

二次碳化物特征调控及其对高碳高合金 马氏体钢耐磨性的影响

蒋金哲, 刘越, 刘春明
(东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819)

摘要: 二次碳化物的尺寸、含量对高碳高合金马氏体钢的力学性能及耐磨性有着重要影响。本文采用扫描电子显微镜、透射电子显微镜和磨粒磨损实验等手段,研究了高碳高合金马氏体钢锻造及球化退火过程中二次碳化物的演变行为及其对高碳高合金马氏体钢力学性能及耐磨性的影响。结果表明:球化退火显著增加了锻造空冷态实验钢中二次碳化物的含量及尺寸;在奥氏体化过程中,二次碳化物通过钉扎晶界显著细化了奥氏体晶粒,同时二次碳化物的存在降低了马氏体中合金元素固溶量,进而有效提升了实验钢的冲击韧性。高硬度的微米级二次碳化物配合高韧性马氏体基体可有效阻碍磨粒切削并减轻磨损表面的微观断裂,进而提升实验钢的耐磨性。

关键词: 高碳高合金马氏体钢;二次碳化物;硬度;冲击韧性;耐磨性

中图分类号: TG 142.1 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2024)04-0490-09

Regulation of Secondary Carbide Characteristics and Its Effect on Wear Resistance of High Carbon High Alloy Martensitic Steel

JIANG Jin-zhe, LIU Yue, LIU Chun-ming

(School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LIU Chun-ming, E-mail: cmliu@mail.neu.edu.cn)

Abstract: The size and content of secondary carbide have an important effect on the mechanical properties and wear resistance of high carbon high alloy martensitic steel. In this paper, the evolution behavior of secondary carbide during forging and spheroidizing annealing process were studied by scanning electron microscope and transmission electron microscope, and its effects on mechanical properties and wear resistance of high carbon high alloy martensitic steel were also studied with abrasion wear testing machine. The results show that spheroidizing annealing significantly increases the content and size of secondary carbide in forged and air-cooled steel. The secondary carbide refine the austenite grain size by pinning grain boundary and reduce the solid solution content of alloying elements in martensite, which effectively improves the impact toughness of experimental steel. The micron-sized secondary carbide and ductile martensite matrix hinder abrasive cutting and reduce the microscopic fracture on worn surface effectively, which improves the wear resistance of experimental steel.

Key words: high carbon high alloy martensitic steel; secondary carbide; hardness; impact toughness; wear resistance

高碳高合金马氏体钢是一种兼顾韧性与耐磨性的耐磨钢,广泛用于制造模具、刀剪、量具

等^[1-2]。高碳高合金马氏体钢含有5%~10%的廉价元素Cr,其能够与C结合生成富Cr合金碳化物,

收稿日期: 2022-11-27

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52101171)。

作者简介: 蒋金哲(1990-),男,河南洛阳人,东北大学博士研究生;刘越(1960-),男,辽宁沈阳人,东北大学教授;刘春明(1961-),男,陕西渭南人,东北大学教授,博士生导师。

这种合金碳化物的硬度在1 200 HV以上^[3],远高于马氏体基体硬度,在磨粒磨损过程中,碳化物充当耐磨粒子,对马氏体基体产生保护作用,延缓磨粒对基体的磨削,进而提升材料的耐磨性^[4].马氏体钢的硬度和韧性是一对矛盾体,引入适量合金碳化物后,可以适当降低基体硬度以换取韧性的提升,同时保持较好的耐磨性.正是由于碳化物与马氏体基体性能的良好搭配,使得高碳高合金马氏体钢相比高铬铸铁,极具韧性优势,相比中低合金马氏体钢,又具备耐磨性优势.

高碳高合金马氏体钢中的碳化物根据来源和结构的差异分为一次碳化物 M_7C_3 和二次碳化物 $M_{23}C_6$ (M主要为Cr元素),其中一次碳化物起源于液相凝固过程中合金元素偏析,而二次碳化物则起源于热加工过程中固态相变^[5-7].一次碳化物由于尺寸粗大,对冲击韧性非常不利,通过控制电渣重熔熔速和熔池深度^[8-9],可以使得一次碳化物由层片状转变为分散的棒状或颗粒状,进而改善材料的冲击韧性.另外,多向热锻对细化一次碳化物的尺寸起着非常有效的作用^[10-11],在作者前期的工作中,也通过多向热锻及热处理对一次碳化物特征进行了充分的研究,大幅度提升了实验钢的韧性和耐磨性^[12-13].然而,关于二次碳化物调控及其作用的研究还不充分,虽然在很多合金钢热处理过程中均使用了退火处理,但是人们

对退火的认识多停留在减小锻造应力和软化基体便于机械加工方面,而对退火过程中所产生的二次碳化物在韧性、耐磨性中的作用机制研究较少.奥氏体化升温过程中伴随着合金原子从基体中扩散析出碳化物,同时也伴随着合金原子从碳化物向基体扩散,不同温度下合金原子的扩散行为复杂多变.对于特定工件,奥氏体化工艺参数可供变动的区间比较小,因此通过对奥氏体化前材料的微观组织进行设计,有望改善材料的力学性能.

在本研究中,通过锻造和球化退火工艺制备了二次碳化物含量不同的高合金耐磨钢.通过热处理实验,研究了二次碳化物对淬火及回火过程中基体组织及力学性能的影响.此外,通过磨粒磨损实验,研究了二次碳化物对高碳高合金马氏体钢耐磨性的影响.

1 实验材料及方法

1.1 材料制备

实验钢的化学成分如表1所示.实验钢采用200 kg真空感应炉冶炼,并通过电渣重熔后制备成 $\phi 160\text{ mm} \times 140\text{ mm}$ 的圆棒,然后使用2 t空气锤进行多向热锻,锻造温度区间900~1 100 °C,锻后空冷至室温.

表1 实验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of experimental steel(mass fraction)											%
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	W	Nb	P	S	
0.85	0.90	0.43	6.76	1.82	0.30	0.85	0.35	0.25	0.005	0.02	

制备了2种初始二次碳化物特征不同的样品,并分别将其命名为S1和S2.其中S1试样为锻造空冷态,S2试样为锻造后球化退火态,球化退

火工艺如图1a所示.将2种试样按图1b工艺统一进行热处理.

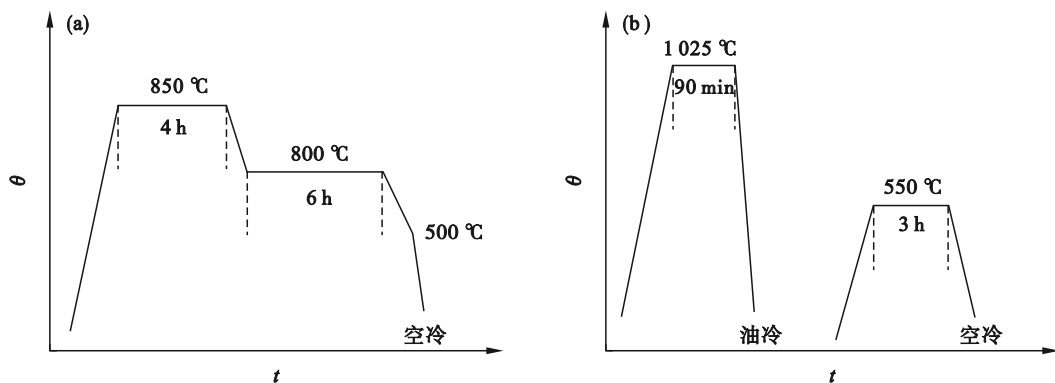


图1 球化退火及淬回火处理工艺

Fig. 1 Process of spheroidizing annealing and quenching and tempering treatments

(a)—球化退火; (b)—淬回火处理.

1.2 微观组织表征及力学性能测试

使用金相显微镜(OLYMPUS DSX-500)和场发射扫描电子显微镜(JSM-7001F)对不同状态试样的微观组织进行观察分析.为了确定二次碳化物的类型,使用透射电子显微镜(Tecna G20)对二次碳化物进行观察和表征.使用Image-Pro Plus软件对二次碳化物的尺寸及含量进行统计分析.使用X射线衍射仪(XRD, Philips X Pert pro, Cu K α , $\lambda=0.15418$ nm)对试样进行物相分析,扫描速度为 $2(^{\circ})/\text{min}$,扫描范围为 $40^{\circ}\sim 90^{\circ}$.

参照国标 GB/T 6394—2017《金属平均晶粒度测定方法》中的线截距法对实验钢的晶粒度进行了计算.根据国标 GB/T230.3—2022《金属材料洛氏硬度试验》,采用HRS-150型数显洛氏硬度计进行硬度测试.为减小随机误差,取5次测量的平均值作为材料的最终硬度值.依据 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》,从试样中切取 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$ 标准U型缺口冲击试样,使用JBN-300B摆锤式冲击试验机,测试试样的冲击韧性值.每组样品取3个,冲击后取平均值.

1.3 耐磨性测试

使用橡胶轮磨损试验机(MLG-130, 张家

口, 中国)对试样进行磨粒磨损实验.磨损试块尺寸为 $57\text{ mm}\times 25.5\text{ mm}\times 6\text{ mm}$.采用 $212\sim 270\ \mu\text{m}$ 的石英砂作为磨料,实验过程中磨料的流速为 $300\text{ g}/\text{min}$,橡胶轮转速为 $200\text{ r}/\text{min}$,磨损载荷为 130 N .为了保证磨损结果的准确性,在进行正式磨损前先将试样预磨 10 min ,以减少实验误差.正式磨损完毕后,将磨损试样用酒精冲洗,并使用超声振荡清洗 10 min 以去除磨损面上的磨粒碎屑,然后用电子天平称量,通过磨损前后试样的质量差,计算出磨损质量损失.磨损总时长 120 min ,每 30 min 测量一次磨损重量.

2 实验结果及讨论

2.1 奥氏体化前实验钢微观组织

图2为锻造后S1实验钢的微观组织.从图2a可以看出,多向锻造后实验钢的晶粒均匀细小,尺寸在 $20\sim 50\ \mu\text{m}$ 之间.从图2b可以看出,晶粒内部存在板条状马氏体,在马氏体之间以及交界处存在长条状和三角形残余奥氏体,但是未发现二次碳化物,由此可以判断实验钢在锻后空冷过程中发生了马氏体相变.

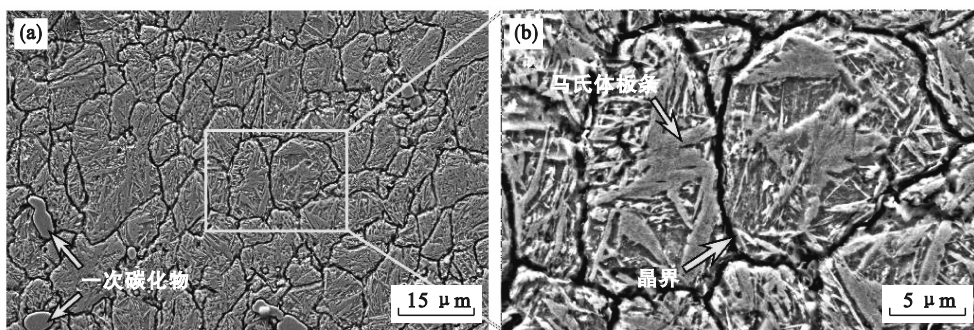


图2 锻造后S1实验钢的SEM照片

Fig. 2 SEM images of experimental steel S1 after hot forging
(a)—低倍SEM组织; (b)—图2a中方框位置处的高倍SEM组织.

图3为经过球化退火处理后S2实验钢的微观组织.从中可以看出,球化退火后晶粒内部及晶界处析出大量椭球状二次碳化物.为了分析这些二次碳化物的成分及类型,对其进行了TEM分析,如图4所示.从碳化物的能谱图可以看出,二次碳化物成分中除Fe外,富含大量的Cr, Mo, V元素,其中Cr元素含量最高,另外根据图4a中二次碳化物的衍射斑可知,二次碳化物属于富Cr的 $M_{23}C_6$ 型碳化物.

在 $900\sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 锻造温度下,除了尺寸粗大的液析碳化物外,其余细小的合金碳化物大部分

溶入基体中.使用JmatPro软件对实验钢的CCT (continuous cooling transformation)曲线进行模拟计算,如图5所示.从图中可以看出,曲线中包含3个相变区域,分别为珠光体区、贝氏体区和马氏体区,计算结果显示马氏体相变的临界冷却速率处于 $1\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 之间,而合金钢锻造后空冷速率一般在 $3\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 之间,因此空冷组织有可能为马氏体或者马氏体与贝氏体的混合体.贝氏体组织由铁素体和渗碳体组成,而从锻造后空冷态实验钢的微观组织(图2)中并未发现渗碳体的存在,因此实验钢的组织为马氏体.由于过冷奥氏体中合

金元素含量过多,导致过冷奥氏体的稳定性增强,这降低了马氏体相变起始温度 $M_s^{[14]}$,因此锻

造空冷后基体组织中除了马氏体外,还残存数量较多的奥氏体.

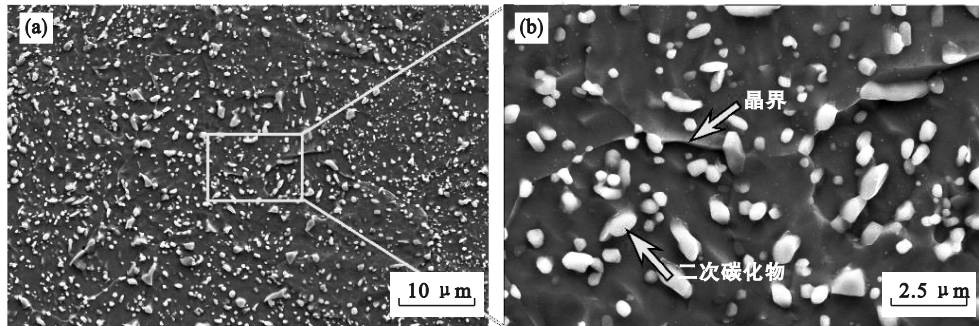


图 3 球化退火后实验钢的 SEM 照片

Fig. 3 SEM images of the experimental steel after spheroidizing annealing
(a)—低倍 SEM 组织; (b)—图 3a 中方框位置处的高倍 SEM 组织.

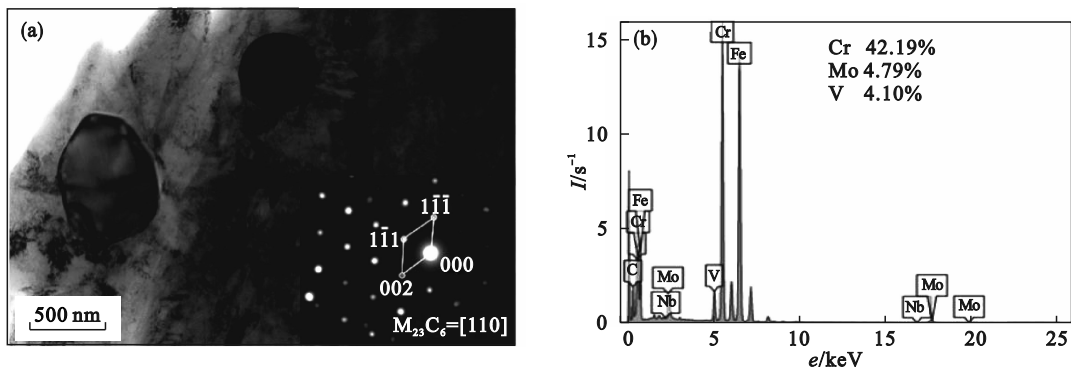


图 4 S2 实验钢中二次碳化物的 TEM 图像及 EDS 能谱图

Fig. 4 TEM image and EDS energy spectrum of secondary carbide in experimental steel S2
(a)—TEM; (b)—EDS.

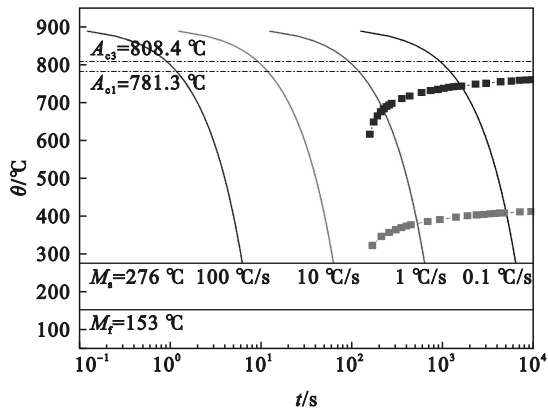


图 5 实验钢的 CCT 曲线

Fig. 5 CCT curves of experimental steel

球化退火是调节实验钢中二次碳化物含量的主要手段,为研究二次碳化物对热处理后实验钢基体组织及性能的影响提供了便利.锻造后基体组织中固溶大量的合金元素,并且在晶粒内存在大量位错等缺陷,这为球化退火过程中合金元素的析出提供了大量的形核质点^[15],同时合金元素在球化退火过程中有充分的时间从固溶体中析出形成二次碳化物.二次碳化物富含大量的

Cr, Mo 等元素,消耗了基体组织中固溶的合金元素,使得基体由马氏体转变为铁素体,降低了基体组织硬度,改善了切削加工性能.另外,锻造使得实验钢内部的形变储能增加,这为球化退火过程中再结晶提供了驱动力,有助于晶粒细化^[16-17].

2.2 热处理后实验钢微观组织

为使马氏体耐磨钢具备良好的硬度与韧性,锻造及退火后通常需要进行淬火及回火热处理.图 6 为 S1 和 S2 实验钢在相同温度淬火后的 SEM 组织.采用线截距法测得 S1, S2 实验钢淬火晶粒平均尺寸分别为 27.5, 12.6 μm .由此看来,球化退火显著细化了实验钢的淬火晶粒,这一方面是由于球化退火过程中实验钢发生了再结晶,另一方面是由于球化退火产生的二次碳化物对晶界扩张有着强烈的钉扎作用^[18],抑制了晶粒的长大.另外两种实验钢中二次碳化物的尺寸及分布不同.S1 实验钢中二次碳化物非常细小,尺寸在 200~500 nm 之间,大量分布于晶粒内部,而 S2 实验钢中的二次碳化物尺寸在 0.5~2 μm 之间,分布于晶粒内部及晶界处.从图 7 可以看出,回火

后 2 种实验钢的微观组织均由回火马氏体和碳化物组成.

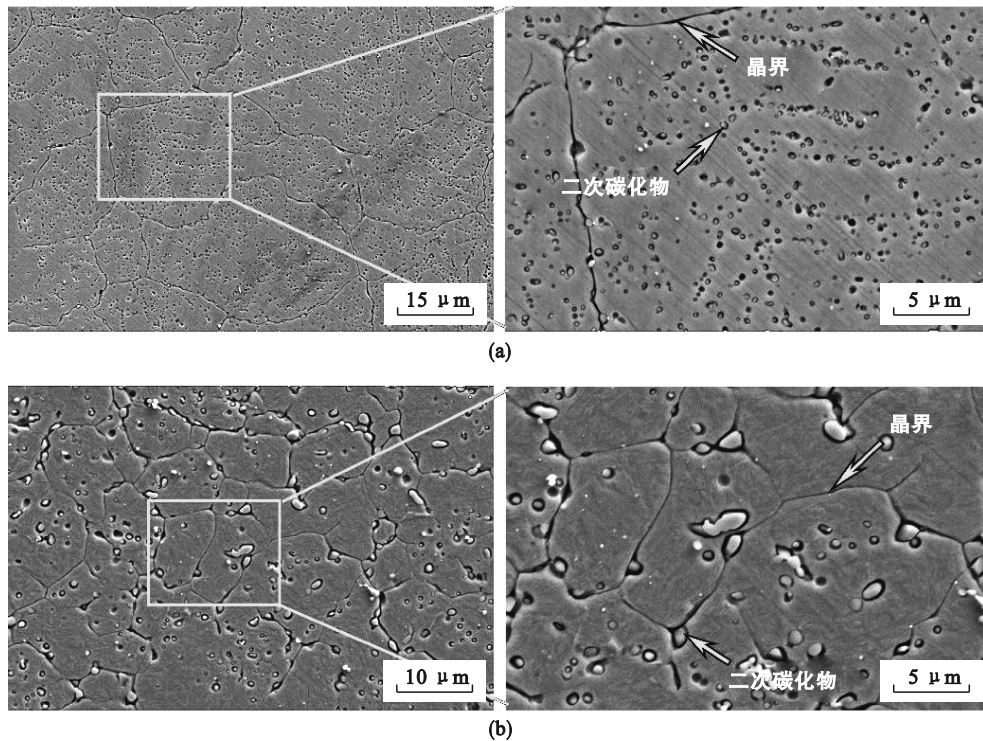


图 6 1 025 °C 淬火后实验钢的 SEM 照片

Fig. 6 SEM images of experimental steels after quenched at 1 025 °C
(a)—S1 实验钢; (b)—S2 实验钢.

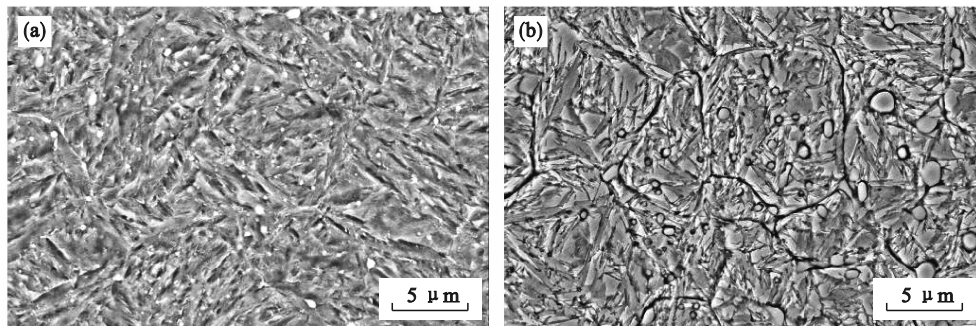


图 7 550 °C 回火后实验钢的 SEM 照片

Fig. 7 SEM images of experimental steels after tempered at 550 °C
(a)—S1 实验钢; (b)—S2 实验钢.

图 8 为奥氏体化前后 2 种实验钢中二次碳化物平均尺寸及含量的变化. S1 实验钢奥氏体化前基体中无二次碳化物, 奥氏体化后二次碳化物体积分数增加至 2.56%, 而 S2 实验钢淬火前二次碳化物体积分数为 10.54%, 淬火后降低至 4.18%. 由此说明, 锻造后直接进行奥氏体化处理时, 基体中的合金元素析出形成二次碳化物; 而锻造后先经过球化退火, 然后再进行奥氏体化处理, 主要发生二次碳化物的溶解. 正是由于二次碳化物演变行为的不同, 给 2 种实验钢的性能带来了很大差异. S1 实验钢淬火组织中的二次碳化物主要产生于奥氏体化升温过程中, 随着

温度的增加, 基体中过饱和的合金元素逐渐向位错等缺陷处扩散, 然后发生形核并析出长大^[19]. 而 S2 实验钢由于奥氏体化之前经过了充分的球化退火, 基体中合金元素已经大量析出, 因此在奥氏体化升温及保温过程中, 主要发生二次碳化物的溶解^[20]. 除了含量外, 2 种试样淬火组织中二次碳化物的平均尺寸也存在明显差异, 如图 8b 所示. S2 实验钢组织中的二次碳化物尺寸大于 S1 实验钢, 这与 S2 实验钢在球化退火过程中二次碳化物有充足的时间长大有关^[21]. 另外, S2 实验钢奥氏体化后组织中二次碳化物的平均尺寸大于奥氏体化前. 这主要是由于在

奥氏体化过程中尺寸较小的二次碳化物比表面积大,溶解速率较快,随着小尺寸碳化物的大量

溶解,导致了实验钢中二次碳化物尺寸平均值的增加.

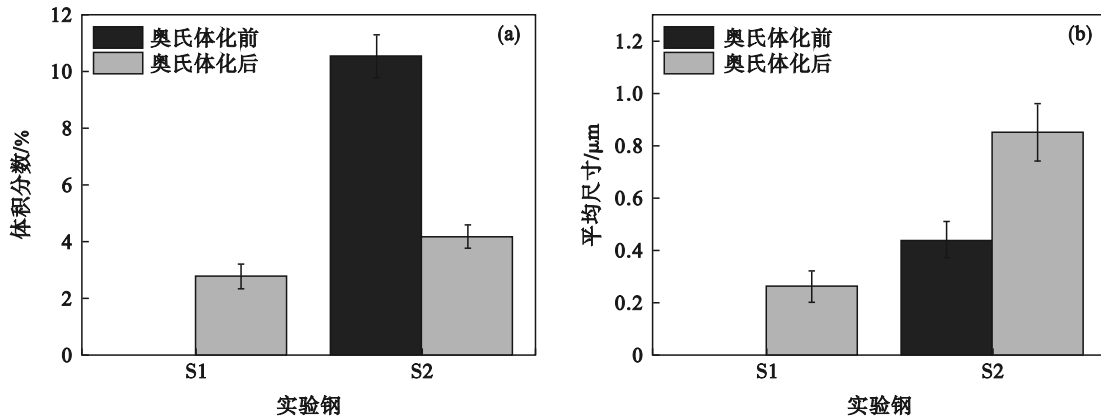


图 8 奥氏体化前后实验钢中二次碳化物体积分数及平均尺寸

Fig. 8 Volume fraction and average size of secondary carbide in experimental steels before and after austenitizing (a)—二次碳化物体积分数; (b)—二次碳化物平均尺寸.

通过 JmatPro 软件模拟得出, 850 °C 保温 4 h 和 1 025 °C 保温 1.5 h 后各物相的体积分数如图 9 所示. 在 850 °C 保温 4 h 后, 碳化物总量的体积分数达到了 12.66%, 稍高于实际球化退火后碳化物的体积分数(10.54%), 这与球化退火过程中除了在 850 °C 保温 4 h 外, 还需要在 800 °C 保温 6 h 有关. 在 800 °C 长时间保温时, 碳化物发生 Ostwald

熟化现象^[22], 细小的碳化物发生部分溶解, 因此碳化物含量稍有降低. 从图 9b 可以看出, 1 025 °C 保温 1.5 h 后碳化物的体积分数为 3.20%, 这与 S1 实验钢在 1 025 °C 保温 1.5 h 后碳化物体积分数基本一致. 由此说明实验结果与模拟计算结果具有较好的一致性.

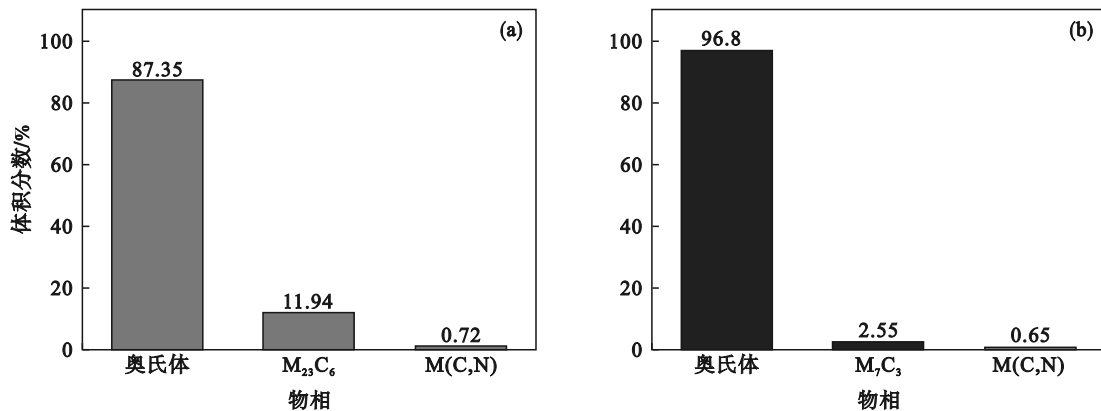


图 9 通过 JmatPro 软件模拟计算出的 850 °C 保温 4 h、1 025 °C 保温 1.5 h 后实验钢中各物相体积分数

Fig. 9 Phase volume fractions in experimental steels held at 850 °C for 4 h and 1 025 °C for 1.5 h respectively calculated with JmatPro software

(a)—850 °C 保温 4 h; (b)—1 025 °C 保温 1.5 h.

二次碳化物的作用除了钉扎晶界外, 还能有效调节基体组织合金元素固溶量. 球化退火后, 基体中的合金原子以二次碳化物的形式储存起来, 在奥氏体化加热过程中, 二次碳化物的溶解又为基体输入合金原子, 并且可以利用奥氏体化温度及保温时间定量调控基体中的合金原子固溶量, 从而对马氏体和残余奥氏体含量及合金原子固溶量进行调节. 对于未进行球化退火的 S1 实验钢, 奥氏体化前基体中固溶大量的合金元素,

在奥氏体化过程中, 过饱和固溶体中的合金原子发生部分析出, 生成二次碳化物, 使得基体组织固溶量有所降低, 因此很难根据需要对基体中合金原子固溶量进行调控. 另外还会因为晶粒粗大以及基体合金原子固溶量高, 导致淬火相变过程中产生粗大的针状马氏体, 增加内应力, 容易导致试样开裂^[23]. 图 10 为 S1 和 S2 实验钢淬火后和回火后的 XRD 检测结果. 从图 10a 可以看出, S1 和 S2 实验钢淬火组织中均存在马氏体衍射峰和奥

氏体衍射峰,但 S1 实验钢的马氏体衍射峰向较低角度偏移,说明 S1 实验钢马氏体基体中固溶的合金原子量高于 S2 实验钢.这与 S1 实验钢淬火组织中合金碳化物含量较少对应.残余奥氏体硬度低,在非冲击磨损条件下对马氏体钢的耐磨性不

利^[24],因此需要利用高温回火消除淬火组织中的残余奥氏体,从图 10b 可以看出,2 种钢在 550 °C 回火后组织中的奥氏体衍射峰基本消失,说明残余奥氏体在回火冷却后基本完全转变为马氏体.

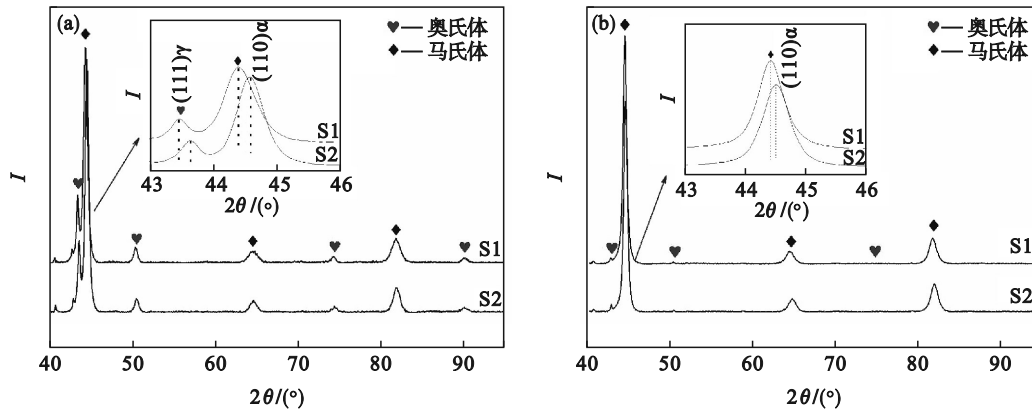


图 10 S1 与 S2 实验钢淬火及回火后 XRD 图

Fig. 10 XRD patterns of S1 and S2 experimental steels after quenching and tempering
(a)—淬火试样; (b)—回火试样.

2.3 力学性能

从图 11 可以看出,2 种实验钢的硬度均在 61 HRC 左右,但是 S2 实验钢的冲击功明显高于 S1 实验钢.根据 Hall-Petch 关系公式^[25]: $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ (σ_0 , k 为与晶粒类型有关的常数),平均晶粒尺寸 d 越小,钢的强度 σ 越高,一般情况下,材料的强度与硬度正相关,因此晶粒细化对 S2 实验钢硬度的贡献量较大.另外, S1 实验钢中残余奥氏体含量比 S2 实验钢高,这也导致 S1 实验钢硬度的降低.然而, S1 实验钢马氏体基体中合金元素固溶量高于 S2 实验钢,固溶硬化作用强于 S2 实验钢,这弥补了晶粒粗化和残余奥氏体降低 S1 实验钢硬度的不足.因此, S1 与 S2 实验钢的宏观硬度值相似.目前,常用的中低合金耐磨钢,例如 H13^[26], NM500^[27], FE-EH 500^[28], 其硬度均低于 60 HRC,且当硬度接近 60 HRC 时,冲击功急剧降低.另外,由于缺乏二次碳化物,在磨损过程中,传统中低合金耐磨钢主要依靠马氏体抵御磨粒的划削,而马氏体硬度远低于合金碳化物,因此其耐磨性通常较低. S2 实验钢的硬度超过了 60 HRC,另外马氏体基体组织中均匀分布着微米级碳化物耐磨粒子,高硬度马氏体与微米级碳化物的组合可以极大地提升材料的耐磨性.通常情况下,马氏体硬度提升将导致冲击功的降低,本实验钢通过对二次碳化物尺寸及分布的调控,利用二次碳化物对晶界的钉扎作用,细化了耐磨钢的晶粒,增加了冲击裂纹的扩展阻力,从而使

得实验钢在获得高硬度的同时保持了较高的冲击韧性.

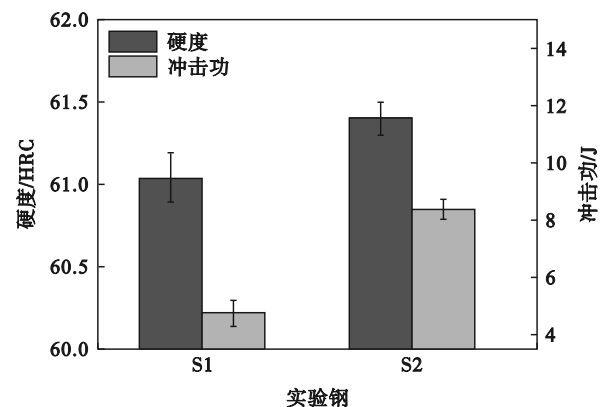


图 11 S1 与 S2 实验钢热处理后的硬度与冲击功

Fig. 11 Hardness and impact energy of S1 and S2 experimental steels after heat treatment

2.4 耐磨性

图 12a 为 2 种实验钢的磨损失重随磨损时间的变化曲线.从中可以看出,2 种实验钢的磨损失重均随着磨损时间的增加线性增长,但是 S1 实验钢的磨损失重明显高于 S2 实验钢的,由此说明 S2 实验钢的耐磨性高于 S1 实验钢的.另外从图 12b 可以看出, S1 实验钢的摩擦系数明显高于 S2 实验钢的.

为了研究 2 种实验钢磨损失重及摩擦系数差异的原因,分别对 2 种实验钢的磨损表面形貌进行了 SEM 观察.对比图 13a 和 13b 可以看出, S1 实验钢磨损表面除了磨粒划削痕迹外,还发现大

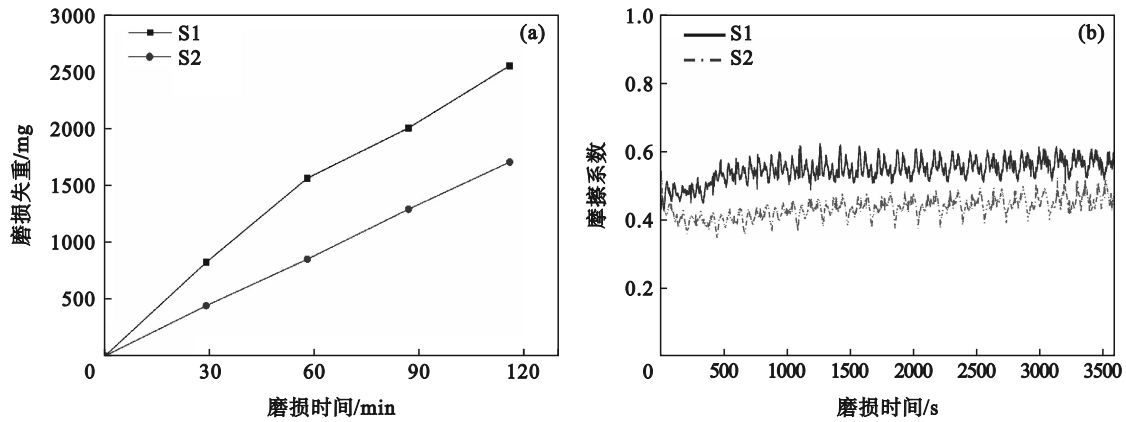


图12 S1和S2实验钢的磨损失重及摩擦系数

Fig. 12 Weight loss and friction coefficient of S1 and S2 experimental steels

(a)—磨损失重; (b)—摩擦系数.

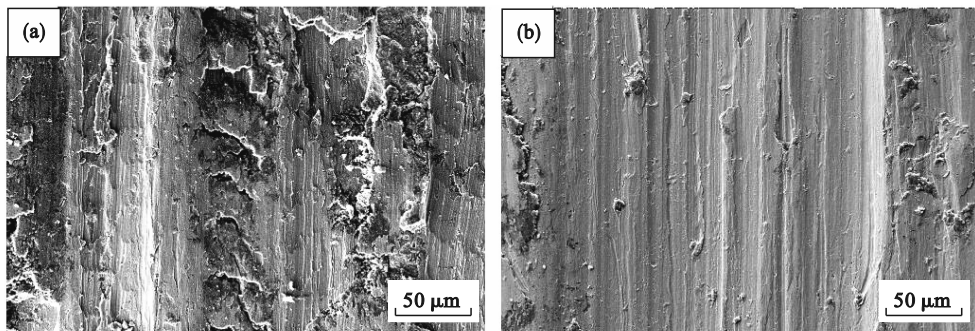


图13 磨损表面形貌SEM照片

Fig. 13 SEM images of worn surface morphology

(a)—S1实验钢; (b)—S2实验钢.

量的微裂纹,而S2实验钢磨损表面只是单一切削划痕.由此说明S1实验钢在磨损过程中发生了微观断裂,而S2实验钢则主要发生微观切削.对于晶粒粗大的S1实验钢,由于韧性差,在磨粒的划拉作用下发生了微观断裂,断裂后的磨损表面粗糙度增加,因此增加了摩擦系数.相比之下,S2实验钢马氏体结构细小,具有较好的断裂韧性,因此在磨损过程中不易发生断裂,磨损表面相对光滑.另外,S1实验钢中极为细小的纳米级碳化物对磨损的阻碍作用有限,由于纳米级碳化物的尺寸远小于磨损沟槽的宽度和深度,在磨粒的切削作用下,纳米级碳化物容易随马氏体基体一起被切除^[29],而微米级碳化物一方面对磨粒起到较强的阻碍作用,保护马氏体基体,另一方面可以钝化磨粒尖端,减小磨粒对磨损表面的切削深度^[28],从而增加S2实验钢的耐磨性.

3 结 论

1) 球化退火处理及奥氏体化处理是影响二次碳化物和晶粒尺寸的主要因素.锻造后直接进行奥氏体化处理,二次碳化物体积分数由0增加

至2.56%.球化退火后进行奥氏体化处理,二次碳化物体积分数由10.54%降低至4.18%.奥氏体化处理后,锻后空冷态实验钢与球化退火态实验钢的晶粒尺寸分别为27.5和12.6 μm .

2) 淬火及回火处理后,锻后空冷态实验钢与球化退火态实验钢的硬度分别为61.04和61.40 HRC,冲击功分别为4.73和8.38 J.球化退火过程中二次碳化物的析出钉扎晶界,细化了实验钢热处理后晶粒尺寸、降低了马氏体合金元素固溶量,促进了冲击功的提升.

3) 微米级二次碳化物和韧性马氏体基体减轻了磨粒对实验钢磨损表面的切削深度,同时也避免了磨损表面的严重断裂,显著提升了实验钢的耐磨性.

参考文献:

- [1] Wang F, Qian D S, Hua L, et al. Tempering response and improved mechanical properties in secondary hardened steel by introducing an optimized austempering process [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140895.
- [2] Zhang X H, Xia Y M, Zhang Y C, et al. Experimental study on wear behaviors of TBM disc cutter ring under drying, water and seawater conditions [J]. *Wear*, 2017, 392/393: 109-117.

- [3] Qi Y F, Li J, Shi C B, et al. Effect of directional solidification of electroslag remelting on the microstructure and primary carbides in an austenitic hot-work die steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 249: 32–38.
- [4] Wen D C. Erosion and wear behavior of nitrocarburized DC53 tool steel[J]. *Wear*, 2010, 268(3/4): 629–636.
- [5] Liu W F, Cao Y F, Guo Y F, et al. Characteristics and transformation of primary carbides during austenitization in Cr₄Mo₃V bearing steel [J]. *Materials Characterization*, 2020, 169: 110636.
- [6] Zhang J, Li J, Shi C B, et al. Growth and agglomeration behaviors of eutectic M₇C₃ carbide in electroslag remelted martensitic stainless steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 11: 1490–1505.
- [7] Vahdat S E, Pournaghi A, Mohamadnia A, et al. Effect of interface strength of M₂₃C₆ in steel matrix on tensile toughness and strength [J]. *Procedia Materials Science*, 2014, 6: 208–215.
- [8] Zhu Q T, Li J, Shi C B, et al. Effect of electroslag remelting on carbides in 8Cr13MoV martensitic stainless steel [J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2015, 22(11): 1149–1156.
- [9] 张杰. 高品质刀剪用钢碳化物的形成与弥散化控制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
(Zhang Jie. Formation and dispersion control of carbides in the steel used for high-quality knives and shears [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021.)
- [10] 孙秀华, 康爱军, 曹莹, 等. 热加工工艺对 Cr12MoV 钢的共晶碳化物影响[J]. 金属加工(热加工), 2018(11): 78–80.
(Sun Xiu-hua, Kang Ai-jun, Cao Ying, et al. Effect of thermal processing on co-crystal carbide of Cr12MoV steel [J]. *MW Metal Forming*, 2018(11): 78–80.)
- [11] Zhou B, Shen Y, Chen J, et al. Breakdown behavior of eutectic carbide in high speed steel during hot compression [J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2011, 18(1): 41–48.
- [12] Jiang J Z, Liu Y, Liu C M. Effect of tempering temperature on the microstructure, mechanical properties and abrasive wear behavior of a new C-Cr-Mo-V alloy steel used in TBM cutter ring [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 20: 195–209.
- [13] Jiang J Z, Liu Y, Liu C M. Effect of forging ratio on the microstructure, mechanical properties and abrasive wear behavior of a new C-Cr-Mo-V martensitic steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 4076–4091.
- [14] Amirabdollahian S, Deirmina F, Pellizzari M, et al. Tempering behavior of a direct laser deposited hot work tool steel: influence of quenching on secondary hardening and microstructure [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 814: 141126.
- [15] Zhang S L, Sun X J, Dong H. Effect of deformation on the evolution of spheroidization for the ultra high carbon steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 432(1/2): 324–332.
- [16] 冷焕辉, 刘振宝, 梁剑雄, 等. 多向锻造对超高强度不锈钢组织及力学性能的影响[J]. 中国冶金, 2021, 31(6): 26–33.
(Leng Huan-hui, Liu Zhen-bao, Liang Jian-xiong, et al. Effect of multiple-direction forging on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength stainless steel [J]. *China Metallurgy*, 2021, 31(6): 26–33.)
- [17] Ren F C, Chen F, Chen J, et al. Hot deformation behavior and processing maps of AISI 420 martensitic stainless steel [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 31: 640–649.
- [18] 林鹏, 孙立国, 马党参, 等. 压铸模具钢 4Cr5Mo2V 的组织与碳化物的高温行为[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(8): 762–769.
(Lin Peng, Sun Li-guo, Ma Dang-shen, et al. Research on high temperature behavior of microstructure and carbide in die casting 4Cr5Mo2V steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2019, 31(8): 762–769.)
- [19] Tian J L, Wang W, Li H B, et al. Effect of deformation on precipitation hardening behavior of a maraging steel in the aging process [J]. *Materials Characterization*, 2019, 155: 109827.
- [20] 杨洪波, 王快社, 王庆娟, 等. GCr15 轴承钢渗碳体球化的长大机制[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(8): 79–83.
(Yang Hong-bo, Wang Kuai-she, Wang Qing-juan, et al. Spheroidizing growth mechanism of cementite in GCr15 bearing steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, 33(8): 79–83.)
- [21] 马超, 罗海文. GCr15 轴承钢热处理过程中碳化物的析出与演变行为[J]. 材料工程, 2017, 45(6): 97–103.
(Ma Chao, Luo Hai-wen. Precipitation and evolution behavior of carbide during heat treatments of GCr15 bearing steel [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(6): 97–103.)
- [22] Hwang K C, Lee S, Lee H C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls. part II: fracture behavior [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 254(1/2): 296–304.
- [23] 陈强, 王涌, 晁国强, 等. 渗碳齿轮淬火内应力分布及其对变形的影响[J]. 机车车辆工艺, 2017(4): 1–5.
(Chen Qiang, Wang Yong, Chao Guo-qiang, et al. The internal stress distribution of carburized gear after quenching operation and its influence on deformation [J]. *Locomotive & Rolling Stock Technology*, 2017(4): 1–5.)
- [24] Yan X C, Hu J, Wang L Y, et al. The coupled effect of thermal and mechanical stabilities of austenite on the wear resistance in a 0.2C-5Mn-1.6Si steel down to cryogenic temperatures [J]. *Wear*, 2021, 486/487: 204116.
- [25] Wei F X, Cheng B S, Chew L T, et al. Grain distribution characteristics and effect of diverse size distribution on the Hall-Petch relationship for additively manufactured metal alloys [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 20: 4130–4136.
- [26] Zhang X H, Lin L K, Xia Y M, et al. Experimental study on wear of TBM disc cutter rings with different kinds of hardness [J]. *Tunnelling and Underground Space Technology*, 2018, 82: 346–357.
- [27] Huang L, Deng X T, Jia Y, et al. Effects of using (Ti, Mo)C particles to reduce the three-body abrasive wear of a low alloy steel [J]. *Wear*, 2018, 410/411: 119–126.
- [28] Deng X T, Wang Z D, Han Y, et al. Microstructure and abrasive wear behavior of medium carbon low alloy martensitic abrasion resistant steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2014, 21(1): 98–103.
- [29] 刘罗锦. 高钛高耐磨钢中 TiC 析出行为及对性能的影响[D]. 北京: 钢铁研究总院, 2019.
(Liu Luo-jin. TiC precipitation behavior and its effect on properties in high titanium and high wear-resistant steels [D]. Beijing: Central Iron & Steel Research Institute, 2019.)