

硬质合金的疲劳与断裂

陈振华¹, 姜勇¹, 陈鼎¹, 张忠健², 徐涛², 彭文²

(1. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082;

2. 株洲硬质合金集团有限公司, 株洲 412000)

摘要: 硬质合金在使用中一般同时承受多重疲劳的共同作用, 了解硬质合金的疲劳破坏机理和提高其疲劳性能是硬质合金研究领域的一个重要方向。综述各种硬质合金工具在不同环境中的疲劳破坏情况, 概括目前国内外学者对硬质合金疲劳性能的机理的研究进展。同时介绍本课题组在自行改造的疲劳试验机上对硬质合金多重疲劳开展的一些工作。

关键词: 硬质合金; 疲劳; 裂纹扩展; 断裂

中图分类号: TB303 **文献标志码:** A

Fatigue and fracture of cemented carbides

CHEN Zhen-hua¹, JIANG Yong¹, CHEN Ding¹, ZHANG Zhong-jian², XU Tao², PENG Wen²

(1. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China;

2. Zhuzhou Cemented Carbide Group Co., Ltd., Zhuzhou 412000, China)

Abstract: In actual applications, the cemented carbides stand the multiple fatigue action. Understanding the fatigue mechanism and improving the fatigue property are the important direction for the research of cemented carbides. The applications and studies of fatigue and fracture of cemented carbides were reviewed. The domestic and foreign research results on the mechanism of fatigue fracture of cemented carbides were summarized, and the recent works of authors' research group were also introduced.

Key words: cemented carbides; fatigue; crack propagation; fracture

硬质合金是指元素周期表中IV、V、VI族中的过渡元素(钛、锆、铪、钒、铌、钽、铬、钨、钼)的碳化物和铁族元素(铁、钴、镍)以及其他微量元素粉末采用粉末冶金技术烧结而成的硬质材料^[1-3]。经过 80 多年的发展, 硬质合金作为一种高效的工具材料取得了长足的发展, 成为一个完整的独立大工业体系。目前, 硬质合金已成为几乎所有工业部门和新技术领域中不可缺少的工具和结构材料, 对世界工业发展和科学技术进步起到了重要的推动作用, 被誉为“工业的牙齿”。硬质合金具有高强度、高弹性模量、高耐磨、高红硬性和一定韧性等优点, 在切削工具、石油矿山

钻具和耐磨零件等方面得到了广泛应用^[4-6]。硬质合金的断裂一直制约着其应用发展, 在使用过程中, 大多数种类的硬质合金工具和其他硬质合金零件是在多次冲击或和谐加载状态下工作的, 因此, 疲劳是导致硬质合金断裂的主要原因。在循环载荷下, 材料的强度指标是最能反映材料使用状态的特性。材料在循环载荷下的疲劳性能不仅取决于其强度值, 而且决定于它的塑性变形能力, 了解硬质合金的断裂机理和提高其疲劳性能是硬质合金研究领域的一个重要方向。目前, 硬质合金的报道中关于强度的研究较多^[7-9], 而关于其韧性和疲劳性能的研究较少, 特别是国内的研究报道

基金项目: 湖南省“十一五”重大科技专项(2007FJ1002); 国家自然科学基金资助项目(50804015)

收稿日期: 2011-05-12; 修订日期: 2011-07-20

通信作者: 陈振华, 教授, 博士; 电话: 0731-88821648; E-mail: chenzenhua45@hotmail.com

更是少见。我国是世界硬质合金的原料基地,也是世界硬质合金的生产与消耗大国,为了提高我国硬质合金企业在国际市场上特别是高端产品领域的核心竞争力,必须加强原始创新的提升,特别是对疲劳、断裂等基础问题的研究需要有大的突破。本文作者综合评述了近年来国内外硬质合金疲劳的研究成果,同时对本课题组在此领域开展的工作做了简要介绍。

1 硬质合金的疲劳破坏

硬质合金的品种很多,按化学成分可分为3类,各类硬质合金因其成分和性能的不同,有着不同的应用领域:1) 钨钴类(WC-Co)硬质合金。其硬质相是WC,粘结相是Co,代号是YG;2) 钨钛钴类(WC-TiC-Co)硬质合金。其硬质相除WC外,还加有TiC,粘结相也是Co,代号为YT;3) 钨钛钽(铌)钴类(WC-TiC-TaC(NbC)-Co)硬质合金。这类硬质合金是在YT合金成分中加入TaC(NbC)而成,其代号为YW。

硬质合金工具的服役状况一般比较恶劣,常常需要承受循环载荷、冷热交替的温度变化以及腐蚀的环境。疲劳是造成硬质合金工件破坏的一个主要原因。疲劳种类一般来说有机械疲劳、热疲劳和腐蚀疲劳等。机械疲劳是指材料在循环载荷下即使应力未能达到硬质合金强度极限,但在交变的拉压和冲击作用下,产生疲劳裂纹并最终破坏的现象。热疲劳是硬质合金与外界作用时,由于温度的多重循环或周期变化所引起的内能变化,使材料产生裂纹源和以裂纹源扩展成微裂纹过程的现象。腐蚀疲劳是工程结构或构件在使用过程中与环境中的腐蚀介质相互发生作用造成开裂或断裂提前失效的现象。需要注意的是,在硬质合金的实际应用中,几种疲劳方式是共同作用并相互促进的。目前,关于硬质合金性能的报道大部分是关于静载荷的,主要包括硬度、抗弯强度和断裂韧性等^[10-15]。关于硬质合金疲劳的研究较少,且大多集中在硬质合金刀具方面。

1.1 硬质合金刀具的疲劳研究

硬质合金硬度比陶瓷、立方氮化硼和金刚石稍低,但比普通碳钢和高速钢等高得多,其韧性比高速钢的略低,但比陶瓷、立方氮化硼和金刚石等高得多,这就决定硬质合金在刀具行业中不可替代的地位。刀具用材料一般为YW系列硬质合金,该类硬质合金与YT类硬质合金相比,其抗弯强度(显著增加刀刃强度)、疲劳强度、冲击韧性、耐热性、高温力学性能和

抗氧化能力以及其耐磨性提高了,其抗月牙洼磨损和抗后刀面磨损能力增加了。特别是近些年来随着PVD和CVD涂层技术的发展成熟^[16-20],硬质合金越来越显示出其在刀具领域的优势。刀具在使用过程中会不断受到交变弯曲应力、频繁冲击以及空载时急剧冷却所产生的热疲劳,因此不可避免地发生粘刀和崩刃现象。这些都是刀片在切削区域内因疲劳产生各种裂纹并在循环载荷在逐渐扩展直至失效导致的破坏。早在20世纪70年代,人们就认识到刀具在切削过程中刀具的破坏是由交变载荷、交变温度和磨损共同作用的结果,但限于当时试验条件这几种疲劳机制不能分解开来研究^[21-22]。表1所列为目前公开报道的为数不多的硬质合金刀具疲劳方面的一些工作进展^[23-37]。

针对硬质合金刀具在切削中遇到的腐蚀环境问题,关于硬质合金刀具的耐腐蚀性和在腐蚀环境下的力学性能和疲劳性能也有一些研究。例如WENTZEL和ALLEN^[38]对几种添加不同粘结剂成分的YG合金进行了腐蚀性能的研究,结果表明:纯Co或纯Ni粘结相合金可以通过合金化的方法提高其耐腐蚀性能,Ni-Cr-Co和Ni-Cr的混合粘结相合金的腐蚀速率很低。硬度越低,合金其腐蚀速度越快,造成硬质合金腐蚀的原因主要是粘结相的迁移导致硬质相的相互分离。PUGSLEY等^[39-40]在对用于伐木和金属切削的两种YW牌号硬质合金刀具在水和酸性腐蚀环境下的力学性能和疲劳性能进行的研究中发现:暴露在腐蚀环境中两种合金都会因局部腐蚀造成应力集中从而对工具产生不良影响。在酸性环境中材料的疲劳强度极限只有其强度的25%,而在空气中的疲劳极限为其强度的50%。应力幅值越低,频率越慢,这种腐蚀效应体现的越明显。在腐蚀环境下硬质合金疲劳的断裂方式是由动载荷和腐蚀两种作用相互促进引起的,疲劳引起的材料的塑性变形加快了腐蚀速率。

1.2 矿用硬质合金的疲劳研究

矿用硬质合金包括地质勘探工具、凿岩工具和煤炭采掘工具等。硬质合金矿用工具主要是利用硬质合金材料的耐高温、耐磨损以及耐腐蚀等性能来满足特殊工况要求。例如在矿山开采挖掘中,需要通过硬质合金工具的旋转、冲击以及两种作用的相互结合来实现。硬质合金工具在频繁的与岩石接触中,产生冲击疲劳,同时还会因剧烈摩擦产生大量的热量,局部温度可达1000℃以上,同时在水冷或风冷作用下,产生热疲劳效应^[41-42]。对于在中、硬度的岩石的开采工况下,由于承受岩石的冲击负荷较小,破坏的主要原因是热疲劳引起的裂纹源在冲击载荷和热循环的共

表1 硬质合金刀具疲劳研究结果^[23-37]Table 1 Result of fatigue study of cemented carbide cutting tools^[23-37]

研究者	材料	研究内容及结论	参考文献
SCHLEINKOFER U, et al	YW 系列	研究了在静载荷、递增载荷和循环载荷下的合金的性能。指出合金的抗疲劳性能不能从静载荷力学性能推导出来, 因为即使常规强度相当的材料其疲劳性能差距可能很大, 这是由于材料的破坏机制不同, 在疲劳载荷下, 材料的破坏是由临界裂纹扩展引起的。同时由于在裂纹扩展中其裂纹尖端和韧性变形区的演变很复杂, 所以很难根据合金成分进行预测。在疲劳断裂中, 临界裂纹扩展是在 Co 相中进行的, Co 相吸收大部分的变形能并会引起面心相向密排相的相变, 这种相变会降低塑性, 特别是在裂纹尖端部分的相变会阻碍裂纹的闭合效应, 从而导致硬质合金高的疲劳敏感性。	[23-26]
LLANES L, et al	YG 系列	对 5 种商业牌号合金硬质合金进行了一系列包括对抗弯强度、断裂韧性、疲劳极限和裂纹扩展速率等的研究, 并对裂纹扩展行为进行了线弹性力学的分析后指出: YG 硬质合金的断裂韧性和抗裂纹扩展能力主要由合金中 Co 层的厚度和 WC 的临界度决定, 裂纹扩展的驱动力是 K_{max} 而不是普通金属材料的 ΔK 。同时指出硬质合金线切割加工中引入的缺陷和残余应力对合金抗弯强度和疲劳强度都产生不利影响。同时, 采用球形压痕设备对基 PVD 涂层(TiN)硬质合金刀具进行接触疲劳研究, 结果发现涂层刀具对这种接触疲劳的敏感性远大于基底材料, 临界裂纹在涂层出现的几率远大于在基体材料中产生的, 这与涂层柱状形态的分布和喷涂时产生的残余压应力有关。	[27-31]
ISHIHARA S, et al	YW 系列	使用自行设计的装置对刀具进行了热疲劳性能的研究, 讨论了热疲劳裂纹扩展速率(da/dN)与应力强度因子(K_{max})之间的关系, 结果发现该硬质合金的 da/dN 与试样尺寸和冷却介质都无关, 仅仅受 K_{max} 控制, 其关系为 $da/dN=2.02 \times 10^{-7}(K_{max}-3.3)^{1.56}$ 。	[32]
DARY F C, et al	YW 系列	利用自制的微型电热机械测试设备研究了几种硬质合金热-机械疲劳行为, 认为减少合金中 Co 含量, 在不出现脱碳的情况下减少总碳量, 增加合金的固溶量都有利于提高合金的疲劳寿命, 并指出 Co 相平均自由程的减小能提高合金的疲劳寿命。	[33]
KINDERMANN P	YW 系列	高温机械疲劳的研究结果表明, Co 相在低温疲劳中发生 FCC 向 HCP 的相转变, 但是在高温下, 靠近裂纹尖端的粘结相发生氧化和碳化钨的脆-延性转变成成为疲劳过程中的主要机制。	[34]
ROEBUCK B, et al	YG 系列	采用自制的设备对几种硬质合金采用带缺口试样进行了弯曲形式下的热-机械疲劳。结果显示材料在 300 °C 下的疲劳寿命反而明显高于室温下的结果, 这可能是内部残余应力或粘结相改变造成的。热-机械疲劳的结果对于显微硬度差距不大的材料区分不明显。	[35]
SAILER T, et al	超细晶 WC-Co (FeCoNi)合金	抗弯强度和抗弯疲劳强度的测试结果表明: 纯 Co 粘结剂合金的抗弯强度很高, 但对循环载荷很敏感, 而含 Co 的混合粘结剂合金虽然抗弯强度与纯 Co 合金相比稍低, 但抗循环载荷能力较强, 这种差异是由不同粘结剂合金的断裂机制不同引起的。	[36]
LISOVSKY A F	YG 系列	利用自行改造的设备研究合金结构、性能和缺陷演变过程之间的关系, 提出要提高这些合金在疲劳载荷下的寿命需通过增加粘结剂和碳的吸收能、降低粘结相中的应力和增加界面强度来实现。	[37]

同作用下扩展并最终导致失稳和工件的最终断裂。这种工具最终破坏的特征是存在热疲劳引起的“蛇皮式”裂纹。而在硬岩的开采时钻齿主要承受很大的冲击载荷, 因此, 其破坏主要是冲击疲劳产生在表层区域的物理或化学变化诱发裂纹形核, 然后长大破坏, 温度的升高导致这种物理或化学变化加速, 从而加剧了材料的破坏。

硬质合金截齿作为采煤工具, 在击碎煤的过程中硬质合金刀头承受很高的往复压应力、剪应力和冲击载荷, 而且还会受到冷热的温度变化, 其服役条件相当复杂。挖煤用截齿刀的断裂的原因主要是钎焊造成的表面开裂、热疲劳和冲击疲劳的共同作用。BELNAP 和 GRIFF^[43]成功地在 WC-Co 合金的表面以 PCD 的方式制备均匀结构和结构化设计的金刚石镀膜, 大大提高钻孔用硬质合金的使用性能。LIU 等^[44]在 Gleeble 热模拟机上对烧结态、淬火态和热处理态的 Co 含量为 20%(质量分数)的 YG 硬质合金分别进行了短循环次数的热循环、力循环和热力循环试验, 检测了合金中粘结相 Co 的变化。结果发现: 经过 3 种状态疲劳试验后, 所有合金中 Co 的面心立方的 β -Co 相对含量下降而密排六方的 ϵ -Co 相对含量上升, 其中烧结态合金中 β -Co 相含量减少的顺序依次为热循环、力循环、热力循环, 在同样热力循环后, 淬火态合金和热处理态合金中残余的 β -Co 相分别是烧结态合金中的 3.3 倍和 4 倍。

1.3 硬质合金模具的疲劳研究

伴随着市场的推动和硬质合金自身性能的不断提 高以及加工设备的发展完善, 硬质合金材料以其高的强度和耐磨性, 以及一定的韧性, 在模具行业的应用领域逐步扩大, 从最初的拉丝模先后步入冲裁模、冷镦模、冷挤模以及热作模等几乎全部模具领域。硬质合金模具在使用过程中一直承受着拉拔、挤压、冲击等动载荷, 同时因摩擦或高温作业承受冷热温度的循环, 甚至还有冷却液的腐蚀作用。例如拉钢丝模用 YG 合金^[45]由于工作时应力腐蚀协同 Co 粘结相的在润滑液中的选择性溶解形成断裂源导致模具最终破坏。同时提出解决拉丝模裂纹和断裂的方法可采用新型粘结剂、消除机械应力和在润滑液中加入抑制剂减少 Co 的溶解。BRONSTED 和 SKOVHANSEN^[46]研究了用于冷锻用的 G7 合金(WC-25%Co, 质量分数)的疲劳裂纹扩展性能。发现合金的裂纹扩展速率符合典型的裂纹扩展行为, 但是其裂纹增长很敏感。SERGEJEV

等^[47]对两种 YG 硬质合金分别进行了滑动、滚接触和冲击的循环载荷的疲劳测试, 并且根据材料内部孔洞的存在情况结合一些基本的力学性能给出了预测材料表面疲劳寿命的计算方法。KLUNSNER 等^[48]研究了不同 WC 晶粒尺寸和 Co 含量的 YG 类硬质合金疲劳性能与显微组织之间的关系。指出裂纹主要起源于材料内组织不均匀处, 例如微孔或大尺寸的 WC 颗粒等。得到的 $S-N$ 曲线分散性较大是由于存在不均匀组织引起的。在应力比为 0.1、-1 和 -3 的情况下测得 Co 含量 12% 的 YG 合金的裂纹扩展临界应力强度因子 ΔK 分别为 4.3、6.2 和 9 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$ 。循环应力—应变行为的研究显示硬质合金材料的大部分塑性变形都是发生在第一次加压—卸载过程中, 在随后的循环中逐渐回复, 几百次后回复到 0。

1.4 硬质合金轧辊的疲劳研究

从 20 世纪 90 年代后期开始, 由于我国钢铁行业进入高速发展阶段, 大大促进了硬质合金轧辊的应用与发展。由于硬质合金具有良好的耐磨性、高温红硬性、耐热疲劳性和热传导性以及高强度等特点, 硬质合金轧辊和轧辊环被广泛应用于线材、板材、管材、棒材、螺纹钢和无缝钢管等的轧制和加工中。国内外生产的硬质合金轧辊材质都是 YG 合金, 一般有 WC-Co 和 WC-Co-Ni-Cr 两大系列, 其中作为粘结剂的 Co、Co-Ni-Cr 含量范围为 6%~30%(质量分数)。轧辊(环)在正常使用过程中, 一般破坏是从表面“龟裂”开始的, 这种裂纹一般是由表面在使用过程中产生的摩擦热与冷却水交互作用产生的热疲劳裂纹。随着这种网状龟壳状裂纹的延伸, 逐渐造成合金剥落, 甚至碎辊。PANDEY 等^[49]根据对线材和棒材轧辊的实际破坏情况分析得出其断裂源主要起源于材料内部的空洞和轧辊上槽底或槽面上。

湖南大学金属材料研究所与株洲硬质合金集团有限公司进行合作, 结合湖南省“十一五”钨产业链关键技术及应用重大专项项目, 对硬质合金轧辊环用硬质合金进行了一系列疲劳与断裂方面的研究。根据轧辊环的实际使用条件, 采用自行改造的设备对 WC-Co(YGH 类)和 WC-Co-Ni-Cr(YGR 类)两类硬质合金进行了机械疲劳、热疲劳、腐蚀疲劳以及几种疲劳耦合的多重疲劳研究。通过在电液伺服疲劳机上配备一组可转位的氧炔焰加热枪和高压气体冷却枪实现了机械疲劳、热疲劳和热—机械疲劳试验, 同时辅以不同 pH 值的冷却液, 实现了热—腐蚀疲劳的条件, 得到

了一系列疲劳结果并对其机理进行了探讨,主要结论如下。

1) 在室温疲劳中,硬质合金材料表现出明显的疲劳效应,即应力水平的降低伴随着疲劳寿命的上升。在高应力区域,材料的疲劳寿命较短,此时合金的疲劳寿命与合金的强度有关,合金的强度越高,其疲劳寿命越长,因此, $S-N$ 曲线的起始阶段相同应力幅下,低粘结性含量合金表现出比高粘结剂含量的合金更高的疲劳寿命。随着应力幅值的降低,这种强度与疲劳寿命的联系越来越不明显,特别是进入高周疲劳区域($>10^5$)后,高粘结剂含量的合金反而表现出更高的疲劳抗性。其主要原因是由于分布在 WC “骨架”中的 Co 相的塑性变形提高了材料抗裂纹扩展的能力,通过裂纹桥联机制^[50]等作用对合金起到了增韧作用,粘结剂含量越高,这种增韧作用越强。

2) 与室温疲劳相比,在热-机械疲劳中,在相同应力幅下合金的寿命会大大降低,其原因主要如下:

1) 在高温作用下试样表面形成一层疏松的氧化层,氧化层的脱落导致试样受力面积减小; 2) 合金在高温下的力学性能会下降。这种降低在低应力水平水平下愈发明显,因为此时疲劳寿命较长,试样承受热循环的次数增多造成的热损伤也越大。同时研究结果还表明,在合金中添加一定比例的 Ni 和 Cr 能显著提高合金的热-机械疲劳性能。粘结剂中的 Ni 与 Cr 是以固溶于 Co 的形式存在的,提高了堆垛层错能,阻碍了层错的扩展,使层错宽度变窄,抑制和减少了面心立方 \rightarrow 密排六方钴的晶型转变,具有较高堆垛层错能的粘结相将有利于提高硬质合金的疲劳寿命。同时在疲劳试样的 TEM 中观察到,粘结相 Co 中析出的大量第二相粒子,这些粒子在基质材料受到拉伸作用时将阻止横向截面收缩,而要达到与基质相同的横向收缩,就要增大纵向拉应力,这样就使材料消耗更多能量,起到增韧效果。同时,这些弥散颗粒对裂纹可起到钉扎作用,使裂纹发生偏转、绕道,从而消耗裂纹前进的动力,起到弥散增韧的效果。

3) 从断裂形式上来讲,硬质合金基本上都属于脆性断裂,随粘结相含量的增加出现少量韧窝。裂纹主要沿晶界和在粘结相中扩展,很少看到穿晶的解离断裂。在疲劳载荷后,粘结相与 WC 硬质颗粒之间发生了剥离,这种脱粘造成 WC 颗粒之间相互错动形成孔隙和微裂纹,这些孔隙和微裂纹相互连接加速裂纹的扩展并最终导致材料的断裂。热-机械疲劳试验的断口很不平整,高倍断口上可以看到合金中 WC 晶粒被

严重氧化和拉长,部分晶粒发生破碎,WC 骨架连续骨架被破坏并且有大量孔洞的存在。

4) 从显微结构上看,经疲劳载荷后,WC-Co 合金中的 Co 相发生了面心立方 \rightarrow 堆垛层错 \rightarrow 密排六方的马氏体相变,密排六方结构的 Co 在外力作用下会很快丧失其松弛协调应变的能力,因此 Co 粘结相的相组成对硬质合金力学性能有直接的关系。而 WC-Co-Ni-Cr 合金由于固溶在 Co 相中的 Ni 和 Cr 有效地升高了堆垛层错能,阻碍了层错的扩展,使层错宽度变窄,抑制和减少了面心立方 \rightarrow 密排六方钴的晶型转变,具有较高的堆垛层错能的粘结相将有利于提高硬质合金的疲劳寿命。

5) 热疲劳裂纹的萌生及扩展都有如下过程:裂纹是经热循环一定次数后才形成,即裂纹的形成有孕育期,裂纹形成后扩展,达到一定尺寸时便停止扩展或者直至断裂。整体上讲,裂纹扩展都呈现出先快后慢的趋势,这种热疲劳裂纹的扩展有别于一般的常温疲劳。高粘结含量的合金具有较低的热疲劳裂纹扩展速率。

6) 在热-腐蚀疲劳中,裂纹扩展机理比较复杂。在热与腐蚀共同作用下,裂纹扩展速率不仅与单纯热疲劳和腐蚀疲劳的控制参数有关,还有两者强烈交互作用对裂纹扩展的贡献。酸性环境中,WC-Co-Ni-Cr 合金的抗热酸裂纹萌生能力比 WC-Co 合金的明显要强,表现为裂纹孕育期的明显延长。高粘结相含量合金的裂纹扩展速率明显低于低粘结相含量合金的。而碱性环境中,孕育期的长短取决于粘结相的含量,即粘结相含量越多,孕育期越长;而裂纹扩展速率受粘结相成分的影响较大,WC-Co-Ni-Cr 硬质合金的裂纹扩展速率明显慢于 WC-Co 硬质合金。

从硬质合金轧辊材质疲劳试验的结果结合常规性能的检测,轧辊材料的选材应考虑轧制工艺过程及各架次轧辊的工况特点。预精轧各架次轧辊所承受载荷如冲击力和轧制力较大,而红热的轧材相对速度较低,因此选用预精轧各架次轧辊材质时,应选用粘结剂含量较高的牌号,以获得较高的韧性和适当的强度和硬度。对于精轧各架次轧辊,特别是精轧的最后两架轧辊,其所受载荷较小,而轧材的相对速度极高,此时必须同时保证轧辊的强度、韧性、硬度和耐磨性的合理匹配,所以粘结剂含量、成分等因素的控制必须与前面预精轧轧辊的控制有较大不同。对于预精轧至精轧之各架次的轧辊,要视轧制速度、轧制量、轧辊承受的轧制力和冲击力以及对耐磨性等因素综合考

虑。考虑到冷却水水质对轧辊的使用影响影响很大, 主要是冷却水 pH 值的高低对硬质合金轧辊的腐蚀影响很大。当 $\text{pH} \geq 7.2$ 时, 宜采用纯 Co 粘结剂的轧辊; 当 $\text{pH} \leq 7.2$ 时, Co 的腐蚀被加剧, 这时应采用含 Ni 和 Cr 粘结剂的轧辊。

2 结语

随着科技的不断进步, 人们对硬质合金传统强度(通常为硬度和抗弯强度)认识和控制能力大大增强。但是, 韧性与疲劳断裂引起的失效在工程失效中越来越突出。特别是硬质合金疲劳的基础研究上, 断裂韧性的测试与评价、疲劳现象的观察、疲劳机理的认识、疲劳规律的研究、疲劳寿命的预测和抗疲劳设计技术的发展等方面都尚未有公认的理论。目前, 硬质合金疲劳的相关研究工作开展的较少, 并且大部分都只针对材料对单一机制疲劳的研究。硬质合金在工作时每一种类型的疲劳都不是孤立地作用在合金上, 硬质合金在使用过程中一般同时受到多种类型疲劳的共同影响, 并有主次之分, 使硬质合金疲劳断裂的研究更加复杂。为赢得硬质合金材料及其制品更广阔的应用前景和更大的市场需求, 在新产品、新牌号研发的过程中, 一定要注重疲劳的因素, 了解硬质合金的疲劳破坏机理和提高其疲劳性能将成为硬质合金研究领域的一个重要方向, 为提高我国硬质合金企业在国际上特别是高端产品领域的核心竞争力提供理论支持。

REFERENCES

- [1] UPADHYAYA G S. Cemented tungsten carbides: production, properties and testing[M]. Westwood, Ney Jersey: Noyes Publications, 1998: 1-5.
- [2] MINGARD K P, ROEBUCK B, MARSHALL J, SWEETMAN G. Some aspects of the structure of cobalt and nickel binder phases in hardmetals[J]. Acta Materialia, 2011, 59: 2277-2290.
- [3] PETERSSON A, AGREN J. Constitutive behaviour of WC-Co materials with different grain size sintered under load[J]. Acta Materialia, 2004, 52: 1847-1858.
- [4] BAIK S I, CHOI E G, JUN J H, KIM Y W. Defect structure induced by iron injection in WC-Co[J]. Scripta Materialia, 2008, 58: 614-617.
- [5] ABDEL-AAL H A, NOUARI M, MANSORI M E. The effect of thermal property degradation on wear of WC-Co inserts in dry cutting[J]. Wear, 2008, 265: 1670-1679.
- [6] YILBAS B S, ARIF A F M, KARATAS C, AHSAN M. Cemented carbide cutting tool: Laster processing and thermal stress analysis[J]. Applied Surface Science, 2007, 253: 5544-5552.
- [7] LIU Xue-mei, SONG Xiao-yan, ZHAO Shi-xian, ZHANG Jiu-xing. Spark plasma sintering densification mechanism for cemented carbides with different WC particles sizes[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 93(10): 3153-3158.
- [8] FERREIRA J A M, PINA AMARAL M A, ANTUNES F V, COSTA J D M. A study on the mechanical behaviour of WC/Co hardmetals[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2009, 27: 1-8.
- [9] KIM C S, MASSA T R, ROHRER G S. Modeling the influence of orientation texture on the strength of WC-Co composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2007, 90(1): 199-204.
- [10] ROEBUCK B, ALMOND E A. Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC-Co hardmetals[J]. International Materials Review, 1988, 33: 90-110.
- [11] LIU B, ZHANG Y, QUYANG S. Study on the relation between structure and fracture strength of WC-Co cemented carbides[J]. Materials Chemistry and Physics, 2000, 62: 35-43.
- [12] SIGL L S, FISCHMEISTER H F. On the fracture toughness of cemented carbides[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4): 887-897.
- [13] CHA S I, HONG S H, HA G H, KIM B K. Microstructure and mechanical properties of nanocrystalline WC-10Co cemented carbides[J]. Scripta Materialia, 2001, 44: 1535-1539.
- [14] JIA K, FISCHER T E, GALLOIS B. Microstructure, hardness and toughness of nanostructured and conventional WC-Co composites[J]. Nanostructured Materials, 1998, 10(5): 875-891.
- [15] FANG Z Z, WANG X, RYU T, HWANG K S, SOHN H Y. Synthesis, sintering and mechanical properties of nanocrystalline cemented tungsten carbide-A review[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2009, 27: 288-299.
- [16] QUINTO D T. Technology perspective on CVD and PCD coated metal-cutting tools[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 1996, 14: 7-20.
- [17] SCHLUND P, KINDERMANN P, SOCKEL H G, SCHLEINKOFER U, HEINRICH W, GORTING K. Mechanical behaviour of PVD- and CVD-coated hard metals under cyclic loads[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 1999, 17: 193-199.
- [18] DAVIES A R, FIELD J E, TAKAHASHI K, HADA K. Tensile and fatigue strength of free-standing CVD diamond[J]. Diamond and Related Materials, 2005, 14: 6-10.
- [19] GIROLAMO G D, PILLONI L, PULCI G, MARRA F. Tribological characterization of WC-Co plasma sprayed coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2009, 92(5): 1118-1124.

- [20] LI T, LOU Q, DONG J, WEI Y, LIU J. Escape of carbon element in surface ablation of cobalt cemented tungsten carbide with pulsed UV laser[J]. *Applied Surface Science*, 2001, 172: 51–60.
- [21] BRAIDEN P M, DUGDALE D S. Failure of carbide tools in intermittent cutting[C]//*Proc Conf Materials for Metal Cutting*. Scarborough, UK: The Iron and Steel Institute, 1970: 30.
- [22] KONIG W, SAUSEN R, SIELMANN F. Objective identification of cyclones in GCM simulation[J]. *Journal of Climate*, 1993, 6: 2216–2231.
- [23] SCHLEINKOFER U, SOCKEL H G, SCHLUND P, GORTING K, HEINRICH W. Behaviour of hard metals and cermets under cyclic mechanical loads[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1995, 104: 1–8.
- [24] SCHLEINKOFER U, SOCKEL H G, GORTING K, HEINRICH W. Fatigue of hard metals and cermets[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 209: 313–317.
- [25] SCHLEINKOFER U, SOCKEL H G, SCHLUND P, GORTING K, HEINRICH W. Fatigue of hard metals and cermets-new results and a better understanding[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 1997, 15: 103–112.
- [26] SCHLEINKOFER U, SOCKEL H G, GORTING K, HEINRICH W. Microstructural processes during subcritical crack growth in hard metals and cermets under cyclic loads[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 209: 103–110.
- [27] TORRES Y, ANGLADA M, LLANES L. Fatigue mechanics of WC-Co cemented carbides[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2001, 19: 341–348.
- [28] TORRES Y, SARIN V K, ANGLADA M, LLANES L. Loading mode effects on the fracture toughness and fatigue crack growth resistance of WC-Co cemented carbides[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 25: 1087–1091.
- [29] LLANES L, TORRES Y, ANGLADA M. On the fatigue crack growth behavior of WC-Co cemented carbides: Kinetics description, microstructural effects and fatigue sensitivity[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50: 2381–2393.
- [30] CASAS B, TORRES Y, LLANES L. Fracture and fatigue behavior of electrical-discharge machined cemented carbides[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2006, 24: 162–167.
- [31] TARRES E, RAMIREZ G, GAILLARD Y, KIMENEZ-PIQUE E, LLANES L. Contact fatigue behavior of PVD-coated hardmetals[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2009, 27: 323–331.
- [32] ISHIHARA S, GOSHIMA T, NOMURA K, YOSHIMOTO T. Crack propagation behavior of cermets and cemented carbides under repeated thermal shocks by the improved quench test[J]. *Journal of Materials Science*, 1999, 34: 629–636.
- [33] DARY F C, ROEBUCK B, GEE M G. Effect of microstructure on the thermo-mechanical fatigue response of hardmetals using a new miniaturized testing rig[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2009, 17: 45–53.
- [34] KINDERMANN P, SCHLUND P, SOCKEL H G, HERR M, HEINRICH W, GORTING K, SCHLEINKOFER U. High-temperature fatigue of cemented carbides under cyclic loads[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 1999, 17: 55–68.
- [35] ROEBUCK B, MADERUD C J, MORRELL R. Elevated temperature fatigue testing of hardmetals using notched test pieces[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2008, 26: 19–27.
- [36] SAILER T, HERR M, SOCKEL H G, DCHULTE R, FELD H, PRAKASH L J. Microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained hardmetals[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2001, 19: 553–559.
- [37] LISOVSKY A F. Some speculations on an increase of WC-Co cemented carbide service life under dynamic loads[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2003, 21: 63–67.
- [38] WENTZEL E J, ALLEN C. Erosion-corrosion resistance of tungsten carbide hard metals with different binder compositions[J]. *Wear*, 1995, 181/183: 63–69.
- [39] PUGSLEY V A, KORN G, LUYCKX S, SOCKEL H G, HEINRICH W, WOLF M, FELD H, SCHULTE R. The influence of a corrosive wood-cutting environment on the mechanical properties of hardmetal tools[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2001, 19: 311–318.
- [40] PUGSLEY V A, SOCKEL H G. Corrosion fatigue of cemented carbide cutting tool materials[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 366: 87–95.
- [41] ZU C R. Analysis of the thermal fatigue process[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 50: 2381.
- [42] BESTE U, CORONEL E. Wear induced material modifications of cemented carbide rock drill buttons[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2006, 24(1/2):168.
- [43] BELNAP D, GRIFFO A. Homogeneous and structured PCD/WC-Co materials for drilling[J]. *Diamond and Related Materials*, 2004, 13: 1914–1922.
- [44] LIU W, LU Man-shan, GOTO S, ASO S. Effect of thermomechanical circulation in short-time on cobalt binder phase in WC-20wt%Co[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 1998, 16: 99–106.
- [45] LU R, MINARRO L, SU Y Y, SHEMENSKI R M. Failure mechanism of cemented tungsten carbide dies in wet drawing process of steel cord filament[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2008, 26: 589–600.
- [46] BRONDSTED P, SKOVHANSEN P. Fatigue properties of

- high-strength materials used in cold-forging tools[J]. International Journal of Fatigue, 1998, 20(5): 373-381.
- [47] SERGEJEV F, PREIS I, KUBARSEPP J, ANTONOV M. Correlation between surface fatigue and microstructural defects of cemented carbides[J]. Wear, 2008, 264: 770-774.
- [48] KLUNSNER T, MARSONER S, EBNER R, PIPPAN R, GLATZLE J, PUSCHEL A. Effect of microstructure on fatigue properties of WC-Co hard metals[J]. Procedia Engineering, 2010, 2: 2001-2010.
- [49] PANDEY J C, RAJ M, CHAKRABORTY T K. Failure of tungsten carbide rolls from a wire and rod mill[J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2007, 7: 92-99.
- [50] GIUSEPPE P. Analysis of near-tip crack bridging in WC/Co cermets[J]. Journal of the European Ceramic Society, 1999, 19(1): 119.
- (编辑 李艳红)

陈振华教授简介

陈振华, 1945 年 10 月出生, 江苏溧阳人。湖南大学材料科学与工程学院教授、博士生导师, 是我国自行培养的第一个粉末冶金博士。长期以来在非平衡材料制备技术、粉末成形和多孔体变形、镁合金变形技术等领域开展了系统性、创造性的研究工作。获国家技术发明三等奖和国家自然科学四等奖各 1 项、教育部技术发明一等奖 1 项、其他部省级奖励 12 项。申报国家发明专利 19 项。发表学术论文 600 多篇, 其中被 SCI 收录 160 多篇, EI 收录 280 多篇。出版包括《多层喷射沉积技术及应用》、《机械合金化与固液反应球磨》、《现代粉末冶金技术》、《镁合金》、《变形镁合金》、《耐热镁合金》等著作 10 部。培养博士生 50 余人和硕士生 60 余人。