严重，并伴随链状空洞特征	板条位向特征完全消失，晶界有碳化物聚集长大成链状，空洞增多，$M_{23}C_6$ 相粗化成链状晶界析出，位错特征较少，Laves 相显著增多，出现较大颗粒 Z 相

剩余寿命，满足工程应用的需要。该方法已成功应用于超超临界机组中。

4 结论

(1) P92 钢经近 9.30×10^4 h 高温服役后，短时力学性能、长时力学性能指标仍能满足 GB 5310—2023 标准对新管的要求。高温运行后材质的持久强度下降 10%，但仍满足 GB 5310—2023 标准对原始材质持久性能的要求，材质的热强性较高；横向冲击功仅为原始材质的 16%，冲击韧性下降明显。运行 5.60×10^4 h、9.30×10^4 h 的持久性能(94 MPa)保持相对较稳定。

(2) P92 服役时间增加后，板条马氏体逐渐粗化；初期 $M_{23}C_6$ 相快速粗化，3.00×10^4 h 小时后粗化速率逐渐稳定；MX 相的析出相对较缓慢，仍保持较好的细小弥散特征。随着析出相粗化，沉淀物对位错运动的阻碍作用减弱，材质蠕变性能会逐渐地退化。3.00×10^4 h 小时后 Laves 相逐渐析出，导致晶界弱化，使得材质的冲击功降低，持久强度也降低，冲击韧性显著下降。

(3) 为了指导 P92 钢在电厂服役全寿期中的材质监督，在前期检验结果基础上提出了简易、无损的 92 级钢管老化状态分析与评估方法，为 92 级钢的应用提供了有效的技术依据和监督方法。

参考文献：

[1] 田根起，崔正强，史宸伊，等. 锅炉用铁素体耐热钢研究与应用进展[J]. 动力工程学报，2025，45(3)：334-346.
TIAN Genqi，CUI Zhengqiang，SHI Chenyi，et al. Research and application progress of ferritic heat-resistant steels for boilers[J]. Journal of Chinese Society of Power Engineering，2025，45(3)：334-346.

[2] VAILLANT J C，VANDENBERGHE B，HAHN B，et al. T/P23，24，911 and 92：new grades for advanced coal-fired power plants—properties and experience[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping，2008，85(1/2)：38-46.

[3] 唐飞，董斌，赵敏. 超超临界机组在我国的发展及应用[J]. 电力建设，2010，31(1)：80-82.
TANG Fei，DONG Bin，ZHAO Min. USC unit development and application in China[J]. Electric Power Construction，2010，31(1)：80-82.

[4] 王敬忠，刘正东，包汉生，等. 中国超超临界电站锅炉关键材料用钢及合金的研究现状[J]. 钢铁，2015，50(8)：1-9，23.
WANG Jingzhong，LIU Zhengdong，BAO Hansheng，et al. Study of steel and alloys for ultra-supercritical power plant in China[J]. Iron and Steel，2015，50(8)：1-9，23.

[5] 张闻. 1 000 MW 超超临界机组四大管道的选材分析[J]. 大众标准化，2020(24)：90-91.
ZHANG Wen. Material selection analysis of four major pipelines of 1 000 MW ultra-supercritical unit[J]. Popular Standardization，2020(24)：90-91.

[6] 张振，张彦丽. 超超临界机组主蒸汽管道选材比较[J]. 中国科技信息，2009(19)：157-158.
ZHANG Zhen，ZHANG Yanli. Comparison selection on materials for main steam pipe of ultra-supercritical unit[J]. China Science and Technology Information，2009(19)：157-158.

[7] 史轩. 超超临界电站锅炉关键材料的新进展[J]. 机械工程材料，2009，33(9)：1-5.
SHI Xuan. New development of key materials for ultra-supercritical power generation boiler[J]. Materials for Mechanical Engineering，2009，33(9)：1-5.

[8] KLUEH R L，HARRIES D R. High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications

[M]. Conshohocken: ASTM, 2001.

[9] KOHYAMA A, HISHINUMA A, GELLES D S, et al. Low-activation ferritic and martensitic steels for fusion application[J]. Journal of Nuclear Materials, 1996, 233-237: 138-147.

[10] 中广核工程有限公司，苏州热工研究院有限公司. 核电厂金属材料手册[M]. 北京：中国电力出版社，2017：8.

[11] 祖木热提·艾力尼牙孜. 核反应堆用铁素体/马氏体耐热钢成分设计及性能研究[D]. 上海：上海交通大学，2013.

[12] YOSHIZAWA M, IGARASHI M, MORIGUCHI K, et al. Effect of precipitates on long-term creep deformation properties of P92 and P122 type advanced ferritic steels for USC power plants[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 510-511: 162-168.

[13] HALD J, KORCAKOVA L. Precipitate stability in creep resistant ferritic steels-experimental investigations and modelling[J]. ISIJ International, 2003, 43(3): 420-427.

[14] 侍克献，张作贵，田根起，等. 国产主蒸汽管道用 P92 钢的持久性能研究[J]. 动力工程学报，2023，43(10)：1260-1267.
SHI Kexian, ZHANG Zuogui, TIAN Genqi, et al. Study on creep-rupture property of P92 steel in domestic main steam pipes[J]. Journal of Chinese Society of Power Engineering, 2023, 43(10): 1260-1267.

[15] 姚兵印，周荣灿，范长信，等. P92 钢中拉弗斯相的尺寸测量及其长大规律的动力学模拟计算[J]. 中国电机工程学报，2010，30(8)：94-100.
YAO Bingyin, ZHOU Rongcan, FAN Changxin, et al. Measuring laves phase particle size and thermodynamic calculating its growth and coarsening behavior in P92 steels[J]. Proceedings of the CSEE, 2010, 30(8): 94-100.

[16] 陆传镇，吴细毛，胡正飞，等. 超期服役 F12 耐热钢断裂失效与组织结构的相关性[J]. 动力工程学报，2011，31(3)：239-242.
LU Chuanzhen, WU Ximao, HU Zhengfei, et al. Correlation between rupture and microstructure of F12 heat-resistant steel after extended service[J]. Journal of Chinese Society of Power Engineering, 2011, 31(3): 239-242.

[17] 金晓，周龙，奚宇，等. P92 钢长时服役后的组织性能对比研究[J]. 中国电机工程学报，2023，43(21)：8378-8387.
JIN Xiao, ZHOU Long, XI Yu, et al. Comparative study on microstructure and properties of P92 steel after long-term service[J]. Proceedings of the CSEE, 2023, 43(21): 8378-8387.

[18] 束国刚. 超临界锅炉用 T/P91 钢的组织性能与工程应用[M]. 西安：陕西科学技术出版社，2006：91.

[19] JIN Xiao, ZHU Baoyin, XIA Xianxi, et al. Study on the microstructure evolution and effect on mechanical properties of P92 steel during long term service[J]. Materialia, 2024, 35: 102124.

[20] 吴非文. 火力发电厂高温金属运行[M]. 北京：水利电力出版社，1979.

[21] 赵彦芬，张路. 高温管道用中 Cr(F12 类)钢的材质状态与热强性关系[J]. 中国电力，2008，41(10)：57-61.
ZHAO Yanfen, ZHANG Lu. Relationship between material state and endurance strength of medium-Cr (F12) steel for high-temperature steam pipeline[J]. Electric Power, 2008, 41(10): 57-61.