大截面渗碳齿轮轴氢脆产生机理与工艺改进方法研究

胡寒婷[1,3]，毛丰[2]，赵学谦[1,3]，王博[1,3]

1.中信重工机械股份有限公司　河南洛阳　471039
2.龙门实验室　河南洛阳　471039
3.智能矿山重型装备全国重点实验室　河南洛阳　471039

摘要：运用超声波检测、宏观低倍检测、化学成分分析、金相分析，以及扫描电镜断口分析等手段，对大截面渗碳齿轮轴生产过程中缺陷性质进行研究，发现缺陷性质为氢致白点，在缺陷处取样研究，分析防控方案并进行工艺试验，探索氢脆白点产生机理，进而采用冶炼、热处理措施实现工艺改进的目的。

关键词：大截面；渗碳齿轮轴；工艺试验；氢脆白点；工艺改进

Research on the generation mechanism of hydrogen embrittlement and process improvement methods for large-section carburized gear shafts

HU Hanting[1,3], MAO Feng[2], ZHAO Xueqian[1,3], WANG Bo[1,3]

1.CITIC Heavy Industries Co., Ltd., Luoyang 471039, Henan, China
2.Longmen Laboratory, Luoyang 471039, Henan, China
3.State Key Laboratory of Intelligent Mining Heavy Equlipment, Luoyang 471039, Henan, China

Abstract: By means of ultrasonic flaw, macroscopic low-magnification detection, chemical analysis, metallographic analysis, and scanning electron microscopy fracture analysis, the nature of defects in the production process of large-section carburized gear shafts was studied. It was found that the nature of the defects was hydrogen-induced white spots. Samples were taken at the defect sites for research, and analysis and prevention and control plans were developed. Process tests were conducted to explore the mechanism of hydrogen embrittlement white spots, and then smelting and heat treatment measures were adopted to achieve the purpose of process improvement.

Keywords: large-section; carburized gear shafts; process tests; hydrogen embrittlement white spots; process improvement

基金项目：龙门实验室重大科技项目（231100220400）。

第一作者：胡寒婷，工程师，主要研究方向为金属零部件理化检测及失效分析，E-mail：327791985@qq.com。

通信作者：赵学谦，高级工程师，主要研究方向为金属零部件理化检测及失效分析，E-mail：zhao_xueqian@126.com。

1 序言

材质为17CrNiMo6钢的大截面渗碳齿轮轴作为大型成套设备的核心部件，一般成品重5～10t，钢锭利用率为60%～65%，适用的锭型为10～30t。对于17CrNiMo6钢而言，Ni含量的增加不仅提高钢中H的溶解度，而且由于Ni与H的亲和力相对较高，造成含Ni元素的钢白点敏感性相对其他钢种较高。白点敏感性高，极易在生产中因为H致白点而报废，H致开裂是一种基于H元素存在于工件中，造成工件在低于其断裂强度要求的外在服役环境下，发生非正常性断裂的现象。

基于众多学者们研究发现，在H致开裂产生的原因中，“H压理论”[1]是解释H浓度超标的钢中产生内部开裂的基础理论模型。该理论研究表明，H在钢中溶解度随着温度降低，存在下降趋势，从而造成在钢热加工后冷却的过程中，有大量的H原子因溶解度下降而逸出，并最终在大型钢件内的微孔隙中聚集，形成H分子，体积上发生几何倍数的增长，体积的膨胀使得微孔隙内部存在巨大的挤压力，随着H原子持续不断的扩散、聚集，挤压力越来越大，作用在微孔隙周围的金属组织上，造成微裂纹逐渐扩展形成。经综合考量，“H压理论”用于解释大型锻件中白点现象较为合理，故本文用该理论对产生白点的齿轮轴进行缺陷分析。为分析其H脆产生机理，改进生产工艺，特进行工艺试验研究。

将17CrNiMo6钢齿轮轴进行渗碳淬火处理，经半精车加工后，进行超声波检测，发现整个齿轮轴轴身区域存在呈点状分布的超标缺陷，缺陷区域大小为67～208mm，最大当量ϕ8.6mm；此外，在齿区的148～256mm区域中，分布有最大当量为ϕ7.1mm的点状缺陷，因此将该齿轮轴进行整体解剖试验。

2 试验条件

2.1 试验材料和工艺流程

齿轮轴材质为17CrNiMo6钢，化学成分见表1。试件加工工艺流程为：冶炼→锻造→扩H退火→粗加工→无损检测→预处理→滚齿→渗碳→扩H退火→车削渗碳层→淬火→半精车→无损检测→精加工。

表1 17CrNiMo6钢齿轮轴化学成分（质量分数） （%）

元素	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Nb
规范值	0.15～0.20	0.40～0.60	≤0.40	≤0.035	≤0.035	1.5～1.8	1.40～1.70	0.25～0.35	—	—
检测值	0.18	0.57	0.021	0.0068	0.010	1.67	1.60	0.32	0.0023	0.010

2.2 检测方法

试制件经超声波检测，发现其中存在超标缺陷，在缺陷处分别取低倍、断口与金相试样，通过显微分析和电镜扫描分析等手段，对齿轮轴缺陷性质进行研究，分析缺陷成因。

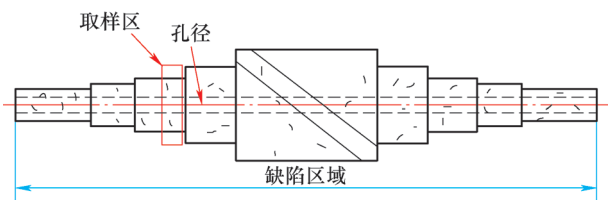

图1 缺陷分布及取样位置

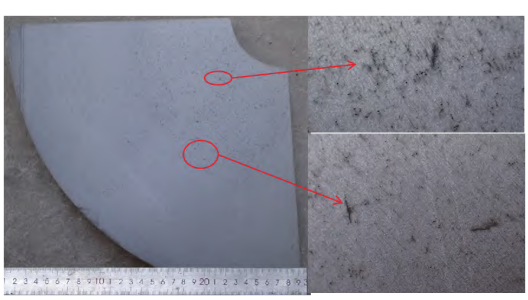

图2 宏观低倍局部放大形貌

3 试验过程与分析

3.1 工艺优化前白点性质分析

针对工艺优化前的齿轮轴，研究白点的出现时机、缺陷分布位置以及缺陷的形貌特征，并取样进行分析，其缺陷分布及取样位置如图1所示。

（1）宏观形貌 在宏观低倍试片上，偏析区存在7条蠕虫状裂纹（见图2红圈位置），裂纹的长度为2～4mm，分布范围从中心到2R/3位置，综合对试片进行分析研究可知，裂纹主要分布于偏析位置。

（2）宏观断口形貌 在缺陷处背面开槽压制断口，可以观察到，宏观断口表面为结晶状形貌，在断口右侧部位存在浅灰色片状裂口，与其他位置形

貌存在明显区别，如图3所示。

为进一步研究断口缺陷性质，将缺陷位置留存一半进行调质工艺处理后，再次沿缺陷位置压制断口，其形貌特征如图4所示。从图4可观察到，缺陷为银白色的椭圆形斑点，存在典型白点特征形貌。

图3　宏观断口形貌

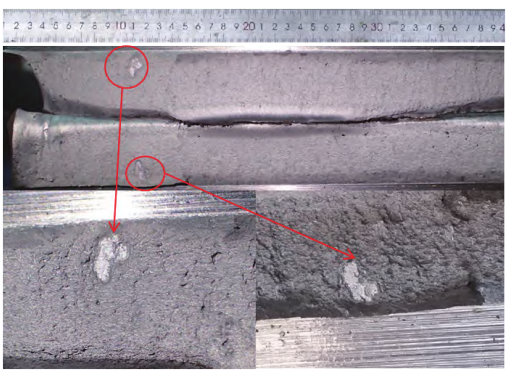

图4　热处理后的宏观断口形貌

（3）微观断口形貌　在断口位置取样（见图3），使用扫描电镜进行微观断口分析，微观断口形貌呈浮云状特征，是H致白点的典型形貌，如图5、图6所示。

（4）金相组织相貌　试样经金相制样、腐蚀后进行观察，可看出裂纹主要分布于偏析位置（见图7），与宏观酸蚀检测结果一致；金相组织为贝氏体＋少量铁素体，晶粒度为6级，也符合白点缺陷显微组织特征（见图8）。

3.2　第一次工艺优化

为保证钢锭的纯净度，采用VCD-VC方式对

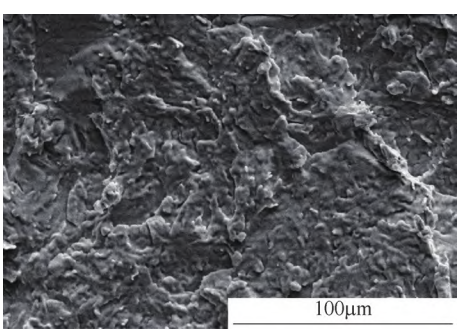

图5　浮云状特征形貌（580×）

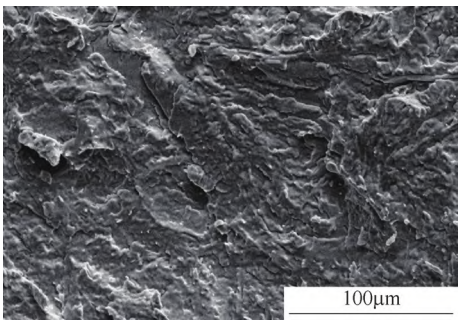

图6　浮云状断口形貌（430×）

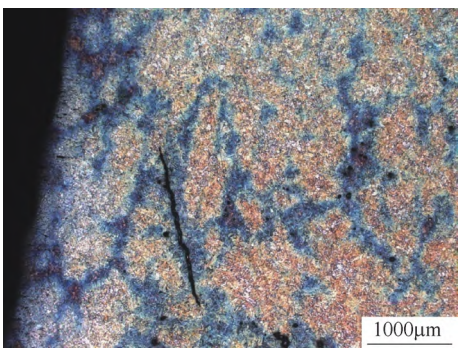

图7　裂纹的形貌（25×）

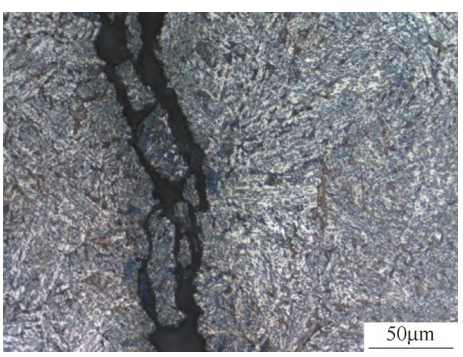

图8　裂纹附近的组织形貌（500×）

17CrNiMo6钢进行冶炼，特点是降低了钢中Si、Al含量，因此减少钢中各种夹杂物出现的可能性，生产出了超纯净钢。但缺点是因为钢中Al元素极少，所以需要采用加Nb元素的方式对晶粒进行细化。

钢种并非越纯越好[2]。如17CrNiMo6钢，采用VCD-VC冶炼工艺后，钢中残留Al含量极低，导致该钢种在锻造及热处理过程中晶粒粗大，而粗大的晶粒会使钢的白点敏感性增强，同时钢中的微观夹杂物含量极少，钢中的H无处依附，造成H的聚集，导致白点的产生。由此，第一次工艺改进主要在冶炼环节控制原材料中的H含量，工艺改进方案如下。

1）针对17CrNiMo6钢的冶炼环节，取消真空碳脱氧工艺，冶炼工艺由VCD-VC调整为VD-VC。

2）对17CrNiMo6钢的内控成分做出调整，适当

降低Nb含量，加入量由0.03%调整为0.02%；钢液中添加适量的Al，Al含量按0.02%加入，保证Si的含量。

3）冶炼环节采取措施，防止添加Al之后出现夹杂物超标而导致的质量问题。

4）控制锻造过程中的终锻温度≤1000℃。

3.3 第一次工艺优化后白点性质分析

经第一次工艺优化后，17CrNiMo6钢的齿轮轴渗碳后无损检测发现存在超标缺陷，缺陷位于齿轮轴小径处，沿中轴线ϕ236mm范围内呈密集分布，较连续，最大单个当量ϕ4.3mm，一般为ϕ2～ϕ3mm（见图9中*A*、*B*区域）。经相关技术人员研究讨论，在齿轮轴*A*区域缺陷部位切取横向试样（取样区见图9）进行缺陷性质及形成原因分析。

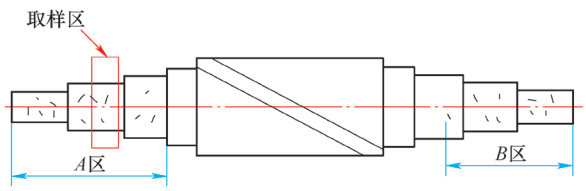

图9 缺陷分布及取样位置

（1）宏观形貌 将试样进行热酸蚀，放置一定时间后观察，酸洗后可以看出，在宏观低倍试样靠近中心区域存在多条蠕虫状裂纹，放大后发现轻微的偏析。低倍形貌及局部放大形貌如图10所示。

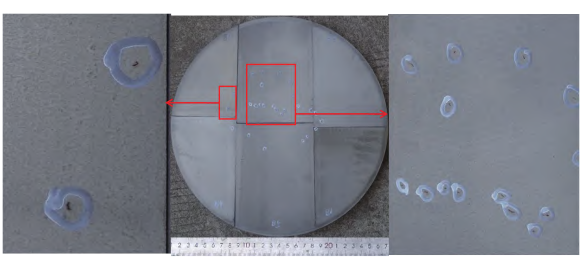

图10 低倍形貌及局部放大形貌

（2）宏观断口分析 在低倍试片缺陷的背面（见图10红色虚线背面）开槽压断口，进行断口试验，断口形貌如图11所示。从图11可看出，基体断口形貌特征为纤维状和结晶状各一半，在纤维状断口区域，发现两处银白色的斑点，其中一处为结晶状断裂面，标记为1#；另一处呈鸭嘴形，其上分布着放射状条纹，疑似为白点缺陷，标记为2#。

（3）微观断口分析 使用扫描电镜对两处红色方框位置（见图11）试样进行分析。1#试样宏观形貌为结晶状，在扫描电镜下形貌为准解理特征，如图12、图13所示；2#试样扫描电镜下形貌如图14、图15所示。从图14、图15可看出，存在碎条状解理形貌，为典型的白点微观断口特征。

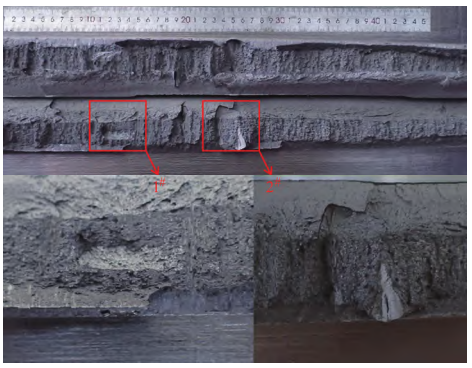

图11 断口局部放大形貌

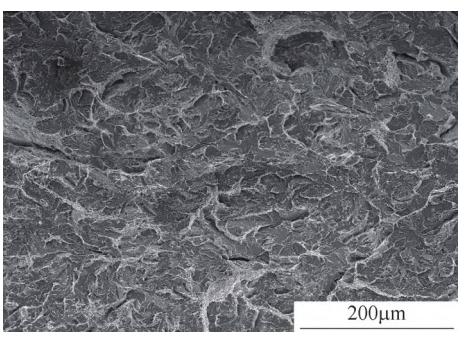

图12 结晶状斑点处形貌（500×）

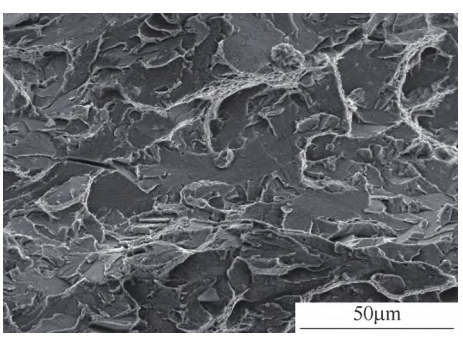

图13 准解理形貌（2000×）

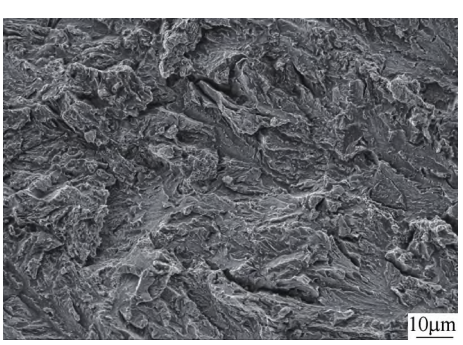

图14 斑点处白点形貌（1000×）

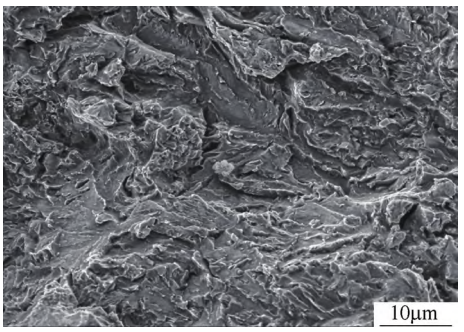

图15　斑点处白点形貌（2000×）

（4）金相分析　在低倍试片的缺陷位置取样进行金相分析，试样经腐蚀后观察，在试样的横截面和纵截面均能观察到裂纹，且裂纹曲折，末端尖锐，如图16、图17所示。横截面上裂纹位于枝晶偏析处，在纵截面上裂纹位于带状偏析的部位，其组织为珠光体＋少量贝氏体。

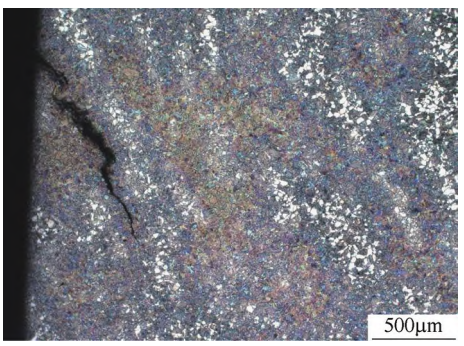

图16　横截面上裂纹形貌（50×）

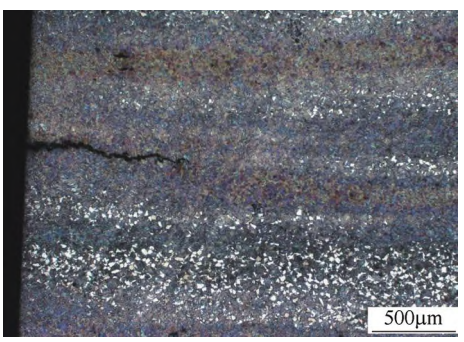

图17　纵截面上裂纹形貌（50×）

3.4　渗碳过程中H的扩散研究

为弄清楚渗碳是否与白点的产生有关，对渗碳过程中H的扩散进行研究。

依据扩散理论与Fick第二定律[3]，查阅资料可知，渗层深度X与强渗时间t存在以下关系式，即

$$X=2\sqrt{Dt} \tag{1}$$

式中　X——渗层深度（mm）；

t——强渗时间（h）；

D——气体元素在固体中的扩散系数。

查“H在钢中的扩散系数表”与“碳在钢中的扩散系数表”代入式（1），可得在930℃下渗H、渗碳深度X与时间t的关系式，分别为

$$X_{\mathrm{H}}=12.359\sqrt{t_{\mathrm{H}}} \tag{2}$$

$$X_{\mathrm{C}}=0.43\sqrt{t_{\mathrm{C}}} \tag{3}$$

式中　X_{H}——渗H深度（mm）；

t_{H}——渗H时间（h）；

X_{C}——渗碳深度（mm）；

t_{c}——渗碳时间（h）。

由式（2）与式（3）计算渗碳速率与渗H速率对比数值可知，在渗碳强渗阶段渗H速度是渗碳速度的28倍。

使用实验室热处理炉模拟氮-甲醇渗碳工艺，炉压为39.48kPa，渗碳气氛组成约为：20%CO、40%H_2、40%N_2，17CrNiMo6钢在930℃、碳势C_P=1.0%条件下，采用原始H浓度为0.7×10^{-6}的ϕ30mm试验试棒，在上述条件下强渗30min后，在其中心部位取ϕ5mm试样进行气体检测，测得H浓度为3.55×10^{-6}、C浓度为0.99%，用具体试验验证了在渗碳的同时还存在渗H。

3.5　第二次工艺优化

对比第一次工艺优化前后齿轮轴的白点缺陷特征，发现白点的微观形貌基本相同，均分布于偏析区域，不同之处是第一次工艺优化后，白点均发生于直径较细的轴端。对比两位置的生产过程差异，发现在锻造过程中，细轴部位比粗轴区的变形量大，说明变形量的大小与白点的产生有一定的关系。由此，白点的产生不仅与钢中的w_{H}有关，还与锻造过程中的变形量有一定关系。

另外，第一次工艺优化后白点产生的时机为应力并不是很大的渗碳工序之后，结合渗碳过程中H扩散研究，可知渗碳过程中渗入了大量的H。

综合以上分析，在第一次工艺优化基础之上确定第二次工艺优化措施如下。

1）采用高温锻造来加快H扩散速度。

2）渗碳后追加一次扩H退火（选择H扩散速率最大的温度650～680℃）后，再进行车削渗碳层工序，如图18所示。

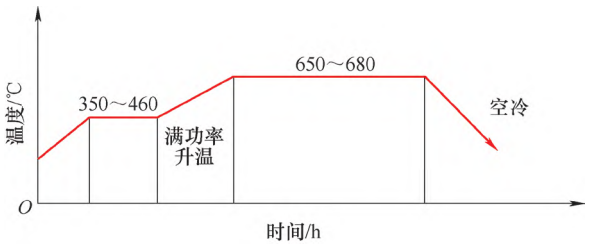

图18　扩H退火工艺

实行第二次工艺优化后，大截面17CrNiMo6钢齿轮轴氢脆得到了有效控制，工艺优化效果明显。

3.6　工艺优化总结

齿轮轴在半精车工序后出现白点缺陷，经过分析对冶炼工艺进行优化，将真空碳脱氧改为真空脱气脱氧。优化后在试制过程中再次发现白点缺陷，缺陷出现工序为渗碳缓冷后，缺陷位置为两端小圆，于是在锻造后和渗碳后增加扩H退火工艺。

检测两次工艺优化后齿轮轴，未产生白点缺陷。

4　综合分析

研究认为，白点缺陷是由钢制材料中存在过多的H聚集，并在内应力作用下形成的。随着温度的升高，H在Fe、Ni及Al等金属中的溶解度降低，对于大型锻件来说，钢中存在合金元素的偏析是不可避免的，因此在偏析的位置必然会引起H偏聚。尤其是对于含Ni的钢种而言，Ni含量的增加不仅提高钢中H的溶解度，而且由于Ni与H的亲和力相对较高[4]，因此造成含Ni元素钢种白点敏感性相对较高。在锻后扩H退火不是很充分的情况下，使得钢件内部的H不能及时扩散而留在内部，在后期热加工工序中，冷却过程中发生内部组织转变，产生组织应力，同时H在钢中的溶解度在冷却时有所下降，使H原子逸散，结合成H分子后析出，并在偏析区聚集，在应力的共同作用下开裂。

经了解，工艺优化后，由原来的真空碳脱氧改为真空脱气脱氧，用Si、Al脱氧虽然降低了钢的纯净度，但会增加钢种的第二相，由此产生更多的H陷阱，从而增加不可扩散w_H，相对降低了H扩散聚集的可能性。

通过研究，在锻造过程中锻件的内部变形量与变形速度要大于表面，因此内部会产生更多的晶界滑动、位错运动，这些微观变形进一步促进了位错塞积。当位错塞积处的应力比晶体的理论剪切力更高时，就会产生内部微观裂纹，扩展后形成裂纹源。钢件在高温下会扩散和再结晶，在一定范围内可以消除微裂纹，但在变形速度大于再结晶速度时，微裂纹不能被完全消除。相比粗轴部位，细轴区域会产生更多的位错塞积，会提供更多H原子的“栖身之所”。钢件在降温过程中，H原子缓慢从固溶体中逸出，进入微裂纹中，结合形成H分子，体积迅速胀大，产生巨大的挤压力，将原微小缺陷撑开而形成宏观裂纹。因此，为防止该类锻件中白点裂纹的产生，除了降低钢中的w_H外，还应注意锻造工艺对白点产生的影响，应尽量在高温下进行锻造来促进H扩散。

此外，由前文可知，白点缺陷产生时期为渗碳工序后，同时证明在渗碳的同时存在渗H现象[5]，且渗H速度远大于渗碳速度，在渗碳后，试样表层H浓度为之前5倍。w_H是锻件是否能够产生白点缺陷的最重要因素。查阅资料可知，当钢件中$w_H<2\times10^{-6}$或≤（2～3）$\times10^{-6}$时，合金钢件中不会产生白点[3]，而上述试验结果表明，渗碳后试样表面的w_H超过白点形成浓度界限，也揭示了齿轮轴在渗碳后，淬火前就检测出白点缺陷的原因；此外，白点均发生于齿轮轴直径较细的轴端，是由于轴端直径较小，更易于在渗碳过程中发生H渗透。

为去除渗入工件中的H，渗碳工序后，在H扩散效率最高的温度区间650℃进行扩H退火，能够有效防止H致白点的形成。

5　结束语

1）大截面齿轮轴内部缺陷为H脆所致白点裂纹，在冶炼环节，由真空碳脱氧改为真空脱气脱氧，同时对17CrNiMo6钢内控成分进行细微调整，能够有效控制白点形成趋势。

2）白点的产生不仅与钢中的w_H有关，还与锻造过程中的变形量有一定关系，因此高温锻造后应及时装炉退火，以降低内应力。

3）在大截面齿轮轴长时间渗碳过程中，存在渗H现象，针对长时间渗碳的大型齿轮轴，建议渗碳后进行扩H处理。

参考文献：

[1] 车行，俞益峰，金宸，等. 储H容器用金属材料的H脆敏感性[J]. 材料科学与工程学报，2024，42

（下转第95页）

以看出保温时间对32Cr3MoVE钢齿轮内花键渗氮效果影响较大，而渗氮温度对32Cr3MoVE钢齿轮内花键渗氮效果影响较小。本文所得的较为合适的工艺参数为渗氮时间25h、渗氮温度540℃。

参考文献：

[1] 杨晓娟，张玉爽，杨旭．38CrMoAlA钢深渗层渗氮工艺研究[J]．装备制造技术，2024（10）：169-173．

[2] 王铮，王大宏，张金卓，等．1Cr11Ni2W2MoV不锈钢气体渗氮工艺研究[J]．金属加工（热加工），2024（6）：23-28．

[3] 李聪，莫帆，肖辉，等．钛合金的渗氮工艺及机理研究进展[J]．表面技术，2024，53（19）：14-26．

[4] 张海巍，马晓锋，马宁，等．25Cr3MoA钢齿轮的三段法渗氮工艺[J]．金属热处理，2023，48（6）：118-121．

[5] 阎承沛．计算机技术在我国热处理工业领域的应用和发展[J]．金属热处理，2000（10）：26-29．

[6] 姚新，顾剑锋，李勇军，等．支撑方式对曲轴渗氮过程畸变影响的有限元分析[J]．上海交通大学学报，2003（2）：194-197．

[7] 中国机械工程学会热处理学会．热处理手册[M]．北京：机械工业出版社，2008．

[8] 唐殿福，卯石刚．钢的化学热处理[M]．沈阳：辽宁科学技术出版社，2009．

[9] 王会斌，邱荣春，陈葵，等．32Cr3MoVE钢的气体渗氮工艺[J]．金属热处理，2021，46（9）：153-158．

[10] 管晨冉，杨卯生，高鹏．32Cr3MoVE轴承钢旋弯疲劳特性及裂纹萌生扩展行为[J]．钢铁研究学报，2020，32（10）：916-924．

[11] 江志华，李志明，佟小军，等．深氮化硬化32Cr3MoVE钢组织性能研究[J]．航空材料学报，2010，30（2）：30-34．

[12] 航空制造工程手册总编委会．航空制造工程手册[M]．北京：航空工业出版社，2010．

[13] 许星光，赵杰，宋岱才．铁氮化合物Ising模型的相变研究[J]．科学技术与工程，2010，10（12）：2825-2828．

[14] 钟厉，周上祺，韩西，等．快速离子氮化渗氮层相组成和微观组织形貌研究[J]．宇航材料工艺，2003（1）：53-58．

[15] 常连霞，张建振，夏广明，等．表面渗氮金相组织机理研究[J]．汽车工艺与材料，2020（11）：54-58．

[16] 中国航空工业总公司．航空结构钢热处理工艺：HB/Z 136—2000[S]．北京：中国标准出版社，2000．

[17] GALDIKAS A，MOSKALIOVIENE T. The anisotropic stress-induced diffusion and trapping of nitrogen in austenitic stainless steel during nitriding[J]. Metals，2020，10（10）：1319.

[18] BERGELT T，LANDGRAF P，GRUND T，et al. Modelling of layer development and nitrogen distribution on different microstructures during plasma nitriding[J]. Surface and Coatings Technology，2022，447（15）：128813.

[19] 常旭，石伟．基于MATLAB的渗氮扩散数值模拟程序[J]．热处理技术与装备，2015，36（5）：9-15．

[20] 窦靖杰，陈广，王均．盐浴氮化+氧化和QPQ处理对H13模具钢抗铝液腐蚀性能的影响[J]．热加工工艺，2023，52（6）：88-91，97．

[21] WANG L，JI S，SUN J. Effect of nitriding time on the nitrided layer of AISI 304 austenitic stainless steel[J]. Surface and Coatings Technology，2006，200（16-17）：5067-5070.

[22] LIU L，WANG G，XIAO Y，et al. Molecular dynamics simulation of Cr-N clusters formation in high nitrogen austenitic stainless steel[J]. Scripta Materialia，2023，227：115309.

[23] 侯蹬云，张婧，辛文彬，等．Mo对Nb-V-N微合金钢复合碳氮化物析出行为的影响[J]．钢铁，2024，59（8）：104-116．

（收稿日期：20250313）

（上接第88页）

（5）：858-863.

[2] 王晓英. 齿轮钢20CrMnTi非金属夹杂物的控制研究[D]. 沈阳：东北大学，2018.

[3] 范俊锴. 大型锻件白点萌生机理及预控研究[D]. 秦皇岛：燕山大学，2013.

[4] 江莲桂子. 微量元素对铬钼钢性能影响及热处理工艺研究[D]. 淮南：安徽理工大学，2019.

[5] 吕铁铮. 碳氮共渗初探[J]. 机电信息，2021（8）：61-62.

（收稿日期：20250326）