https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20240071

Stellite 6B 合金冲击韧性与滑动磨损行为研究

张亚玮,胥国华,沈 宇,鞠 泉,张 继

(北京钢研高纳科技股份有限公司,北京100081)

摘 要:试验测定了固溶和固溶+时效态 Stellite 6B 合金室温环境下的冲击韧性和与 GH5605 合金配副滑动磨损行为,利用 Thermal-Cale 软件、OM、SEM和 TEM 等方法分析研究了其固溶和时效态微观组织、冲击断口、磨损表面和截面特征。结果 发现,固溶后进行时效处理显著降低了 Stellite 6B 合金的磨损率,使其磨损量减少了约70%;但时效态合金的冲击韧性仅为 固溶态的 30%。分析表明,固溶 Stellite 6B 合金的磨损机制主要是黏着磨损,黏着结合层在其基体内剪断剥离;时效处理增 加了马氏体相变倾向,显著提高了抗黏着磨损能力,磨损机制为少量黏着磨损+长时疲劳磨损。由于晶界碳化物是影响时效 态合金冲击韧性的主要因素,增加基体马氏体相变倾向、减少碳化物总量并抑制二次碳化物沿晶界析出是综合改善 Stellite 6B 合金抗黏着磨损性能和冲击韧性的工艺及成分优化方向。

关键词: Stellite 6B 合金,组织特征,冲击韧性,滑动磨损

中图法分类号: TG135⁺.6; TG146.1⁺6 文献标识码: A

1 引 言

Stellite 6B 是一种热加工变形的 Co-Cr-W 基耐磨合 金,通过锻造或轧制破碎铸态组织中约 15vol%的粗大一 次碳化物后,其冲击韧性和耐磨性能相对常见硬面和铸 造材料均有明显的改善^[1-2]。当应用工况需要材料具有 较好冲击韧性时,通常采用高温固溶处理以使热加工及 坯料冷却过程中析出的二次碳化物充分回溶,进一步降 低碳化物对其冲击韧性不利影响^[3-4]。而为了提高其在 滑动摩擦条件下的抗粘着磨损性能,一般需在高温固溶 后进行较低温度的时效处理,引入一定量细小的二次碳 化物增加弥散强化效应^[5-6]。

目前,核反应堆控制棒驱动机构钩爪部件普遍应用 Stellite 钴基耐磨合金制造^[7-8],由于含钴磨屑存在放射污 染风险,工作中要求最大限度地减少材料的磨损量^[9-10]; 同时,钩爪的功能是驱动反应堆控制棒在堆内的升降以 不同程度地吸收链式反应产生的中子、调节核反应的速 率,抓夹工作中存在冲击载荷^[11-12]。近年,核安全问题备 受关注,选用变形的 Stellite 6B 合金制备钩爪部件有助于 综合改善其冲击韧性和耐磨损性能,从而更好地保证堆 内反应的安全可控。

然而,常规热处理条件下,Stellite 6B 合金的冲击韧 性和耐磨性能是相互矛盾的。有研究表明,由于较多的 碳化物硬质相回溶,高温固溶处理提高冲击韧性的同时 一般会对合金的耐磨性产生负面影响^[3];时效处理过程 文章编号: 1002-185X(2025)04-1044-09

中二次碳化物倾向在晶界析出,晶界碳化物产生的晶界 弱化^[13-15]会使固溶+时效处理通常是以牺牲冲击韧性为 代价来提高耐磨性。这种矛盾在一定程度上制约了 Stellite 6B 合金冲击韧性和耐磨性能的综合提升。

研究发现,低层错能材料在摩擦载荷反复作用下的 应变硬化是其具有良好耐磨性能的重要机制^[16-18],其中, 广泛应用的高锰钢即是利用发生在表面的应变硬化显著 提高其耐磨性,同时还可保持材料心部良好的韧性^[17]。 而钴基耐磨合金基体相的层错能很低^[19-20],应变硬化效 应明显^[18],显然也存在增加表面应变硬化程度而不影响 零件心部韧性水平的可能性,但目前尚未见Stellite 6B 合 金与GH5605合金配副滑动磨损过程中基体相应变硬化 与磨损行为的研究报道。因而,根据典型固溶和时效热 处理Stellite 6B 合金中碳化物和基体特性,研究揭示其对 合金冲击韧性和磨损行为的作用规律和机制,可作为综 合提高Stellite 6B 合金的冲击韧性和耐磨性能的基础。

本工作将实验研究典型固溶和固溶+时效热处理 Stellite 6B合金获得的组织和微观结构特征,根据与其接 触传动的键轴选材和滑动摩擦工况,采用GH5605合金 作为配副磨块进行标准环块磨损试验,评价Stellite 6B合 金与磨损的行为,通过SEM、EBSD和TEM等方法观察 磨损表面和解剖截面,分析揭示其磨损机制;根据冲击断 口特征讨论碳化物及基体性质对Stellite 6B合金夏比冲 击韧性的影响,为优化匹配Stellite 6B合金耐磨损和抗冲

收稿日期:2024-04-01

作者简介:张亚玮,女,1981年生,博士生,高级工程师,北京钢研高纳科技股份有限公司,北京100081,电话:010-62182203, E-mail: yaweizhang@163.com

击性能奠定基础。

2 实验

采用真空感应熔炼+定向电渣重熔工艺制备铸锭, 后经均匀化热处理、多向开坯锻造和热轧工艺制备厚度 17 mm的 Stellite 6B 合金板材和直径12 mm的 GH5605 棒材作为实验材料,其名义成分分别见表1和表2。

采用箱式电阻炉对试验合金进行热处理,其中 Stellite 6B合金分别进行典型固溶(SL)和固溶+时效 (AG)热处理,到温装炉,冷却方式为水冷,参照研究报 道^[3,6]的热处理制度设定工艺参数(表3)。摩擦配副 GH5605 合金进行标准固溶热处理^[21]后硬度为 26.9 HRC。

采用 Thermal-Calc 热力学计算软件对实验 Stellite 6B 合金平衡相析出行为进行热力学模拟计算。

金相试样经砂纸(80#~2000#)打磨后进行机械抛 光,在扫描电子显微镜(SEM)下观察背散射像并拍照, 采用 Image-Pro软件对尺寸大于1μm的不同类型碳化物 的面积分数进行统计分析;随后用6gCrO₃+200mLH₂O 溶液对试样进行电解腐蚀,电压2V,时间20s,采用光学 显微镜(OM)观察组织特征和晶粒尺寸;电化学双喷方 法减薄制备试样,采用透射电子显微镜(TEM)观察基体 相组成和形貌。

依据 GB/T 230.1-2018 用洛氏硬度试验机对不同热 处理状态试样进行硬度测试;依据 GB/T 229-2020 测定 室温下无缺口标准夏比冲击样品的冲击吸收功,根据试 样实测截面积计算得到冲击韧性。参照 GB/T 12444-2006《金属材料磨损试验方法》制备 Stellite 6B 合金磨环 和 GH5605 合金磨块,试验载荷 25 kg、转速 200 r/min、水 介质滴注润滑,电子分析天平(感量 0.1 mg)测量 1 万、3 万和 10 万转后磨环和磨块的失重量。

表1 Stellite 6B合金热轧板材名义化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of Stellite 6B alloy (wt%)								
С	Cr	Ni	W	Mo	Si	Mn	0	Со
1.15	30	0.2	4.7	1.2	1.2	1.2	≤0.005	Bal.
表2 GH5605 合金热轧板材名义化学成分 Table 2 Nominal chemical composition of GH5605 alloy (wt%)								
С	С	r	Ni	W	Μ	ĺn	В	Со
0.1	20	0	10	15	1.	4	0.001	Bal.
表3 Stellite 6B合金热处理工艺 Table 3 Heat treatment process of Stellite 6B alloy								

State	Solid solution	Aging
SL	1200 °C/2 h	-
AG	1200 °C/2 h	900 °C/3 h

冲击断口、磨损试样的磨痕表面以及收集到的磨屑 在无水乙醇中超声波清洗干净,采用扫描电子显微镜观 察;对磨环进行轴向解剖用以观察磨痕横截面,用导电热 镶嵌料进行镶嵌保护磨痕截面边缘,打磨后进行氩离子 抛光,采用体视镜观测磨痕截面低倍形貌特征,采用扫描 电子显微镜观察磨痕亚表面形貌,电子背散射衍射 (EBSD)技术观察磨痕亚表面相组成和位错密度信息。

3 结果与讨论

3.1 Stellite 6B合金的组织特征

一定成分条件下,影响钻基耐磨合金抗磨损和抗冲 击性能的组织因素主要包括碳化物的种类、大小及分 布^[3,6,22]和基体的晶粒尺寸与相组成^[4,23]。因而,首先应用 Thermal-Calc 商用软件计算得出试验合金的热力学平衡 相图(图1)。可见,表1成分合金平衡组织中包含有液析 的一次碳化物 M_7C_3 和由其转变生成的 $M_{23}C_6$ 型碳化 物^[2,24],二次析出的碳化物主要是 $M_{23}C_6$ 型及少量 $M_{12}C$ 型 碳化物:高温下钴基固溶体基体为fcc结构,较低温度下 热力学稳定的则是hcp结构。因而,本研究合金高温固 溶后淬冷组织的相组成应为亚稳的fcc-y基体相和 M_7C_3 型及 $M_{23}C_6$ 型碳化物,固溶+时效组织中应包含二次 析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物,还可能有少量的 $M_{12}C$ 型碳化物 和hcp结构 ε 相。

金相观察(图2)发现,因组织中弥散分布有大量的 碳化物,SL和AG合金基体的晶粒尺寸较为均匀,平均晶 粒尺寸均在25 μ m左右,2种热处理试样的平均硬度分别 为41.3和41.8 HRC。根据SEM背散射像的衬度(图3a、 3b),固溶淬冷组织中的碳化物主要为黑色富Cr的 M_7C_3 型;固溶后时效处理未改变一次碳化物的类型和尺寸,而 基体晶内和晶界上可见大量的二次碳化物,其中衬度灰 暗的是富Cr的 $M_{23}C_6$ 型碳化物,衬度高亮的为富W、Mo 的 $M_{12}C$ 型碳化物,大部分晶界上的碳化物已呈现连续分 布(图3 c)。



TEM 观察发现, AG 试样组织中有大量层错

图1 Stellite 6B 合金热力学平衡相图

Fig.1 Thermodynamic equilibrium phase diagram of Stellite 6B alloy





图 2 Stellite 6B 合金不同热处理后 OM 照片 Fig.2 OM images of Stellite 6B alloy after different heat treatments: (a) SL and (b) AG

(stacking fault, SF)(图4a)、孪晶界(twin boundary, TB) (图4b)和少量的hcp结构 ϵ 相(图4c~4e),其中图4d为 ϵ 相晶带轴(Z.A.)[11 $\overline{2}$ 0]的斑点,沿层错、孪晶界及 ϵ 相弥 散分布有大量尺寸小于200 nm的微小碳化物(图4a、 4b)。EBSD图像(图5)观察表明AG试样基体中有体积 分数约12.7%的 ϵ 相。而同成分试验合金固溶组织中未 发现纳米尺度的碳化物和 ϵ 相。

在 TEM 下选择无碳化物区域应用 EDS 测试了 SL 和

AG态合金基体中主要碳化物形成元素Cr的质量分数, 发现AG态基体中固溶的Cr含量为22.51%,明显低于SL 态的24.88%,则基体中固溶的C含量也应相对较低。另 一方面,相图计算输出的基体相固溶的C含量随温度变 化结果(图6)也表明,时效处理温度下基体固溶的C含 量明显少于固溶温度。

钴基合金hcp结构的*e*相中C的固溶度几乎为零,马 氏体相变需短距离扩散排出其晶格中的C原子,较低的 C含量可一定程度上增加马氏体转变的倾向^[25-26]。因 此,较低的C含量应该是本研究时效处理Stellite 6B合金 基体相中出现等温马氏体相变的主要原因。

3.2 Stellite 6B 合金的冲击韧性和磨损行为

冲击韧性测试结果(表4)表明,碳化物总量较少、晶界无碳化物聚集的固溶态试样冲击韧性较高,而二次碳化物在晶界连续分布的时效态试样冲击韧性明显降低、仅为固溶态合金的30%。可见,与相关研究的规律^[5-6,27-28]相同,碳化物在晶界的分布状态应是影响Stellite 6B合金冲击韧性的关键因素。

尽管2种热处理态Stellite 6B合金的初始硬度均高 于摩擦配副GH5605合金,10万次滑动磨损摩擦副的总 失重量(表4)却主要源于Stellite 6B合金磨环的磨损失 重。相对比较,时效处理可使磨环磨损量减少约70%、摩 擦副总失重量减少66%左右,提高抗滑动磨损性能的作 用显著,有助于减少核用钩爪、键轴工作中产生的磨屑。 同时,时效处理还使平均摩擦系数降低了33%以上,较 好的摩擦学特性有助于减少摩擦阻力、提高滑动配合零 件的运转效率^[29]。

材料的磨损量通常都是时间、距离或接触次数的函数,为进一步表征固溶与时效试样的磨损特性,以磨损过



图3 Stellite 6B 合金不同热处理态 BSE 图片 Fig.3 BSE images of Stellite 6B alloy after different heat treatments: (a) SL and (b-c) AG

表4 Stellite 6B合金不同热处理态的冲击韧性测试和磨损试验结果 Table 4 Impact toughness test and wear test results of Stellite 6B alloys after different heat treatments

State	Impact toughness/ J·cm ⁻²	Wear mass loss of ring/g	Wear mass loss of block/g	Total mass loss of friction pair/g	Mean coefficient of friction
SL	142.5	0.9623	0.0053	0.9676	0.376
AG	43.5	0.2872	0.0414	0.3286	0.250



图4 AG试样TEM照片及SAED花样

Fig.4 Small carbides distributed along the stacking fault (a), twin boundary (b), and hcp phase (c) of AG sample; SAED pattern of hcp phase (d); TEM dark field image of hcp phase (e)





程中0~1、0~3、0~10万转对应的失重数据计算了单位接触次数(每转)的平均磨损率。结果(表5)表明,SL试样 磨损至10万转对应的平均磨损率与磨损至1万和3万转 相差不大,即其磨损量随转数基本呈线性增加;AG试样 平均磨损率随转数增加而降低,磨损至10万转的平均磨 损率仅为磨损至1万和3万转的43%~48%,这种显著的 减速磨损现象表明其磨损机制随磨损过程的发展可能有 所变化^[30-31]。

3.3 冲击断口观察

固溶与时效 Stellite 6B 合金冲击断口的宏观形貌(图 7)均包含由试样外缘起始形成裂纹源的纤维区、裂纹扩展 的放射区以及最后断裂的剪切唇区。冲击韧性较高的固



图6 Stellite 6B 合金C元素在平衡基体γ相中的含量 Fig.6 Mass fraction of C element in equilibrium γ phase of Stellite 6B alloy

表5 Stellite 6B 合金不同转数平均磨损率 Table 5 Average wear rate of heat-treated Stellite 6B alloys under different revolutions (×10⁶g·r⁻¹)

		5	
State	$0-1 \times 10^{4}$	$0-3 \times 10^{4}$	0-1×10 ⁵
SL	9.31	9.03	9.62
AG	6.62	5.99	2.87

溶试样断口上裂纹源-纤维区面积相对较大、剪切带略小,裂纹萌生和扩展过程中吸收的冲击能量相对较多^[32]。

高倍观察(图8a、8b)发现,SL试样断口纤维区有较 多的韧窝,这些韧窝沿裂纹扩展方向明显拉长,韧窝底部 大多可见有拉断的碳化物平面,在冲击裂纹形成过程中 通过塑性变形吸收了较多的冲击功^[32-33]。与较低的冲击



图7 不同热处理态 Stellite 6B 合金冲击断口宏观形貌 Fig.7 Macrographs of impact fracture of Stellite 6B alloys after different heat treatments: (a) SL and (b) AG

韧性相对应,固溶+时效AG试样断口纤维区(图8c)可见 许多碳化物正断面,但形成的韧窝极少或很浅。基体主 要沿晶界开裂,背散射电子衬度像(图8d)显示沿晶断裂 面上弥散分布有细小的碳化物颗粒。一般,冲击裂纹倾 向于沿基体晶界扩展时,材料的冲击韧性会大幅度降 低^[28,34],则 Stellite 6B 合金中晶界碳化物是影响其冲击韧性的主要组织因素。

与Mori等^[35]研究中在钴基合金拉仲断口上发现的 台阶状应变诱发马氏体界面裂纹形貌相似,AG试样断 口放射区和剪切唇区基体断面上也可见许多相互平行的 微小台阶(图8d)。说明在冲击载荷作用下,裂纹也会沿 应变诱发的hcp结构 *c* 相界面扩展形成平行的台阶。可 见,试验合金中钴基固溶体基体的马氏体相变会抑制冲 击裂纹扩展过程中的塑性变形,对其冲击韧性也有一定 程度的不利影响。

3.4 滑动磨损表面的观察与分析

磨损过程中磨痕表面形貌特征分析是识别磨损行为 和揭示磨损机理的重要基础^[36]。

10万转磨损试验后 Stellite 6B 合金磨环表面均可见 与滑动摩擦方向平行的磨痕,未见碳化物突出和磨屑黏 附(图9),表明 Stellite 6B 与 GH5605 配副摩擦中可保持 滑触。与磨损量相对应,固溶磨环磨损面宽度和深度较 大,然而表面却更为平整,磨痕沟槽相对较少、较浅。可 见,固溶和时效状态 Stellite 6B 合金与 GH5605 配副滑动 摩擦磨损的行为和机理有一定共性,也存在差异。

配副材料表面形貌特征也是磨损过程的重要信息载体和磨损机理判据^[37]。观察与SL 配副的GH5605 磨块表面发现,其表面磨槽大部分被黏附的转移层覆盖,SEM 背散射衬度相和EDS 成分分析表明黏附物为Stellite 6B 合金(图10a)。

可见SL态Stellite 6B合金与GH5605配副主要发生黏 着磨损,滑动接触产生的黏着结合层在继续滑动时从试验



图 8 不同热处理态 Stellite 6B 合金冲击断口微观形貌 Fig.8 Micrographs of impact fracture of Stellite 6B alloys after different heat treatments: (a-b) SL and (c-d) AG



图 9 不同热处理态 Stellite 6B 磨环磨痕表面形貌 Fig.9 Micrographs of worn surface of heat-treated Stellite 6B rings after 10⁵ revolutions: (a) SL and (b) AG

合金一侧剪断,黏附在配副磨块表面形成转移层。一般转移层与磨块表面难以形成冶金结合^[38-39],容易在摩擦中脱落形成磨屑。对SL磨损试验中产生的片状磨屑进行EDS成分分析,根据可表征合金成分特点的Cr、W质量分数(图11)判断,Stellite 6B磨屑(含26.4%~29.1%Cr)的数量多、尺寸大,而GH5605磨屑(含15.3%W)数量很少、尺寸相对较小。进一步说明Stellite 6B合金黏着转移层会在持续的磨损试验中剥离、脱落,持续产生磨损失重。剥离后的磨块表面再与试验合金发生黏着、形成新的转移层,使SL磨环不断产生较大的磨损失重。

而与AG配副的GH5605 磨块表面黏附的Stellite 6B 合金转移层明显减少(图10b),表明增加时效处理提高 了该合金与GH5605 配副摩擦时抗黏着磨损的能力。

根据组织中碳化物特征(图3)与其耐磨性能的关系,可知试验合金中碳化物的二次析出对抗磨损性能是 有益的。但其与GH5605合金配副滑动磨损的主要机制 为黏着磨损,而固溶和时效试样的碳化物数量及初始硬 度相差不多,可见AG态试样磨损量、尤其磨损率减小并 非碳化物二次析出的直接作用,应缘于基体相在摩擦载 荷反复作用下加工硬化能力的增强^[40]。

3.5 磨损试样截面的观察与分析

为揭示 Stellite 6B 合金基体组织变化与磨损行为的 关系,首先采用 EBSD 成像对其横截面进行了基体相组 成分析。结果(图12)表明,SL和AG 磨痕表面下基体组 织中 hcp 结构 ε 相的数量均有增加,与磨损失重量相对 应,AG 磨环表面下 180 μ m 深度内基体中 hcp 结构 ε 相的 体积分数达到 72.9%,尤其靠近表面的基体组织已接近 完全转变,而 SL 磨环同样深度内基体中 hcp 结构 ε 相的 转化率仅为9.1%。

本研究合金时效温度下二次碳化物的弥散析出降低 了 fcc 基体相中C的固溶量,使时效后基体固溶的C含量 有所降低,且大量弥散析出的二次碳化物周边也会形成 更为贫C的微区,有助于应变诱导马氏体相变的形核^[26]、 降低 hcp 相长大的阻力^[41],使得 Stellite 6B 合金磨环试样 表层组织中的 fcc 相在摩擦载荷作用下大量转变为耐磨 性能优异的 hcp 结构 *c* 相。

一般,密排六方结构晶体室温下只有3个可以开动的滑移系,塑性变形能力远低于具有12个等效滑移系的fcc结构晶体,滑动接触时,密排六方结构金属表面微凸体变形通常最小,可使摩擦副具有很低的摩擦系数,且稳定磨损阶段形成黏合体时密排六方结构晶体参与形成黏着键的原子数较少且最容易分开^[42]。因而,表面层基体fcc结构亚稳相在摩擦载荷作用下最大限度地转变为hcp



图10 不同热处理态配副GH5605 磨块表面BSE照片

Fig.10 BSE images of worn surface of GH5605 block after 10⁵ revolutions worn by different heat-treated Stellite 6B rings: (a) SL and (b) AG



图 11 磨屑形貌 SEM 照片 Fig.11 SEM image of wear debris





结构相是提高钴基耐磨合金抗黏着磨损能力最重要的机制,也是本研究中AG磨环10万次磨损平均磨损率明显变小(表5)的主要原因。

应用局部取向差(kernel average misorientation, KAM)表征位错密度的图像(图13),根据颜色标尺表征 的取向差,可见SL磨环靠近表面区域的取向差接近2°, 为高位错密度区,但这种高位错密度区向材料内部延伸 的深度相对较浅,说明其位错密度比AG磨环高,但高密 度位错层的深度较AG磨环浅。这可能是SL磨环与 GH5605磨块不断发生黏着并被剪切脱离、黏附到 GH5605磨块,而AG磨环因表面层生成大量的hcp结构*ε* 相而显著提高了抗黏着磨损性能,在摩擦载荷的反复作



- 图13 不同热处理态 Stellite 6B 磨环横截面局部取向差分布 EBSD 照片
- Fig.13 EBSD KAM maps of worn section of different heat-treated Stellite 6B rings after 10⁵ revolutions: (a) SL and (b) AG

用下塑性应变区不断深入的结果。

富含碳化物的材料在交变摩擦载荷作用下一般会产 生疲劳磨损行为^[29,43-44],同样,SL和AG磨环表面层中也 均可见倾向于与表面平行的微裂纹(图14)。其中,SL磨 环仅在靠近表面位置的碳化物中发现裂纹,未见进入基 体的长裂纹,即小裂纹未及扩展即随黏着层剥离;AG磨 环表面更大深度上可见碳化物开裂或破碎,而基体中可 见许多绕过碳化物的长裂纹,这些裂纹的扩展或连通也 会产生表面剥落磨屑。由于摩擦载荷产生的应变诱导马 氏体相变显著提高了AG磨环材料的抗黏着磨损的能 力,使其磨损机制转变为少量黏着磨损+长时疲劳磨损, 则AG磨环较小的失重是较少黏着磨损与长时疲劳磨损 的结果。

综上可见,提高Stellite 6B合金抗黏着磨损性能最有效的技术途径是增加基体中hcp结构相的比例。而时效处理可显著减小该合金应变诱导马氏体相变的阻力,但常规时效温度下二次碳化物倾向于沿晶界析出,连续的晶界碳化物是影响其冲击韧性的主要组织因素。本研究观察发现,时效过程中微小碳化物也可以在晶内沿孪晶或层错析出(图4),且这些碳化物与hcp结构 ε 相析出可能存在相互促进作用^[45-46]。另外,考虑到包括本研究合金的许多耐磨材料通过增加碳化物含量提高耐磨性能的实验结果或多或少均存在或然性^[3,17,22],以及某些脆性材



图 14 不同热处理态 Stellite 6B 磨环横截面 BSE 照片 Fig.14 BSE images of worn section of different heat-treated Stellite 6B rings after 10⁵ revolutions: (a) SL and (b) AG

料韧化的新机制^[47-48],则优化选择合金的C含量和热处 理制度,适当减少碳化物数量、抑制二次碳化物沿晶界析 出,增加基体马氏体相变的倾向,有可能综合改善 Stellite 6B合金的耐磨性能和冲击韧性。

4 结论

1)固溶态 Stellite 6B 合金冲击韧性良好,但耐磨损性 能不足,主要磨损机制是黏着磨损,滑动接触产生的黏着 层在其基体内被剪断转移到配副磨块表面,转移层经碾 压成片脱落,持续产生磨损失重。

2)时效温度下二次碳化物的弥散析出降低了 fcc 基 体相中C的固溶量,减小了其马氏体相变的阻力,使得亚 稳 fcc 相在摩擦载荷作用下大量转变为耐磨性能优异的 hcp结构相。

3)摩擦载荷产生的应变诱导马氏体相变显著提高了 其抗黏着磨损的能力,磨损机制转变为少量黏着磨损+ 长时疲劳磨损,使时效处理试样10万次磨损失重量减少 约70%、摩擦副总失重量减少66%左右。

4)时效处理使该合金冲击韧性明显降低,仅为固溶态的30%,组织中晶界碳化物连续分布、冲击断口呈现大量沿晶断面,表明晶界碳化物是影响Stellite 6B合金冲击韧性的主要因素。

5)优化热处理工艺及C含量,适当减少二次碳化物的数量、抑制碳化物沿晶界析出,增加磨损表面基体马氏体相变的倾向,是综合改善Stellite 6B合金抗黏着磨性能和冲击韧性的技术途径。

参考文献 References

- [1] Yao M X, Wu J B C, Xu W et al. Materials Science and Engineering A[J], 2005, 407(1–2): 291
- [2] Gao Jiawei(高佳伟), Li Jing(李 晶), Shi Chengbin(史成斌) et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理)[J], 2018, 43(2): 62
- [3] Kaffash N H, Marandi S, Beidokhti B et al. Materials Today Communications[J], 2024, 38: 107865
- [4] You Xiaohong(游晓红), Wang Ganggang(王刚刚), Wang Jun(王军) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2016, 52(2): 161
- [5] Mallik M K, Rao C S, Rao V V S K. Procedia Engineering[J], 2014, 97: 1718
- [6] Duan Wangchun(段望春), Liu Shaowei(刘少伟), Dong Bingbin (董兵斌) et al. China Metallurgy(中国冶金)[J], 2019, 29(8): 39
- [7] Kaczorowski D, Vernot J P. Tribology International [J], 2006, 39(10): 1286
- [8] Li Ling(李玲), Wang Feng(王丰), Wang Yongdong(王永东). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(15): 75
- [9] Ratia VL, Zhang D, Carrington MJ et al. Wear [J], 2019, 420-421:215
- [10] Li Ling(李 玲), Wang Feng(王 丰), Wang Yongdong(王永东).
 Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing (理化检验:物理分册)[J], 2016, 52(6): 384
- [11] Yu Tianda(于天达), Zhang Jinqiang(张进强), Luo Liang(罗亮) et al. Journal of Machine Design(机械设计)[J], 2021, 38(4): 16
- [12] Ling S T, Li W Q, Yu T D et al. Nuclear Engineering and Technology[J], 2021, 53: 4166
- [13] Jing H, Xiang X M, Dong J X. Journal of Materials Research and Technology[J], 2022, 17: 809
- [14] Li Y, Wang X. Materials Science and Engineering A[J], 2021, 809(30): 140924
- [15] Chen Guangxing(陈广兴), Zhang Yongwei(张勇伟), Xu Xiaochang(许晓嫦) et al. Journal of Materials Engineering(材料 工程)[J], 2020, 48(12): 135
- [16] Tian L Y, Lizárraga R, Larsson H et al. Acta Materialia[J], 2017, 136: 215
- [17] Achmad T L, Fu W X, Chen H et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 694: 1265
- [18] Sebastiani M, Mangione V, de Felicis D et al. Wear[J], 2012, 290–291:10
- [19] Wei Shizhong(魏世忠), Xu Liujie(徐流杰). Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2020, 56(4): 523
- [20] Antunes L H M, Hoyos J J, Andrade T C et al. Additive Manufacturing[J], 2021, 46: 102100
- [21] He Y X, Liu X D, Xing C X et al. Progress in Natural Science: Materials International[J], 2022, 32(3): 375
- [22] Hango S I, Cornish L A, Chown L H et al. Engineering Failure Analysis[J], 2024, 155: 107717
- [23] He Bo(何 波), Nie Qingwu(聂庆武), Zhang Hongyu(张洪宇) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2016, 52(4): 484
- [24] Ates S, Aslan O, Tümer M et al. Materials Chemistry and Physics[J], 2024, 313: 128762
- [25] Xu Zuyao(徐祖耀), Chen Yexing(陈业新), Chen Weiye(陈伟

业). Iron and Steel(钢铁)[J], 1990, 25(1): 38

- [26] Zangeneh S, Ketabchi M, Lopez H F. Materials Letters[J], 2014, 116: 188
- [27] Kaba M, Filiz H I, Cui Z et al. Wear[J], 2024, 538-539: 205224
- [28] Huang Z H, Qi W J, Xu J. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2012, 22(10): 2334
- [29] Wu Bi(吴 彼), Zhang Zhenbo(张振波), Li Shu(李 曙). Tribology (摩擦学学报)[J], 2023, 43(10): 1099
- [30] Zambrano O A, Gómez J A, Coronado J J et al. Wear[J], 2019, 418–419: 201
- [31] Wang Li(王 莉), Fu Zhiqiang(付志强), Yue Wen(岳 文) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2371
- [32] Zhang Mingyu(张明玉), Yun Xinbing(运新兵), Fu Hongwang (伏洪旺). Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料 与工程)[J], 2023, 52(5): 1759
- [33] Li Y H, Jiang Z H, Wang P et al. Journal of Materials Science and Technology[J], 2023, 160: 96
- [34] Wang T S, Yang J, Shang C J et al. Scripta Materialia[J], 2009, 61(4): 434
- [35] Mori M, Yamanaka K, Matsumoto H et al. Materials Science and Engineering A[J], 2010, 528(2): 614
- [36] Zhang Yongzhen(张永振), Zhu Jun(朱均), Liu Weimin(刘维民) et al. Tribology(摩擦学学报)[J], 2001, 21(1): 37

- [37] Chen Y, Li Y P, Kurosu S et al. Wear[J], 2014, 319(1-2): 200
- [38] Zhang G, Schlarb A K. Wear[J], 2009, 266(7-8): 745
- [39] Mussa A, Krakhmalev P, Bergström J. Wear[J], 2022, 498–499: 204305
- [40] Tang L H, Gao C X, Huang J L et al. Tribology International[J], 2013, 66: 165
- [41] Weißensteiner I, Petersmann M, Erdely P et al. Acta Materialia[J], 2019, 164: 272
- [42] Yang W Q, Luo J S, Fu H et al. Scripta Materialia[J], 2022, 221: 114966
- [43] Shao Z H, Zhu Y K, Zhang P et al. International Journal of Fatigue[J], 2024, 179: 108054
- [44] Wang Yongheng(王永恒), Yang Maosheng(杨卯生), Li Shaohong (李绍宏). Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热 处理学报)[J], 2022, 43(7): 108
- [45] Song C, Park H, Seong H et al. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2006, 37: 3197
- [46] Pasco J, Jiang L, Dorin T et al. Materials Characterization[J], 2024, 207: 113467
- [47] Pan Y, Lin Y H, Wang H et al. Materials and Design[J], 2015, 86: 259
- [48] Pan Y. Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 26: 8813

Impact Toughness and Sliding Wear Behavior of Stellite 6B Alloy

Zhang Yawei, Xu Guohua, Shen Yu, Ju Quan, Zhang Ji (Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, China)

Abstract: The impact toughness and sliding wear behavior with GH5605 alloy at room temperature of solution-and solution+aging-treated Stellite 6B alloy were evaluated. The relevant microstructure, impact fracture surface, worn surface and dissected section were observed and analyzed by Thermal-Calc software, OM, SEM and TEM. The results show that the wear rate of Stellite 6B alloy is significantly reduced by aging treatment after solution, and consequently the wear amount is reduced by approximately 70%. However, the impact toughness of the aging-treated alloy is only 30% of that of the solution-treated alloy. Further analyses indicate that the wear mechanism of solution-treated Stellite 6B alloy is mainly adhesive wear, and adhesive bonding layer is cut off in the matrix. Aging treatment promotes the martensitic transformation and significantly improves the resistance to adhesive wear. The wear mechanism is a small amount of adhesive wear as well as long-term fatigue wear. Since carbide at grain boundary is the main factor affecting the impact toughness of aging alloy, increasing martensitic transformation tendency of the matrix, reducing the total amount of carbides and inhibiting the precipitation of secondary carbide along grain boundary are the process and component optimization direction to comprehensively improve the adhesion wear resistance and impact toughness of Stellite 6B alloy. **Key words:** Stellite 6B alloy; microstructure characteristics; impact toughness; sliding wear behavior

Corresponding author: Zhang Yawei, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62182203, E-mail: yaweizhang@163.com