

78.23
719

国外轴承热处理

第一机械工业部洛阳轴承研究所

1980

国外轴承热处理

第一机械工业部洛阳轴承研究所
(内部发行)

☆

江苏省泰州市人民印刷厂印刷

开本787×1092 1/16

1980年10月第一版 1980年10月第一次印刷

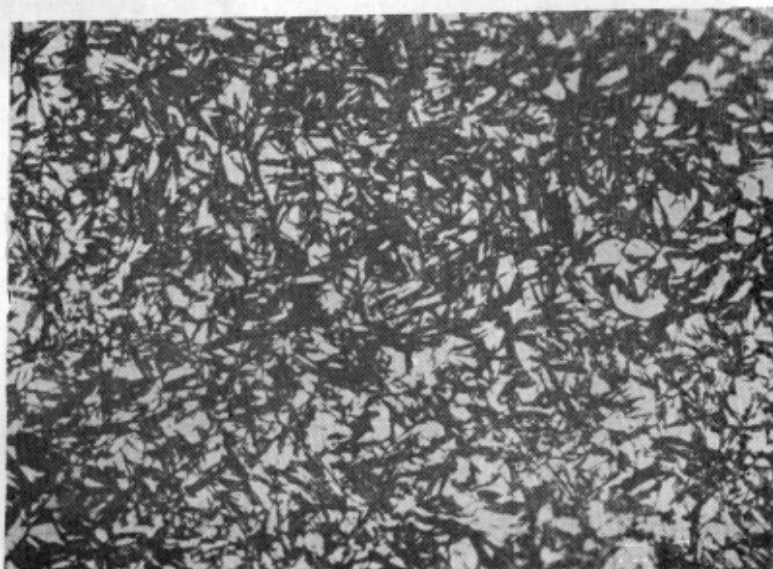
定价4.00元



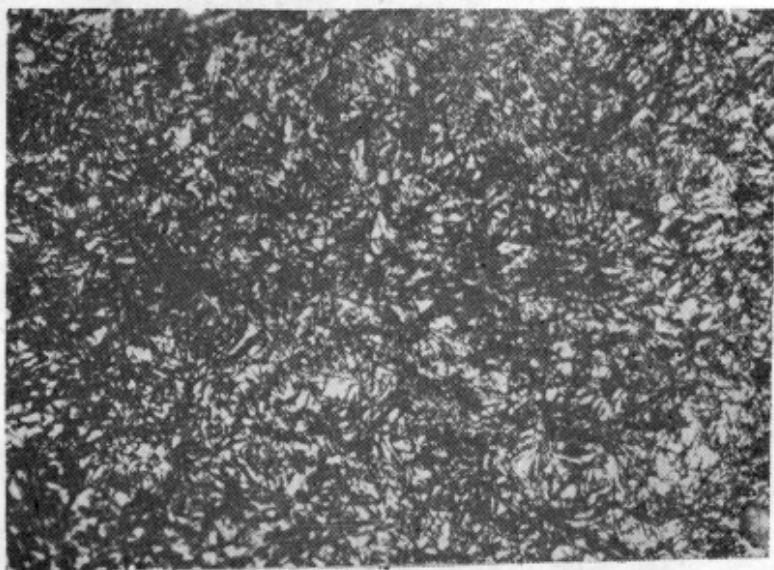
a. C1.1% 1.10%C



b. 1.04%C



C. 1.0%C



d. 0.93%C

(文36) 图7 20CrNi₂MoA钢渗碳直接淬火后不同表面含碳量的金相组织

编 者 的 话

为了及时了解和掌握国外轴承热处理的动向,使我国轴承工业在“调整、改革、整顿、提高”的八字方针指引下,跟上机械工业现代化的步伐,不断提高轴承零件的热处理工艺水平,保证轴承产品的热处理质量,为使我国轴承产品的使用寿命赶超世界先进水平作出贡献。我们特编译出版“国外轴承热处理”专辑,以供从事金相热处理方面工作的同志参考。

本辑收集和翻译了自70年代(1970~1978年)以来,国外有关轴承热处理理论研究,工艺、性能及质量控制等方面的文章和技术专利共40余篇。全辑分六部分:第一部分文献综述;归纳和整理了国内外滚动轴承热处理工艺的进展和动向,轴承用钢的基本性能总结;第二部分热处理基础理论的研究;主要叙述珠光体、贝氏体、马氏体的相变和性能;第三部分轴承钢的退火及碳化物细化处理;阐述轴承钢的球化机理和新的球化退火方法,尤其是当前轴承热处理的新动向——碳化物的细化处理;第四部分轴承钢的淬火及化学热处理;主要为快速热处理、感应加热淬火、形变热处理和真空渗碳等;第五部分轴承钢的残留奥氏体和疲劳破坏分析;第六部分轴承钢的热处理质量及控制;主要为我所自1972年起进行的国内外十一个厂(公司)生产的307球轴承的热处理质量分析,归纳和整理了国外轴承热处理质量的检查标准和方法,还有防止热处理变形等文章。

本辑所列钢号均为原文各国钢号,为便于阅读起见,附有国外常用滚动轴承钢及合金的化学成分表。

本辑由洛阳轴承研究所第七研究室热处理工艺组和技术情报科国外情报一组主编,主要有景国荣、江涛、王玉珍、杨金容、常家宽等同志。全辑的编译文章经王中玉同志校审,最后由贾刚同志总审阅。全辑出版编排由常家宽同志负责。

由于时间短促和经验不足,再加上我们专业知识浅薄,外语水平有限,不妥和错误之处敬希批评指正。最后,对于在本书编译过程中给予支持及帮助的有关单位和同志致以深切的谢意。

编 者

1979年10日

目 录

一、文献综述

1. 滚动轴承热处理工艺的进展… (1)
2. 滚动轴承用钢及其基本性能… (44)

二、热处理基础理论的研究

3. 连续冷却过程中冷却速度的改变对珠光体相变行为的影响… (111)
4. 贝氏体转变及其应用… (124)
5. LIX15和LIX15CF钢的中温转变… (129)
6. 马氏体的结构和机械性能… (132)
7. AISI 52100钢片状马氏体的显微裂纹… (144)
8. 钢的淬火逆硬化现象… (148)

三、轴承钢的退火及碳化物细化处理

9. 球轴承套圈无脱炭保护气体退火… (157)
10. 轴承钢碳化物的球化… (161)
11. 钢的球化退火… (169)
12. 高C—Cr—Mo轴承钢的球化热处理… (175)
13. 滚动轴承零件感应加热快速球化退火… (184)
14. 轴承钢珠光体区域等温的碳化物细化处理… (186)
15. 预淬火对加速工具钢碳化物相球化的影响… (191)

四、轴承钢的淬火及化学热处理

16. 钢的快速热处理… (194)
17. 高碳铬钢淬火多循环快速奥氏体化过程的研究… (209)
18. 轴承钢细化奥氏体晶粒的热处理… (216)
19. 轴承钢的热处理新方法… (220)

20. 滚动轴承零件的表面感应淬火 (222)
21. 大型轴承套圈的工频感应加热淬火… (226)
22. 精密机械零件的尺寸稳定性… (228)
23. 18XGT钢的真空渗碳… (235)
24. 真空渗碳… (237)
25. 高温渗碳钢及其轴承零件的制造… (242)
26. 激光热处理… (246)
27. 延长滚动疲劳寿命的轴承… (251)

五、轴承钢的残留奥氏体及疲劳破坏分析

28. 球轴承与残留奥氏体… (253)
29. 滚动轴承和残留奥氏体… (258)
30. 残留奥氏体对钢球疲劳寿命的影响… (263)
31. 磁场对钢中残留奥氏体转变的影响… (269)
32. 球轴承典型运动引起的材料黑色浸蚀区型组织变态及赫芝接触区的研究… (271)
33. 用扫描电子显微镜研究SAE 52100轴承钢的断裂机理… (279)
34. 扫描电镜研究滚动接触疲劳断口组织… (287)

六、轴承钢的热处理质量及控制

35. 国内外307轴承热处理质量分析… (292)
36. 国外滚动轴承零件热处理质量检查标准概述… (305)
37. 轴承套圈淬火引起的尺寸变化… (327)
38. 轴承热处理变形防范措施实例… (331)

附录一 国外常用滚动轴承钢及合金的化学成分… (336)

文献综述

滚动轴承热处理工艺的进展

景国荣 范崇惠

一、前言

热处理是提高机械产品质量、延长零件使用寿命、节约材料和资源、提高机械效能的重要手段。正确地选择材料、合理地进行热处理,以期充分发挥钢材的潜力,可以成倍以至十几倍地提高零件的使用寿命。因而,热处理正越来越得到国内外的重视和获得迅速的发展。

目前国内外轴承零件的热处理工艺发展趋势是:不断地改进加热和冷却技术;普遍应用和发展可控气氛热处理;真空热处理已广泛用于宇航和仪表轴承零件;轴承钢的强韧化处理,尤其是碳化物和奥氏体晶粒细化处理能同时提高轴承钢强度、塑性和韧性,应用形变热处理或与其相结合的方法又可进一步提高轴承零件的强韧化效果;对轴承钢中残余奥氏体的认识和研究正在不断深化,寻求化害为利,尽量发挥其有利作用的热处理工艺;高碳铬轴承钢的氮化和碳氮共渗将进一步提高其接触疲劳强度和耐磨性;套圈、钢球和滚子的感应加热淬火已纳入轴承的自动生产线,感应加热快速退火也已得到应用。轴承钢的淬火冷却介质和冷却技术也都取得了很大的发展:高速淬火油、光亮淬火油和真空淬火油等以及马氏体和贝氏体等温淬火技术的具体应用。

本文仅就十余年来国外在轴承钢(以GG15类型为主)热处理工艺方面的进展和

成就作一简单的回顾。由于有些问题的研究尚处于探索阶段,试验数据还很零散,也缺少系统的理论分析。同时也不可能在一篇综合性介绍中对实际上牵涉到许多重要理论问题的热处理工艺作出较为详尽的论述,只能从不同侧面稍加阐述其发展现状和趋势而已。由于我们积累和阅读的资料不多,水平有限,分析和阐述难免有误,敬希批评和指正。

二、轴承钢的球化退火及碳化物的细化处理

众所周知,直接用于冷加工的轴承钢棒料和锻造套圈毛坯都必须经球化退火。其球化退火有各种方法,一般都是在 $760^{\circ}\sim 800^{\circ}\text{C}$ 下按壁厚计每25毫米保温120分钟后,以低于 10°C 的冷却速度缓冷至 600°C 后空冷,或按C曲线于 720°C 等温的等温球化退火^①,典型的工艺曲线如图1。日本光洋轴承公司

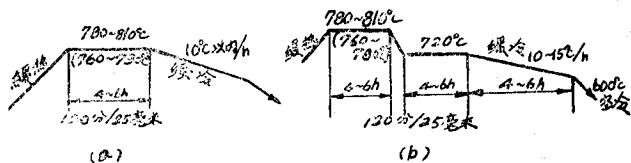
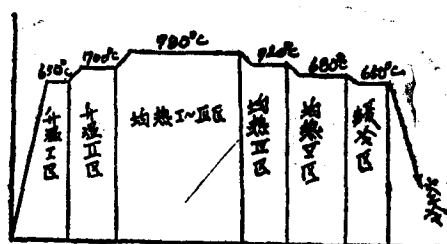
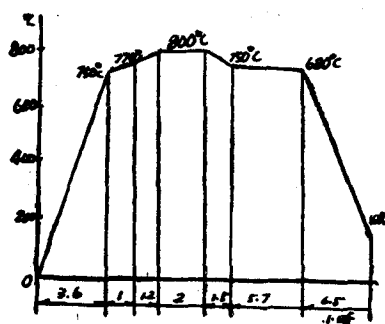


图1. SUJ类轴承钢的球化退火工艺曲线
(括号内为SUJ3)

①和瑞典SKF公司^②用于套圈毛坯退火的连续退火炉工艺如图2。罗马尼亚^③使用的由意大利按英国灵波专利制造的LINDBERG液压推杆式退火炉,在其第三区装有直径2"的八排风管,促使降温,第六区的炉子两侧无耐火砖壁,内设有循环冷却水箱,使锻件



(2) 日本KOYO



(b)瑞典SKF

图2 日本KOYO和瑞典SKF连续退火工艺

出炉温度为300℃,图3为该连续退火炉用等温退火工艺,它可缩短退火时间,细化退火组织。国内(仿苏ДТА—600)连续退火炉上也作了类似的改进,采用等温退火后,其生产率大大提高。

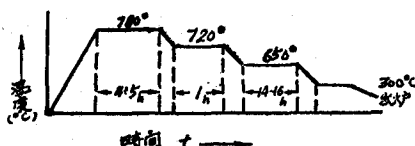


图3 罗马尼亚连续退火炉的等温退火工艺

近年来,国外轴承钢的球化退火,其所用设备均向大型化、连续化方向发展,机械自动化程度不断提高^④。如日本出现了用于轴承钢材退火的辊底式连续退火炉,有效长度达120米,月产量达1万吨。瑞典SKF公司^⑤采用的套圈退火炉功率为650瓩,炉身长22米,生产率1750公斤/小时的辊底式退火炉。苏联^⑥仍大都采用ДТА—600型退火炉。值得注意的是瑞典SKF自60年代起,球化退火开始应用氮基保护气氛加热。日本、苏联和罗、匈等国也为避免氧化脱炭而把保护气氛用于退火加热。

在退火工艺中，一般是向着缩短退火时间，提高劳动生产率，为获得细小而均匀的球化组织而努力；等温退火广泛应用；感应球化退火和超声波退火等也开始研究和应

用。轴承钢的碳化物细化处理，国内外均在积极开展研究，在一些特殊用途的轴承上，应用越来越广泛。现对国内外近年来发展的轴承钢球化退火和碳化物细化处理工艺概述如下：

(一) 保护气氛退火:

金属和合金的零部件在空气中加热,就要发生表面氧化与脱碳现象,从而造成很大的损失,总的来说氧化烧损量为3%^①,为此需加大加工留量,增加钢材的消耗量,增加工序和装备,降低生产效率,提高生产成本。据LIX15钢采用可控气氛退火后,不仅能防止表面脱碳,并能明显的提高表面碳浓度,消除氧化烧损,可为轴承工业节约钢材5~8%^②。

美国很早就注意了热处理加热中的氧化脱碳问题，于本世纪二十年代就开始探索无氧化脱碳的加热方法^①，随着现代科学技术和工业的迅速发展，促使生产组织专业化、生产过程自动化，而且全部实现了无氧化脱碳加热。

60年代初以前,瑞典SKF公司的轴承锻件退火都是在空气炉中进行的^③,脱碳层深度达0.3~0.4毫米,所以热锻毛坯必须留有较大的加工余量,其公差也不小于±0.7毫米,这就大大增加了钢材的消耗和切削费用。因此,为了提高轴承的生产能力,节省

材料和降低成本,采用保护气氛退火是十分必要的,尤其是近年来套圈热锻方法的改进,如套圈的精密锻造可使毛坯的尺寸公差下降到 ± 0.3 毫米。对此该公司首次采用了奥地利林茨工业炉制造公司提供的保护气氛发生器,其保护气氛成分为以中性气体氮基为主,并含有4% H_2 、4% CO 、0.015% CO_2 ,露点为 $-70^\circ C$ 。自1975年第一季度起,SKF公司又进一步采用了林茨公司制造的辊底式连续退火炉,套圈毛坯经喷砂清除氧化皮后进入退火炉,使用效果十分良好。

美国大量提倡使用富甲烷的中性气体,这种气体要求在加热及冷却部分内有第二种组分不多的保护气体,而要分离此二种气体就会给设备增加不少困难。若只用富甲烷气,当它与空气混合时就会使炉子端部存在爆炸的危险,且富甲烷气在 $500\sim 700^\circ C$ 温度范围内容易分解成炭黑和 CO_2 ,因而富甲烷气中退火的工件表面是富有碳黑的。

可控气氛在20年代初问世以来,首先是应用于退火,以实现无氧化脱碳的光亮退火。发展至近代,以氮气为基础的气氛正在不断发展,这种工业氮气可集中放在厂房外边,由供应厂家进行安装和提供储运设备,可使用户节省发生器费用,从而节省能源消耗。虽然工业氮气按单位体积的价格高于天然气为原料的吸热式气氛,但是工业氮气只在热处理炉工作时才供给,停炉时又可立即关闭,而发生器转换的气氛总是在运转,所以工业氮气只相当于原有可控气氛用量的十分之一,实际可节省成本50%以上。现在国外由于原料气供不应求和价格上涨的原因,利用工业氮气很可能逐步成为一种主要的可控气氛。

(二) 复碳退火:

一般套圈的锻件毛坯在退火处理前都具有十分之几毫米的表面脱碳,为使其表面的碳含量恢复正常,在保护气氛下的退火就能

达到此目的,这就是所谓复碳退火。瑞典SKF公司自1973年以来就已用于生产,图4

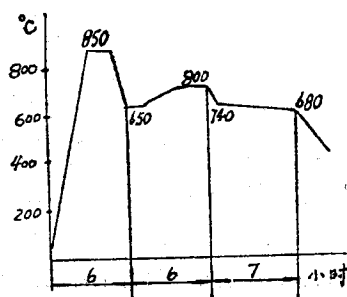
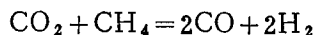


图4. 100Cr₆轴承钢表面脱碳后的复碳退火曲线

为这种复碳退火典型的工艺曲线^⑨。工件经清除氧化皮后,加热到 $850^\circ C$ 的高温,就是为了复碳,在复碳温度下的保温时间由需要复碳的表面层深度而定,大多数情况下,只要6小时就足够了。这种保护气氛的成分仍可使用4% H_2 -4% CO -0.015% CO_2 , $-70^\circ C$ 露点。为使轴承钢在 $850^\circ C$ 的复碳退火温度所要求的K值($K=(CO)^2/CO_2$)得以保持12,必须用红外线分析仪连续测定炉内的 CO_2 含量,并添加必须的碳氢化合物。碳氢化合物按下式反应:



利用 CO_2 调节回路可以将复碳区内的碳势调节到所要求之值。

轴承钢的复碳仅适用于奥氏体状态,而且较深的脱碳层(如0.6毫米)需要相当长的时间。同时复碳后工件应紧接着进行普通的退火处理,还必须考虑到表面层中的变化,如晶粒长大速度与合金元素的内氧化等情况^⑩。

(三) 感应加热快速球化退火:

轴承套圈的锻造毛坯一般都要经电炉或煤气炉球化退火,其工艺周期长达10~20小时,有时甚至长达30小时,若不用保护气氛加热,还会加深退火毛坯的脱碳层,而且也不便于纳入机械化、自动化的流水线生

产。

为克服上述缺点,苏联^⑧提出对大批生产的IIIX15钢制轴承毛坯(退火后不再车加工,其退火目的仅为淬火工序作准备,提供高度弥散的索氏体型球化组织)进行感应快速球化退火。专利^⑨的工艺为:热锻毛坯以 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的速度感应加热至 $820\sim 860^{\circ}\text{C}$,保温 $10\sim 40$ 秒后,快速冷却至 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$,保温 $3\sim 20$ 分钟后于空气、油或水中作最后冷却,总的工艺周期也为 $3\sim 20$ 分钟。用仅留磨削余量的大批量IIIX15制380套圈毛坯进行试验,锻造状态的组织为片状碳化物和残留的碳化物网,硬度为HB341~363。用功率为100千瓦、频率为8000赫芝的发电机供电。套圈在环形感应器内快速加热至最佳的奥氏体化温度 850°C ,保温30秒后,快速冷却至 $550\sim 680^{\circ}\text{C}$ 等温 $3\sim 20$ 分钟,以使奥氏体完全转变,最后在水中冷却。若热锻毛坯退火后直接经淬火用于磨加工,可采用 550°C 等温,总退火时间只需3分钟,其退火组织为高度弥散的索氏体型组织;若淬火前尚需进行车加工的毛坯套圈,应选用 680°C 等温,奥氏体等温分解时间为17分钟,总退火时间约为20分钟,经这样处理后的组

织为细粒状珠光体组织,硬度为HB220。一般来说,随着等温温度的升高,感应退火后的硬度降低。

(四)超声波球化退火^[13]:

钢在加热冷却过程中,超声波带来的显著效果是提高扩散系数和促进等温转变。超声波对SUJ2轴承钢等温转变曲线的影响如图5所示。超声波促进以碳原子为前提的珠光体转变,也促进马氏体转变,提高 M_s 点和 M_f 点。

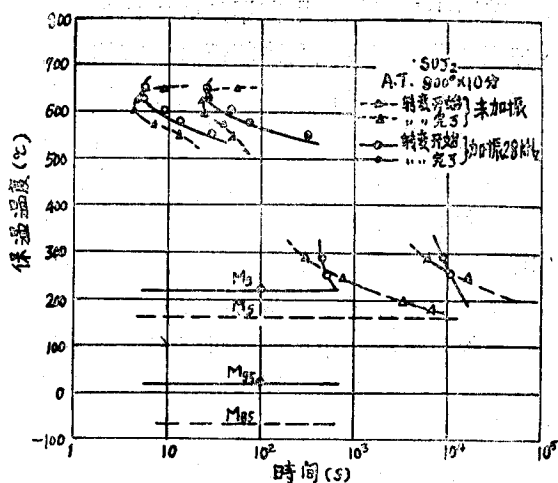
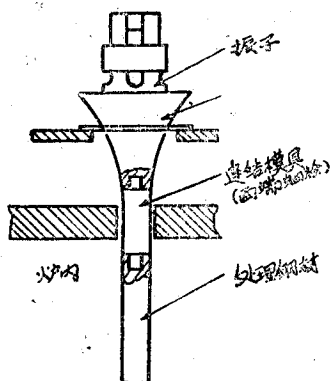
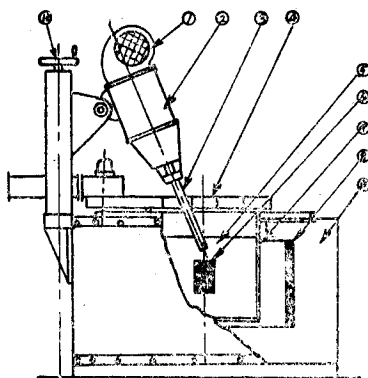


图5 超声波振动对SUJ2等温转变的影响



(a)喇叭的直接传递法



(b)盐浴炉用的间接传递

①冷却器②振子架③喇叭及连接棒④排气口
⑤盐浴⑥处理钢材⑦罐⑧发热体⑨隔热体
⑩振子升降装置。

图6 超声波的传递方式简图

碳化物的球化要经历固溶与析出二个反应，它们都要依赖于碳原子的扩散。但是，由于A₁点附近进行球化退化，碳原子的扩散速度慢，若只用热能来加热，需要长时间的加热和保温。若加热再加上超声波振动就会促进碳原子的扩散，短时间内就可完成固溶与析出反应。同时在一定的超声波频率范围内，碳化物颗粒的表面张力增加，表面积大的片状碳化物有向表面积小的球状碳化物变化的倾向。所以超声波对碳化物球化处理的作用就是促进碳原子扩散和增加表面张力。

超声波对炭化物球化的促进取决于：

(1)被处理钢材对超声波的传递方法，有通过液体的间接传递和用振子通过喇叭直接联结工件的直接传递两种(图6)；(2)超声波频率的选择一般为15~100赫芝，频率越高，促进扩散和球化的效果越大；(3)加热周期的决定。

但是，超声波球化退火在实用上还有很多问题，如连续炉的振动传递方式，必须解决相应的结构等等，尚须逐步解决。

(五) 轴承钢碳化物的细化处理：

在GCr15类型轴承钢的显微组织中，有关残余碳化物颗粒的大小、形状与分布对轴承钢的使用寿命影响的问题，已为人们所重视，这是与淬火前的预备组织中碳化物形态及其分散度直接有关的。为了充分发挥轴承钢性能的潜力，自70年代以来，以GCr15为代表，各国都相继开展碳化物细化工艺的试验研究，其实际意义是不言而喻的。

1. 碳化物颗粒大小对轴承钢性能及寿命的影响：

一般说来，轴承钢的碳化物颗粒应是细小、均匀地分布，因为粗大颗粒碳化物的存在将会引起轴承钢的淬硬性、压碎强度和疲劳寿命的恶化。图7示出SUJ2轴承钢细颗粒碳化物材料(平均直径为0.56微米)和粗颗粒碳化物材料(平均直径为1.4微米)的奥氏

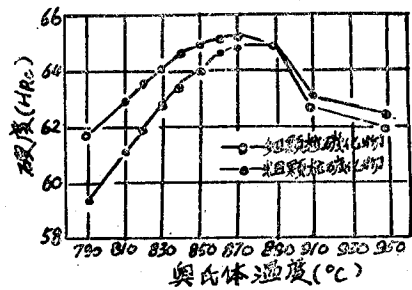


图7 奥氏体化温度与淬火硬度的关系(13)

体化温度与硬度的关系^⑧。在890℃以下淬火时，前者淬火硬度高，淬火温度越高，两者的差别缩小，故在正常淬火温度范围内(800~850℃)，细颗粒碳化物钢材的淬硬性优越。图8为粗、细颗粒碳化物钢材淬、回

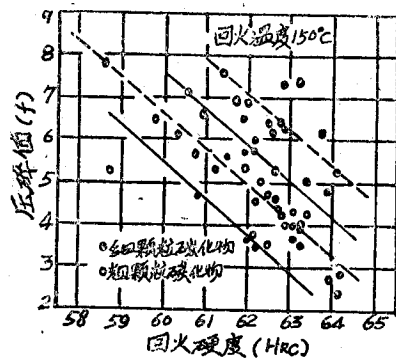


图8 硬度和压碎负荷与碳化物颗粒大小的关系

火后的硬度和压碎负荷值^⑨，细颗粒碳化物试料的点群高度集中，由此若球化处理使碳化物细化，则硬度和压碎负荷值同时上升是有可能的。

关于碳化物颗粒大小对疲劳寿命的影响有很多研究。黑田^⑩用6305轴承的试验结果指出：碳化物颗粒很细的和粗的平均寿命相差二倍。大泽、近滕^⑪用0.9~1.4微米的各种碳化物颗粒试片进行寿命试验的结果为：碳化物颗粒间平均距离的对数与寿命之间成直线关系，即碳化物颗粒越细寿命越高。前川等人^⑫用6206轴承内圈进行寿命试验结果：细颗粒碳化物(平均为0.5~1.0微米)轴承的寿命为粗颗粒碳化物(平均为

2.5~3.5微米)的1.5倍。T. E. Tallian 认为: 碳化物大小作为寿命的函数应有一个因素“3”的差数^⑧。R. L. Faunce 等^⑨认为碳化物的细化可提高寿命 2.8 倍, 但其中 10% 的轴承试样的寿命 (B_{10} 寿命) 是降低了。T. I. Desford 公司的研究者发现细化碳化物可提高 (B_{10}) 寿命近二倍^⑩。门间改三等入^⑪用马氏体基体含碳量相同的二组碳化物颗粒粗和细的试样进行了较为深入的研究, 具有细颗粒碳化物 (平均直径为 0.58 微米) 的试件中值寿命 (B_{50}) 为较粗颗粒碳化物 (平均直径为 1.4 微米) 的 2.5 倍, 如图 9 所示。并且对疲劳试样的观察发

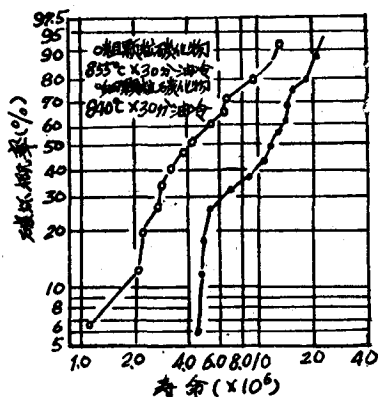


图9 碳化物颗粒大小对疲劳寿命的影响(13)

细的碳化物 $x=0.56\mu\text{m}$

粗的碳化物 $x=1.4\mu\text{m}$

现, 疲劳裂纹并不在碳化物内发生, 而是沿着碳化物与马氏体的界面处扩展的。

只有仕幸等^⑫对淬、回火后碳化物平均直径为 0.27 和 0.57 微米, 马氏体含碳量为 0.53% 的试样, 用推力片型寿命试验机试验的结论认为: 碳化物颗粒大小对寿命几乎没有影响, 在考虑热处理组织对疲劳寿命的影响时, 与其考虑碳化物颗粒大小, 不如着眼于基体固溶体浓度为好。看来这是由于仕幸等选取的试样碳化物颗粒都比较细小, 且粗、细颗粒之间的差别也较小, 致使所用寿命试验反映的不敏感。

综上所述, 要改善轴承的疲劳寿命, 在淬火前就需要碳化物颗粒细小、形状整齐和均匀分布, 即所谓良好的细颗粒碳化物球化组织。粗颗粒碳化物试件寿命较低的原因, 一般认为: 轴承钢的淬火本来是从非平衡的奥氏体状态进行的, 在图 9 中虽然马氏体基体固溶约 0.5% C, 但这是平均值, 在碳化物附近和远处的碳浓度是不一样的, 碳化物颗粒粗大时, 其浓度差就大, 反之, 其浓度差就小。如果浓度差很大, 碳浓度高处和低处的寿命就低, 所以平均寿命当然也就低。

2. 轴承钢的碳化物细化工艺:

2.1 高温固溶化预处理的碳化物细化:

为了消除未溶碳化物对细化的不良影响, 首先应使 GCr15 钢中的碳化物全部溶解。对于一般球化退火组织, 要使其碳化物完全溶解, 可选固溶化温度为 1040°C ^⑬ ~ 1050°C ^⑭ 左右, 加热保温 30 分钟, 而正常锻造组织则选取 900°C (A_{cm} 以上) 加热即可, 通常为 920°C ~ 930°C 的 GCr15 钢正火加热温度。随后都采用急冷处理 (大多为油冷), 这样不仅可抑制碳化物的析出, 而且可得到有利于促进碳化物球化的马氏体组织。为防止高温淬火裂纹的产生, 可采用分级淬火的半马氏体处理、珠光体区域等温的索氏体处理、贝氏体区域等温的贝氏体处理和沸水淬火等工艺, 经上述预处理的原始组织, 再选取相应的退火工艺或高温回火工艺, 可达到碳化物细化的目的。具体的约有下述几种工艺:

A. 珠光体高温退火工艺: 加热至 1040°C 高温使碳化物全部溶解后空冷至室温, 形成珠光体组织, 然后在 760°C 加热 2 小时后空冷^⑮。该工艺在高温加热固溶化后的空冷过程中应避免网状碳化物的析出。

B. 半马氏体及索氏体快速退火工艺: 正常锻造组织加热到 A_{cm} 以上 920°C ~ 940°C ,

使碳化物固溶后,采用油冷至 M_s 点以上后出油空冷,得到马氏体组织或半马氏体及索氏体组织,经加热到 $770\sim 790^\circ\text{C}$ 保温后,于 $60^\circ\sim 90^\circ\text{C}/\text{小时}$ 快速冷却,可得到冶标YB 9—68中的一级组织^④。

C. 马氏体高温回火工艺:加热至 1040°C 高温固溶化后,淬入热油,并高温回火以消除残余奥氏体,形成细小的碳化物。这样处理后的组织,经快速感应加热奥氏体化1分钟后淬火并回火,碳化物的直径在0.1微米的数量级^④。

D. 加热至碳化物全部溶解后,快速冷却至 $625^\circ\sim 650^\circ\text{C}$ 间的熔盐内等温15分钟后空冷至室温^{④⑤}。等温形成在奥氏体晶界上有碳化物薄膜的细珠光体组织。在一般情况下(控制残存合金元素量),再经奥氏体化处理时,这些晶界碳化物薄膜能溶解去除,但当含有碳化物形成元素(如Mo等)时,却不易溶解。

E. 加热至碳化物全部溶解后,快速淬入 $425\sim 430^\circ\text{C}$ 的熔盐中,等温贝氏体化一小时或更长,空冷至室温^④。这样等温处理形成的贝氏体,就不会在晶界上产生薄膜。但是贝氏体等温处理的缺点是贝氏体转变的速率迟缓,当尚未完成贝氏体转变时,就易在冷却过程中产生马氏体,使工件易于开裂,此时需延长转变时间或空冷至室温后立即进行回火。

2.2 形变——球化退火(或高温回火)工艺:

近年来,将形变加工与球化退火结合起来的所谓形变——退火(或高温回火)的碳化物细化工艺,即利用片状碳化物在形变较大的加工过程中引起的碎化加速退火时的碳化物细化。

A. 中温形变——退火的碳化物细化工艺^④:轴承钢SUJ2在 $750^\circ\sim 780^\circ\text{C}$ 范围内,以进行40~80%缩减率的温挤压成型碳

化物的球化效果为最好。SUJ2温挤压后于 780°C 短时加热(6分)后,在 720°C 等温30分钟空冷,或随后以 $30^\circ\text{C}/\text{h}\sim 50^\circ\text{C}/\text{h}$ 的速度缓冷,均可获得细小而均匀的碳化物(图10)。温挤压后用该方法球化退火,不但碳

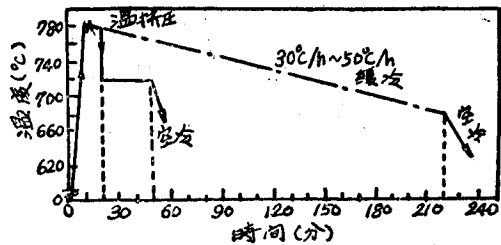


图10 温挤压后快速球化的碳化物细化工艺

化物细小均匀,网状碳化物完全破碎,而且球化时间缩短为普通球化法的1/20,还能充分发挥材料的性能。

B. 高温形变——等温退火(或高温回火)的碳化物细化处理工艺:近年来,国内^④进行的GCr15加热到锻造温度经锻压—辗扩后,于停锻温度沸水淬火,然后进行高温回火($720^\circ\sim 740^\circ\text{C}$ 保温2—4小时,炉冷至 650°C 空冷)或等温退火(加热至 780°C 保温1小时后,于 720°C 等温3小时,炉冷至 650°C 空冷)。采用等温退火可得到0.6微米细小、均匀分布的碳化物;若采用高温回火,其球化组织更为细密,碳化物颗粒的平均直径为0.3~0.4微米,但其圆正度稍差;随着回火温度的升高,其圆正度可适当改善。苏联^④研究了LIX15等钢热轧后的 $930\sim 950^\circ\text{C}$,预冷到 $850\sim 900^\circ\text{C}$ 淬水后自回火,得到屈氏体—马氏体组织,然后 $720^\circ\text{C}\pm 10^\circ\text{C}$ 回火10小时,或采用加热到 $800^\circ\pm 10^\circ\text{C}$,保温20~60分后在 $700\sim 710^\circ\text{C}$ 等温15分~8小时后空冷,可得到ГОСТ 801—60中的1级组织。

3. 碳化物细化处理后的效果:

经碳化物细化处理的GCr15轴承钢在淬火加热时,由于碳化物细小均匀且平均间距

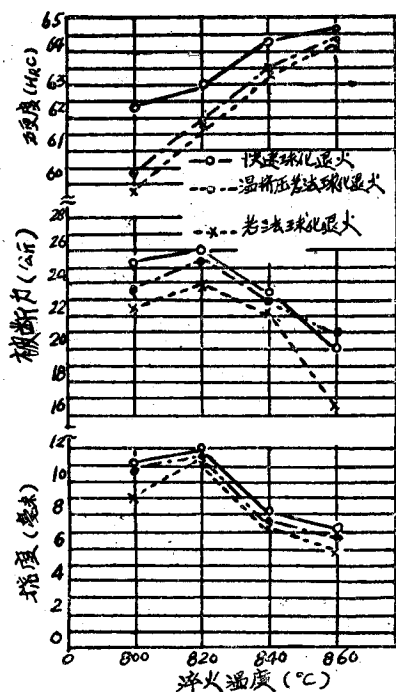
小,可以加速溶解,促使奥氏体均匀化速度增快,故在保证适当的淬火硬度与马氏体含碳量的前提下,可把淬火温度降低 $10\sim 20^{\circ}\text{C}$ ^⑧,还能保证碳铬的固溶浓度,减小基体间浓度差,致使GCr15钢一般淬火时具有“黑白区”(即高碳区与低碳区)特征的典型组织不均匀性明显改善,同时得到的淬火组织中奥氏体晶粒度也细小,有的甚至可小一级,残余奥氏体量还可降低。

由于碳化物细化,使基体的固溶化程度增加,提高了马氏体的抗回火能力,故在保证轴承硬度要求的条件下,提供了高温回火的可能性。如经细化处理的GCr15钢,于 260°C 回火可使硬度保持在61HRC以上⁽²¹⁾,而残余奥氏体则基本消除,显然这对于提高超精轴承的尺寸稳定性是有利的。

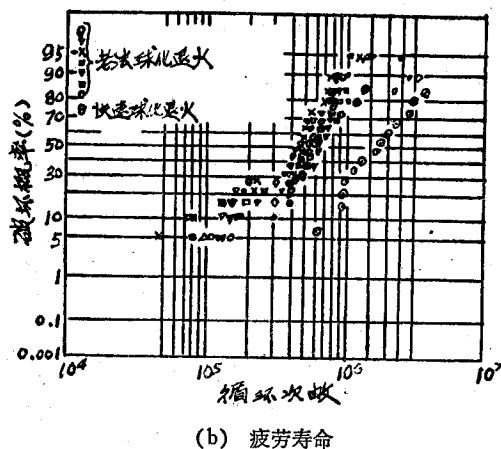
经碳化物细化处理的轴承零件,可提高其耐磨性和接触疲劳寿命。如经 1040°C 高温固溶化后, 430°C 贝氏体化等温1小时的碳

化物细化处理的100Cr₆钢,其耐磨性提高约36%,接触疲劳强度几乎增加一倍⁽²⁷⁾。李超⁽³⁰⁾等用GCr15钢经 1050°C 保温30分沸水淬火, 720°C 高温回火的碳化物细化处理试样,经 820°C 油淬 160°C 回火3小时,其残余碳化物的平均粒度为0.35微米,与经普通球化处理, 840°C 油淬, 160°C 回火3小时,其残余碳化物平均粒度为1.20微米。两者相比,前者的额定寿命(L_{10})提高1.5倍(2.46:1),中值寿命(L_{50})提高2倍(2.93:1)。

专利⁽²⁶⁾指出:SAE52100钢高温固溶化处理后,又经 649°C 珠光体化等温30分钟后空冷的碳化物细化处理与普通球化处理的钢,均经 840°C 淬火, 182°C 回火,其接触疲劳寿命(B_{50})提高0.5倍(1.5:1);还指出:高温固溶化温度为 1093°C 加热4小时与 1038°C 加热30分钟的接触疲劳寿命相近;经同样珠光体化等温处理的试验,淬火奥氏体



(a) 抗弯强度、塑性和硬度



(b) 疲劳寿命

图11 中温形变(挤压)——快速球化退火的碳化物细化处理法与普通球化法的抗弯强度、塑性、硬度和寿命比较(820°C 淬火, 180°C 回火)

化温度从843℃提高到899℃,其接触疲劳寿命提高(1:1.68);相同淬火温度(816℃)淬火,随着回火温度从149℃提高到204℃,其接触疲劳寿命下降(2.53:1)。经中温挤压形变——快速球化退火的碳化物细化处理后,其淬火硬度、抗弯强度、挠度和疲劳寿命均大大提高(图11)〔28〕。

值得指出的是:碳化物过分细化将导致退火硬度的增高,并使切削性能恶化。为此,有时碳化物细化工序多列于车加工后进行。显然若车加工后重新采取高温淬火预处理,不仅增加了工序的复杂性,而且还需设法防止氧化、脱炭和变形与开裂等一系列弊病,故在目前的轴承生产条件下,碳化物细化工艺的実施尚受到一定的限制。

三、轴承钢淬火技术的发展:

通常轴承钢加热到 A_{c1} 点以上奥氏体化后淬火,SUJ2以840℃奥氏体化后淬入55℃油的疲劳寿命最高〔31〕,这时马氏体的固溶碳量为0.6%,未溶碳化物含量为3.6%,若淬火温度过高,会出现针状马氏体而增加了出现显微裂纹的可能性,导致疲劳寿命的下降,故日本KOYO公司的实际淬火温度SUJ2为830~840℃,SUJ3为810℃〔2〕〔32〕,一般

淬火加热时间为30分/25毫米,其典型的工艺曲线如图12。而苏联〔33〕认为LIX15的淬火温度提高到850~860℃时(在25~40℃油冷、150℃回火),其接触疲劳寿命最高,淬火温度继续升高时,寿命降低,其一般实际采用的淬火温度LIX15为840℃~860℃,LIX15CT为825~840℃〔24〕。

瑞典SKF公司的SKF3钢淬火温度为630~870℃,含Mo的SKF24和SKF25均为850~875℃〔34〕;伊郎SKF公司〔35〕的SKF3钢制轴承实际淬火温度为840~860℃,保温时间1.5分/1.0毫米。

罗马尼亚采用意大利Lindberg和奥地利Ebner辊底式淬火炉的淬火温度控制在845℃以下〔4〕。

国外的淬火加热已普遍采用可控气氛加热,航空轴承和微型轴承件大多在真空中加热淬火,新能源的加热淬火如激光和电子束热处理在轴承钢上的试验研究也已开始以及快速加热的细化奥氏体晶粒处理工艺等,现将轴承钢淬火技术方面的发展概述如下:

(一) 可控气氛加热淬火:

国外的轴承热处理自60年代起,淬火加热已普遍采用可控气氛。据苏联第一轴承厂(ГПЗ)称:目前其热处理工序约有60%

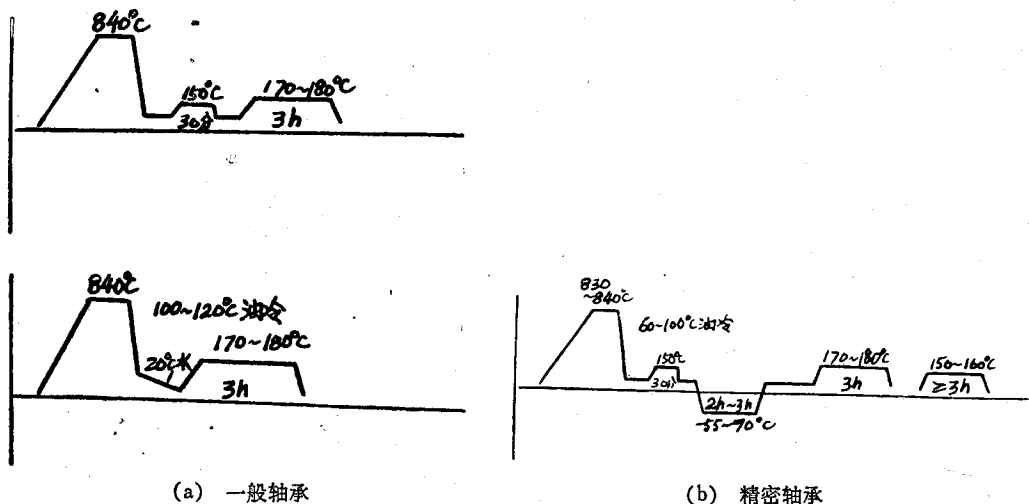


图12 日本KOYO公司通常采用的热处理工艺曲线

以上的产品采用保护气氛加热⁽⁶⁾。实现无氧化脱炭加热,可使轴承零件的留磨量降到0.05~0.1毫米,而国内轴承零件普遍在空气中加热,因氧化脱炭留磨量达0.2~0.25毫米,可见国外的留磨量约减少为三分之一;而且还可减少淬火裂纹的废品,取消繁重的淬火槽清理工序和清洗机去氧化皮工序或金属喷丸清理零件。由此可见,淬火加热采用可控气氛的优越性是不言而喻的。国外轴承零件淬火加热常用的可控气氛有下列几种:

1. 吸热式可控气氛:将空气和甲烷(天然气)或丙烷、城市煤气按一定比例混合,在催化剂作用下,借助于外部加热的发生炉内进行化学反应(吸热反应)所产生的气氛,反应温度一般高达1000~1050℃,这种气氛主要含有CO、H₂、N₂,还有少量的CO₂、H₂O和CH₄气。

美国⁽⁷⁾和苏联⁽³³⁾一般都把天然气作为原料气的吸热式气氛,用于普通热处理的淬火加热和气体渗碳。苏联轴承工业淬火加热的吸热式气氛成分为:20%CO、40%H₂、其余为氮⁽⁶⁾,但1ГПЗ厂新设计的发生器,改进了保护气体成分:20%CO、20%H₂、其余N₂。日本的KOYO⁽³²⁾和NSK⁽³⁶⁾公司轴承零件淬火加热全部使用纯度为99.96%的丁烷气为原料气的吸热式气氛,一般丁烷原料气的成分和纯度基本上是固定的。罗、匈⁽⁴⁾等国则是使用丙烷(C₃H₈)为原料气的吸热式气氛,罗使用的可控气氛成分为4~8%H₂、5~12%CO、CO₂<0.005%,O₂<0.001%其余为氮。伊朗SKF⁽³⁵⁾则因缺乏纯丙烷,而采用丙烷、丁烷两种液化气混合作为原料,其混合比例冬夏不一样,夏天需减少丙烷的比例,变动范围在40~60%之间。国内轴承工业向日本引进的热处理自动线一般采用丙烷为原料气的吸热式气氛。

丙烷气虽对露点稍难于调节,即稍微改变气体体积就引起较大的露点变化,利用附加汽化器和混合机的测微计调节方法已经

克服手动调节控制露点的困难,而丁烷仍然较难调节,所以在没有天然气的地区,还是选用丙烷为好。

综上所述,各国可控气氛的原料气都是根据本国的特点而加以发展的。

可控气氛的分析与控制:日本NSK和KOYO公司⁽³²⁾⁽³⁶⁾都是用露点来控制碳势的。在正常情况下都是用三点露点仪来自动控制露点,当发生炉的R_x气露点高不稳定时,用露点杯来测量。因露点仪快速价廉、操作简单,故露点仪仍是一种普遍使用的分析和控制碳势的仪器。为获得准确的分析结果,使热处理炉和发生器没有炭黑,一般在吸热式发生器和渗碳炉中利用红外线CO₂分析控制系统,如美国Timken铁路轴承工厂等采用。新近兴起的固态氧浓度电池探测仪,可探测气氛中的氧含量,但至今尚不能代替红外线CO₂分析仪。

2. 氨基气氛:用氨气分解或燃烧制取的由氢气和氮气组成的保护气氛,大致有75%N₂-25%H₂、90%N₂-10%H₂、80%N₂-20%H₂三类。这种气氛制取简便,对各种含碳量的钢均为中性;但成本较高。美国精密微型轴承公司(MPB)⁽³⁷⁾在C.L. Hayes加热炉中就是应用这一类氮氢中性气氛来处理不锈钢的微型轴承零件。国内上微等厂也有应用。

3. 滴注式可控气氛:将甲醇或乙醇等有机液体直接滴入热处理炉中裂解或预先经高温炉裂解成一定成分的气氛,主要是CO和H₂,并有少量CO₂、H₂O和CH₄。苏联在仪表轴承零件的淬火加热中应用⁽³³⁾。国内哈轴、虹山等厂也有应用。此外,哈轴也有使用石油裂化气和酒精分解的所谓双气保护气氛等⁽³⁸⁾。

(二) 真空热处理:

1968年前后,美国海斯公司等和日本真空研究所由于研制出真空淬火剂,而制成了

油冷和水冷式真空炉,从而使真空热处理的应用范围迅速扩大。目前已应用于各种工具钢、不锈钢、高速钢、轴承钢及所有的碳钢和合金钢等重要零件的热处理和化学热处理。在轴承工业中,国外已将真空热处理用于处理航空轴承用的高速工具钢(M50、T1)、轴承钢和仪器仪表轴承用的不锈钢(SUS440C、17-7PH、9X18)等^{[39][40]}。轴承零件的真空渗碳也已出现^[41]。国内哈轴等厂也正在研制真空炉。真空热处理的特点大致可归纳如下:

1. 可实现光亮热处理:这是因为材料是在低于大气压的压力下加热的,不接触气体、不发生表面变化,将炉内抽真空到 10^{-3} 毫米汞柱时,杂质含量降到1.5PPm,所以不脱碳、不渗碳,可实现光亮淬火。对要求表面光亮度 and 后处理(如电镀等)的仪器轴承的热处理是有效的,对M50、GCr15零件的表面不易产生用盐浴炉处理的蚀坑^[39]。

2. 零件的热处理变形少。如9X18制外径65毫米,壁厚2毫米的向心轴承套圈,在真空热处理后,其椭圆度减小到 $\frac{1}{8} \sim \frac{1}{9}$;外径90毫米、壁厚3毫米的推力轴承套圈经真空淬火后,其挠曲度减少到 $\frac{1}{2} \sim \frac{1}{3}$ ^[40]。

3. 有脱气作用,提高被处理零件的机械性能和使用寿命^[42]。材料表面由于真空热处理而表面得到改善、耐磨性增加,工具寿命一般可提高30~120%。在大气中熔炼的金属及合金,由于吸收了各种气体,往往产生气孔或氢脆性。但采用真空热处理可降低气体含量,提高机械性能。还因若零件在保护气氛中加热,氢会从零件表面渗入而发生氢脆,而用真空热处理因水分等不纯气体少,故被处理零件表面清洁,且不易发生氢脆。M50经真空淬火后可比盐浴炉淬火提高硬度1~2HRC。

4. 可减少热处理后的加工。由于真空热

处理无氧化脱炭,而且热处理变形少,所以处理后的加工可减少或省去,从而降低成本,提高生产率。虽然真空热处理设备的投资较大,但它能简化加工工序,炉子操作性能和稳定性良好,所以它的经济性应予以正确评价。

5. 真空热处理操作环境清洁、操作简便,并可自动操作,无公害和污染。

真空渗碳是从真空炉的应用中发展起来的一种新工艺。在70年代初期开始应用于生产。真空渗碳通常是在 $925^{\circ}\text{C} \sim 1038^{\circ}\text{C}$ 之间进行的高温渗碳,渗碳时的炉内压力一般为250~350毫米汞柱^[43],不使用吸热式气氛(Rx气),而直接使用碳氢化合物气体(甲烷)进行渗碳。真空渗碳能明确区分升温期、渗碳期、扩散期,除渗碳期外都在真空中进行的。真空渗碳节约能量,渗碳周期大为缩短,是一般连续渗碳炉的60%,如AISI 8620钢,要求渗碳层深度1.27毫米,表面碳浓度1%,则总渗碳时间仅需55分钟,其中渗碳时间18分,扩散时间37分。18X1T制7204轴承经 1040°C 真空渗碳1小时,层深可达1.15毫米^[40]。真空渗碳层不存在氧化、显微裂纹和脱炭,也没有一般合金中常出现的合金脱溶。AISI4320钢真空渗碳后的疲劳试验结果表明大大高于一般的气体渗碳。而且还指出:随着真空渗碳温度的增高,其心部的抗拉强度和屈服强度也提高,延伸率和冲击值的变化却不大。

近年来,又发展了利用直流电进行金属表面硬化的热处理方法,即真空离子渗碳法^[42]。其渗碳温度为 $930^{\circ}\text{C} \sim 960^{\circ}\text{C}$,可低于真空渗碳温度,但渗碳效率大为提高达55%(真空渗碳效率 $< 20\%$,普通气体渗碳为10~20%)。经 880°C 一小时真空离子渗碳后可达0.6毫米的渗碳层,与一般气体渗碳相比,渗碳时间可缩短50%。经真空离子渗碳后,晶粒度较真空渗碳小,与普通气体渗碳法相近,耐磨性较真空渗碳优越。