

冶金部钢铁研究总院建院四十周年(1952~1992)

合金钢论文集

钢铁研究总院合金钢研究

1992·北京

前 言

在建院 40 周年之际,在合金钢研究部全体成员的期望与支持下,在作者的积极努力和领导的热情关怀下,《合金钢论文集》出版了。这是值得庆贺的一件事。它既是一种简单、质朴的纪念形式,也是一次研究工作的总结与提高,使我们能更好地了解合金钢的研究现状及今后的发展趋向。

合金钢研究部从 1958 年创建以来,一直以承担国家级重点攻关项目和国际合作项目为主,以研究解决合金钢和低合金钢领域中重大科学技术问题为主,以新材料、新工艺、新技术开发研究为主。在三十多年的辛勤耕耘中,建立起具有我国特色的合金钢和低合金钢系列,研制出了新 1 号耐蚀合金,603 稀土处理的无镍装甲板,制造加农炮的 702 钢,406 超高强度钢,氢氧发动机燃烧室外壁材料,重负荷氢化齿轮钢,901、902 等 90 系列的舰船用钢,新 13 号合金……已为航空、航天、舰船、兵器、核工业等国防尖端用新材料立足于国内作出了重大贡献。同时还研制了用于 30/60 万千瓦火电机组的 102、106 热强钢,千万吨露天矿用的 HW60R 钢,葛洲坝水轮机用抗气蚀 G817 钢,大型塑料模具钢,高温无磁耐蚀轴承钢 G60,压力容器用 645—3、DG50、CF80……非调质钢系列,还有石油化工用双相不锈钢系列等,为能源、交通、石化、电子等国民经济部门产品的更新换代,为引进大型成套设备及生产线的国产化提供了可靠保证。

目前,我部已累计获全国科学大会奖 35 项,国家发明奖 21 项,国家科技进步奖 18 项,授权专利 15 项,发表论文 1250 篇,出版手册、专著和译著共 65 部。本文集编入的 48 篇论文仅为耐磨钢,低合金高强度钢,合金结构钢,不锈钢和耐蚀合金,耐热钢等领域近一、二年来未发表过的部分研究成果及几个主要研究领域的综合性论文,它将有助于有关方面和同行了解我部 1958 年以来科研工作的概貌。

由于时间仓促,水平有限,本文集定有不妥之处,尚希大家批评指正。

最后,合金钢研究部全体成员对给予我们大力支持的各界同仁表示衷心的感谢。

钢铁研究总院
合金钢研究部

1992 年 5 月

目 录

耐 磨 钢

耐磨材料领域的科研成就与进展	王世章执笔(1)
高能液压碎石机凿杆的断裂与磨损特性	朱维翰等(6)
高温、无磁、耐蚀轴承材料 GNiCr40Al3Ti(G60)组织和性能研究	褚翰林等(11)
易磨 W9Mo3Cr4VA1 和高钒 W9Mo3Cr4V3 无钴超硬高速钢的研制与应用	李耀卿等(19)
轴承钢轧后控冷工艺及其对快速球化退火和冶金质量的影响	许玉成等(25)
某发电厂 60 万千瓦电机轴轴头表面沟槽成因分析	李文成等(34)
高综合性能超硬高速钢的研究	孙绍华等(41)
低合金高性能高速钢的耐磨性能	赵 燕等(49)
90Cr6MoR 耐磨铸钢的研究	王洪发(55)
高速钢中的大颗粒碳化物	罗 迪等(63)
合金元素含量对 5CrNiMo 钢工艺性能和力学性能的影响	陈再枝等(69)

低合金高强度钢

低合金钢的研究应用与发展	孙志馨执笔(75)
热壁加氢反应器用 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 锻钢回火脆氢脆及叠加作用研究	沈蕴华等(79)
$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 钢热处理特性的研究	吴佩芝等(86)
硼对钢的组织和热塑性的影响	姜世振等(93)
钛含量对 10Ti 钢力学性能影响机制的研究	陈红桔等(99)

合 金 结 构 钢

合金结构钢领域科研成就与进展	刘建钢执笔(108)
30CrNi3MoV 钢冲击断裂行为研究	董 瀚等(113)
冷作强化非调质钢 18Mn2V 强化机理探讨	李桂芬等(123)
热处理工艺对 45CrNiMoVA 超高强度钢组织和性能的影响	王维明等(130)
渗碳齿轮钢(技术)的现状与发展	杨其莘等(138)
新型低镍铬合金结构钢(18CrMnNiMoA)优异使用性能成因的研究	杨其莘等(143)
马氏体时效钢的近期发展	陈 光等(151)
300M 超高强度钢的力学性能研究	李继欣等(158)

稀土对中碳铬锰钼钢的断口和冲击韧性的影响.....	唐玉琴(163)
厚钢板工频表面淬火研究.....	唐玉琴(170)
300M 钢的等温淬火组织与性能	陈铿如等(176)
5NiCrMoV 钢显微组织的观察	张永权(182)
微合金非调质钢.....	王 琪(190)
300M 钢回火马氏体脆性特征	吴静贞等(196)

不锈钢和耐蚀合金

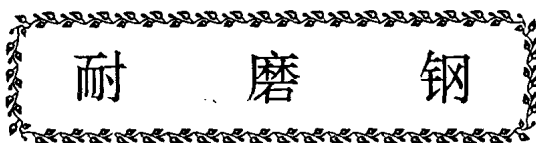
不锈钢和高镍耐蚀合金研究的主要进展.....	陆世英等(203)
高强度不锈钢的进展和展望.....	宋为顺等(209)
在湿法磷酸生产中高 Cr、Mo 不锈钢和合金的腐蚀和电化学特性	杨长强等(216)
00Cr18Ni10 不锈钢焊缝附近锈蚀的分析	张廷凯等(225)
氮对超低碳 18Cr - 8Ni 奥氏体不锈钢力学性能的影响	康喜范等(233)
碳和磷及其固溶处理制度对 316L 不锈钢耐蚀性能的影响	季祥民(237)
双相不锈钢在尿素生产工艺介质中的抗腐蚀疲劳性能.....	姜世振等(248)
氮对双相不锈钢耐局部腐蚀性能影响的研究.....	吴 玖等(253)
六种管材的直流蒸汽发生器传热管模拟体试验结果分析.....	朱尔谨等(261)

耐热钢

耐热钢科研 40 年回顾	赵先存等(273)
12Cr2MoWVTiB(102) 钢高温过热器管失效原因及机理研究	胥继华等(280)
4Cr10Si2Mo 气阀钢网状裂纹成因的研究	程世长等(291)
水泥篦冷机用高温篦子板材料研究.....	韩桂春等(301)
燃烧重油炉用耐热钢及耐热合金.....	鲁国荣(310)
内燃机阀门钢高温硫化腐蚀研究.....	林肇杰等(315)
稀土对耐热钢高温性能的影响及其机理研究.....	胥继华等(321)

其 它

离子注入金属材料表面改性技术及其应用.....	万金友等(328)
高能加速器用大型铜钢复合板铜钢界面贴合性的研究.....	易邦旺等(335)



耐磨材料领域的科研成就与进展

王世章 执笔

本文叙述的耐磨材料包括高速钢、模具钢、轴承钢和耐磨用钢等四个部分，现简要分述其科研进展。

一、高 速 钢

近年来表面氮化钛气相沉积(简称 TiN 涂层)技术的应用与粉末冶金高速钢的开发,使高速钢性能有大幅度提高,加之高速钢具有本身固有的优异机械性能与制造性能,使高速钢在现代工具材料中将继续占有重要地位。在特殊钢工业中虽然高速钢相对产量不大,但它却是一种十分重要的独特钢类。由于我国钨钼钒资源丰富,因此发展高速钢更具有独特的优势。

解放后我国高速钢的生产从无到有,1960 年高速钢材产量已达到 5 千吨(当时日本为 4 千吨)。1970 年到 1980 年一直波动在 2 万吨左右,与世界各主要生产高速钢的国家接近。近 20 多年来我院与大连钢厂、重庆特殊钢厂、大冶钢厂、抚顺钢厂、上钢五厂等合作,在高速钢品种、质量、工艺和应用理论方面都做了大量工作。80 年代末期,我国高速钢材年产量已达 4 万吨水平,约占世界高速钢产量 15% 以上。在钢种系列化方面,除能生产国际上各种牌号的高速钢 12 个钢号外,还自创并已获得广泛应用的两个钢号(W9Mo3Cr4V 和 W6Mo5Cr4V2A1),均纳入国标 GB9943—88 中。产品规格齐全,既有特大尺寸锻材($\Phi 200 \sim \Phi 300$),又有中小型材、钢丝、钢板及银亮钢。钢材的内在质量已达到国际先进水平。但由于轧机陈旧落后,热轧材在脱碳、外观质量、尺寸精度等方面与国外仍存在较大差距。

(一) 通用型高速钢种的研究开发

70 年代以前,我国生产的高速钢 95% 以上是 W18Cr4V 高钨通用高速钢,1980 年是我国高速钢生产由钨系向钨钼系过渡的一个重大转变年,钨钼系高速钢的产量由 1979 年以前的不及 5%,迅速上升到 32.6%。1981 年以后 W6MoCr4V2(相应美国牌号 M2)的产量超过总产量的半数,从而迅速代替 W18Cr4V,成为我国主要的通用型高速钢。在此期间,我院与各钢厂合作克服了该钢种生产工艺上的难关,如钢锭锻造时头部易劈裂,锻轧加热时易过热,表面易脱碳,工具厂也克服了热处理过热敏感性与脱碳敏感性,磨擦焊与磨削性

较差等技术难关，终于使 W6Mo5Cr4V2 钢得以稳定生产和使用。而且由于它的高频热塑性良好，可以满足四辊扭轧钻头工艺的要求。同时碳化物不均匀度与颗粒尺寸均能得到改善，从而发挥了钨钼钢的优点，奠定了我国生产钨钼系高速钢的基础。由于我国钨储量、产量、出口量三项指标长期占世界第一位，钼资源也不断有新发现与开发，因此 1979 年冶金部与机械部联合责成我院和大连钢厂负责组织全国有关钢厂与用户厂约 20 个单位共同研制以钨为主，加少量钼的一种兼有 W18 与 M2 优点，克服或减少二者缺点的，更符合我国资源特点的新型钨钼系高速钢 W9Mo3Cr4V（以后简称 W9）。1981 年通过鉴定，当时已年产 500 吨，此后获得迅速发展与推广。哈尔滨三大工具厂主要采用 W9 制造各种刀具，年耗量 5 千吨左右。由于 W9 热冷塑性好，能提高钢厂锻轧成材率和高频四辊扭轧钻头的成品率。同时，由于 W9 的热处理过热敏感性低，可焊性好，磨削性好，价格较低，因此，十多年来，已在国内大量生产和应用，不但代替了 W18 而且在不少工具厂用以代替 M2，年产量已达全国高速钢三分之一以上（近 1.3 万吨）。用 W9 钢生产的品种有冷拉钢丝、特大断面钢材（Φ260）和薄板等。W9 的碳化物不均匀度级别与 M2 相当，碳化物粒度介于 W18 与 M2 之间，即比 M2 略粗些，但在性能与使用上并不受影响。对高速钢耐磨性来说，并不是碳化物粒度越细越好，而应大小适当配合，不应有角状大块碳化物，而后者主要由不正常生产工艺所造成，所有牌号的高速钢都可能发生，因此在生产工艺上应严加控制。W9 钢在“六五”攻关中得到大幅度发展，为国家、企业创造很大经济效益。在通用型高速钢中，我们还研究了稀土 W14Cr4V2Xt，无铬高速钢 W14Mo2VMn 等钢种，均得到预期的效果。

（二）特种超硬型高速钢的研究开发

除了与大连钢厂合作仿制美国名牌 M42 高速钢，以提高质量降低成本获得良好效果外，多年来我院与大连钢厂以及用户厂合作研究成功的高碳 W18，高碳 W9，W12Mo3Cr4V3Co5Si，P9Φ5K3 等钢种在军工及航空航天工业中得到推广应用。“七五”攻关中，我们还研究了 W9V3，W9Al 和 W9Co5 三种特殊超硬型高速钢，各具有性能上的特点，连同基本钢号 W9Mo3Cr4V 与高碳 W9，使 W9 组成一个包括五个钢种的系列，可以满足工具行业各方面的需要。“八五”期间将继续推广此系列，特别是后三种。

（三）低合金高性能高速钢的研究开发

低合金高性能高速钢的发展已成为当今高速钢领域中的研究方向之一。我院与大连、抚顺等钢厂，石家庄冶金所等合作研制了多种牌号，包括仿制与创新，其中综合性能最好的是自创的 W4Mo3Cr4V，可用于占高速钢年耗量一半以上的通用刀具，如钻头、丝锥、锯条、立铣刀等，多次的试验数据和应用结果是令人满意的。这项研究使我们提高了对高速钢合金化理论与刀具磨损机理的认识。

（四）钢丝、钢板和大断面钢材的开发

高速钢丝是制造直柄钻头的主要材料，对质量，特别是高频热塑性要求很严，过去一直依靠进口 M2。80 年代初，我们与大连钢厂开始合作进行大量试验研究，使大连钢厂钢丝质量达到国际名牌日立高速钢丝的水平。经“六五”攻关的努力，终于在实物上全面达到

要求,为钻头出口创汇,为停止高速钢丝进口节约外汇起了重要作用。此外,我们在冷拉钢丝内在质量与高频热塑性机理方面都有创新的见解。我院与大连钢厂、重庆特殊钢厂合作,在高速钢薄板上采用超塑性轧制与形变退火新工艺,提高了薄板质量(表面光洁度,减少脱碳,细化碳化物提高薄板深冲与冷剪性等)。高速钢大断面材($\Phi 180$ 以上)过去均依靠进口,“六五”攻关中我院与重庆特殊钢厂、抚顺钢厂等单位合作攻关,采用电渣重熔大钢锭,通过快锻液压机锻粗横锻及精锻机的有效配合,生产出的 $\Phi 200\sim\Phi 300\text{mm}$ 大断面高速钢,在高低倍组织上均达到西德及奥地利同类产品的水平,从而结束了我国不能生产大断面高速钢高质量钢材的历史。

(五) 高速钢应用理论研究

我们结合生产上的需要开展了对高速钢平衡碳差值 ΔC 磨损机理,冷拉钢丝热塑性等方面的研究,并提出有自己见解的论文。对稀土改善高速钢热塑性机理研究进行了大量工作:1.发现稀土元素能大幅度提高高速钢热塑性;2.能净化偏聚在晶界的S,P等杂质;3.本身富集在晶界强化晶界,因此提高钢的热塑性和韧性;4.稀土对夹杂物的影响,首次发现 CeN_2C_7 ;5.研究了稀土元素合金化作用。在国内最早系统地研究了Si、Al、Nb、Ti、N等对高速钢组织和性能的影响,为其合金化应用打下基础。此外,在高速钢的结晶、凝固速度与过程、铸态组织与加热分解、钒和基体硬度对钢的耐磨性与磨削性的影响、冷拉钢丝缺陷、锻轧及退火温度对高速钢组织与性能的影响、代钴高速钢的探讨、气相沉积对不同钢的影响等方面都进行了探讨研究,发表了论文。

综观上述,多年来我们对高速钢的钢种材料、工艺与质量,进行了三位一体的研究,并从中探讨了应用理论以促进新的开发。与生产厂密切结合,以科研创效益是我们多年来所坚持的方向。

二、模 具 钢

少切削无切削工艺已成为现代机械制造的主要趋势。为实现此高效率高质量高效益的工艺,主要依靠各种各样的模具,通过冷热成型制成机械半成品与成品。因此,模具已成为重要制造行业,而所用的材料大部份是各种类型的冷热模具钢。我院在模具钢钢种、质量、工艺上多年与首钢、大冶钢厂、齐齐哈尔钢厂、抚顺钢厂等单位合作,进行了大量科研工作。

(一) 特种性能模具钢的研究

所研究的特种性能模具钢包括无磁模具钢,黑色冷挤压模具钢,空冷微变形模具钢,精密铸造电解加工显像管玻壳模具钢,高耐磨冷作模具钢,700℃奥氏体热作模具钢等等。特别是黑色冷挤压模具钢已用于生产冷挤压大小炮弹,对国防工业作出了重大贡献。

(二) 塑料模具钢的开发研究

塑料已成为目前新型材料中获得最大发展的一种材料,不但在日用轻工产品中得到广泛应用,而且工程塑料在各种工程中也获得日益广泛的应用。塑料主要依靠一次成型,其

所采用的模具钢有其特殊要求。我院在国内较早地开展塑料模具钢的科研工作，如“七五”攻关中的大型塑料模具钢的研究，使电冰箱，洗衣机，音响三大件使用的模具立足于国内，研制成的精密塑料模具钢（低合金马氏体时效钢）已用于盒式录音带用的塑料部件的制造。为了保持压制塑料制品的表面质量，塑料模具钢必须有高的纯洁度与致密度，因此在冶炼上采取了特殊工艺，如电渣重熔或真空二次精炼技术以及适宜的热加工工艺等。

（三）提高模具钢质量的研究

“六五”攻关中进行了采用不同二次精炼新工艺提高模具钢质量的研究。“七五”攻关中对量大面广具有代表性的热作模具钢 H13 和冷作模具钢 D2 进行了提高冶金质量的研究并获得预期效果，不但满足国内需要还能有部分钢材出口创汇。

（四）其 他

研究成功用无镍 4CrMnSiMoV 代替 5CrNiMo 在大型模块上获得良好应用；研究成功高速钢淬火基体钢的新热作工具钢 4Cr4W3Mo2VSi，用于热挤压铜管效果良好，又推广用于农机制造上；研究了表面渗硼用于农机具显著提高机具使用寿命并对渗硼机制进行了微观研究，提出有见解的论文。

三、轴 承 钢

轴承钢是特殊钢领域中的重要钢类之一。所有能转动的机器都离不开优良的轴承和轴承钢。由于轴承常在高速度下承受较大载荷运转，接触疲劳寿命是其主要损坏机制，因此对轴承钢的质量要求特严，特别是钢的纯洁度，致密度和组织均匀性。除了常温使用条件外，轴承也可能在高温、低温、腐蚀介质等不同环境中运转，因此需要不同用途的特殊轴承钢。轴承钢产量较大，一般占特殊钢产量 4~6%，在我国一直占特钢产量的 11~15%。我院从研究单纯的军用轴承材料和工艺，发展到高碳铬轴承钢（最通用），渗碳轴承钢，不锈钢轴承钢及特种性能轴承材料以及新技术新工艺并进行综合质量分析和评估。三十年来共承担与完成的材料工艺质量研究任务约 40 项，多年来我院与有关企业为航空、航天，核能、电子、石油、化工等工业急需的特种轴承材料进行了系列化的研究工作，初步建立了高温轴承钢系列，不锈钢轴承钢系列和特种轴承材料体系，完善了高碳铬轴承钢系列，填补了国家在这方面的空白。在新技术新工艺研究与开发方面，通过炉外精炼，控冷控轧，连续退火炉等课题的完成，使我国轴承钢的生产技术水平提高一个台阶。通过“六五”、“七五”与企业联合技术攻关和技术装备的改造，到“七五”末，参加攻关的重点轴承钢生产企业所生产的轴承钢实物的某些特征参数和钢中含氧量，已步入国际先进水平，并得到美国和德国等一些大公司的认可，保证了 1990 年出口 1.5 亿套轴承任务的完成。为了深入研究对轴承寿命的影响因素和评价轴承钢质量，我院还建立了轴承疲劳试验室，拥有九台疲劳试验机，使研究者亲自进行操作试验得到第一手资料并发表了多篇有关轴承疲劳方面的论文。

1. 对轴承钢生产工艺的研究

60 年代为了满足精密轴承对质量的要求，我院进行了真空感应炉熔炼精密轴承钢，真

空自耗炉重熔轴承钢以及双真空熔炼精密轴承钢的研究,后者的氧含量 $\leq 8\text{ppm}$,并用金相法和电子探针研究了精密轴承表面黑点形成本质,找出了解决办法,确认除机械划伤之外,本质上仍是钢的细小夹杂物所造成。70年代对国内外 GCr15 轴承钢实物进行了冶金质量对比分析,进行了接触疲劳寿命的对比,研究了轴承钢基本碳含量和碳化物相对疲劳性能的影响。80年代进行了电渣浇注工艺生产轴承钢的研究,VHD 精炼工艺和钢种质量研究,电炉低碱度吹氩处理轴承钢工艺的研究,深入研究了 EF-LF 双联工艺;对碳化物不均匀性进行了系统研究,开发出疲劳寿命 L_{10} 为瑞典 SKF 的 1.31 倍的高纯度轴承钢。除了冶炼工艺外,70年代曾协助太原钢厂设计与建成的可控气氛辊底式钢材连续退火炉,可大大改善轴承钢退火组织与性能,80年代进行了轴承钢控轧工艺,轴承钢管轧后快冷工艺, $\Phi 40\sim\Phi 55\text{mm}$ 轴承钢棒材轧后快冷装置、工艺及快速球化退火工艺的研究等,用于生产均取得良好效果。

2. 开发了各种新轴承材料的研究

60年代研制了自润滑石墨钢 SiMnMo, 9H336, S16SiCuCr, 仿制了美国高温轴承钢 Cr14Mo 和 M50, 英国斯贝发动机用高温轴承钢等。70年代自创了耐 250°C 中温轴承钢 GCr-SiWV。80年代自创了高温高真空无润滑轴承材料 G60 合金,属于无磁性、耐高温 450°C 、高真空应用的轴承材料。1978~1985年研制了核燃料后处理用的耐磨蚀的轴承材料 G59 合金,70年代初期研制的仪表用不锈钢材料 K9Cr18Mo,核工程用无磁耐蚀新型轴承材料 G52 号合金都得到了使用部门的好评。

四、耐磨用钢

我院 1971 年建立耐磨用钢研究组以来,完成了大量科研工作,获得部级科技进步奖 10 项,国家级成果奖 4 项,院省级成果奖 2 项,尤其是在千万吨级露天矿成套设备研制中获得国家级科技进步特等奖(SYD-200 型露天矿液压碎石机)。1978~1979 年开始建立耐磨试验室有四台各类磨损试验机,能进行不同类型的磨损模拟试验,对科研与开发起了重要作用。

1. 新型耐磨材料研究开发

大部分工作与矿山开采耐磨材料研究有关,如露天矿牙轮钻头 9 号、10 号钢研制;KY-250, KY-310, YZ-35 型牙轮钻头研究等。所研制的 X-84-380 型矿用牙轮钻头、X-74-380 型矿用牙轮钻头以及石油牙轮钻头用钢等均已在生产中大量推广使用。80年代对矿山中破碎设备耐磨铸钢件进行了大量研究开发,如 ZG35Cr2MnSiRoRe 球磨机衬板钢, ZG70CrMnMoBRe 球磨机衬板钢, MFD200 碎煤机复合板锤,稀土 CrMoV 耐磨铸球用材以及多元低合金抗磨钢的研究等,并获得满意的使用效果。对矿山提高效率节约抗磨件材料的消耗起了重要作用。“七五”攻关中对露天矿设备特殊钢材 HW60Re 的研制获得了重要成果。除上述矿山耐磨材料外,还进行了纺织机械中的 8CrWV 钢金属针布, JC4-13 型金属针布,光亮处理弹性针布钢丝等的研制。

2. 在试验室内进行了各种金相组织与磨损的关系规律研究,其中磨料磨损机理的研究取得了重要进展。

参 考 文 献 (略)

高能液压碎石机凿杆的断裂与磨损特性

朱维翰 肖继福 陈荣仙 赵平顺

摘 要

3 万焦耳高能液压碎石机是“七五”期间我国自行研制的一种用于矿岩二次破碎的具有国际先进水平的机械。凿杆是该机关键的易损件之一,其损坏部位主要是凿杆头部磨损,同时,在工业试验中也出现过凿杆断裂的现象。本文通过对凿杆实物的失效分析,研究了它损坏的原因与机理。认为,凿杆主要因冲击疲劳而破坏,凿杆的断裂有偶然性,在选材与工艺得当时可以避免。而凿杆头部损坏机理是冲击疲劳磨损,但破坏形式因材料性质的不同而变化。为了提高凿杆头部的耐磨性,应选择强韧性,淬透性能较好的材料,要调整好热处理状态,并要侧重保证其硬度。

一、凿杆的损坏部位

凿杆是破碎矿岩时传递能量的主要构件,受力是复杂的。根据现场观察,可以认为在凿杆的两个部位容易出现损坏,其一是凿杆头部,它将高能量传递给矿岩的界面,所以必定是损伤最严重的部位;其二是露出缸体的凿杆根部(可称之为尾部),当凿杆处于悬臂工作时,是可能承受弯矩最大的部位,由于矿岩块形状、位置的不规则性,凿杆经常处于悬臂弯曲受力的不利情况(见图 1)。在破碎大块矿岩时,凿杆的着力点经常选在矿岩块的边缘部位,一旦被破碎的石块脱离母块,在受力平衡破坏的一瞬间,凿杆承受一个很大的冲击弯曲力。



图 1 凿杆在偏斜条件下工作

二、凿杆的冲击弯曲断裂

当材料承受多次冲击弯曲负荷,而冲击能量较高时,只有韧性高而强度较低的材料才能具有较高的断裂周次。就此而言,若选用 T8A 或 T10A 这类高碳材料制作凿杆时,宜采用淬火加中温回火的工艺进行处理。片面追求高硬度的做法不利于提高凿杆的冲击弯曲疲劳强度。在这种使用条件下,选用中碳合金结构钢,在热处理工艺得当的条件下,预期可以承受更高的冲击能量,获得更高的断裂周次。

表 1 中列出了在破断次数不超过 10^4 次的冲击能量

下，几种结构钢淬、回火状态的多次冲击抗力的高、低顺序。由表 1 可见，中碳钢采用中（低）温回火时，可求得硬度与韧性的较佳配合，将有利于提高多次冲击抗力。

表 1 几种结构钢淬火回火状态的多次冲击抗力

钢种类别		低 碳 钢	中 碳 钢	中 碳 合 金 钢
钢号和热处理		15、20、25 淬 火 回 火	30、35、40、45、50 淬 火 回 火	30CrMnSiA, 40MnB, 40CrNiMoA 淬 火 回 火
试样类型和应力集中系数	无缺口试样和钝缺口试样 $K_t=1\sim1.9$	低温回火或不回火 ↓ 中温回火 ↓ 高温回火	300~350℃中温回火 ↓ 400℃中温回火 ↓ 低温回火 ↓ 高温回火	低温回火 ↓ 中温回火 ↓ 高温回火
	锐缺口试样 $K_t=4.6$		320~400℃中温回火 ↓ 低温回火 ↓ 高温回火	320~400℃中温回火 ↓ 低温回火 ↓ 高温回火

注：表中↓表示多次冲击抗力从高到低的排列顺序（根据多次弯曲试验结果归纳的大致范围）。钢中含碳量较高时，回火温度偏上限；含碳量较低时，回火温度偏下限。

根据材料的动态断裂韧性原理，很多材料的性能与材料的变形速率（即加载速率）密切相关；随着变形速率的提高，材料的韧-脆转变温度提高，断裂韧性下降。因此，在动态承载条件下使用的材料比静态条件时更容易破坏。凿杆承受的冲击载荷即相当于高速加载，3 万焦耳液压碎石器的受力测试分析表明，凿杆承受应力冲击波的持续时间仅为 $1.15 \times 10^{-3}s$ （液垫厚度为 50mm 时）。在这种高速加载的冲击负荷作用下，凿杆上已有的各种内、外部缺陷，都会成为裂纹源。在缺乏止裂因素（例如足够的韧性）的材料中，裂纹以极快的速率扩展，最终将造成断裂，裂纹源将是断裂的起源。对 T8A 钢凿杆的断裂断口观察时曾发现杆的表面有一处陈旧的裂纹，表面的其它部位也有一些小的龟裂。图 2 是 T8A 钢凿杆尾部断裂后的断口，可以明显看出疲劳断裂是凿杆断裂的主要原因，疲劳线沿圆周方向发展。由于外应力较大所以瞬断



图 2 T8A 钢凿杆断裂断口

区的面积也较大（与材料特性也有关系）。

与导向套匹配的凿杆表面，常采用镀铬作为表面摩擦副处理工艺。但是，镀铬对于提高凿杆的动态断裂韧性和疲劳性能是不利的，主要是因为镀铬层中将产生很大的残余拉应力。此外，由于电镀层中氢的存在，可能形成很多微细龟裂（延迟裂纹），它作为缺口使应力集中，显著降低了材料的断裂韧性和疲劳极限。从 T8A 钢凿杆几个断口的观察中看出，该凿杆是由多处疲劳破坏造成的断裂，这根凿杆所承受的冲击周次仅约 1.9×10^3 次，远远低于这类材料的疲劳极限。以上情况说明这根凿杆的突然断裂带有偶然性（事故性），即杆体在使用前由于材质本身及工艺因素，可能使其已含有明显的内部或外部缺陷，才促使凿杆发生非正常断裂。

钢的淬透性、显微组织、夹杂物种类、形状、晶粒大小和分布对于疲劳和断裂性能也将产生很大作用。淬火钢中即使仅含 5% 的非马氏体组织，也可以使疲劳极限降低 10%。T8A 钢的淬透性能很差，对于 $\Phi 150\text{mm}$ 直径的棒，淬硬层（HRC58~60）仅几个毫米，而截面的其余部分则淬不成马氏体，因此，它的整体动态断裂韧性是差的，疲劳强度也是很低的（对于具有珠光体组织的共析钢，其疲劳极限 σ_{-1} 仅为 234MPa）。

钢中的夹杂物（特别是不易变形的脆性夹杂物）一般作为微缺口引起应力集中，而降低疲劳强度，或作为裂纹起源降低动态断裂韧性。因此，凿杆材料应尽量采用净化熔炼法，以提高钢的纯净度。

矿山试验中曾试用过 42CrMo 钢凿杆。该钢的淬透性能、淬硬性能都较差，淬火后凿杆芯部将出现大量强韧性很低的非马氏体组织，它的动态断裂韧性、冲击疲劳强度值都较低。图 3 是 42CrMo 等钢中的非马氏体组织对疲劳极限的影响，42CrMo 钢在调质状态下的疲劳极限仅为 485MPa（布氏硬度 HB316 时），当冲击能量 $> 1.6\text{J}$ 时，试样破断冲击次数 $< 10^4$ 次。因此，使用这种材料制作凿杆显然是难以取得较高使用寿命的。在较大的外部冲击负荷下，材料内外部的各种缺陷（夹杂物、裂纹、冷加工痕迹……）将作为裂纹起源，裂纹将迅速沿与凿杆热加工形成的纤维伸长的平行方向迅速扩展。因为这个方向阻挡裂纹扩展的止裂因素较弱，以至凿杆在进一步的冲击负荷作用下产生了如图 4 所见的大长度纵向开裂。

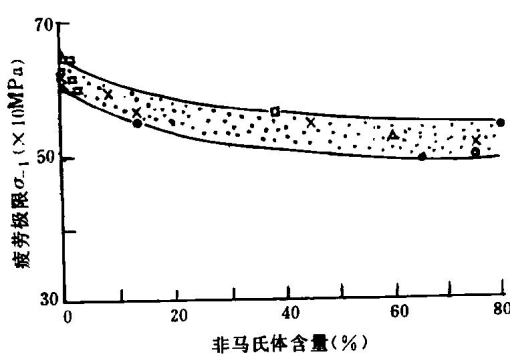


图 3 非马氏体组织对疲劳极限的影响^[1]

- — 40Mn2; • — 42MnMo
- △ — 40CrNiMo; □ — 40Cr
- × — 40B



图 4 42CrMo 钢凿杆产生的墩粗、飞边和纵裂纹

三、凿杆的磨损

就磨损而言, 凿杆头部是使用条件最恶劣的部位。它首当其冲承受矿岩反作用冲击负荷, 且由于矿岩块形状和位置的不规则性, 使凿杆头部的局部部位经常承受矿岩块反射的全部负荷, 因此局部应力是很大的。此外, 凿杆头部还经常受到硬质点和矿岩块尖锐部分的磨损。由此可见, 凿杆头部是受损伤最大的部位, 对其材料性能的要求是很苛刻的。在先后使用的 T8A 和 42CrMo 两种材质凿杆的头部, 曾出现了两种不同的损伤方式。T8A 钢凿杆头部在无明显塑性变形的情况下曾产生大块的脱落, 由脱落块断口 (图 5) 可以看出明显的疲劳特征。

疲劳过程一般是这样发展的, 即金属的滑移—产生微裂纹—微裂纹连接—宏观裂纹扩展直至断裂。一般地说, 材料的屈服极限 σ_s 愈高, 表明材料抵抗塑性变形的能力愈大, 故疲劳极限 σ_{-1} 也愈高, 可以用下列经验公式表述:

$$\sigma_{-1} = 4.55 \times 10^{-2} \sqrt{E \sigma_s} \quad (\text{式中 } E \text{ 是材料的弹性模量})$$

由于 T8A 钢的淬透性能很低, 穿过几毫米的硬壳后, 材料芯部的强度和屈服强度即大幅度下降。如前所述, 凿杆头部承受的冲击负荷相当于材料在高速加载下的应力状态, 提高了材料的韧-脆转变温度, 降低了断裂韧性, 使得本来脆(硬)度已较高、韧性已较低的凿杆头部外壳极易产生裂纹, 最终形成疲劳破坏。

42CrMo 钢凿杆头部则是另一种类型的破坏形式。这种凿杆在使用过程中头部墩粗, 进一步即产生加工硬化后的飞边 (见图 4), 直至一块块的脱落。对脱落块的金相和显微硬度分析表明, 金属在脱落前曾发生了大变形度的塑性变形, 其组织如纤维状 (见图 6), 在亚表层中出现了白亮层, 被称为绝热剪切层。它的硬度高达 HM1135, 白层组织是由于金属塑性变形和冲击磨损时产生的瞬时热使得局部升温, 随后又快速冷却而得到的一层超细马氏体组织。这种变形白层很脆, 易于产生裂纹, 可加速工件的破坏, 是不希望得到的组织。产生这种绝热剪切加工硬化层说明凿杆在工作过程中承受的应力是很大的。其损坏机理主要是冲击疲劳磨损, 当然, 也不排除磨料磨损, 但不占主导地位。对凿杆头部损坏形式与过程进行分析后, 可以认为, 高强度 (或表层高硬度) 凿杆与较低强度凿杆的损坏形式是不同的。前者可能在无明显宏观塑性变形的情况下, 产生块状剥落, 并可以观察到明显的疲劳裂纹



图 5 T8A 钢凿杆头部碎块的疲劳特征

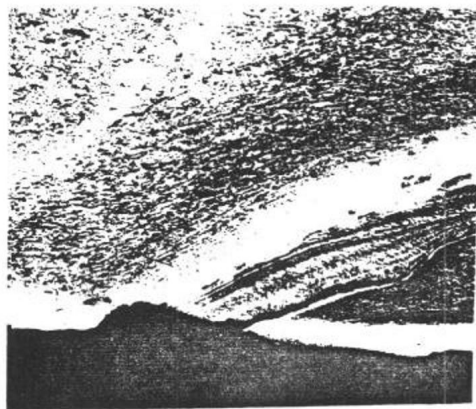


图 6 42CrMo 钢凿杆脱落块的金相照片 100×

层中出现了白亮层, 被称为绝热剪切层。它的硬度高达 HM1135, 白层组织是由于金属塑性变形和冲击磨损时产生的瞬时热使得局部升温, 随后又快速冷却而得到的一层超细马氏体组织。这种变形白层很脆, 易于产生裂纹, 可加速工件的破坏, 是不希望得到的组织。产生这种绝热剪切加工硬化层说明凿杆在工作过程中承受的应力是很大的。其损坏机理主要是冲击疲劳磨损, 当然, 也不排除磨料磨损, 但不占主导地位。对凿杆头部损坏形式与过程进行分析后, 可以认为, 高强度 (或表层高硬度) 凿杆与较低强度凿杆的损坏形式是不同的。前者可能在无明显宏观塑性变形的情况下, 产生块状剥落, 并可以观察到明显的疲劳裂纹

的发展;而后者则经历了表层的多次塑性变形,没有发现类似图5那种疲劳损坏的情况。这说明较低强度的凿杆头部的损坏机理主要是多次塑变磨损,可以列入低周疲劳破坏的范畴,即材料在超过弹性极限的周期性重复应力作用下的破坏。对于高硬度、高强度凿杆头部的损坏,则可能更接近于外应力循环的应力幅度不超过材料弹性极限的“标准”疲劳过程,它是在经过潜伏期,表层出现硬化的滑移塑变层和裂纹后,进一步造成的破坏^[2]。

四、高能碎石机凿杆选材与热处理中应注意的问题

选用高能量的冲击负荷下的凿杆材料和确定其热处理工艺是一个比较复杂的技术问题。这主要是因为:①凿杆必须同时满足三种不同的性能要求,即杆头部应耐冲击疲劳与磨料磨损,杆体本身应具有高的抗冲击弯曲疲劳性能,以及提高局部杆体与导向套间的耐粘着磨损性能等,特别是要求一根凿杆要同时满足前两个性能要求,是比较困难的,而高能碎石器凿杆的截面积很大(直径 $\phi 120\sim\phi 150\text{mm}$),更增加了选材与热处理难度;②如前文所述,由于凿杆头部与矿岩接触的局部性,往往使杆头部的某一部位所承受的冲击能(或冲击应力)超过平均设计能量(或应力)的几倍,以至几十倍;③在工作过程中,外部和材料内在条件的相互作用,使得损坏机理发生了变化,往往难以用一种模型或原理对过程的始终进行描述;④由于对动态过程观测的难度很大,而用于高速、高能量(高应力)条件下的材料科学、原理还远没有发展到可以系统而完美地指导生产实践的地步,仅依靠常规的材料力学性能概念或经典的疲劳理论难以完全解决这种条件下工作的材料工程问题。但是,通过我们的实践可以认为,这种高能液压碎石器的凿杆头部应选用强韧性良好的材料。在保证足够韧性的前提下,要侧重提高其硬度,要保证头部整体的强韧性。淬透性能差的材料是不可取的。同时,对于其组织状态应给予足够重视。例如,虽然淬火马氏体或低温回火马氏体组织常具有较高的耐磨性,但是韧性较差,用于高冲击负荷下的耐磨工件就不一定适宜。而采用下贝茵体作为基体组织可能会更好些。再者,改进凿杆材料的冶金质量,减少钢中夹杂物和气体含量,消除材料的内、外部缺陷,对于提高凿杆的寿命也是十分重要的。

五、结 论

1. 凿杆尾部(根部)断裂是由于疲劳引起的,常具有意外性,在选材与工艺得当时可以避免。
2. 凿杆头部的磨损属于冲击疲劳磨损,但由于所用材料和工艺的不同,其破坏形式有很大差别。
3. 必须选择淬透性和强韧性较好的合金钢凿杆材料,以显著提高凿杆的使用寿命。
4. 必须注意改进凿杆材料的冶金质量,并调整好凿杆的最终热处理组织状态。凿杆的精心使用对延长凿杆寿命也是十分重要的。

参 考 文 献

- [1] 机械工程手册(第一版),机械工业出版社,20,1979
[2] 邵荷生、张 清,金属的磨料磨损与耐磨材料(第一版),机械工业出版社,107,1988

高温、无磁、耐蚀轴承材料 GNiCr40Al3Ti (G60) 组织和性能研究

褚翰林 胡乃荣

摘 要

本文研究了热处理参数与 G60 合金的组织、力学性能、耐蚀性及应用性能的关系,并探讨了合金的强化机制。结果指出: Ni-Cr 基奥氏体沉淀硬化 G60 合金的高硬度,主要是合金中超细的 γ' 和 α_2 -Cr 析出相的复合强化所致。强化的效果不仅与析出相的总量和颗粒度密切相关,同时受 γ' 、 α_2 -Cr 与母相构成的层片状显微组织结构所制约。正确选择热处理工艺参数是该合金获得最佳综合性能的关键。

一、引 言

随着国民经济的发展,迫切需要一些能够在特殊工况条件下工作的特种轴承,以及具有相应性能,如耐酸、耐碱、无磁性、超低温及抗中子辐照等的轴承材料。GNiCr40Al3Ti 合金(简称 G60 合金)就是为满足电子技术发展急需制造一系列高温、高真空、抗磁、无油润滑轴承而研制的一种特殊轴承材料。G60 合金除用于制造特种轴承外,还用于制造无磁、耐磨蚀结构件以及磁粉芯成型用的无磁模具等。特种轴承及磁粉芯模具都是精密机械的消耗部件。主机要求产品应具有高的强度、硬度、良好的磨蚀性及使用寿命。而在产品冷加工过程中又希望材料应具有低的硬度和良好的切削性能。这对 Ni-Cr 基合金来说是非常苛刻的。

G60 合金是以 Al、Ti 等为强化元素的 Ni-Cr 基奥氏体弥散硬化合金。主要强化相是金属间化合物 γ' 和 α -Cr 相。文献^[1-3]指出,合金析出的 γ' 和 α -Cr 相的数量、颗粒度及弥散分布状态直接关系到合金的强度及应用性能。文献[4]指出 γ' 和 α -Cr 相的总量主要取决于合金的化学成分;而析出相的粒度及其弥散程度则主要依靠热处理规范的选择。为适应轴承切削加工和使用寿命的需要,本文研究了 G60 合金的热处理工艺对其组织特征,硬化性及在硝酸介质中耐蚀性的影响,同时测定了最佳固溶-时效处理状态下合金的某些应用性能。

二、试验材料和试验方法

(一) 试验材料

试验材料是在 25kg 真空感应炉中冶炼和铸锭的,后锻造成 $\Phi 8 \sim \Phi 25$ mm 试棒,热轧成 3.5mm 腐蚀试片。试验材料的化学成分见表 1。

表 1 试验材料化学成分 (%)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Ti	S	P
0.015	<0.1	痕迹	40.0	余	2.75	0.98	≤0.01	≤0.01

(二) 试验方法

1150~1240℃保温 60min, 然后水冷的固溶处理试验是在保护气氛的高温炉上进行的, 500~750℃ (每档 50℃) 时效试验是在中温箱式电炉内完成的。用金相显微镜观察了固溶状态组织, 用电镜复型研究了时效状态组织形貌, 对部分试样用电解分离、X 射线衍射和化学分析方法进行了析出相的鉴定^[5]。用 X 射线小角度散射法测定了 γ' 相粉末的粒度分布。用恒温膨胀仪研究了时效过程伴随着新相析出合金产生的尺寸效应。腐蚀试验是在浓度为 40% 和 60% 的硝酸介质中 65~70℃ 试验 200h 的条件下进行的。

三、试验结果和讨论

(一) 固溶处理温度与显微组织及性能的关系

在 1150~1240℃ 范围内固溶处理后, 合金的显微组织示于图 1。金相观察表明: G60 合金组织由三相构成, 基体为奥氏体。图 1 中沿加工方向分布的白色链条状相, 经扫描电镜能谱分析(表 2)表明, 该相为含 Ni、Al、Ti 的 α -Cr 固溶体, 其中 Cr 含量随着固溶温度而异。

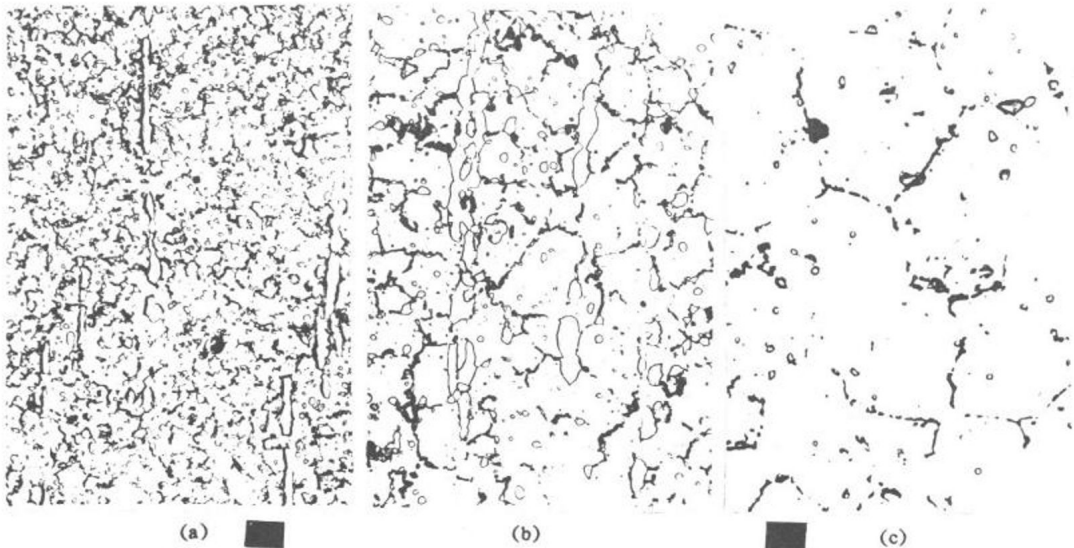


图 1 固溶状态显微组织 400×
(a) 1150℃; (b) 1200℃; (c) 1240℃。

当 1200℃ 固溶时, 相当 Cr-Ni 二元合金 (图 2) E 点成分, 即属一次 α -Cr 相。 α 相虽属体心立方结构, 但常温仍为顺磁性。所以合金固溶状态不显铁磁性。图 1 中细小质点为碳氮

化物。 α_1 -Cr 和碳氮化物随着固溶温度提高而减少。伴随 α_1 -Cr 和碳氮化物的溶解，奥氏体晶粒尺寸逐渐长大（图 1、表 3）合金的硬度随着降低。1200℃固溶时，在保持细晶条件下其硬度 $\leq 27\text{HRc}$ 。

表 2 不同固溶温度（℃）下相的能谱分析结果

元素（%）	基体金属			α -Cr 相		
	1150	1200	1240	1150	1200	1240
Cr	40.95	40.10	41.12	79.81	79.71	71.10
Ni	53.79	55.33	54.31	18.80	19.47	27.57
Al	4.42	3.70	3.73	1.12	0.70	1.01
Ti	0.76	0.78	0.73	0.11	0.034	0.15
Ca	0.082	0.092	0.107	0.13	0.095	0.16

表 3 固溶温度与晶粒度和硬度的关系

固溶温度℃	1150	1200	1240
晶粒度，级	9~10	7~9	5~6
硬度 HRc	29.0~31.7	25.9~27.1	13.0~14.2

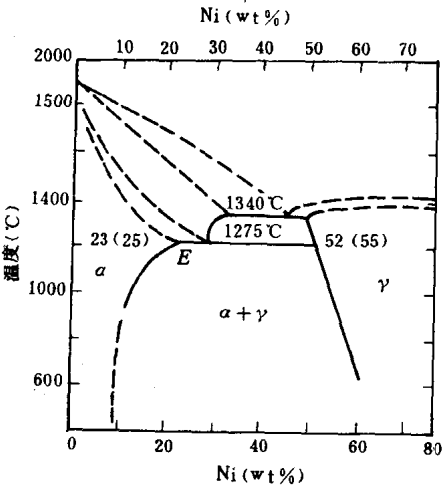


图 2 Ni-Cr 系状态图

按文献[6]，Ni-Cr-Ti 三元合金等温截面图数据，G60 合金 1200℃以上固溶处理，应为单相奥氏体组织。而实际生产中，由于凝固过程的结晶偏析，所以固溶状态残留着一次 α -Cr 相。该相的部分存在可能影响到 Cr 在 Ni 固溶体中的浓度，进而影响 α_2 -Cr 作为强化相的析出量。为了稳定合金制品性能，在生产中应控制凝固过程合金中 Cr 的偏析程度。

（二）时效工艺与组织和性能的关系

时效热处理是该合金的主要强化手段。500~750℃区间时效处理时温度和时间对硬化性能、耐蚀性能的影响见图 3~5。析出相的定量测定结果见表 4。