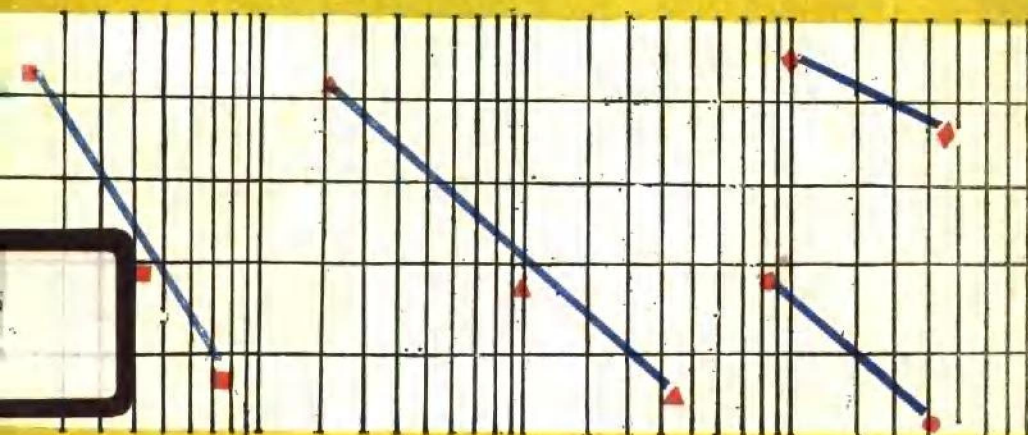


硬质合金的 强度和寿命

[苏] M.Г. 洛沙克 著

黄鹤翥 译

虞星波 校



冶金工业出版社

硬质合金的强度 和寿命

〔苏〕M.Γ.洛沙克 著

黄鹤翥 译

虞星波 校

冶金工业出版社

内 容 简 介

本书阐述了钨类硬质合金变形和断裂机理的概念,研究了作为评定硬质合金制品在使用条件下的质量和寿命之判据的机械特性,广泛地介绍了硬质合金在冲击及和谐载荷下疲劳破坏的规律以及在复杂应力状态条件下的行为的研究结果。书中结合许多工艺因素,如硬质合金的原始结构、试样或制品的几何尺寸、表面层状态等等对强度和寿命的评价方法提出了建议,指出了用体积和表面强化法提高硬质合金强度特性的可能性,并确定了其有效的应用范围。

本书可供研制新工具材料,从事硬质合金工具和硬质合金其它制品研究、制造以及使用硬质合金的有关部门的科研、工程技术人员参考,也可供大学教师和学生参考。

硬质合金的强度和寿命

〔苏〕M.Γ.洛沙克 著

黄鹤翥 译

虞星波 校

*

冶金工业出版社出版发行

(北京北河沿大街嵩祝院北巷39号)*

新华书店总店科技发行所经销

冶金工业出版社印刷厂印刷

*

850×1168 1/32 印张 9 3/4 字数 255 千字

1990年6月第一版 1990年6月第一次印刷

印数00,001~1,200册

ISBN 7-5024-0594-1

TG·94 定价7.35元

译 者 的 话

本书译自苏联粉末冶金方面的著名学者М.Г.洛沙克(Лощак)的最新著作《硬质合金的强度和寿命》(Прочность и долговечность твердых сплавов)。作者基于大量的研究成果对硬质合金的变形和断裂机理进行了充分的阐述,从而详细论证了硬质合金强度和寿命的关系。作者通过理论叙述和公式推导总结出在冲击及和谐载荷下疲劳破坏的规律,并建立了变形和裂纹的力学模型。尤其可贵的是作者介绍了提高硬质合金强度和寿命的有效工艺方法。

本书在硬质合金科研生产领域内确是一本难得的颇有实用价值的好书。它既具有强度理论的应有深度,又具有生产实践的适当广度,可说是一本理论与实践良好结合的硬质合金冶金学教科书。书末所附的269条参考文献也是很有追踪参阅价值的。

译者确信,本书对于硬质合金专业的工程技术人员和学校师生都是一本应备的良好参考书。

本书承蒙株洲硬质合金厂王云礼、唐普林二位同志从百忙中抽出时间详加审阅,在此深表谢意。

黄鹤翥于株洲

1987.5.1

前 言

不采用高效率的含钨硬质合金，现代工业生产的发展是难以想象的。五十多年前创制的这些合金，由于具有如下优良的物理机械性能：硬度、强度、弹性模量、导热率、热稳定性和抗磨损性，至今仍然是良好的工具材料。但是原料——钨和钴的稀缺限制了合金的用量和应用范围的扩大。超硬材料和无钨硬质合金工业生产的建立，就可以在金属切削加工的一系列工序上用它们取代含钨硬质合金。然而就高压装置、模具、轧辊、矿山钻探和矿山开采凿岩工具及其它重载荷的硬质合金构件说来，迄今尚未预见到能等值地取代它们的材料。

基于这种情况，无论是苏联国内还是国外，都一直在注意研究含钨硬质合金的性能。近十年来出版了一系列的专论和评述，发表了大量专门论述含钨硬质合金机械性能，它们的变形和断裂特性，以及强度性能和结构参数之间的关系方面的文章。采用具有高分辨能力的现代电子设备，可以查明硬质合金变形的某些规律性，部分地确定在保证强度的条件下各组成相的作用。然而硬质合金的机械性能和结构参数与硬质合金制品寿命之间的关系问题尚未弄清。

在使用过程中硬质合金工具和其它硬质合金零件与被加工材料相接触，结果在硬质合金中产生应力和变形。当它们达到临界值的时候，零件就断裂或失去原来的形状而不适于进一步使用。硬质合金抗变形和断裂的能力决定于它的机械性能。

假如在接触时产生高温，例如在金属切削时，那么合金的热物理性能，它的化学活性，热稳定性等等有着重要的作用。这些性能可以通过在合金中加V族金属或它们的碳化物，以及涂复耐磨保护层而改善。此时金属切削工具的耐用度提高1~4倍。在这种条件下制品的强度起着从属作用。

对含钨硬质合金制造的采矿工具、模具、高压装置、轧辊和其它重载荷零件来说，使用寿命决定于合金的机械性能。不了解受载荷时硬质合金中发生的过程就不能改善这些性能。所以本专著只阐述钨类硬质合金变形和断裂机理，以及强度规律方面的研究。

乌克兰科学院超硬材料研究所进行的各种硬质合金工具的工作条件统计分析表明，用因硬质合金刀片崩断而损坏来确定的工具寿命值的分散性，明显地大于在静力的或一次冲击弯曲试验时这些合金片强度值的分散性。这一点可以这样来解释，即在使用过程中绝大多数的硬质合金工具（钻探、石料加工工具、模具、粗车车刀等等）都在多次冲击或和谐载荷下工作，材料的循环强度指数最能反映使用状态。

文献中所阐述的关于硬质合金的大量数据是在弯曲、车轴拉伸、压缩和挠曲等试验中取得的。但是在实际使用过程中，在结构材料中产生体积应力状态，并且各种应力的对比关系严重地影响着材料的机械性能。这种影响特别表现在高压装置、轧辊、模具等硬质合金元件的工作中。所以掌握在各种应力对比关系可控条件下材料的机械性能数据是十分重要的。

研究在不同应力条件下的硬质合金行为，就可以获得关于多相材料变形和断裂的特性概念，没有这些概念，创制新的工具合金时就不可能有科学的方法。必须指出，由于现在硬质合金不仅用作工具材料，而且用作结构材料，因此对于熟知的硬质合金牌号的强度特性的要求已大大提高。

本书采用在使用条件下评价硬质合金制品的强度和寿命作为判据的观点研究了硬质合金的机械性能。由于查明了这些相互关系，就有可能找到烧结硬质合金强化的途径。本书还反映了这些研究的结果和相应的建议。

在作者的领导和直接参与下，乌克兰科学院超硬材料研究所强度研究室完成的研究成果乃是本书的主要材料。参加使用试验和在工业中推广强化法的有下列单位的同事们，这些单位是：材料

和工艺，重型和运输机械制造中心科学研究院（斯维尔德洛夫斯克），伏尔加格勒工学院，库兹涅茨机械制造厂（新库兹涅茨），波尔塔瓦人造金刚石和金刚石工具厂，莫斯科硬质合金使用专业生产技术局（СПТБ《Оргпримтвердосплав》）和其它单位。

由于研究的对象主要是具有工业应用价值的 WC-Co 硬质合金，书中缺乏关于模型合金的强度和变形的一系列资料及其断裂机理的讨论。这些资料在 Г.С. 克赖默（Креймер）^[70]，В.И. 特列季亚科夫（Третьяков）^[151]，Б.И. 杜曼诺夫（Туманов）^[159] 和其他著作中作了很好的阐述。

考虑到在进行研究时所采用的硬质合金通用的试验方法，在文集《硬质合金生产中原料、半成品、成品及工艺过程检验的统一方法》中已有阐述，作者认为可以只对进行试验的独特方法作较详细的描述。

作者向乌克兰科学院超硬材料研究所参加本研究的同事们致谢，并感谢乌克兰科学院院士 В.Т. 特罗申科（Трошенко）对我撰稿所提出的宝贵意见。

目 录

前言	V
第一章 钨钴硬质合金的变形和断裂	1
1. 各相特性和显微结构的基本概念	1
2. 各相的热应力	11
3. 拉伸和弯曲时的变形和断裂	16
4. 压缩时的变形和断裂	21
5. 扭曲时的变形和断裂	30
6. 弹性模量和泊松比	30
7. 硬度	32
8. 变形和断裂功	35
第二章 一次载荷强度	40
1. 抗拉和抗弯强度极限	40
2. 抗压强度极限	56
3. 抗扭强度极限	61
4. 冲击韧性	62
5. 变形和断裂的力学模型	65
第三章 体积应力状态条件下的变形和强度	89
第四章 循环载荷强度	102
1. 硬质合金的疲劳试验装置	106
2. 疲劳断裂时硬质合金寿命的分散规律性	110
3. 硬质合金的成分和加载方式(冲击, 和谐)对持久强度特 性的影响	122
4. 在一次和重复加载条件下断裂试样的断口	129
5. 结构缺陷和疲劳寿命	136
6. 硬质合金的表面状态和疲劳特性	145
第五章 硬质合金中的尺寸效应	152
1. 几何尺寸对强度和寿命的影响	152
2. 强度统计理论中的尺寸效应	159

3. 尺寸效应现象与硬质合金制造工艺的关系	170
第六章 硬质合金的断裂韧性（抗裂纹性）	173
1. 断裂韧性的特性及其与硬质合金结构的关系	173
2. 帕氏 (Palmquist) 抗裂纹性	183
3. 硬质合金的断裂模型	187
4. 变形速度和试验温度对抗裂纹性的影响	193
第七章 提高烧结硬质合金强度和寿命的工艺方法	195
1. 用热处理进行体积强化	195
2. 金刚石加工	237
3. 表面塑性变形	258
4. 其它强化方法	275
结束语	281
参考文献	284

第一章 钨钴硬质合金的变形和断裂

根据制品的用途硬质合金必须具有某种物理—机械综合性能。这些性能值主要是通过化学成分和碳化钨粉末粒度来调整，因而取决于各相成份的性质。同时文献〔212, 218〕查明，硬质合金的抗变形和断裂性能在许多方面是取决于内部结构（骨架化程度）、热起源的应力状态和加载的类型。分析这些因素的影响，可以揭示硬质合金结构最薄弱的环节，并且在制定生产工艺过程中和在确定其有效的应用领域时，强化硬质合金制品时，对这些环节加以考虑。

1. 各相特性和显微结构的基本概念

碳化钨—钴硬质合金是根据不同成分于1600~1780K温度下烧结碳化钨(WC)和钴(Co)粉末混合料制成的，因为钴对碳化钨的接触润湿角等于零。熔融钴可完全润湿碳化钨晶粒。

在理论上烧结后硬质合金的显微结构应为两相的，即由 WC 晶粒及钨和碳在钴中的固溶体的粘结相组成（图1）。但是，从图2, α W-Co-C系简化的三元状态图可见，碳含量质量百分数不超过0.1%的WC-Co狭小的两相区域难于得到两相合金。所以实际上在烧结硬质合金制品中往往还存在一个相—游离碳（石墨），或在缺碳时存在钨和钴的复碳化钨，通常写作分子式 $W_3Co_3C(\eta_1$



图 1 BK15(V_{WC} -24%)硬质合金的显微结构 $\times 1500$

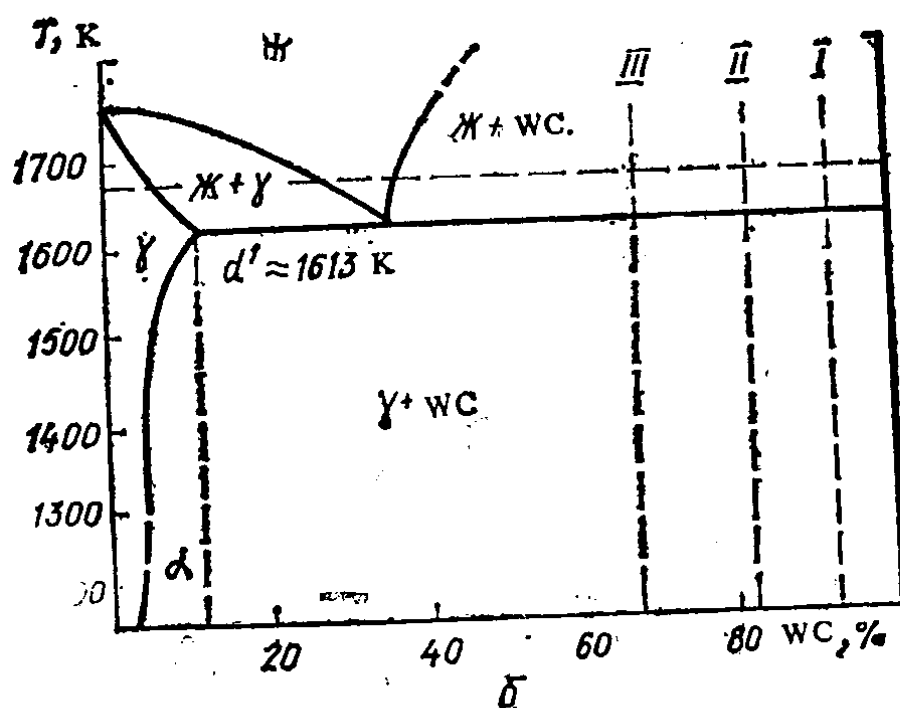
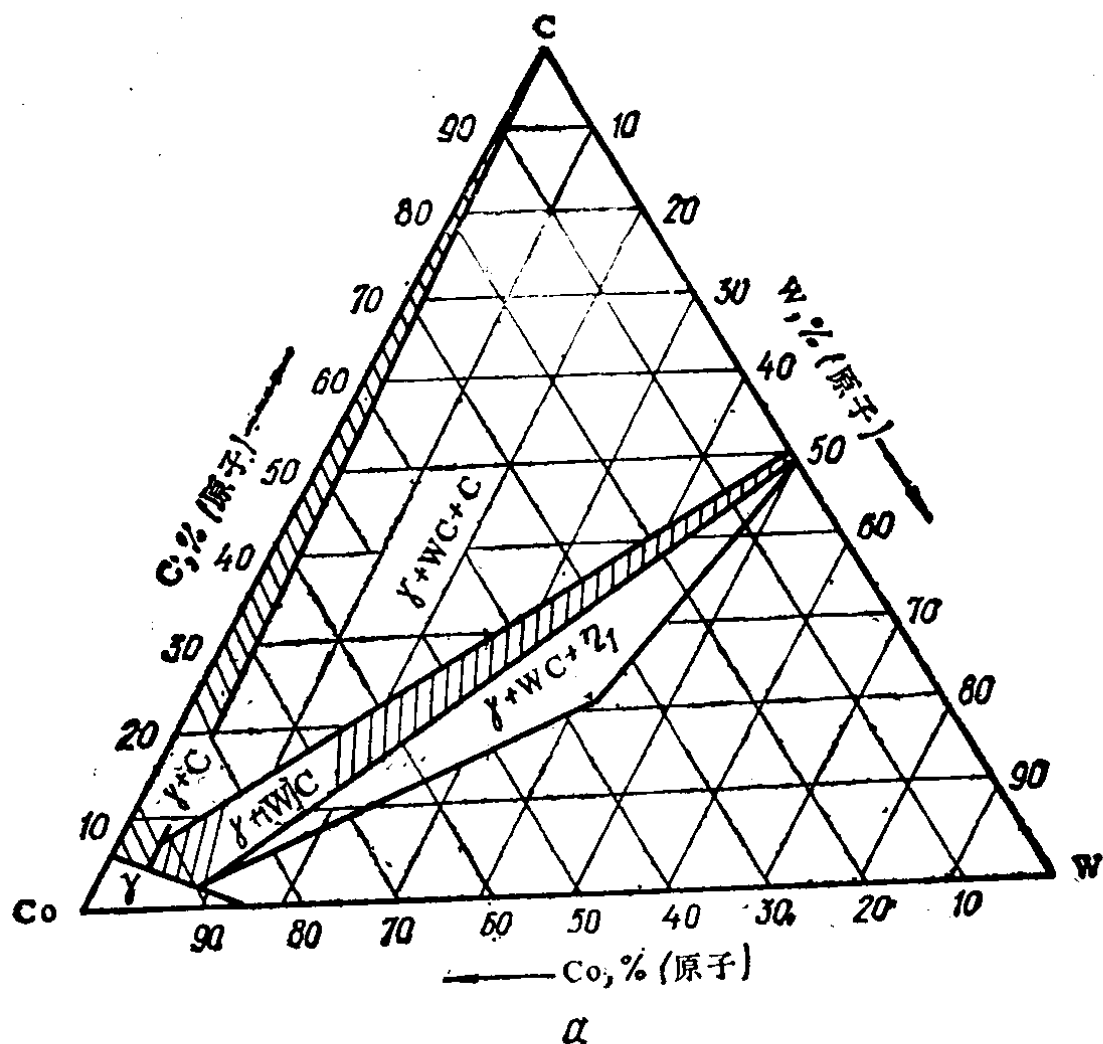


图 2 简化的W-Co-C系三元状态图^[75] (a)及沿Co-WC线(从Co端)的截面图^[161] (b)

相)。因为 η_1 相严重地降低硬质合金的塑性，故 η_1 相的出现在工业制品中是不允许的。石墨夹杂物也降低硬质合金的强度和寿命，但并不十分有害。游离碳的标准允许高钴[15%(质量)以上]合金的体积含量不超过0.5%，对较低钴含量的合金来说还要低些。

硬质合金的物理机械性能及其耐磨性主要取决于性质明显不同的碳化钨和钴的体积百分数(表1)。

单碳化钨(α -WC)具有六方形晶格(a 、 c 常数分别等于 2.9063×10^{-7} 和 2.8368×10^{-7} 毫米)，并具有很高的硬度、弹性模量和

表 1 碳化钨和钴的性能^[70]

特 性	碳 化 钨	钴
结晶结构(晶格类型)	α -六方形 β -面心立方	α -密排六方 β -面心立方
晶格周期,毫米 $\times 10^{-7}$		
α -六方形	$a=2,9063$ $c=2,8368$	$a=2,5075$ $c=4.0698$
β -面心立方	$a=2248; WC_{1-x}$	$a=3,5442$
290K时的密度, 千牛顿/米 ³		
X-射线法	157.7	88.5(α -密排六方)
比重试验法	155~157	88(β -立方晶格)
在290K下的		
弹性模量E,兆帕	722	215
泊桑系数	0.2	0.32
在290K下的显微硬度,载荷500牛		
顿,兆帕	20600	1670
在290K下		
的强度极限,兆帕		
抗压	2410	1220
抗弯	550	—
抗拉	340	750~860
熔点,K	3048	1768
热导率,瓦/(米·K)	21	69
线性热膨胀系数, $10^{-6} K^{-1}$	4.4	14.2
在298K下的比电阻,微欧·厘米	25	5.8

熔点。B.И.特列季亚科夫关于WC硬度实验的评述指出，碳化钨单晶中存在硬度各向异性，在相当于基面的界面上观察到最大的硬度^[151]。

碳化钨与其它碳化物不同，具有一定的塑性。文献^[54]指出，碳化钨中滑移面只棱晶面沿着垂直于基面滑移的扩展。在文献^[193, 202, 227, 242]中也观察到，碳化物晶粒中存在着由于变形而产生的滑移带。X-射线研究也表明^[31]，在多向非均匀压缩时碳化物晶粒存在变形。从塑性变形的观点来看碳化钨这种独一无二的特性，可以用碳化物位错结构中存在网状结构来部分地加以解释^[227]。烧结硬质合金中碳化钨粒度实际上取决于原料WC粉末的制取方法和烧结制度^[138, 179, 211]。随着氧化物还原成钨的温度和碳化温度的不同可以制取不同粒度和性能的碳化物。由较低温度所造成的WC晶粒减小促使变形性降低，抗压强度提高^[52]。含低温WC粉的烧结合金的断裂功值降低特别明显，这与最大变形激剧减小有关。

WC晶粒的球磨粉碎并不显著地影响断裂功，因为抗压强度的提高补偿了并不那么激剧降低的最大变形。随烧结温度的提高WC晶粒变粗，这使抗压强度稍有降低，而且实际上并不改变断裂功。

在硬质合金生产中应用高温还原和碳化制得的碳化钨粉促使其塑性在不太降低强度特性的条件下显著提高^[177]。这些合金在冲击循环载荷下能很好地工作。

烧结碳化钨硬质合金的粘结剂是面心立方晶型的钴(β -钴)，

表 2 用低温和高温WC粉末制取的WC-20%Co合金受压时的强度和变形特性

粉末制取工艺	最终烧结条件		$\bar{d}_{WC}$ 微米	屈服极限 兆帕	强度极限 兆帕	极限变形 %	断裂功焦耳/厘米 ³
	温度, K	保温, 分					
低 温	1630	30	1.4	1900	4020	2.3	78
高 温	1630	30	2.1	1800	3690	4.8	162

尽管在室温下稳定的是密排六方晶型(α -钴)。但在烧结后冷却时, 由于大量的钨和碳溶于钴中, 高温下稳定的面心立方钴一直保持到室温。室温下在工业硬质合金①中只有在其显著变形以后才观察到密排六方钴的存在^[193]。硬质合金变形时钴相中无滑移线这一点, 在理论上仍是个疑问^[70,206,248], 根据理论, 在正常条件下钴粘结剂的行为与一般的面心立方晶格金属一样随着位错的增殖, 位错为W晶粒拦截和制止。因此一般认为通过马氏体型切变转变而使某一部分的面心立方晶型向密排六方晶型钴过渡是硬质合金中钴相塑性变形的真实机理^[184]。

钴的面心立方晶型在室温下的不稳定性导致大量的堆垛层错产生, 这些层错缺陷也可能存在于硬质合金的未变形状态中。这些缺陷可看作是密排六方晶型在 β -钴中的显微夹层^[239]。但是马氏体的转变受到钨和碳在钴中的溶解度以及存在坚硬的碳化物骨架的限制。

表 3 合金中碳含量对钨在钴中溶解度的影响^[229]

合金成份	粒度,微米		碳含量, %(质量) 化学分析	相成分光 学金相检 查	粘结剂晶	粘结相中	粘结相中 钨含量, %(质量) 化学分析
	$\bar{d}_{WC}$	$\bar{l}_{Co}$			格常数, β -相毫 米 10^{-7}	钨含量% (质量)	
					X-射线结构分析		
WC-11%Co	1.39	0.54	5.14	WC-Co(W, C) + η_1	3.569	8.8	15
WC-11%Co	1.39	0.54	5.35	WC-Co(W, C)	3.570	9.0	14
WC-11%Co	1.39	0.54	5.47	WC-Co(W, C) + C	3.554	3.8	2
WC-9.5% Co	1.31	0.43	5.70	WC + Co(W C) + C	3.552	3.3	3
WC-9.5% Co	1.31	0.43	5.35	WC + Co(W C) + η_1	3.570	9.0	16
WC-9.5% Co	1.31	0.43	5.38	WC + Co(W C) + η_1	3.571	9.8	17

① 工业上广泛使用的WC-Co硬质合金中钴的质量含量通常大于25%。

通常在钴粘结剂中存在着2~20%W(质量)。此含量取决于烧结过程的温度参数和合金中的碳含量。图2,6中示出了钨和碳在钴中溶解度变化特性与温度的关系。显然,烧结后的缓慢冷却促使钨含量减少。合金中存在游离碳促使钨从钴中沉淀出来,而碳量不足则导致钨最大量的溶解(表3)^[227]。钴相晶格常数随着钨在钴中含量的提高而呈线性地增大^[159],这就可以借助X射线结构分析来评定钨的溶解程度。评价钨和碳在钴中溶解度的其他方法是测定居里点,在此温度下粘结相由铁磁性状态转为顺磁性状态^[88]。

粘结相成分在很大程度上决定其性能。其中,随着钨和碳在粘结剂中含量的增加,其硬度也明显的提高。例如,将不同数量(质量)的碳化钨粉添加到钴中,在2牛顿载荷下烧结合金试样的显微硬度由1660升高到3440兆帕(表4)。在文献^[259]中指出,随着钨在钴中含量的增加,钴的抗弯强度极限提高。然而钴的线性延伸率反而降低,B.И.图曼诺夫及其同事^[164,165]证明,最大抗拉强度和屈服极限是在含18%(质量)WC的Co-WC合金中达到的。这些合金的特点是有最大的塑性变形功。

表 4 在W和C溶于钴中时钴的显微硬度的变化,兆帕

数据来源	Co	Co + 6%WC	Co + 10%WC	Co + 16%WC	Co + 30%WC
本文作者	1660	2820	3030	3180	3440
文献 ^[165]	3500	3650	3800	4100	4500

可见,在单相固溶体范围内WC含量的增加促使强度、塑性和韧性比纯钴明显地增长。与钴基固溶体的性质相比,以结构上为游离碳化钨形式出现的第二相造成了合金强度和塑性有所降低,文献^[165]的作者们解释了这种现象,认为这是由于少量碳化物夹杂的分解改变了固溶体的化学成分,并破坏Co相界面所致。

在含大量WC晶粒的工业硬质合金中固溶体的特性明显不同于类似成分的钴合金特性:WC-Co合金中薄薄的钴相夹层具有

很高的强度和抗塑性变形的能力。尤其是在WC-10%Co(质量)合金中钴相的显微硬度达到7500兆帕^[179]。

硬质合金中钴相的有效粒度达50~100微米,却大大超过WC的粒度。粘结相晶粒形成自己本身的骨架,这就赋予硬质合金结构两种骨架——碳化物和钴——相互交叉的特性^[212]。但是,由于两相的热膨胀系数显著不同,烧结后在其中产生符号不同的热应力,严重影响硬质合金的性能。

在硬质合金显微结构中存在剩余孔隙和Co相聚集是硬质合金金属陶瓷生产工艺的后果。根据苏联国家标准ГОСТ—9391—80,将被检验的磨片面积与标准显微照片进行比较,以体积含量来估算微细孔隙度(50微米以下),在单位磨片面积上计算50微米以上的大孔隙,并按最大长度确定其尺寸。

按ГОСТ9391—80,将最大宽度不小于均匀分布的粘结相夹层最大宽度5倍的区段算作粘结相聚集。

粘结相的孔隙聚集,以及石墨都是严重降低硬质合金强度特性的结构缺陷。甚至在磨片上没有可见的孔隙度情况下,气孔通常都是断口上可观察到的断裂源。

个别WC粗大晶粒及其聚集体也是WC-Co硬质合金的断裂源。这些晶粒的截面尺寸成十倍或更多地超过ГОСТ4872—75和ГОСТ4411-79国家标准中所指出的大多数基本晶粒的最大截面尺寸。文献^[179]认为,硬质合金中WC粗晶粒出现的基本原因是使用了粒度组成不均匀的钨粉和碳化钨粉,以及烧结温度的升高和时间的增加。但是硬质合金的机械性能不仅取决于WC的晶粒度,而且还取决于碳化钨晶粒之间的接触程度。假若在硬质合金研究的初期,各相的体积含量、WC的平均粒度和钴夹层是和强度特性有关的基本结构参数,那么在当前,特别是在阐述WC-Co合金的变形和破坏时,则广泛应用了其它的体积结构特性(表5)。这是由于现代化电子显微镜术提供了极大的可能性,它不仅应用磨片和断口的表面复型和扫描法,而且还应用了用抛光和离子轰击所得的硬质合金薄片的透射法。电子显微镜帮助大

批学者查明硬质合金的骨架结构^[212]，所以合金的变形和断裂机理在许多情况下取决于对碳化物晶粒接触程度的了解。碳化物晶粒的接触是以两个参数表征：由相当于一个WC晶粒的WC-WC平均接触点数来决定的粘结性，以及由碳化物间的界面WC-WC与整个WC比表面的比例所决定的邻接度或接触表面的相对百分率。

假设WC晶粒是圆形^①，则粘结性值 N_K 可以用下式确定^[179]：

$$N_K = \frac{8}{\pi^2} \left(\frac{N_{A_{WC-WC}}}{N_{A_{WC}}} \right) \frac{N_{L_{WC-Co}} + 2N_{L_{WC-WC}}}{2N_{L_{WC-WC}}} \quad (1.1)$$

C_{WC-WC} 邻接度按下式确定^[179]

$$\begin{aligned} C_{WC-WC} &= \frac{S_{WC-WC}}{S_{WC-WC} + S_{WC-Co}} \\ &= \frac{2N_{L_{WC-WC}}}{2N_{L_{WC-WC}} + N_{L_{WC-Co}}} \end{aligned} \quad (1.2)$$

纳入这些公式的所有数值都是用硬质合金试样随机截面计算得出的^[135]。

相间和晶粒间表面的面积实际上取决于合金的成分和WC的平均晶粒度。E.A.谢季利娜 (Щетилина)^[1877]确定了相间比表面 ΣS_{WC-Co} (毫米²/毫米³) 与不同的平均WC的粒度合金中钴含量的关系式。

$$\left. \begin{aligned} \Sigma S_{WC-Co} &= 61.4x^{1.14}e^{-0.28x}\overline{d}_{WC} = 1.6 \text{微米} \\ \Sigma S_{WC-Co} &= 57x^{1.1}e^{-0.033x}\overline{d}_{WC} = 2.8 \text{微米} \\ \Sigma S_{WC-Co} &= 54x^{1.1}e^{-0.039x}\overline{d}_{WC} = 4 \text{微米} \\ \Sigma S_{WC-Co} &= 16.75x^{1.1}e^{-0.047x}\overline{d}_{WC} = 17.5 \text{微米} \end{aligned} \right\} \quad (1.3)$$

① 在建立硬质合金的结构特性与强度特性间的联系时这种假设是合理的。