

20Cr2Ni4A 齿轮钢天然气渗碳工艺研究

刘国强^{1, 2}, 王小海^{1, 2}, 张鹏^{1, 2}, 李军^{1, 2}, 王卓^{1, 2}, 班永华^{1, 2}, 蔡红¹, 于庆峰¹

(1. 内蒙古第一机械集团股份有限公司, 内蒙古包头 014030; 2. 特种车辆及其传动系统智能制造国家重点实验室, 内蒙古包头 014030)

摘要: 为了解决常规渗碳过程中存在效率低、污染重、成本高的问题, 采用净化后天然气作为富化介质对20Cr2Ni4A齿轮钢进行渗碳处理。通过扫描电镜、能谱分析仪、显微硬度仪、碳硫分析仪、残余应力检测仪等手段对常规渗碳与天然气渗碳后的显微组织、渗层成分、硬度梯度、碳浓度梯度、残余应力分布梯度进行检测, 并对两种渗碳工艺的生产效率进行对比, 同时也对天然气渗碳后的常、低温冲击断口形貌进行了分析。结果表明: 与常规渗碳相比, 当渗碳层深为 (1.6 ± 0.2) mm时, 天然气渗碳可提升效率15%以上; 可获得较为平缓的硬度梯度、碳浓度梯度分布和较高的渗层残余压应力。低温冲击断口形貌具有韧窝少而浅、准解理形貌和二次裂纹多等特征, 同时局部区域出现沿晶断裂。天然气渗碳工艺可应用于高承载、长寿命重载齿轮的表面强化。

关键词: 20Cr2Ni4A齿轮钢; 天然气渗碳; 显微组织; 硬度梯度; 残余应力梯度; 冲击断口

作者简介:

刘国强(1980-), 男, 高级工程师, 硕士, 主要从事金属材料表面强化与传动结构件抗疲劳制造研究工作。电话: 0472-3116085, E-mail: nmyjlgq1101@163.com

中图分类号: TG156.8
文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2021)05-0540-07

基金项目:

包头市青年创新人才项目(ZZ2019JT024); 内蒙古自治区科技重大专项。
收稿日期: 2021-02-01 收到初稿, 2021-02-21 收到修订稿。

重载齿轮是大功率传动系统核心零部件, 服役过程中有传递功率大、承载能力高、耐冲击性能好等特点, 被广泛应用于矿山、冶金、远洋运输、航空航天、重载车辆等领域^[1-3]。为了保证重载齿轮获得长寿命、抗疲劳、高可靠性的服役特性, 一个可行的办法是对重载齿轮进行合理的表面强化。在对重载齿轮制造过程中, 渗碳淬火工艺是重载齿轮获得高表面硬度和心部强韧性配合的主流表面强化工艺方法, 亦是在服役状态下实现高承载能力、高疲劳强度、高可靠性的重要技术支撑^[4-5]。现代重载齿轮渗碳技术主要有气体渗碳和真空渗碳、等离子渗碳等方法, 其中气体渗碳工艺具有气氛配比稳定、工艺参数易于控制、适用于规模化生产和连续操作等优点, 在重载齿轮制造过程中被广泛应用。但目前生产中对重载齿轮进行气体渗碳时, 依然无法解决长期存在的生产周期与能耗、变形控制难等瓶颈问题, 严重制约重载齿轮制造技术的进步。

根据前期所开展的研究工作, 国内外研究人员分别研究了高温渗碳、稀土催渗、BH催渗等高效渗碳技术, 文献[6]研究表明: 随着渗碳温度的提高, 渗碳扩散系数也显著增长, 显著缩短渗碳周期, 降低热处理成本。尽管高温渗碳具有上述优势, 但高温过程中晶粒度和变形控制较难, 且极易引起材料冲击、疲劳等性能下降, 同时对渗碳设备也提出较高要求。因此在一定程度上限制了该项技术的应用和推广。也有研究表明: 随着稀土元素的加入, 增加了碳原子的扩散通道, 碳扩散系数增大, 从而提高了渗碳效率^[7]。尽管如此, 稀土催渗技术仍需组织优化、渗层深度和硬度梯度的精准控制方面进行深入的研究, 从而使稀土渗碳技术向高效化、精密化方向发展^[8-9]。BH催渗技术是通过在渗碳气氛中添加BH催渗剂, 使其在分解过程中产生体积小、活性高、扩散快的正四价碳原子, 有效提高渗碳速度, 从而缩短了渗碳工艺时间^[10]。但BH催渗过程中所涉及的因素较多, 增大了对渗碳工艺关键参数精准控制的难度, 需要对渗碳过程中的碳活度、碳传递系数、碳扩散系数等工艺参数的影响机理进行进一步探讨, 从而提升该项技术的成熟度与适用性。上述研究工作的开展, 积极推动了渗碳效率的提升, 但受到材料、设备、工艺等因素

的影响,对高承载、多冲击、高可靠性为主要服役特征的重载齿轮的高效渗碳机理研究尚不深入,亟需对影响重载齿轮渗碳效率的关键因素展开研究,提升重载齿轮的渗碳效率。

本文以大功率传动系统重载齿轮为研究对象,通过对常规渗碳工艺的优化,分析了优化工艺方案对重载齿轮显微组织、力学性能、工艺时间的影响,分析了硬度梯度、碳浓度分布梯度、残余应力分布状态和变形情况的影响,以期为重载齿轮的高效渗碳的应用提供技术支撑。

1 试验方法

1.1 试验材料

试验材料选用重载车辆传动系统关键零部件用20Cr2Ni4A合金钢,钢中所含C、S元素采用CS-2000碳硫分析仪测得,钢中所含其余化学元素均采用TXC-01直读光谱仪测得,具体检测结果如表1所示。检测结果表明,试验所用材料满足GB/T3077—2015《合金结构钢》对20Cr2Ni4A合金钢化学成分的技术要求。

由表1检测结果可知,钢中含碳量限制在0.2%左右,一方面可以保证心部强度,满足重载齿轮高承载要求;另一方面,有利于表面残余压应力的产生,同时符合心部韧性要求。与此同时,在合金元素配比方面,成分中含有较高的Cr、Ni等元素,在增加重载齿轮淬透性的同时,可使渗层获得良好强韧性匹配的显微组织。

1.2 试验方法

选用2500T高能螺旋压力机将试验用渗碳钢20Cr2Ni4A在900~1150℃进行锻造(锻造比1:3),锻后经880℃±10℃正火+高温回火,以调整组织状态,细化晶粒,同时改善后续切削加工性能。预备热处理后经磨削和铣削,分别加工成15mm×15mm×30mm金相试样以及模数5、齿数为32、压力角为20°的直齿圆柱齿轮试件。

针对重载齿轮常规渗碳富化介质采用丙酮而存在的成本高、污染重、管控难等弊端,本论文渗碳优

化方案中采用一步净化法净化后的天然气作为富化介质。一步净化法是利用天然气净化介质,通过物理吸附、过滤、化学、电化学等方法,对管道所输送的天然气进行净化,一并去除天然气中的有机硫、无机硫、CO₂、石油、水分、汞、砷等杂质元素,形成高纯净度的渗碳介质,满足渗碳工艺对介质的技术要求。采用KI-2000型微库仑测硫仪对天然气中的硫含量进行检测,采用GC-17A气相色谱仪对天然气的组分进行检测,采用SADPu-D水分露点仪对天然气的露点进行检测,其净化后的技术指标如表2所示。

为了实现重载齿轮渗碳过程中工艺参数多因素耦合过程的精准控制,采用PLC可编程控制器的计算机控制系统对渗碳过程中的温度、碳势、渗碳层深度、表面含碳量、渗层浓度分布状态等参数进行实时状态监测和自动调整。

对先前制备的试样进行天然气渗碳和常规渗碳对比工艺试验。天然气渗碳方案的制定原则为以净化后的天然气为渗碳富化介质,通过高温的作用使其充分裂解后产生活性碳原子,经过吸收、扩散等环节,达到重载齿轮表面强化技术指标,满足重载齿轮显微组织和碳化物控制要求。

天然气渗碳试验采用VKEs可控气氛多用炉,并采用阶梯式升温方式对重载齿轮进行加热。重载齿轮渗碳工艺气氛配置为氮气+甲醇+净化天然气,其中氮气+甲醇为运载气,净化后的天然气为富化介质,通过调控净化天然气的流量实现对渗碳过程中碳势的调节。为使渗碳后的重载齿轮具有合理的表面含碳量、硬化层深度以及平缓分布的硬度梯度,采用两段变温、变碳势渗碳工艺对其进行表面强化。在天然气渗碳中将强渗期的温度设定为920℃±10℃,碳势设定为(1.15±0.05)%C_p。将扩散期的温度设定为850℃±10℃,碳势设定为(0.85±0.05)%C_p,具体工艺曲线如图1a所示。

由于重载齿轮材料选用的是20Cr2Ni4A合金钢,渗碳后增加高温回火工艺以促进残余奥氏体的分解。为了保证热处理过程的连续性,高温回火工艺在VKEs多

表1 20Cr2Ni4A钢的化学成分
Table 1 Chemical composition of 20Cr2Ni4A steel

项目	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
实测值	0.18	0.29	0.41	0.014	0.021	1.39	3.36	0.044	<0.01
GB/T 3077—2015	0.17~0.23	0.17~0.37	0.30~0.60	≤0.030	≤0.035	1.25~1.65	3.25~3.65	≤0.25	

表2 净化天然气技术指标
Table 2 Technical specification of purified natural gas

项目	无机硫/(mg·m ⁻³)	有机硫/(mg·m ⁻³)	总硫/(mg·m ⁻³)	CO ₂ /%	露点/℃
实测值	1.5	2	3.5	0.3	-65
净化技术指标	≤2	≤2.5	≤4	≤0.4	≤-60

用炉中进行,采用三段阶梯式回火工艺,具体工艺曲线如图1b所示。

为了实现重载齿轮心部良好的强韧性配合,采用一次淬火法对心部组织进行调整。在淬火处理时,为减少加热过程中的温度差,有效控制重载齿轮关键尺寸变形,对重载齿轮进行阶梯式加热,具体工艺曲线如图1c所示。

为了与常规渗碳工艺进行效果比对,同步地进行了常规渗碳工艺试验,渗碳富化介质为丙酮,采用强渗-扩散工艺,其工艺路线为 $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ 渗碳 $\rightarrow 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温回火 $\rightarrow 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ 重新加热淬火 $\rightarrow 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 低温回火。

试样渗碳后,用金相砂纸进行打磨、抛光,并经4%硝酸酒精溶液侵蚀。天然气渗碳显微组织试样按GB/T13298—1991《金相显微组织检验方法》制备,采用Quanta FEG450场发射扫描电镜对其渗层组织、心部组织、冲击断口进行观察。依据GB/T9450—2005《钢件渗碳淬火硬化层深的测定与校核》对试验样件从表面到心部的硬度梯度进行检测,检测设备为FM-700显微维氏硬度,加载载荷为1 kg。按照GB/T20123—2006《钢铁 总碳硫含量测定》采用剥层法对试验样件从表面到心部碳浓度变化趋势进行检测,检测设备为CS-2000碳硫分析仪。采用EDAX能谱分析仪对渗层化合物的合金元素组成进行分析。依据GB/T7704—2017《无损检测X射线应力测定方法》,对渗碳试样的残余应力状态及其分布进行检测,采用X stress 3000残余应力检测仪对渗碳后的残余应力分布及其梯度进行测定。

2 试验结果与分析

2.1 硬度梯度分析

由图2可知,两种渗碳工艺后的硬度分布规律呈现“前高后低”的状态,其峰值均出现在亚表层,这不但与渗层产生高碳马氏体与弥散分布的碳化物有关,同时也与渗层表面的残余奥氏体状态有关。此外,两种渗碳工艺后,硬度梯度变化均呈现出由渗层表面向心部平缓下降的趋势,这主要是由于在强渗期内,渗层表面与心部存在较大的浓度差,对碳原子的扩散十分有利。在碳

原子扩散过程中,通过与渗碳钢中强碳化物元素进行结合,在渗层表面产生大量的高碳马氏体和弥散分布的碳化物等硬质相,提高了渗层表面的显微硬度。在梯度组织向心部渐进式过渡过程中,高碳马氏体逐步向中碳马氏体甚至是低碳马氏体转变,弥散分布的碳化物颗粒逐渐减少,直至消失,形成低碳马氏体+残余奥氏体的心部组织。在发生这些转变的过程中,硬度也由高到低逐渐过渡,最终形成平缓的硬度梯度分布。

图2曲线表明,天然气渗碳后的显微硬度整体分布趋势要略高于常规渗碳的显微硬度。这一方面与天然气的渗碳机制有关,即 $\text{CH}_4 \rightarrow \text{C}_{\text{ad}} + 2\text{H}_2 \uparrow$ 属于无氧渗碳技术,减少因表面氧化所引起硬度降低的现象;另一方面,净化后的天然气成分中所含水分、 CO_2 等氧化性因素减少,有效降低了渗碳气氛中的含氧量。同时,也与天然气渗碳过程中活性碳原子的充分扩散有关。活性碳原子充分扩散后,加快了碳原子向渗层表面的扩散速度,缩短渗碳时间,提高渗碳效率。在此次工艺试验中,为了对比天然气渗碳与常规渗碳的效率,设定有效层深为 $(1.6 \pm 0.2)\text{ mm}$,天然气渗碳的工艺时间为15.2 h,而常规渗碳则需18 h,效率提升15%以上。

2.2 碳浓度梯度分析

由图3可知,采用天然气渗碳方案,在渗层表面区域,碳浓度扩散速度较快,使渗碳层的碳浓度在短时间内处于较高位置,其峰值出现在渗层的亚表层,其值可达0.91%。随着渗碳工艺过程的继续,渗层表面对碳原子的吸收能力逐渐减弱,梯度组织中碳浓度差逐渐减小,硬度梯度变化速率也在同步下降。在渗碳浓度梯度逐渐向心部过渡过程中,梯度组织中的碳浓度逐渐饱和,碳浓度扩散速度也由增加转变为下降的趋势,由渗层向心部的碳浓度逐渐降低,而且与心部距离越近,这种趋势也愈加明显,最终形成“前高后低”平缓的碳浓度梯度分布。由于碳浓度梯度分布与硬度梯度分布存在一定的相关性,这种相似的趋势在硬度梯度分布规律中也得到相应的验证。这种梯度分布有利于提高渗层与心部的结合能力,同时也对渗碳工件的疲劳性能十分有利。

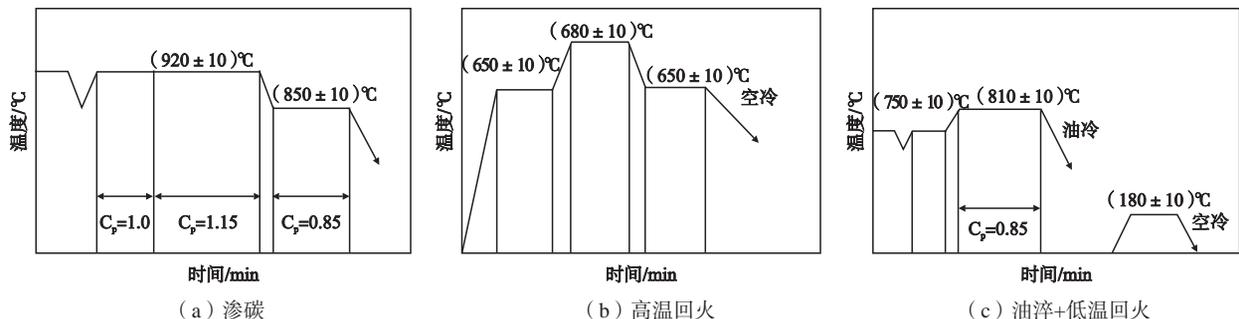


图1 渗碳和热处理工艺

Fig. 1 Carburing and heat treatment processes

图3碳浓度曲线表明,天然气渗碳后的碳浓度整体略高于常规渗碳的碳浓度,碳浓度分布梯度较常规渗碳更为平缓。这是因为常规渗碳中其渗碳机理为 $\text{CO} \rightarrow \text{C}_{\text{ad}} + \text{CO}_2 \uparrow$,即是一边渗碳、一边氧化的过程。这种反应过程会影响碳浓度在渗碳钢中的分布,降低渗碳钢中的碳含量,使得所形成的碳浓度低于天然气渗碳后所形成的碳浓度。

2.3 显微组织分析

图4分别为天然气渗碳与常规渗碳后20Cr2Ni4A合金钢的渗层与心部的典型显微组织,其中图4a、b为天然气渗碳后的渗层组织和心部组织,图4c、d为常规渗碳后的渗层组织和心部组织。天然气渗碳后渗层组织由细小针状隐晶马氏体、少量残余奥氏体以及弥散分布的碳化物组成,心部组织为低碳板条马氏体和残余奥氏体。与常规渗碳相比,天然气渗碳后所形成的渗

层组织与心部组织基本相同。这也表明:富化介质采用净化后的天然气没有改变渗碳后的微观组织。

20Cr2Ni4A合金钢天然气渗碳淬火后渗层形成细小针状马氏体的原因是,马氏体转变过程中受到原奥氏体晶粒边界、尺寸大小的限制,初生片状马氏体将原奥氏体晶粒进行整体分割,形成较原奥氏体尺寸更小的细针状马氏体。随着温度的继续下降,在相变持续过程中,后续生成的针状马氏体不断在初生片状马氏体间形成,其尺寸趋向更加微小,最终在渗层表面形成细针状隐晶马氏体。此外,由于20Cr2Ni4A合金钢微区化学成分的偏析,导致微区各点的Ms点不尽相同,使得马氏体长大过程受阻,限制了新生高碳马氏体的尺寸,促进细小针状马氏体的生成^[11]。由于渗层的碳含量较高,碳原子的固溶强化效应较为显著,使得渗碳层具有较高的强度和硬度,是重载齿轮表面获得高硬度、高耐磨性和高接触疲劳的关键因素。在细小

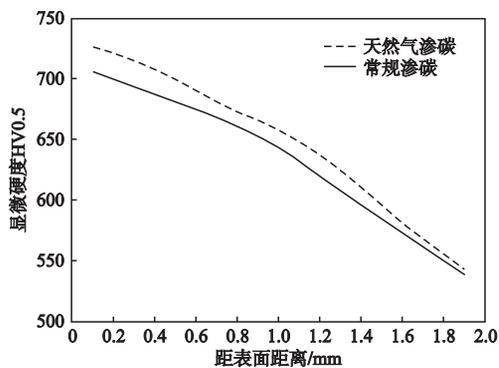


图2 渗碳层硬度梯度分布

Fig. 2 Micro-hardness gradient of carburized case

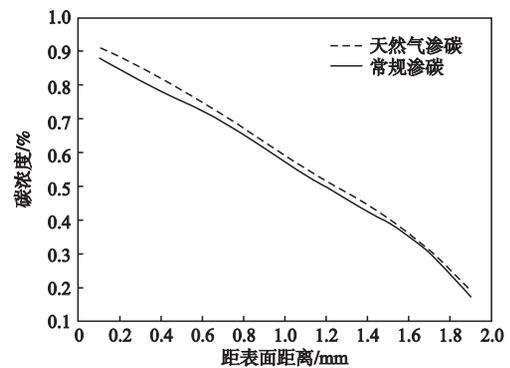


图3 渗碳层碳浓度梯度分布

Fig. 3 Carbon concentration gradient of carburized case

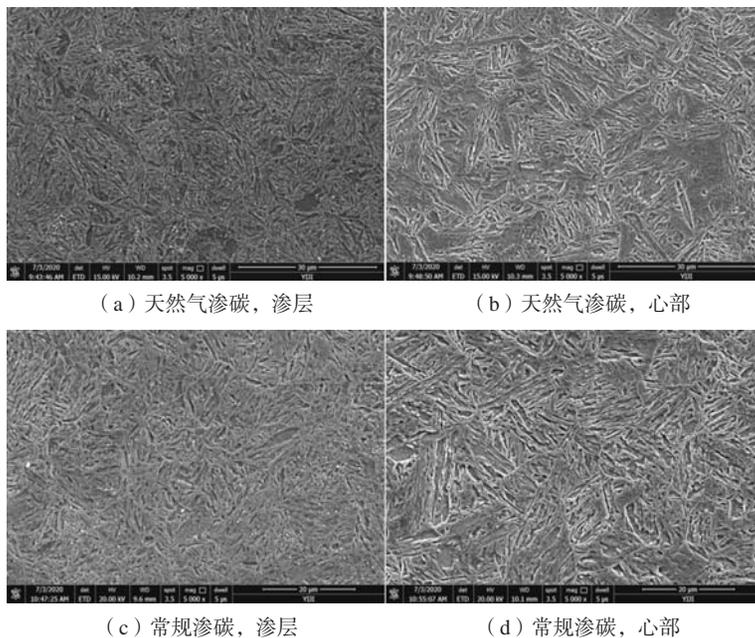


图4 两种渗碳工艺后的20Cr2Ni4A钢显微组织

Fig. 4 Microstructure of carburized 20Cr2Ni4A steel after two processes

针状马氏体分布于渗层表面的同时,常常伴随着一定数量的残余奥氏体,如图4a中所示。这是由于20Cr2Ni4A合金钢渗层富含碳、镍等奥氏体稳定化元素,使得渗层奥氏体状态较为稳定,在冷却过程中依然被保存下来。传统观点一直认为,残余奥氏体的存在会降低重载齿轮的表面硬度、耐磨性能,甚至引起疲劳性能的下降。但最近的研究表明:在外加载荷的作用下,适量残余奥氏体会延长重载齿轮的服役寿命^[12]。另外,适量的残余奥氏体会减缓重载齿轮啮合过程中的应力集中效应,提高重载齿轮抗点蚀能力。渗层组织中碳化物的形状、尺寸及其分布状态直接影响重载齿轮的疲劳性能,同时也是获得高硬度、高耐磨性和高疲劳性能的重要因素。20Cr2Ni4A合金钢天然气渗碳后,其细针状马氏体基体上弥散分布的碳化物颗粒,如图4a中所示。产生这种现象的原因是在天然气渗碳工艺的强渗阶段,采用高温高碳势的工艺方法,使渗层在较短时间内获得具有弥散分布的碳化物颗粒的富碳层。后续通过对温度和碳势的调整,实现对碳化物尺寸和形状的控制。

为了实现重载齿轮心部良好的强韧性配合,采用一次淬火法对心部组织进行调整。由于20Cr2Ni4A合金钢具有良好的淬透性,在淬火过程中极易整体淬透,因此所形成的组织为板条马氏体+弥散分布的残余奥氏体组织,如图4b中所示。发生相变所产生的板条马氏体组织不但具有较高的强度和硬度,同时也具有良好的塑性和韧性。此外,通过一次淬火可以细化晶粒,不但提高强度,同时也改善韧性,满足重载齿轮心部组织具有良好的强韧性匹配的要求。

还应指出的是,渗层的合金元素的组成是决定重载齿轮接触疲劳性能的关键因素,仅仅采用金相法对天然气渗碳渗层组织进行表征,很难系统了解天然气渗碳渗层组织中合金元素的组成与存在状态。因此,对天然气渗碳渗层颗粒状化合物进行了EDS分析,明确渗层的合金元素组成,分析检测结果如图5a、b所示。能谱分析结果表明:渗层上亮白色颗粒状化合物是由C、Fe、

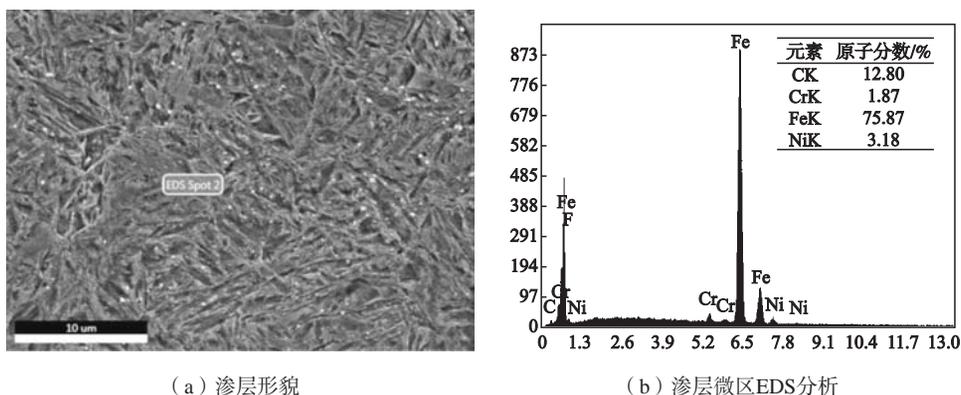
Cr、Ni元素组成,化合物中Cr元素含量为1.87at%、Ni元素含量为3.18at%,基本与试验材料的化学成分相吻合。其中Ni元素为非碳化物形成元素,不能与其他元素结合生成碳化物,而Cr元素为碳化物形成元素,与C的亲合力较大,可与试验材料中的C、Fe元素进行结合,形成稳定的、高硬度、高脆性的C-Fe-Cr型碳化物。此外,根据Cr元素在试验材料中的含量以及所占的体积分数判断,试验材料中的Cr元素绝大多数形成C-Fe-Cr型碳化物,而较少的Cr元素以固溶形式在Fe基体中存在。

2.4 残余应力梯度分析

重载齿轮渗碳、淬火后,不可避免会伴随着残余应力的产生。合理的残余应力梯度分布不仅可有效提升重载齿轮的承载能力,同时也可发挥阻止重载齿轮表面裂纹萌生、扩展的作用,为实现重载齿轮高承载、抗疲劳、长寿命服役特性提供支撑。由图6可知,由于受到组织应力和热应力的共同作用,在两种渗碳工艺中,残余应力分布整体趋势以峰值为界限,峰值左侧呈单调增加的趋势,而峰值右侧则呈现单调下降的趋势,最大压应力出现在亚表层约0.7 mm附近。这主要是因为当淬火温度达到 M_s 点时,渗层表面以极快的速度发生马氏体相变,同时体积也同步发生膨胀,而由于表面与心部相变的不同步性,导致表层产生压应力,心部产生拉应力^[13]。而表层与心部的过渡区域内,根据应力分布平衡性,靠近表层的一侧产生了拉应力,而靠近心部一侧则产生压应力。由于亚表层的马氏体转变要晚于最表层的马氏体转变,从而对表层最先产生的马氏体产生了拉应力,其所产生的拉应力抵消了部分表层的压应力,导致最大残余压应力出现在亚表层,而非表层。

2.5 冲击断口分析

在对重载齿轮进行动态性能评价时,冲击性能是表征重载齿轮承受动态冲击载荷的重要指标,同时也



(a) 渗层形貌

(b) 渗层微区EDS分析

图5 天然气渗碳渗层形貌及能谱EDS分析结果

Fig. 5 Morphology analysis and EDS analysis of natural gas carburized case

是评价重载齿轮脆性倾向和强塑性配比等特性的关键要素。特别在低温条件下,对于保证重载齿轮服役的可靠性和稳定性具有重要的意义^[14]。图7为天然气渗碳冲击试样断口形貌,其中,图7a-c为室温冲击断口形貌,图7d-f为低温(-40℃)冲击断口形貌。常、低温冲击断口均由裂纹源区、扩展区和终断区三部分构成。两种试验温度下的冲击断口断裂源区形貌特征均为不同尺寸的大小韧窝+少量准解理。但随着冲击温度的下降,断裂源区表面的韧窝形态发生变化,韧窝深度下降,韧窝底部的塑性变形量呈现下降趋势。而在两种冲击试验条件下扩展区,其形貌特征为较为密集分布的不同尺寸韧窝+少量准解理。这就说明随着裂纹扩展速率的增加,断口形貌仍以韧窝为主,但韧窝的形态由小而深转变为小而浅,韧窝深度变浅,同时在局部区域存在准解理形貌,并在准解理的小刻面上分布着撕裂棱;这是因为在裂纹萌生的初期,裂纹扩展所需的能量较大,裂纹扩展的速度较慢,形成了小而深的韧窝形貌。当裂纹尺寸发展至临界尺寸时,裂纹扩展的速率显著加快,裂纹扩展的阻力显著缩小。与裂纹源区韧窝形貌相比,扩展区的韧窝形貌呈现尺寸增大,深度降低的趋势。分析结果表明:随着冲击温度的下降,韧窝的数量、分布密度与深度均有所降低,断口准解理形貌增多,二次裂纹也呈现

增多的趋势,同时还在低温冲击断口出现局部沿晶形貌^[15]。冲击温度的降低加剧了渗层的脆性,随着裂纹的扩展所吸收能量的减弱,削弱了阻止裂纹扩展的能力。断口出现沿晶形貌的原因是以下两个方面。一方面,随着冲击试验温度的降低,以及所承受冲击能量较为快速且集中,极易产生沿晶断裂;另一方面,由于渗碳后,冲击试样所形成的微观组织具有碳浓度分布的梯度组织,由渗层至心部的碳含量不同,其马氏体转变具有不同时效性,比容相差较大,脆性也就较大,也极易在冲击过程中形成沿晶断裂。

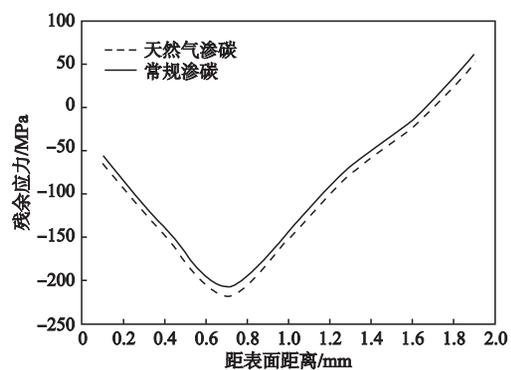
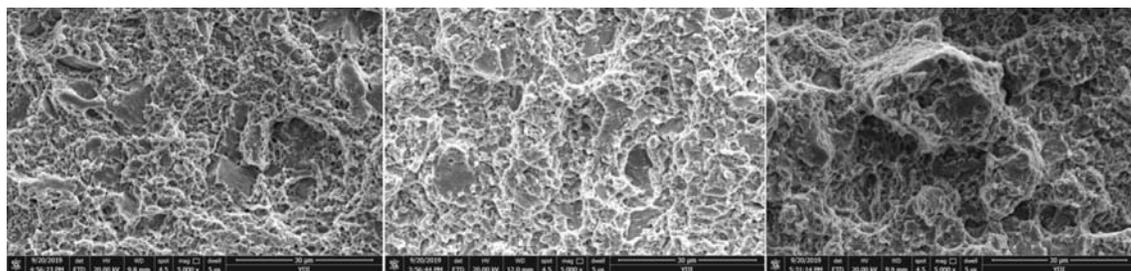


图6 渗碳层碳浓度梯度分布

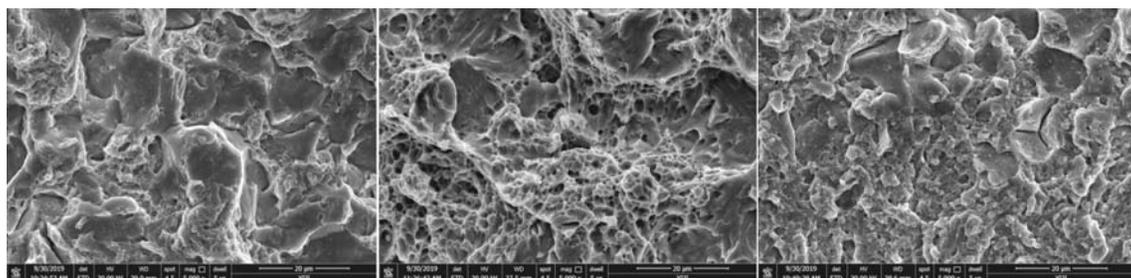
Fig. 6 Residual stress gradient of carburized case



(a) 裂纹源区, 室温

(b) 扩展区, 室温

(c) 终断区, 室温



(d) 裂纹源区, -40℃

(e) 扩展区, -40℃

(f) 终断区, -40℃

图7 不同冲击温度下天然气渗碳断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of natural gas carburized specimens under different impact temperatures

3 结论

(1) 天然气渗碳后, 20Cr2Ni4A 齿轮钢的渗层组织为回火马氏体加少量残余奥氏体, 其表面均匀分布着细小、弥散的碳化物颗粒, 心部组织为板条马氏体+残余奥氏体, 符合重载齿轮显微组织技术要求。

(2) 与常规渗碳相比, 天然气渗碳后的碳浓度梯度、硬度梯度、残余应力分布变化较为平缓。

(3) 天然气渗碳后, 20Cr2Ni4A 齿轮钢的常、低温冲击断口由断裂源区、扩展区和终断区构成, 其中断裂源区与扩展区的典型形貌为韧窝+少量准解理, 而

终断区形貌略有不同,在韧窝+准解理+二次裂纹典型形貌外,低温冲击断口出现沿晶裂纹,这与渗碳后的脆性和所施加的高速冲击能量有关。

(4) 天然气渗碳可显著缩短重载齿轮的渗碳周期,当有效硬化层深为 (1.6 ± 0.2) mm,天然气渗碳

的工艺时间为15.2 h,而常规渗碳则需18 h,效率提升15%以上。

(5) 天然气渗碳可应用于高承载、多频次冲击、复杂交变载荷条件下重载齿轮的表面强化,可取代现行常规丙酮渗碳工艺。

参考文献:

- [1] 陈国民. 对齿轮表面硬化热处理物理冶金因素的评述 [J]. 金属热处理, 2015, 40 (8): 1-13.
- [2] ISLAM M A, BEPARI M M A. Structure and properties of carburized and hardened niobium micro-alloyed steels [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 74 (1-3): 183-189.
- [3] 王志远, 邢志国, 王海斗, 等. 重载齿轮弯曲疲劳寿命测试方法研究现状 [J]. 材料导报, 2018, 32 (9): 3051-3057.
- [4] WEI Shaopeng, WANG Gang, ZHAO Xianhui, et al. Experimental study on vacuum carburizing process for low-carbon alloy steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23 (2): 545-550.
- [5] 付海峰, 李肖, 徐跃明. 重载齿轮热处理及应用 [J]. 金属热处理, 2020, 45 (3): 178-183.
- [6] 赵文军, 刘国强, 王金栋, 等. 20Cr2Ni4A齿轮钢高温渗碳工艺 [J]. 金属热处理, 2015, 40 (12): 142-145.
- [7] YAN M F, CAI C H, LIU Z R. Replacement of conventionally complex processing for low alloy steel 20Cr2Ni4A by rare earth carburising at lower temperature [J]. Metal Science Journal, 2001, 17 (8): 1021-1024.
- [8] 刘志儒, 阎牧夫, 罗群, 等. 稀土与碳氮原子共渗及其微合金化创新理论 [J]. 材料热处理学报, 2011, 32 (7): 121-129.
- [9] 赵文军, 刘国强, 刘锐, 等. 20Cr2Ni4A齿轮钢稀土渗碳工艺研究 [J]. 铸造, 2018, 67 (9): 831-835.
- [10] 安峻岐, 刘新继, 何鹏. 渗碳与碳氮共渗渗技术的发展与现状 [J]. 金属热处理, 2007, 32 (5): 78-82.
- [11] 计云萍, 刘宗昌, 任慧平, 等. 高碳钢中马氏体的组织结构及形成机制 [J]. 机械工程材料, 2013, 37 (3): 1-3.
- [12] 美国金属学会热处理手册: A卷 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2019.
- [13] 陈德华, 滕鲁湘, 李光瑾, 等. 渗碳淬硬层残余应力的分布特征 [J]. 热处理, 2011, 26 (2): 65-71.
- [14] 王立民, 彭梦都, 雷玫芳. 45CrMoV钢冲击断口形貌 [J]. 塑性工程学报, 2015, 22 (1): 133-136.
- [15] 李翌伟, 巨佳, 王章忠, 等. 23CrNiMoV锻钢制动盘的微观组织和冲击性能研究 [J]. 热加工工艺, 2017, 46 (18): 79-82.

Study on Natural Gas Carburizing Process for 20Cr2Ni4A Gear Steel

LIU Guo-qiang^{1,2}, WANG Xiao-hai^{1,2}, ZHANG Peng^{1,2}, LI Jun^{1,2}, WANG Zhuo^{1,2}, BAN Yong-hua^{1,2}, CAI Hong¹, YU Qing-feng¹

(1. Norinco Group Inner Mongolia First Machinery Group Co., Ltd., Baotou 014030, Inner Mongolia, China; 2. State Key Laboratory of Smart Manufacturing for Special Vehicle and Transmission System, Baotou 014030, Inner Mongolia, China)

Abstract:

To solve the problems of low production efficiency, serious pollution, and higher cost in the conventional case carburizing process, 20Cr2Ni4A gear steel was treated by the carburizing process with purified natural gas as carbon-rich medium. The microstructure, chemical composition of natural gas carburized case, micro-hardness gradient, carbon concentration gradient and residual stress gradient were determined by means of microstructural analysis, EDS analysis, micro-hardness analysis, carbon concentration analysis, and residual stress analysis. The production efficiency of two carburizing processes was compared. The room temperature and low temperature impact fracture morphologies of natural gas carburized specimen were analyzed. The results show that the efficiency of natural gas carburizing process can be increased by more than 15% compared with the conventional carburizing process when the case-hardened depth is about 1.6 mm±0.2 mm. A smooth hardness gradient and carbon concentration gradient at the cross-section of carburized case and higher surface residual compressive stress can be achieved. The fracture morphology characteristics of low temperature impact specimen is less dimples, more quasi cleavage and secondary cracks, and the intergranular fracture occurs in local region. The natural gas carburizing process can be used for surface hardening of the heavy-duty gears with high load-bearing capacity and long life.

Key words:

20Cr2Ni4A gear steel; natural gas carburizing; microstructure; micro-hardness gradient; residual stress gradient; impact fracture