· 应用与服役 ·

分步式等温退火对9Cr-3W-3Co系马氏体耐热钢晶粒均匀性与强韧性的影响

韦 振[1,2], 霍 洁[1,2], 伊鹏跃[1,2], 李 晓[1,2], 李红梅[1,2]
(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:针对大型转子用9Cr-3 W-3Co系马氏体耐热钢因锻后组织遗传导致晶粒粗大与不均的问题,本研究探索了分步式等温退火(单步式与分步式)结合回火温度(700、710、720 ℃)对材料组织均匀性与力学性能的影响。结果表明,两种等温退火结合正火处理均可将奥氏体晶粒细化至ASTM 7.0级以上,其中分步式等温退火显著改善了晶粒尺寸的空间均匀性,有效削弱了锻后组织遗传效应。调质处理后,不同等温退火工艺试样的强度与塑性差异较小(<5%),但分步式等温退火明显提升了冲击韧性,数据离散度降低。回火温度对强韧性匹配起主导作用:随温度由700 ℃升至720 ℃,抗拉强度由852 MPa降至817 MPa,冲击吸收功由22.3 J增至33.3 J。分步式等温退火结合710 ℃回火使材料获得最佳综合性能(Rm>830 MPa,$Rp_{0.2}$>680 MPa,冲击功>24 J),这主要归因于碳化物细化、均匀分布及原奥晶粒均匀性的改善。研究结果为630 ℃超超临界汽轮机高压转子工程化应用提供数据及理论支持。

关键词:马氏体耐热钢; 分步式等温退火; 回火温度; 晶粒细化; 强韧性匹配
DOI:10.20057/j.1003-8620.N260043 **中图分类号:**TG156.25

Effects of Stepwise Isothermal Annealing on Grain Size Uniformity and Strength-Toughness Balance of 9Cr-3W-3Co Martensitic Heat-Resistant Steel

Wei Zhen[1,2], Huo Jie[1,2], Yi Pengyue[1,2], Li Xiao[1,2], Li Hongmei[1,2]
(1 China First Heavy Industries Co., Ltd., Qiqihar 161042, China;
2 Tianjin Heavy Industries Research & Development Co., Ltd., Tianjin 300457, China)

Abstract: The coarse and non-uniform grain structures arising from microstructural heredity in large rotors fabricated from 9Cr-3 W-3Co martensitic heat-resistant steel present a significant challenge to mechanical property uniformity. This study investigates the influence of isothermal annealing pretreatment (single-step and stepwise) in conjunction with tempering temperature (700 ℃, 710 ℃, and 720 ℃) on microstructural homogeneity and mechanical properties. Both annealing routes, followed by normalizing, refined the prior austenite grains to ASTM No. 7.0 or finer. Notably, stepwise isothermal annealing substantially enhanced the spatial uniformity of the grain size and effectively mitigated the post-forging microstructural heredity. Following quenching and tempering, differences in strength and ductility between specimens subjected to the different isothermal annealing cycles were negligible (<5%). However, stepwise annealing significantly improved impact toughness and reduced data scatter. Tempering temperature was identified as the dominant factor controlling the strength-toughness balance: increasing the tempering temperature from 700 ℃ to 720 ℃, decreased the tensile strength from 852 MPa to 817 MPa, while concurrently increasing the impact absorbed energy from 22.3 J to 33.3 J. The optimal combination of properties (Rm >830 MPa, $Rp_{0.2}$ >680 MPa, impact energy >24 J) was achieved through stepwise isothermal annealing followed by tempering at 710 ℃. This improvement is primarily attributed to the refinement and homogeneous distribution of carbides, as well as improved prior austenite grain uniformity. These findings provide a critical theoretical and experimental foundation for the engineering application of this material in 630 ℃ ultra-supercritical high-pressure turbine rotors.

Key Words: Martensitic Heat-Resistant Steel; Stepwise Isothermal Annealing; Tempering Temperature; Grain Refinement; Strength-toughness Balance

随着超超临界汽轮机主蒸汽温度攀升至630 ℃,转子材料需兼具优异的高温强度、抗氧化性与长期服役稳定性[1-3]。为满足上述服役需求,国内外相继开发了新型马氏体耐热钢。典型代表如欧

基金项目: 国家重点研发计划基金项目(2021YFB3704101)
作者简介: 韦 振(1998—),男,硕士,助理工程师; **E-mail:** m15631739623@163.com;
通信作者: 霍 洁(1986—),女,硕士,高级工程师; **E-mail:** tjuhuojie@163.com
收稿日期: 2026-03-18
Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

洲的COST系列、日本的MARBN钢以及我国自主研发的G115钢和9Cr-3W-3Co系耐热钢。其中9Cr-3W-3Co耐热钢作为我国自主研发的新型马氏体耐热钢,通过多元合金化设计实现对$M_{23}C_6$、MX相等析出相的协同调控,在630 ℃、100 MPa条件下10万小时持久强度达122 MPa,性能优势显著[4-5]。

从材料设计理念来看,这类高合金马氏体耐热钢均遵循“多元微合金化+弥散析出强化”的思路,通过调控碳氮化物的析出行为来保证高温强度[6]。然而,当材料从实验室小规模试样走向实际大截面转子锻件时,成分—组织—性能的均匀性问题便凸显出来。大型转子钢锭截面可达数米,凝固过程伴随严重的宏观偏析。并且较高的合金元素含量(Cr+W+Mo≈10%)使其组织遗传性较强,在锻造后易保留粗大的原始奥氏体晶粒,加之锻造变形不均匀,导致锻后组织呈现显著的“芯粗表细”特征[7]。这种组织不均匀性不仅引起力学性能各向异性,更可能成为应力集中源诱发微裂纹,严重威胁转子服役安全性。因此,消除组织遗传、实现晶粒均匀细化,是保障大型转子锻件性能可靠性的核心前提。

李海昭等[8]研究发现,采用多次循环正火可以明显细化晶粒,但是随着循环次数升高到一定程度,Laves相会发生明显粗化,进而使冲击韧性明显降低,这表明单纯依靠循环正火难以兼顾晶粒细化与韧性提升。从相变原理分析,打破组织遗传的关键在于使过冷奥氏体发生完全的重结晶转变,消除其与原始马氏体之间的晶体学取向关系。最广泛采用的有效手段是等温退火处理:将钢加热奥氏体化后,过冷至珠光体或铁素体转变区等温停留,使奥氏体完全分解为铁素体+碳化物的平衡组织,再通过后续正火重新奥氏体化,即可获得细小的新生奥氏体晶粒[9-11]。

然而,对于9Cr-3W-3Co系耐热钢,直接应用传统单步式等温退火存在一个尚未解决的关键矛盾:该钢种合金元素含量高,过冷奥氏体稳定性强,等温转变速度缓慢;为获得完全转变的组织,必须延长等温时间,但长时间保温又会导致析出相显著粗化,严重损害材料的冲击韧性[12-13]。换言之,单步式等温退火在“保证转变完全”与“抑制析出相粗化”之间难以取得平衡,目前尚缺乏针对该钢种既能有效打破组织遗传、又能避免析出相过度粗化的热处理工艺。

为突破上述瓶颈,本课题组提出分步式等温退火工艺:通过两次等温处理,在第一次等温阶段实现部分组织转变与碳化物弥散析出,奥氏体化后再炉冷至等温温度,利用二次等温过程中的相变与元素再分配,进一步促进奥氏体完全分解并细化晶粒,同时避免析出相长时间粗化。目前,分步式等温退火在9Cr-3W-3Co耐热钢大型锻件中的组织演变规律及工艺优化尚属空白。为此,本文结合不同回火温度(700、710、720 ℃)系统研究分步式等温退火工艺对该钢种晶粒细化、组织均匀性及力学性能的影响规律,旨在为大截面转子锻件的均质化制造提供工艺依据与理论支撑。

1　试验材料与方法

试验用料取自20 t马氏体耐热钢转子中试件,化学成分见表1,后期切取芯部和表面试样按照图1所示工艺进行热处理。单步式等温退火的样品主要是通过将试样随炉加热至1 000 ℃左右保温5 h后随炉冷至720 ℃保温100 h来获得。分步式等温退火的样品则是在单步式等温退火样品的基础上,直接将试样从720 ℃升温至1 000 ℃保温10 h后,再次炉冷至720 ℃保温100 h来获得。为了分析等温退火工艺对组织转变的影响,部分试样在经过等温处理后空冷至室温。试样经过等温退火处理后,直接升温至1 000 ℃保温10 h进行正火处理以达到晶粒细化的目的,进而模拟工业化制造过程。性能热处理则是通过调质处理来提高材料的性能:将表面试样加热至1 100 ℃保温5 h后空冷淬火,随后分别在700、710、720 ℃保温进行回火处理,进而确定回火温度对组织转变及性能的影响。

取20 mm×20 mm×20 mm的方形样开展组织分析。试样经过180#～1000#砂纸研磨以及机械抛光至镜面无划痕状态后,采用(2.5 g $FeCl_3$+2 mL HCl+100 mL H_2O)对组织进行腐蚀。后期利用光学显微镜(Axiovert 200MAT)和扫描电子显微镜(FEI Quanta 400)观察不同热处理工艺下的显微组织。观察正火试样的晶粒度时,先将试样研磨抛光,再采用高锰酸钾腐蚀液浸蚀其表面,以显示晶界。拉伸试验在室温下进行,每组工艺选取两个ϕ5 mm的标准拉伸试样,利用CSS-44300型电子万能试验机根据GB/T228.1—2021标准要求开展拉伸测试。冲击试验则采用夏比V型缺口试样,每种工艺选取3个试样利用PIT752H -4示波冲击试验机根据GB/T229—2020标准要求开展冲击测试。

表 1 9Cr-3W-3Co 耐热钢材料化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 9Cr-3W-3Co heat-resistant steel %

部位	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Co	V	P	S	Fe
芯部	0.11	0.02	0.40	8.80	0.02	0.40	2.10	3.10	0.20	0.011	<0.002	Bal.-
表层	0.11	0.02	0.41	8.80	0.02	0.41	2.09	3.10	0.21	0.011	<0.002	Bal.-

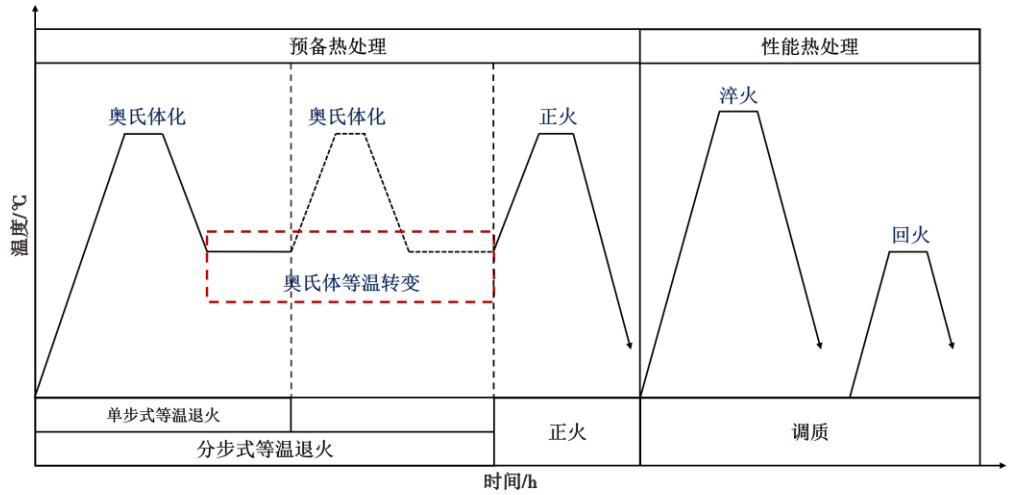


图 1 9Cr-3 W-3Co 钢热处理工艺图

Fig. 1 Heat treatment process diagram for 9Cr-3 W-3Co steel

2 试验结果与分析

2.1 等温退火工艺对显微组织的影响

试样经过单步式等温退火处理后,其显微组织如图 2 所示。由图 2(a)(d)可见,试样整体组织均由铁素体为主,但在同一原始奥氏体晶粒内部,铁素体晶粒尺寸呈现明显的空间差异特征:靠近原奥氏体晶界(Prior austenite grain boundary,PAGB)处的铁素体晶粒显著细小,而位于原奥晶粒中心区域的铁素体晶粒则相对粗大,表现出典型的“晶界细化—晶内粗化”的分布特征。这是因为铁素体在等温相变过程中优先在 PAGB 处形核,而晶内区域由于形核位置有限,最终形成较粗大的铁素体晶粒[14]。

对 PAGB 附近进行局部放大,可以看到铁素体基体上弥散分布着致密的析出相,如图 2(b)(e)所示。值得注意的是,该析出相并未在铁素体晶界发生明显偏聚,而是呈现出跨越多个铁素体晶粒的连续分布特征,其取向与原奥晶粒中马氏体板条的取向很接近。这表明析出相在等温退火过程中新形成,但其形核位置受退火前原马氏体板条界面或亚结构的制约,从而继承了原有马氏体板条的取向关系。在等温退火过程中,过冷奥氏体优先在原马氏体板条界面或其亚结构处发生相变与形核,析出相在随后生长过程中继承了原有马氏体板条的取向关系,从而形成具有明显方向性的析出带结构[15]。进一步对铁素体晶界(Ferrite grain boundary,FGB)局部区域进行观察,如图 2(c)(f)所示,可以发现 FGB 处析出相的数量密度显著增加,且其尺寸明显大于晶内析出相,局部粒径可达约 5 μm。这一现象表明,FGB 由于具有较高的界面能及较快的扩散通道,在等温退火过程中成为析出相优先形核和长大的有利位置,从而导致析出相在晶界处的粗化与富集。需要指出的是,这部分晶界析出相同样是在等温退火过程中形成的,但由于晶界扩散快、形核驱动力高,其尺寸远超晶内析出相;这与前文所述的组织遗传并不矛盾——组织遗传主要控制析出相的取向分布,而晶界粗化则是扩散动力学主导的结果。

通过对比芯部{图 2(a)(b)(c)}与表面{图 2(d)(e)(f)}的组织可发现,两者在晶粒尺寸存在明显差异,但是在析出相形貌以及分布特征方面则无明显区别。根据铁素体晶粒的分布趋势可以推断锻后的奥氏体晶粒,即原奥晶粒。可以看到芯部位置原奥晶粒具有较大的尺寸,反之表面位置的晶粒则具有较小的尺寸。通过对比芯部与表面试样的铁素体晶粒以及分布特征可以发现,芯部试样 PAGB 附近的铁素体晶粒更为细小,但是位于原奥晶粒中心

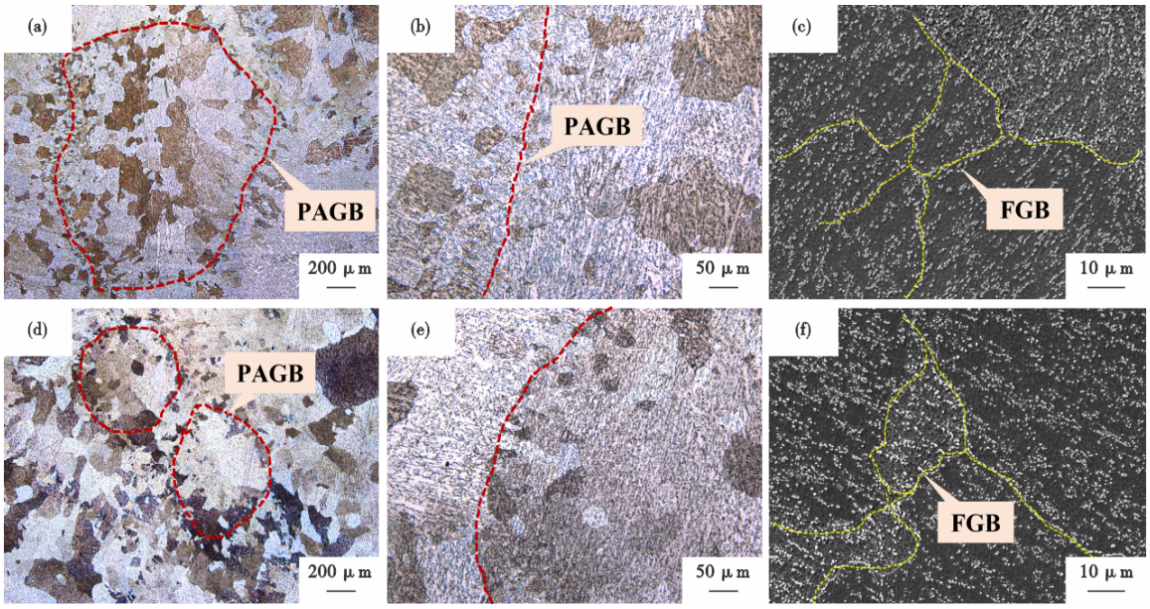


图2　9Cr-3 W-3Co钢单步式等温退火组织:(a)(b)(c)芯部;(d)(e)(f)表面

Fig. 2　Microstructure of 9Cr-3 W-3Co steel after single-step isothermal annealing : (a) (b) (c) core region; (d) (e) (f) surface region

的铁素体具有较大的尺寸。相较而言,边缘的晶粒则要展现出相对均匀、细小的特征。这是因为终锻过程中变形不均匀引起的,芯部位置较小的变形不足以充分破碎前期组织遗传保留的奥氏体晶粒,也未引入足够高的储能驱动完整的再结晶。后续加热(等温退火前的奥氏体化)过程中,这些未再结晶的或部分再结晶的奥氏体晶粒会发生“晶粒长大”,继承并保留了原始的晶界轮廓。

试样进行分步式等温退火处理后,组织发生了显著变化,如图3所示。铁素体晶内已基本不再出现具有取向遗传特征的析出相,而是在铁素体晶界处析出并富集形成析出相团簇(Precipitate clusters, PC)。并且原奥晶粒尺寸进一步减小,铁素体晶粒显著细化,组织均匀性明显提高(如图3所示)。析出相尺度明显增大,可达约10 μm,表明在分步式等温退火过程中,碳原子扩散行为更加充分,促进了晶界处的协同析出与组织转变。这是因为分步式等温退火包含二次加热步骤,第一次等温后形成的碳化物在随后的奥氏体化过程中发生回溶,增加了碳在奥氏体中的固溶度[9];第二次等温退火时,碳再次析出,扩散路径更长、浓度梯度更大,从而促进了晶界处的协同析出与组织转变。

进一步对比分步式等温退火后试样芯部{图3(a)(b)(c)}与表面{图3(d)(e)(f)}区域的显微组织可以发现,二者在PC尺度与分布均匀性方面仍存在一定差异。芯部区域中铁素体晶粒虽已明显细化,但局部仍可观察到PC沿PAGB呈不连续分布,其尺度相对较大,表明芯部区域在等温转变过程中仍受到前期组织遗传与扩散动力学差异的影响。相比之下,表面区域的铁素体晶粒尺寸更加均匀,PC沿晶界呈连续网状或半连续分布,组织整体均匀性明显优于芯部。

与单步式等温退火组织相比,分步式等温退火后试样显微组织发生了本质变化。单步式等温退火后,铁素体晶内仍可观察到具有明显取向遗传特征的析出相,其形貌分布与原马氏体板条取向高度一致,表明该阶段析出行为受前期马氏体亚结构显著控制;而在分步式等温退火过程中,随着相变次数增加与扩散时间延长,原有马氏体板条遗传效应逐渐弱化,析出相不再沿特定取向于铁素体晶内析出,而是优先在铁素体晶界处富集并演化为PC。同时,分步式等温退火显著降低了原体晶粒尺寸的不均匀性,使得铁素体晶粒整体细化且分布更加均匀。这表明多次等温转变可有效打破前期组织遗传对相变路径的约束,通过“相变—回复—再分配”过程,实现对粗大原奥晶粒的逐步分割与细化。

2.2　等温退火预处理对晶粒度的影响

试样经过不同等温退火工艺处理后进行正火处理,进而研究等温退火工艺对晶粒度的影响。图4为正火试样的晶粒度,其中图4(a)(b)分别对应单

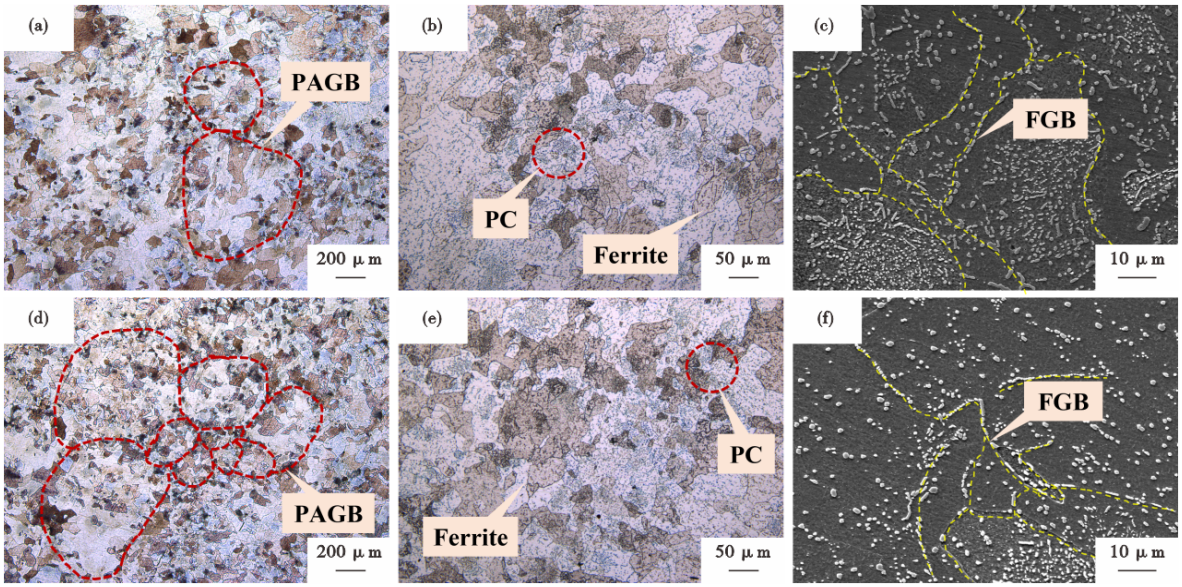


图3 9Cr-3 W-3Co钢分步式等温退火组织:(a)(b)(c)芯部;(d)(e)(f)表面

Fig. 3 Microstructure of 9Cr-3 W-3Co steel after stepwise isothermal annealing: (a) (b) (c) core region; (d) (e) (f) surface region

步式等温退火+正火后试样的芯部与表面,图4(c)(d)为分步式等温退火+正火后试样的芯部与表面。单步式等温退火的样品经过正火后局部晶粒仍然比较粗大,而分步式等温退火的样品的晶粒则发生了明显的细化,并且比较均匀。结合晶粒度统计结果(见表2)可见,正火后多数区域晶粒度可达到7级以上,其中,单步式退火+正火后芯部晶粒度为3.0~4.0级(局部7.5级)、表面为4.0级(局部8.0级),分步式退火+正火后芯部与表面晶粒度均主要为7.5级(少量4.0级),后者对晶粒细化的均匀性提升更为显著。这是因为试样经过分步式等温退火后,在晶界形成的PC对后续的奥氏体形核和长大影响很大。在正火升温阶段,PC区域因合金元素发生偏聚,成为奥氏体形核的优先位点,形核率高且晶粒生长受到限制,最终形成细小的奥氏体晶粒;而铁素体区域的相变过程存在滞后效应,奥氏体形核率较低,晶粒易发生异常长大,进而导致最终组织中出现粗细晶粒共存的混晶特征[12]。

综合图4及表2结果可以看出,相较单步式等温退火工艺,分步式等温退火不仅显著提高了正火后晶粒度水平,更重要的是明显改善了晶粒细化的空间均匀性。单步式等温退火后试样在正火过程中仍表现出明显的"芯粗表细"特征,而分步式等温退火后芯部与表面区域的晶粒度趋于一致,说明分步式等温退火在削弱锻后组织不均匀性方面具有显著优势。

2.3 等温退火预处理对回火组织的影响

为探究等温退火预处理对后续调质组织的影响,本研究将经过对经过等温退火+正火处理后的两组试样进行了调质处理,其金相组织如图5所示。

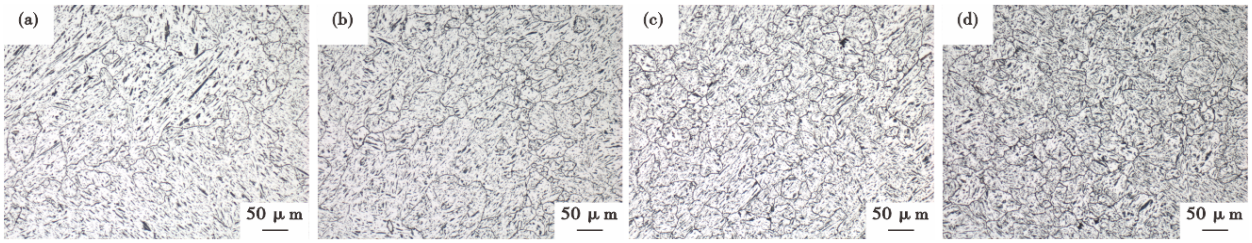


图4 不同等温退火+正火处理后9Cr-3 W-3Co钢的显微组织:(a)单步式等温退火-芯部,(b)单步式等温退火-表面,(c)分步式等温退火-芯部,(d)分步式等温退火-表面

Fig. 4 Microstructure of 9Cr-3 W-3Co steel after normalizing with varying isothermal annealing treatments: (a) single-step isothermal annealing-core, (b) single-step isothermal annealing-surface, (c) stepwise isothermal annealing-core, (d) stepwise isothermal annealing-surface

表 2　不同等温退火+正火处理后 9Cr-3 W-3Co 钢的晶粒度　　级

Table 2　Grain size of 9Cr-3 W-3Co steel after different isothermal annealing treatments followed by normalizing

样品	晶粒度(ASTM)
单步式芯部	3.0~4.0,部分7.5
分步式芯部	7.5,少量4.0
单步式表面	4.0,部分8.0
分步式表面	7.5,少量4.0

在不同回火温度(700、710、720 ℃)下,组织的整体形貌未表现出显著差异,说明在此温度区间内,回火温度的轻微变化未对组织形态产生明显影响。进一步结合高倍(1000×)金相观察发现,回火过程中析出的碳化物主要分布于PAGB及马氏体板条边界,板条内部未见明显碳化物析出。这是因为碳原子主要在晶界及板条界面的偏聚,并且这些区域可以作为碳化物形核的优先位置[16]。

值得注意的是,单步式等温退火+调质处理的试样中如图5(a_1)~(f_1),除了在晶界以及马氏体板条界面上出现了与传统回火析出相相比尺寸较为粗大的析出相(Grain boundary precipitate,GBP)之外,还在基体中析出了尺寸较为细小的球状析出相(Intragranular precipitate,IP)。相比之下,分步式等温退火+调质处理的试样中如图5(a_2)~(f_2),则只在马氏体界面分布着尺寸更为细小的析出相。通过对比析出相的形貌可以发现,单步式等温退火样品中GBP要呈现棒状形貌,并且具有较大的尺寸,而分步式等温退火样品中则主要呈现球状形貌。这表明分步式等温退火可有效促进碳化物的预析出与碳分布的均匀化,从而在后续回火过程中抑制粗大碳化物的形成,有利于获得组织更均匀、碳化物更细小的调质态组织。

2.4　等温退火预处理对力学性能的影响

不同等温退火工艺的表面位置试样经过正火+淬火处理后,分别在700、710、720 ℃回火,随后进行力学性能测试,测试结果如图6所示。从性能指标看,不同回火温度下,试样的抗拉强度(Rm)在811~

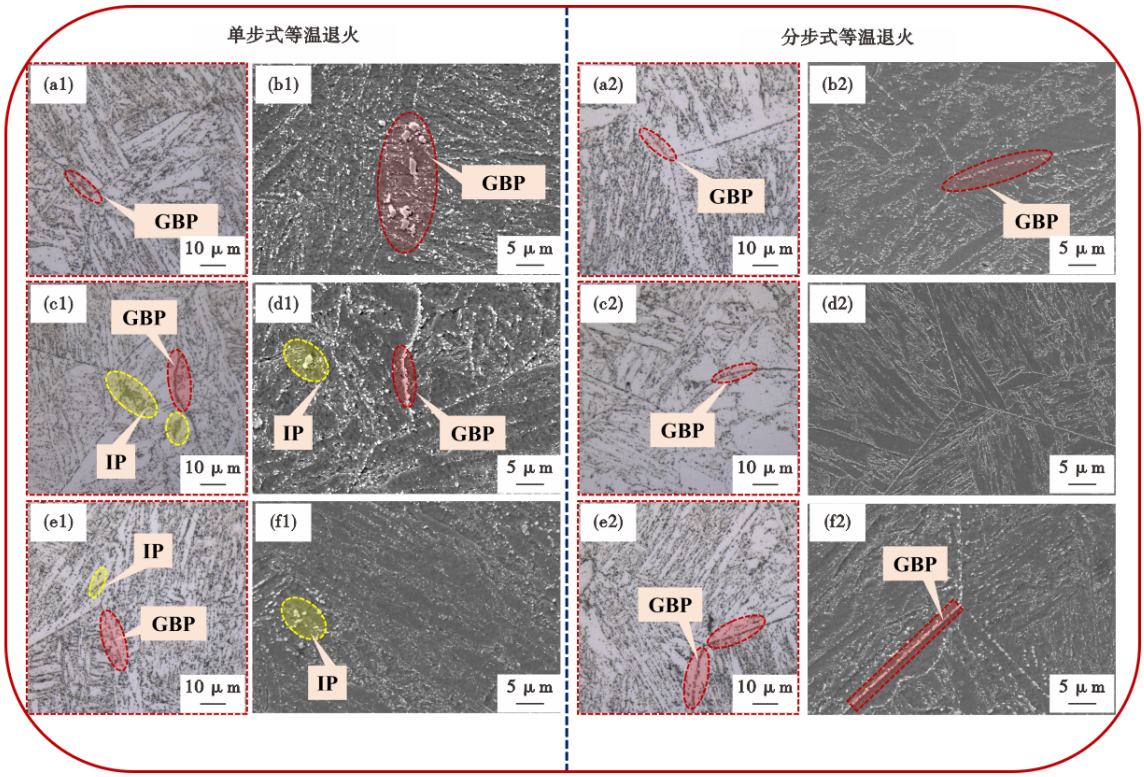


图5　不同等温退火+调质处理后9Cr-3 W-3Co钢的组织:(a_1)(b_1)700 ℃-单步式等温退火;(c_1)(d_1)710 ℃-单步式等温退火;(e_1)(f_1)720 ℃-单步式等温退火;(a_2)(b_2)700 ℃-分步式等温退火;(c_2)(d_2)710 ℃-分步式等温退火;(e_2)(f_2)720 ℃-分步式等温退火

Fig. 5　Microstructure of 9Cr-3 W-3Co steel following different isothermal annealing processes combined with quenching and tempering: (a_1)(b_1)700 ℃-single-step isothermal annealing; (c_1)(d_1)710 ℃-single-step isothermal annealing; (e_1)(f_1)720 ℃-single-step isothermal annealing, (a_2)(b_2)700 ℃-stepwise isothermal annealing; (c_2)(d_2)710 ℃-stepwise isothermal annealing; (e_2)(f_2)720 ℃- stepwise isothermal annealing

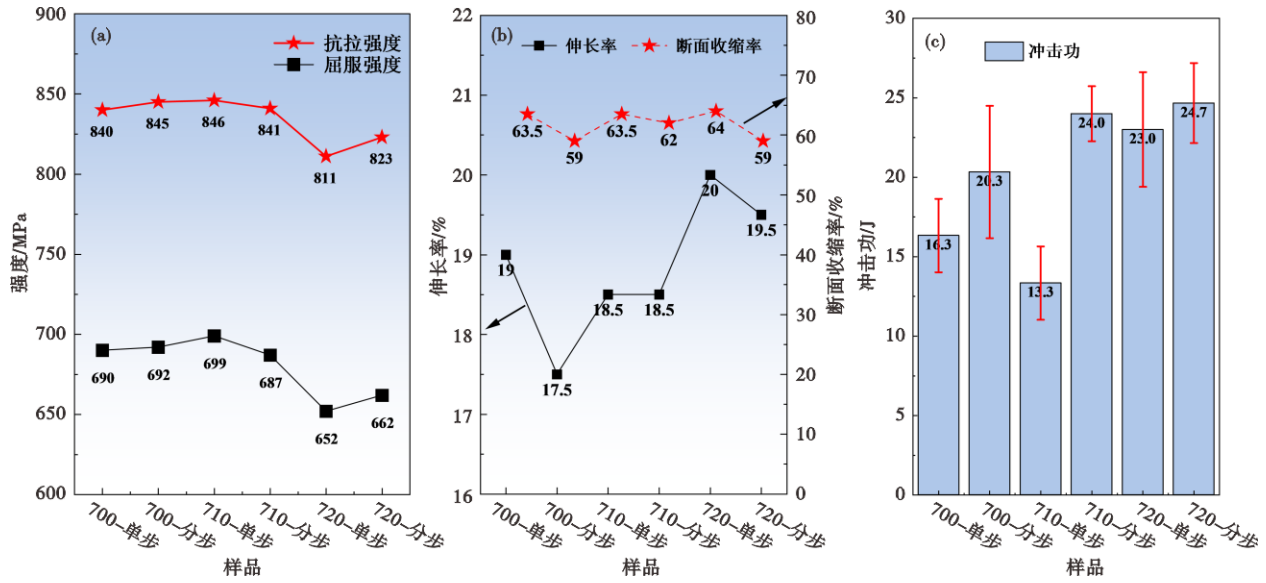


图 6 9Cr-3 W-3Co 钢经不同等温退火及调质处理的力学性能对比:(a)强度,(b)塑性,(c)冲击性能

Fig. 6 Comparison of mechanical properties of 9Cr-3 W-3Co steel subjected to various isothermal annealing and quenching-tempering processes: (a) strength, (b) ductility, (c) impact properties

846 MPa、屈服强度($Rp_{0.2}$)在 652~699 MPa、断后伸长率(A)在 18%~20%、断面收缩率(Z)在 59%~64%、冲击韧性在 12~32 J 区间。随着回火温度的升高,不同等温退火工艺的试样在 700、710 ℃回火时强度(Rm、$Rp_{0.2}$)及塑性(A、Z)指标差异极小,并且抗拉强度都能达到 840 MPa 以上,而回火温度达到 720 ℃时,试样的抗拉强度降到了 810 MPa 左右。与强塑性指标不同,冲击韧性随着回火温度的升高则呈现先上升后不变的趋势,最终达到 25 J 左右。

进一步对比不同等温退火工艺试样的力学性能可见,在相同回火温度下,单步式与分步式等温退火处理的试样强度(Rm、$Rp_{0.2}$)及塑性(A、Z)指标差异较小,说明等温退火工艺对试样回火后强塑性的调控作用有限。然而,值得注意的是,等温退火工艺对材料的冲击韧性产生了显著影响:分步式的等温退火试样的冲击韧性要优于单步式等温退火,并且冲击功数据的离散度也明显更小,并且随着回火温度的升高,其离散度也逐渐减少(标准差从 ±4.2 J 降低至±1.8 J)。尤为突出的是,采用分步式等温退火并结合 710 ℃回火的试样,其冲击吸收功平均值达到了 24 J,显著高于其他工艺组合(总体分布在 12~32 J 区间,多数集中在 20 J 以下)。结合微观组织分析,这一韧化效应可归因于以下两点:首先,分步式等温退火工艺促进了碳化物的球化与细化,减少了晶内粗大碳化物的析出,从而降低了裂纹萌生及扩展的倾向[17];其次,该工艺有效改善了原奥氏体晶粒尺寸的均匀性,减轻了因混晶导致的不均匀变形和局部应力集中。由此可见,尽管单步式与分步式等温退火对强度的调控作用有限,但通过优化等温工艺,可以有效调控碳化物析出行为和组织均匀性,进而在保持较高强度的同时,显著提升材料的冲击韧性,这对于转子钢的服役安全性具有重要意义。需要指出的是,受试样尺寸限制,本文仅测试了表层位置的拉伸与冲击性能。芯部与表层的组织差异(图 2-3)表明,芯部晶粒较粗、析出相分布不均匀,预计其强度及塑性可能低于表层。后续将针对实际转子锻件开展分层取样测试,以定量评估全截面的力学性能均匀性。

3 结论

1)针对 9Cr-3 W-3Co 耐热钢的锻后组织遗传问题,提出了分步式等温退火预处理工艺。与单步工艺相比,分步式等温退火能更有效地改善正火后奥氏体晶粒的空间均匀性,消除芯部与表层的组织差异。

2)等温退火工艺对调质后的强度与塑性影响有限(差异<5%),但对冲击韧性具有显著调控作用。分步式等温退火通过促进碳化物均匀分布并抑制晶内粗大析出相,有效提升了冲击韧性,并降低了数据离散度。

3)回火温度主导了材料的强韧性匹配。采用

分步式等温退火结合710 ℃回火的工艺组合,可获得最佳综合性能:抗拉强度>830 MPa,屈服强度>680 MPa,冲击功>24 J,为大截面转子锻件的工程应用提供了工艺依据。

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, 沈国劬, 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] 彭建强. 700 ℃以上超超临界汽轮机高中压转子用材研究[J]. 大型铸锻件, 2013(6): 16-21+29.

[4] 何西扣, 刘正东, 王天剑, 等. 中国超超临界汽轮机转子耐热材料及锻件研制进展[J]. 中国冶金, 2023, 33(12): 1-11.

[5] 赵吉庆, 杨　钢, 刘正东, 等. 超超临界电站汽轮机叶片材料及组织性能控制 技术[J]. 特殊钢,2025,46(4):1-11.

[6] Qiu J J, He X K, Liu Z D, et al. Effect of W and mo contents on the microstructural evolution and properties in the 9% cr martensitic rotor steel during long-term aging at 630 ℃[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 152-164.

[7] 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.

[8] 李海昭, 梁　军, 徐连勇, 等. 循环正火处理对9Cr3 W3Co钢组织及冲击韧性的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(10): 67-71.

[9] 李红梅, 霍　洁, 李　晓, 等. 9Cr马氏体耐热钢的锻后热处理工艺[J]. 特殊钢, 2025, 46(4): 135-140.

[10] 何承渝, 冯唯伟. 9%cr耐热钢晶粒细化及性能研究[J]. 一重技术, 2025(4): 19-21+53.

[11] 刘奇聪, 何西扣, 唐正斌, 等. 核压力容器用SA508Gr. 4N钢消除组织遗传性新工艺研究[J]. 钢铁研究学报, 2025, 37(12): 1595-1606.

[12] Moon J, Lee T H, Kim S D, et al. Isothermal transformation of austenite to ferrite and precipitation behavior in 9Cr-1. 5Mo-1. 25Co-0. 1C-VNb heat-resistant steel[J]. Materials Characterization, 2020, 170: 110677.

[13] 耿　伟, 朱志宝, 马金辉, 等. 9Cr-2 W-3Co马氏体耐热钢高温力学性能与断 裂机理[J]. 特殊钢,2025,46(3):45-51.

[14] Morito S, Tanaka H, Konishi R, et al. The morphology and crystallography of lath martensite in fe-C alloys[J]. Acta Materialia, 2003, 51(6): 1789-1799.

[15] 曾　骁, 赵吉庆, 甘国友, 等. 等温退火对cost-F B2钢组织均匀化的影响[J]. 金属热处理,2018,43(3):128-134.

[16] Yan P, Liu Z D, Bao H S, et al. Effect of tempering temperature on the toughness of 9Cr-3 W-3Co martensitic heat resistant steel[J]. Materials & Design (1980-2015), 2014, 54: 874-879.

[17] 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.