



9Cr 马氏体耐热钢的锻后热处理工艺

李红梅^{1,2}, 霍洁^{1,2}, 李晓^{1,2}, 聂义宏^{1,2}, 朱琳¹

(1 中国第一重型机械股份公司, 齐齐哈尔 161042; 2 天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457)

摘要: 9Cr 马氏体耐热钢是超超临界汽轮机转子的重要候选材料, 由于转子锻件尺寸较大, 组织遗传的倾向更大。采用光学显微镜结合拉伸、冲击试验等研究了 9Cr 马氏体耐热钢不同奥氏体化温度及不同等温退火时间后的显微组织和力学性能。试验结果表明, 奥氏体化温度对 9Cr 马氏体耐热钢等温转变程度具有显著的影响, 此耐热钢等温退火前的奥氏体化温度宜控制在 950~1 030 °C; 锻后形成粗大的马氏体组织, 经 720 °C 等温退火, 可得到铁素体+类珠光体的转变组织, 有效地打破锻后粗大组织形成的遗传效应, 为后续调质处理奠定良好的组织基础; 720 °C 下保温 30~100 h 对后续调质处理后的晶粒度影响呈弱相关性, 随着保温时间延长, 原子扩散更加充分, 组织的分布更趋均匀; 720 °C 保温 50~80 h 时, 材料综合性能优异。本研究为 9Cr 马氏体耐热钢锻件的高性能热处理工艺设计提供了理论依据与工程参考。

关键词: 9Cr 马氏体耐热钢; 奥氏体化温度; 等温转变; 热处理工艺

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00103 **中图分类号:** TG156. 25

The Post-forging Heat Treatment Process of 9Cr Martensitic Heat-resistant Steel

Li Hongmei^{1,2}, Huo Jie^{1,2}, Li Xiao^{1,2}, Nie Yihong^{1,2}, Zhu Lin¹

(1 China First Heavy Industries Co., Ltd., Qiqihaer 161042, China;

2 Tianjin Heavy Industries Research & Development Co., Ltd., Tianjin 300457, China)

Abstract: 9Cr martensitic heat-resistant steel is an important candidate material for ultra-supercritical steam turbine rotors. Due to the large size of the rotor forgings, there is a greater tendency for microstructure inheritance. The microstructure and mechanical properties of 9Cr martensitic heat-resistant steel at different austenitization temperatures and isothermal annealing times were studied using optical microscopy combined with tensile and impact tests. The results showed that the austenitization temperature had a significant effect on the isothermal transformation degree of 9Cr martensitic heat-resistant steel. The austenitization temperature of this heat-resistant steel before isothermal annealing should be controlled between 950 °C-1 030 °C; The coarse martensitic structure formed after forging can be transformed into a ferrite+pearlite-like structure by isothermal annealing at 720 °C, effectively breaking the microstructure inheritance and laying a good organizational foundation for subsequent quenching and tempering treatment. The effect of insulation at 720 °C for 30 hours-100 hours on the grain size after subsequent quenching and tempering treatment showed a weak correlation. With the extension of holding time, atomic diffusion became more complete and the distribution of microstructure became more uniform. When annealing at 720 °C for 50 hours to 80 hours, the material exhibited excellent comprehensive performance. This study provides theoretical basis and engineering reference for the high-performance heat treatment process design of 9Cr martensitic heat-resistant steel forgings.

Key Words: 9Cr Martensitic Heat-Resistant Steel; Austenitizing Temperature; Isothermal Transformation; Heat Treatment Process

目前,我国电力生产的主要方式仍是煤电,在电力需求持续增长的趋势下,煤电在电力安全保供、支撑新能源消纳、规模化减碳等方面将持续发挥重要作用。我国煤电转型升级主要聚焦于相关高性能材料的研发、卡脖子技术的突破及设备的自主化研发并积极开展示范推广应用^[1-2]。9%~12%Cr 的马氏体耐热钢因其较高的持久强度、热强性、耐

蚀性、断裂韧性及减震性被超超临界汽轮机部件材料广泛采用^[3-5]。目前,我国投入商业化运行的超超临界机组的最高温度达到 620 °C,未来发展方向将是 630、650 °C 以上的机组项目。从 2006 年的浙江玉环电厂国内首台 600 °C 电站,到如今我国 600 °C 电站占世界 90% 以上,620 °C 电站实现规模化建设。到 2023 年 8 月,世界首台 630 °C 超超临界示范工程

基金项目: 国家重点研发计划基金项目-630~650 °C 超超临界汽轮机用关键耐热材料与部件研制(2021YFB3704101)

作者简介: 李红梅(1986—),女,硕士,高级工程师; **E-mail:** hmli2012@126.com; **收稿日期:** 2025-04-16

通信作者: 霍洁(1986—),女,硕士,高级研究员; **E-mail:** tjhuojie@163.com

正式开工^[6-7]。我国在超超临界火电方面实现了从跟跑、并跑到世界领跑的伟大飞跃。

9Cr 高合金马氏体耐热钢,存在较强的组织遗传性,且由于超超临界机组转子锻件直径较大,热处理过程中易出现由于过大内应力造成的开裂,为避免这种情况的出现,需要缓慢的加热,因此,很难通过临界区快速加热的方法达到细化晶粒的目的。转子锻件锻后多次正火的细晶效果也不理想^[8-10]。基于此,考虑在锻后采用等温分解不稳定过冷奥氏体,得到平衡转变组织,再在后续用热处理方式进行晶粒细化,打破组织遗传。本研究以 9Cr 马氏体耐热钢为基础,调控 W、Co、B、N 等合金元素,探究其锻后热处理工艺(包括奥氏体化温度、等温退火时间)对微观组织演化、力学性能的影响规律。旨在为该系列合金热处理工艺设计提供理论依据,推动 9Cr 马氏体耐热钢在 630 °C 机组上的优化应用。

1 试验材料与方法

试验用料来自宝武特冶提供的 20 t 级马氏体耐热钢电渣锭,经一重锻造后在钳把端切取盘片以开展后续实验研究。该钢化学成分见表 1,取 20 mm×20 mm×20 mm 的方形样开展组织分析,取 ϕ 15 mm×80 mm 试样及 15 mm×15 mm×60 mm 试样开展拉伸和冲击性能试验。试验测得该钢 A_{C1} 和 A_{C3} 分别为 806、886 °C,珠光体转变前鼻尖温度约为 720 °C,在该温度处,孕育期较短,转变速度较快。因此,将试样加热至 950~1 080 °C 左右保温一定时间,随后缓慢冷却至 720 °C 左右等温处理,以获得铁素体加类珠光体的组织。为研究不同奥氏体化程度对等温退火组织的影响,将奥氏体化温度定为 950、980、1 000、1 030、1 080 °C。为研究不同退火程度对组织及性能的影响,将等温退火时间定为 30、50、80、100 h。利用光学显微镜(Axiovert 200MAT)观察不同热处理工艺下的组织及晶粒度。冲击试验采用夏比 V 型缺口试样,利用深圳万测试验设备有限公司的 PIT752H-4 示波冲击试验机根据 GB/T229—2020 测试;拉伸试验在室温下进行,试样为 ϕ 5 mm 的标准拉伸试样,利用长春试验机研究所有限公司生产的 CSS-44300 型电子万能试验机根据 GB/T228.1—2021 测试。

表 1 9Cr 马氏体耐热钢锭化学成分(质量分数)

%								
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Co	V
0.11	0.02	0.40	8.70	0.03	0.40	2.2	3.10	0.20

2 试验结果与分析

试验材料宏观组织非常粗大,直尺测量如图 1(a)所示,其原奥氏体组织如图 1(b)所示,晶粒度 ASTM 大于 00 级,晶粒尺寸约为 1.0~3.0 mm。

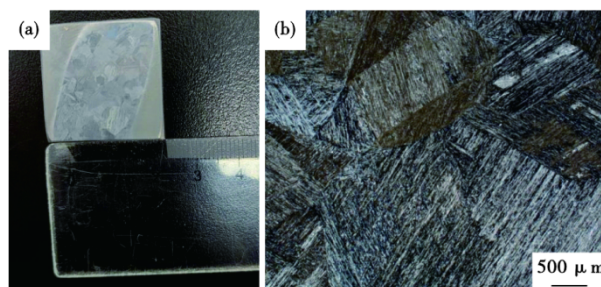


图 1 9Cr 钢原始态组织:(a)宏观组织,(b)显微组织
Fig. 1 Original microstructure of 9Cr steel : (a) macrostructure, (b) microstructure

2.1 不同奥氏体化温度下的退火组织

不同奥氏体化温度后的等温组织如图 2 所示,由图 2(a)~(d)可知 950、980 °C 奥氏体化,720 °C 等温 50 h 时,组织中只有极少量马氏体未转变为珠光体/铁素体,保温 100 h 均已转变;由图 2(e)~(h)可知,1 000、1 030 °C 奥氏体化,720 °C 等温 50 h 时,组织中有大量马氏体未转变为珠光体/铁素体,保温 100 h 少量马氏体未转变为珠光体/铁素体;由图 2(i)(j)可知 1 080 °C 奥氏体化,720 °C 等温 50 h 及 100 h 时,只有部分晶界位置附近转变为铁素体和类珠光体的组织,其余部分仍为马氏体组织。奥氏体化的温度越高,钢中的碳化物就溶解的越充分,合金元素的扩散也越充分,进而提高奥氏体的稳定性,使 TTT 曲线右移,转变孕育期延长,如图 3 所示。同时奥氏体化温度较高时,奥氏体化程度较充分,其长大主要受体扩散的控制,晶粒长大比较明显;而奥氏体化温度较低时其晶粒相对细小,为随后的相变提供了更多的形核位置,有利于最终的晶粒细化^[11]。因此,此材料宜采用 950~1 030 °C 作为等温转变前的奥氏体化温度,在此温度范围内,可实现奥氏体化程度与晶粒尺寸的合理匹配,为后续等温转变获得均匀、稳定的组织奠定基础。

2.2 不同等温时间的退火组织

等温退火不同时间的显微组织如图 4 所示。图 4(a)为保温 30 h 的组织,可以看到,在原奥氏体晶界及晶内某些位置发生组织转变,晶界处碳化物数量较多,呈冷杉树形貌分布,晶界两侧向内为转

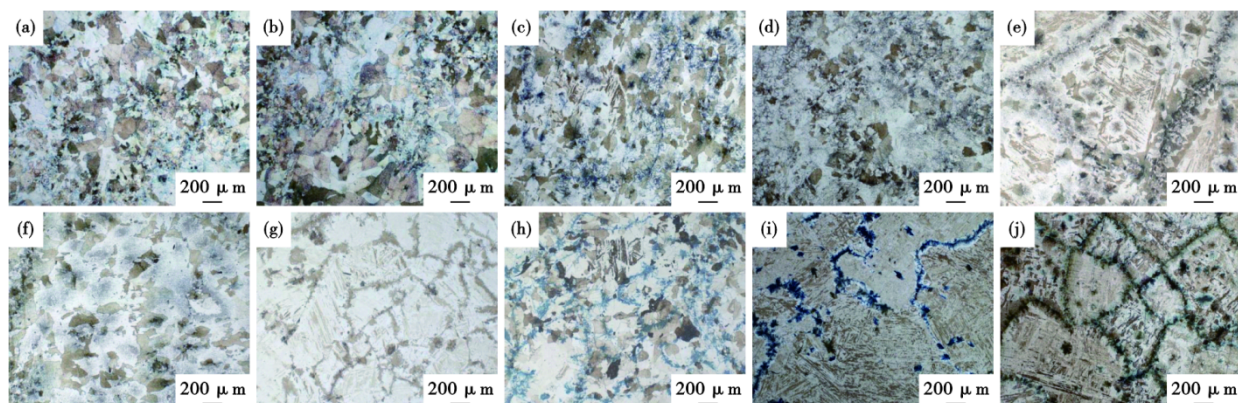


图 2 9Cr 钢不同奥氏体化温度下的等温组织:(a) 950 °C+720 °C-50 h, (b)950 °C+720 °C-100 h, (c) 980 °C+720 °C-50 h, (d) 980 °C+720 °C-100 h, (e) 1 000 °C+720 °C-50 h, (f)1 000 °C+720 °C-100 h, (g) 1 030 °C+720 °C-50 h, (h) 1 030 °C+720 °C-100 h, (i) 1 080 °C+720 °C-50 h, (j) 1 080 °C+720 °C-100 h

Fig. 2 Isothermal microstructure of 9Cr steel at different austenitizing temperatures : (a) 950 °C+720 °C-50 h, (b)950 °C+720 °C-100 h, (c) 980 °C+720 °C-50 h, (d) 980 °C+720 °C-100 h, (e) 1 000 °C+720 °C-50 h, (f)1 000 °C+720 °C-100 h, (g) 1 030 °C+720 °C-50 h, (h) 1 030 °C+720 °C-100 h, (i) 1 080 °C+720 °C-50 h, (j) 1 080 °C+720 °C-100 h

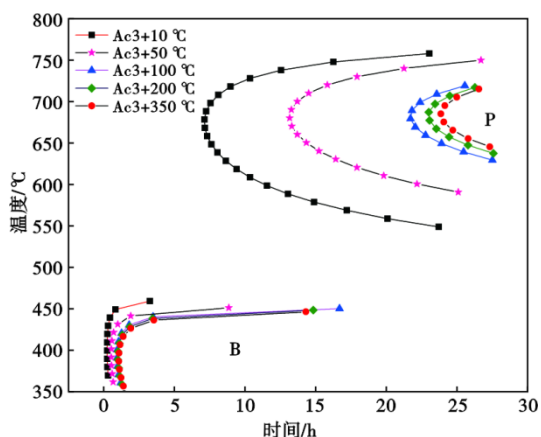


图 3 9Cr 钢不同温度下的 TTT 曲线

Fig. 3 Time-temperature-transformation diagram of 9Cr steel at different temperatures

变的颜色深浅不同铁素体块,晶粒内部大部分为马氏体组织,在部分区域分布着聚集的碳化物,呈花朵状分布;图 4(b)为保温 50 h 的组织,原奥氏体晶界及晶内大部分位置已转变为铁素体块与类珠光体组织,晶内某些位置存在部分未转变的马氏体;

图 4(c)(d)为保温 80、100 h 的组织,原奥氏体晶界及晶内绝大部分位置已转变为颜色深浅不同的铁素体块及类珠光体组织,晶内个别位置存在极少量未转变的马氏体。不同等温时间的组织均可以观察到,进行等温转变时,晶界附近碳化物集中分布,越向原奥氏体晶粒内部碳化物数量越少。

采用显微镜连拍以观察整体试样的组织转变情况,如图 5 所示,对其进行统计,由图 5(a)可见,保温 30 h,粗大的原始奥氏体晶界大部分发生转变,晶粒内部大部分仍为马氏体组织,统计其面积百分比,马氏体组织约为 58%,图 5(b)可见,保温 50 h 时晶粒形貌已不明显,部分区域存在未转变的马氏体组织,经统计马氏体面积分数约 16%,图 5(c)(d)已完成绝大部分的转变,经统计未发生转变的马氏体组织占比分别为 8% 及 5%。

不稳定的过冷奥氏体在 720 °C 等温时,珠光体优先在原奥氏体晶界形核,随着保温时间延长,珠光体转变完成后,靠近晶界附近的奥氏体中碳及合金元素含量降低,粗大的奥氏体逐渐向铁素体进行

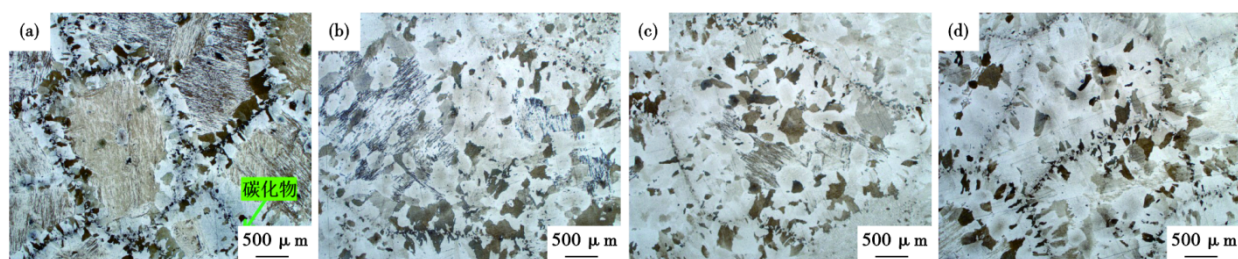


图 4 9Cr 钢不同保温时间等温转变组织:(a) 30 h, (b)50 h, (c) 80 h, (d) 100 h

Fig. 4 Isothermal transformation microstructure of 9Cr steel at different holding times: (a) 30 h, (b)50 h, (c) 80 h, (d) 100 h

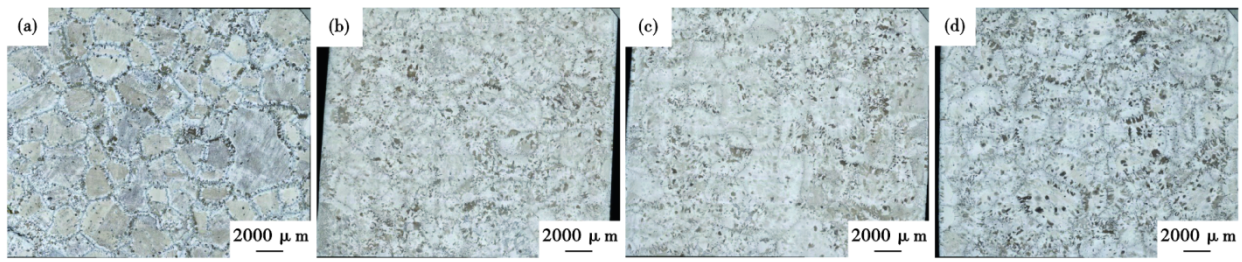


图 5 9Cr 钢不同保温时间等温转变组织连拍图: (a) 30 h, (b) 50 h, (c) 80 h, (d) 100 h

Fig. 5 Continuous shot images of isothermal transformation structure of 9Cr steel at different holding times : (a) 30 h, (b) 50 h, (c) 80 h, (d) 100 h

转变,得到铁素体+类珠光体的扩散型相变产物。粗大的原奥氏体被分割为铁素体块与类珠光体块,等温后将该试样再次加热至奥氏体化温度时,会形成新的奥氏体,改变原始奥氏体的晶粒位相,冷却后可获得细小的晶粒,打破原始的组织遗传,为后续性能热处理获得更细小的晶粒度奠定基础^[12]。其细化原理示意图如图 6 所示。试样经等温退火处理后进行调质处理。对其调质后的试样进行晶粒度的检测。结果如图 7 所示,图 7(a)为等温 30 h 后调质处理试样的晶粒,由图 7(a)可以看到,晶粒大小分布不均,晶粒度 00 级,少量 0 级;图 7(b)为等温 50 h 后调质处理试样的晶粒,小晶粒数量减少,晶粒度评级 00 级;图 7(c)为等温 80 h 后调质处理试样的晶粒,由图 7(c)可以看到,晶粒的均匀度要优于 50 h,晶粒度评级 00~0.5 级;图 7(d)为经等温

100 h 后调质处理试样的晶粒,由图 7(d)可以观察到,由于退火较其他更加充分,整体的晶粒更加均匀,晶粒度评级 0 级。720 °C 下保温 30~100 h 对后续调质处理后的晶粒度影响呈弱相关性,随着保温时间的延长,原子扩散更加充分,组织的分布更趋均匀。延长等温退火的时间,铁素体形核数量增加,原始粗大的奥氏体被分割为多个铁素体晶粒,最终热处理后获得细小均匀的组织,等温退火工艺可有效地提高组织的均匀性^[13]。本试验中试样原始晶粒尺寸 1~3 mm,由此可见,转子锻件经上述等温热处理后,为后续的性能处理奠定了良好的基础。

不同时间等温退火加调质后的性能如图 8 所示,四个等温工艺下其拉伸性能相当,等温 50、80 h 的冲击性能优于等温 30、100 h。经能谱分析如图 9 所示,类珠光体主要由富 Cr、Fe、W 的析出相组成。

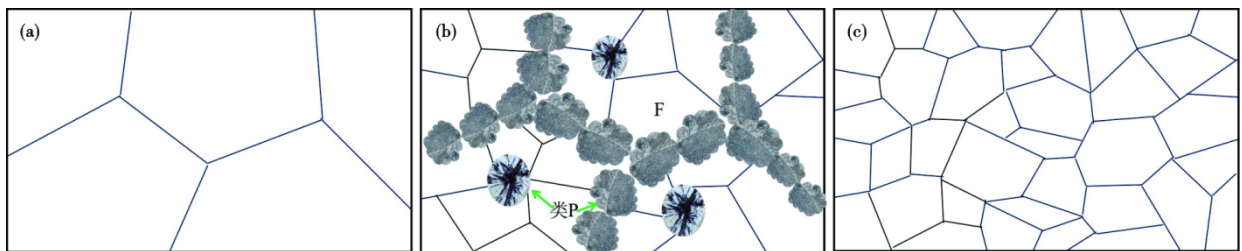


图 6 9Cr 马氏体耐热钢晶粒细化原理示意图: (a) 原始粗大奥氏体组织, (b) 类 P+F 组织, (c) 细奥氏体晶粒

Fig. 6 Schematic diagram of grain refinement principle for 9Cr martensitic heat-resistant steel : (a) original coarse austenite grain, (b) similar to Pearlite + Ferrite microstructure, (c) fine austenite gain

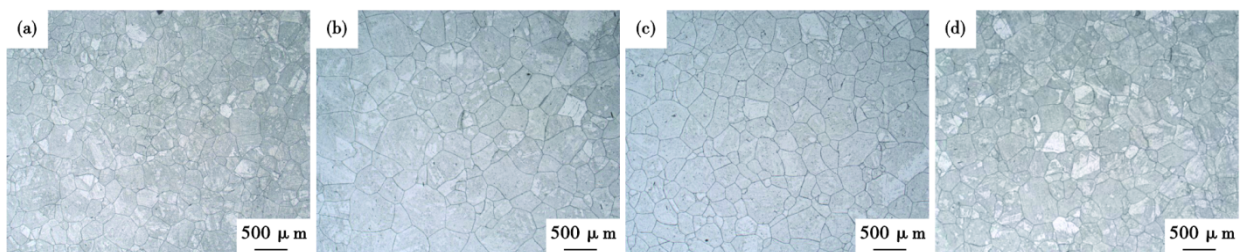


图 7 9Cr 钢不同等温退火时间+调质后的晶粒: (a) 30 h, (b) 50 h, (c) 80 h, (d) 100 h

Fig. 7 Grains of 9Cr steel after different isothermal annealing times + quenching + tempering : (a) 30 h, (b) 50 h, (c) 80 h, (d) 100 h

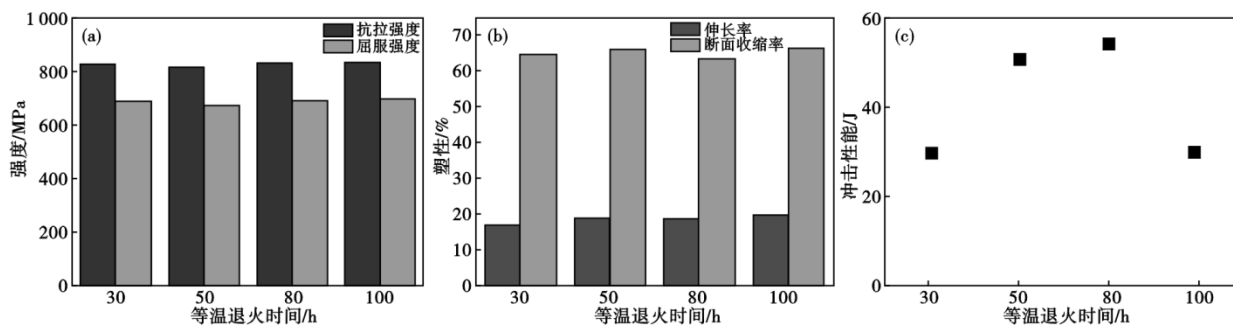


图 8 9Cr 钢不同等温退火时间+调质的性能:(a) 强度,(b) 塑性,(c) 冲击性能

Fig. 8 Property of 9Cr steel with different isothermal annealing times+quenching + tempering : (a) tensile strength, (b) tensile ductility, (c) impact properties

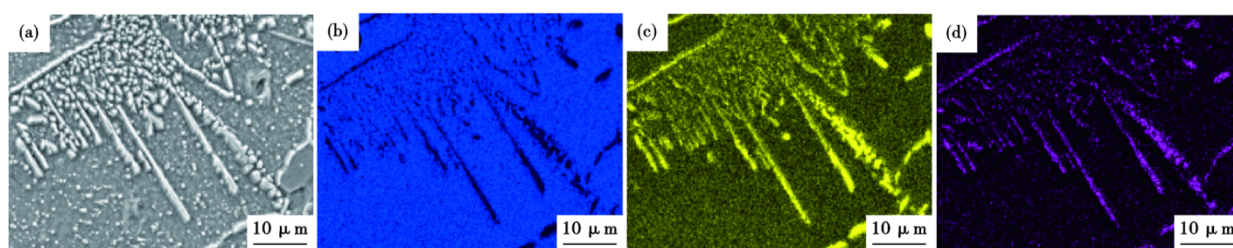


图 9 类珠光体能谱:(a) 显微组织,(b) Fe 元素,(c) Cr 元素,(d) W 元素

Fig. 9 EDS of like pearlite : (a) microstructure, (b) Fe element, (c) Cr element, (d) W element

等温 80、100 h 析出相对比如图 10 所示,等温 100 h 析出相尺寸明显大于 80 h。等温时间较短时,虽发生等温转变,但转变不够充分,混晶组织明显,组织的不均匀性突出,易造成碳化物偏析和沿晶析出的缺陷,严重影响其冲击性能^[14],等温时间较长时,钢中 Laves 相等析出相可能会粗化,形成微裂纹孔洞或破坏亚结构等的稳定性,使其弱化,引起材料时效后韧性的降低^[3,15]。随着等温时间延长,W 在晶界及 Cr₂₃C₆ 处的富集程度增高,析出相尺寸随之粗化。该粗大的析出相经后续调质虽能得到溶解,但 W 在界面处的偏聚降低了材料的韧性^[16]。工业生

产中,需结合现场工况,综合考虑诸如炉体、加热方式、工件尺寸、成本、探伤等因素,在此基础上进行工艺的优化。

3 结论

1) 奥氏体化温度对 9Cr 马氏体耐热钢等温转变程度具有显著的影响,此耐热钢等温退火前的奥氏体化温度宜控制在 950~1 030 °C,在此温度范围内,可实现奥氏体化程度与晶粒尺寸的合理匹配,为后续等温转变获得均匀、稳定的组织奠定基础。

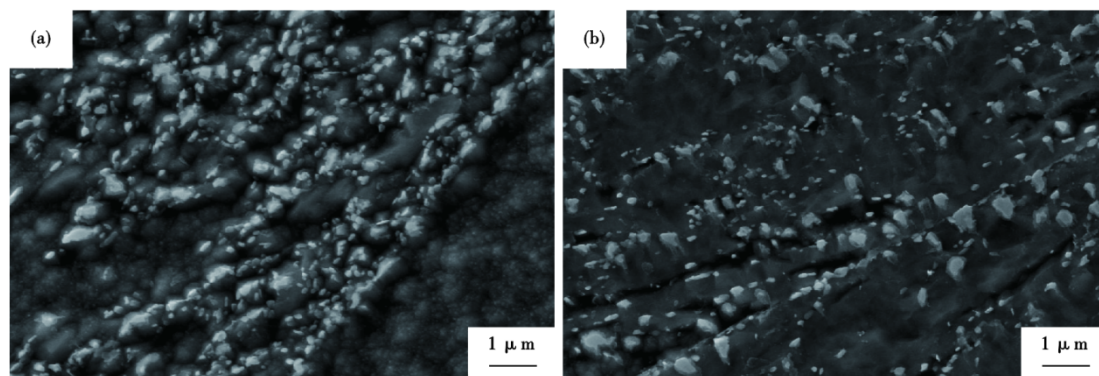


图 10 9Cr 钢不同等温时间+调质后的析出相形貌:(a) 等温 80 h,(b) 等温 100 h

Fig. 10 The morphology of precipitates in 9Cr steel after different isothermal times +quenching+tempering : (a) isothermal 80 h, (b) isothermal 100 h

2) 锻后形成的粗大的马氏体组织, 通过 720 °C 等温退火处理, 可转变为铁素体+类珠光体的组织, 有效地打破锻后粗大组织形成的遗传效应, 为后续调质处理奠定良好的组织基础; 对于等温退火的保温时间, 研究表明, 720 °C 下保温 30~100 h 对后续调

质处理的晶粒度影响呈弱相关性, 随着保温时间延长, 原子扩散更加充分, 组织的分布更趋均匀。

3) 对比几种退火工艺+调质处理, 720 °C 保温 50~80 h 时, 材料的综合性能优异, 实际生产中, 可在此基础上结合具体的现场工况进行工艺的优化。

参考文献

- [1] 杨勇平, 陈衡, 郝俊红, 等. “双碳”目标下我国燃煤发电转型升级发展路径[J]. 中国电机工程学报, 2024, 44(17): 6900-6910.
- [2] 秦江, 沈国勋, 路正平, 等. 50 t 级大型 FB2 中压转子锻件的研制[J]. 大型铸锻件, 2024(6): 50-54.
- [3] 王东旭, 杜晋峰, 孙胜伟, 等. 超超临界机组汽轮机转子用 9%~12%Cr 耐热钢研究[J]. 东方汽轮机, 2024(2): 56-60.
- [4] 伊世明, 朱琳. 超超临界火电机组 9%~12%Cr 耐热钢研究[J]. 一重技术, 2023, 3: 30-33.
- [5] Zhang Y Q, Gu J F, Han L Z, et al. Thermal decomposition characteristics of retained austenite and its influence on impact toughness of B-containing 9Cr1Mo1Co (FB2) steel during the two-step tempering [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 12: 2462-2475.
- [6] 李其, 陈正宗, 蒋新亮, 等. 9%~12%Cr 高中压转子材料发展历程与工程化关键技术[J]. 钢铁, 2021, 56(2): 40-49.
- [7] 张留军, 宋肖阳, 李康, 等. 9Cr-3W-3Co 耐热钢铸件微观结构观察及性能评价[J]. 大型铸锻件, 2019(4): 29-31+34.
- [8] 王晓芳, 沈才平, 吕政, 等. X12CrMoWVNbN10-1-1 钢超超临界转子锻后热处理工艺[J]. 金属加工, 2012, 1: 34-36.
- [9] 王晓芳. 620 °C 汽轮机转子锻件用钢晶粒细化热处理工艺研究[J]. 大型铸锻件, 2016(2): 6-9.
- [10] 李其, 李田野, 秦江, 等. 9%~12%Cr 转子钢晶粒细化与均匀化的方法: CN115927798A[P]. 2023-04-07.
- [11] 陈志美, 卢茜倩, 谷海容, 等. 不同奥氏体温度下 22MnB5 热成形钢连续冷却转变规律研究[J]. 现代交通与冶金材料, 2025, 5(1): 53-61.
- [12] 顾剑锋, 韩利战, 李传维. 大型锻件晶粒细化热处理研究进展[J]. 金属热处理, 2019, 44(1): 7-12.
- [13] 曾骁, 赵吉庆, 甘国友, 等. 等温退火对 COST-FB2 钢组织均匀化的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(3): 128-134.
- [14] 孙立国, 周健, 马党参, 等. 锻后固溶预处理对 H13 钢退火组织和冲击性能的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(2): 130-135.
- [15] 李海昭, 梁军, 徐连勇, 等. 循环正火处理对 9Cr3W3Co 钢组织及冲击韧性的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(10): 67-71.
- [16] 梁焯. 9Cr3W3CoB 钢在高温长时过程中的组织演变及关键元素偏聚行为研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2021.