

300M 钢的脱碳行为演化及防护研究

魏明刚¹, 罗恒军¹, 张海成¹, 邓浩¹,
吕孝根¹, 陈龙庆², 唐军², 谢静¹

(1. 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 德阳 618000;
2. 四川大学原子核科学技术研究所教育部辐射物理与技术重点实验室, 成都 610065)

摘要: 300M 钢是重要的飞机主承力结构用材. 然而, 该材料在模锻热处理过程中会出现不同程度的表面氧化和脱碳, 严重影响锻件成品率. 本文对 300M 钢在不同热处理条件下的脱碳行为进行了系统研究, 利用扫描电镜(SEM)、X 射线能谱分析(EDS)等手段表征分析了热处理后试样表层组织形貌, 并采用硬度法统计了脱碳层深度的变化情况, 阐明了 300M 钢在不同热处理条件下的脱碳行为演化规律, 厘清了防氧化涂层对脱碳层深度的影响. 结果表明, 300M 钢在热处理过程中近表面处生成的致密氧化层对碳和氧元素的扩散具有明显的抑制作用; 碳的扩散速度与表层氧化速度在不同温度下都会有一个平衡点, 而表面防氧化剂涂层的施加则会破坏原有平衡. 微观组织分析结果显示, 300M 钢表层全脱碳区为珠光体或铁素体, 半脱碳区为马氏体及析出碳化物. 本文还阐明了 300M 钢表层微观组织随保温时间的演化规律. 最后本文从热力学角度揭示了 300M 钢表层脱碳-氧化耦合机制. 本文的研究成果有望为 300M 钢的模锻优化工艺和热处理防护技术提供重要的数据和理论支撑.

关键词: 300M 钢; 高温氧化; 脱碳; 马氏体; 球化珠光体

中图分类号: TG14 **文献标识码:** A **DOI:** 10.19907/j.0490-6756.2021.065002

Study on the evolution and protection of decarburization in 300M steel

WEI Ming-Gang¹, LUO Heng-Jun¹, ZHANG Hai-Cheng¹, DENG Hao¹,
LÜ Xiao-Gen¹, CHEN Long-Qing², TANG Jun², XIE Jing¹

(1. Deyang Wanhang Die Forging Company Limited, China National ErZhong Group, Deyang 618000, China;
2. Key Laboratory of Radiation Physics and Technology of Ministry of Education, Institute of Nuclear Science and Technology, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: 300M steel is an important material for fabricating main bearing structure of aircrafts. However, the surface oxidation and decarburization of this material will occur in varying degrees during the heat treatment of die forging process, which seriously affects the yield of forgings. Herein, the decarburization behavior of 300M steel under different heat treatment conditions is systematically studied. The morphology and thickness of the oxide layer are analyzed by scanning electron microscope (SEM) and the corresponding Energy Dispersive Spectrometer (EDS). The variation of decarburization depth is measured using microhardness method. The evolution of decarburization behavior of 300M steel under different heat treatment conditions is clarified, and the effect of anti-oxidation coating on the depth of

收稿日期: 2021-09-15

基金项目: 四川大学-达州市人民政府战略合作专项(2020CDDZ-03)

作者简介: 魏明刚(1978—), 男, 四川德阳人, 本科, 研究方向为高强钢及钛合金热成形. E-mail: wmg213@163.com

通讯作者: 罗恒军. E-mail: luohengjun2008@126.com

decarburization layer is presented. The results show that the dense oxide layer formed on the surface of 300M steel during heat treatment has distinct protective effect, which can prevent the matrix carbon from diffusing to the surface, thus reduce the depth of decarburization layer. There is a balance between the diffusion rate of carbon and the surface oxidation rate at different temperatures, and the application of anti-oxidant coating on the surface of 300M steel will change the original balance. The results of microstructure analysis show that the full decarburization zone on the surface of 300M steel is composed by pearlite or ferrite, and the semi-decarburization zone is mainly martensite and precipitated carbide. We also expound the evolution of the near-surface microstructure of 300M steel with the increase of holding time. Finally, the coupling mechanism of decarburization and oxidation on the surface of 300M steel is revealed from the perspective of thermodynamics. The results of this paper are expected to provide important data and theoretical support for establishing optimization process of die forging and developing heat treatment protection technology of 300M steel.

Keywords: 300M steel; High temperature oxidation; Decarbonization; Martensite; Spheroidized pearlite

1 引言

300M 钢(国内牌号:40CrNi2Si2MoVA)是通过真空感应/自耗熔炼获得的低合金超高强度钢,其在 40CrNiMoA 钢的基础上,提高了元素镍和硅的含量、同时增加了元素钒,多种合金元素的加入致使其性能更加优良^[1-3]. 在 1 931~2 206 MPa 的强度范围内,300M 钢的延展性、刚性和韧性等综合性能较佳,再加上其优异的耐疲劳和蠕变性能^[4],因而被广泛应用于起落架、骨架零件、高强螺栓、机翼紧固件和吊挂零件等多种飞机的重要承力构件制造^[5-6]. 此外,300M 钢在高温下依旧能保持良好的强度,淬火态表面耐磨性极高,且没有回火脆性^[7],因而在实际工业生产中,热处理过程通常是该合金钢的标准化处理流程之一^[8].

然而,300M 钢在热处理时,其表层碳浓度容易丢失,这将对材料的性能产生重大影响^[9],因此热处理的环境气氛以及温度控制要求非常高. 首先,脱碳会导致钢材中高硬度碳化物的流失,降低珠光体含量,使得材料表层发生软化现象,从而降低钢件的表面硬度和整体强度,影响材料疲劳性能^[10]. 其次,碳浓度呈现的梯度变化会导致材料表层与内部之间的膨胀系数等参数发生变化,容易引发应力集中现象,使其内部萌生微裂纹,影响材料的断裂行为^[11-12].

国内外学者对钢的脱碳行为进行了研究. 例如, Mercier 等人^[13]建立了用表面法向压痕确定扩散层深度的模型,该指数模型在预测正常压痕硬度-深度分布和脱碳准则方面取得了很好的结果. 田俊等^[14]研究确定了中低碳高强钢保温时

间、涂料防护等因素对脱碳层深度的影响,发现脱碳层深度与保温时间之间呈现抛物线关系. 目前,已经公开报道的脱碳行为研究主要针对 60Si2Mn 钢^[15-16]、55SiCr 钢^[17-18]和 65Mn 钢^[19-20]等常用弹簧钢牌号,但对飞机用超高强度 300M 钢的热处理氧化、脱碳行为研究极少.

中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司在实际进行锻造的过程中,需要对 300M 钢进行多次热处理工艺,之后加热和锻造过程均在空气中进行. 结果发现最终的成型部件疲劳性能稳定性和脱碳层达标率低,导致部件不合格,造成较大经济损失. 本文对加热过程中的变量进行分析,包括加热温度、保温时间、表面涂层、表皮清理方式等,探索上述条件对脱碳层深度的影响规律,并对 300M 钢的热处理工艺进行优化.

2 实验方法

实验所用 300M 钢由万航模锻有限公司提供,经表层氧化皮的清理后,并将其切割成半径为 150 mm 的四分之一扇形,其形貌如图 1(a)所示. 随后采用电火花切割机从该坯料上靠近中心部位取 30 mm × 30 mm × 40 mm 尺寸试样,共计 36 块(见图 1(b)). 而切割面由于电火花切割的缘故可能导致出现氧化层,因此进行热处理实验之前,首先对切割面进行了磨抛处理. 为充分模拟锻造加热过程,探究锻造前加热过程中的过程变量和控制机理,磨抛后的试样被置于箱式电阻炉(SX2-914TP)中进行锻造前模拟加热. 本实验主要探究加热温度、保温时间、表面涂层及氧化层清理行为等方面对 300M 钢的表面脱碳层的影响. 其中加

热温度分别为 800、900、1 000、1 100、1 160、1 180、1 200 ℃, 保温时间分别为 1、2、3、4、5 和 6 h, 防氧化剂采用北京天力创玻璃科技开发有限公司生产的 GRF-45 型金属高温防护涂料, 涂层涂覆后的样品保温时间分别为 1、2、4 和 6 h, 而氧化层清理行为的变化主要是多次热处理后 300M 钢表面氧化层的抛丸处理. 上述样品经模拟锻造加热后, 再按照实际生产过程中进行回火和淬火工艺处理, 最后经抛丸清理处理氧化层后,

切开样品并抛光打磨, 采用硬度法进行测量样品的脱碳层厚度.

图 1(c)为硬度法测量样品的示意图. 该法通过多次测量样品芯部的硬度, 取其平均值作为芯部硬度. 从样品边缘向中心进行测量, 其间距为 0.2 mm, 将大于芯部硬度值 95%的临近点判定为脱碳层厚度. 重复样品边缘至中心硬度测试 3 次, 取其最大值作为脱碳层厚度.

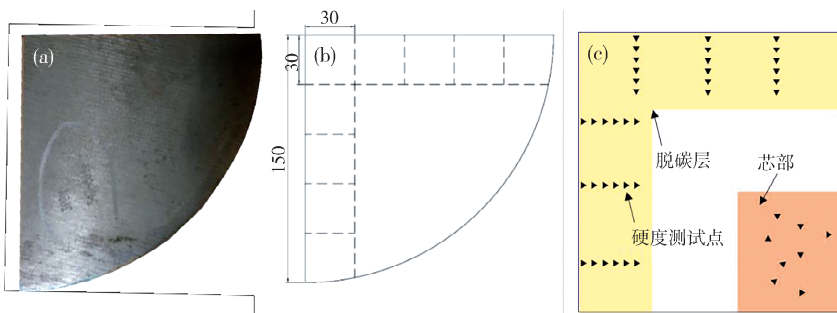


图 1 实验原料及处理方法: (a) 300M 钢坯; (b) 取样方案图; (c) 硬度法测量脱碳层取点示意图

Fig. 1 Experimental materials and processing method: (a) 300M steel billet; (b) sampling scheme diagram; (c) schematic diagram of sampling points for decarburization layer measurement by hardness method

该 300M 钢为经过油淬再回火处理后的试样, 其初始组织形貌见图 2. 从图 2 可以看出, 300M 钢初始组织呈现典型的片状马氏体形貌, 并且单个晶粒中马氏体取向极为一致, 而不同晶粒的取向则有较大角度差. 通过高倍数 SEM 表征可以看出, 马氏体间存在少量残余奥氏体(图 2(b)插图). 此外, 可能我们在对试样进行热处理时, 保温时间不够, 因而微观组织中仍存在未彻底转变的原始奥氏体(图 2(b)椭圆内部分).

深度统计. 结果表明, 脱碳层深度整体随加热温度的增加而呈上升趋势. 其中, 温度由 800 ℃上升至 1 000 ℃时, 脱碳层深度逐渐增加. 而由 1 000 ℃升高至 1 160 ℃时, 脱碳层深度增加速率逐渐放缓. 继续增大加热温度至 1 200 ℃时, 脱碳层深度又明显增加. 脱碳层深度随着加热温度的增加而发生明显变化, 其原因主要是元素 C 和 O 在钢材中的扩散速率的增速不同. 当温度达到 1 000 ℃后, 元素 O 在钢的扩散速度明显增加, 能够达到与元素 C 扩散速度相近的水平, 故其宏观表现为新脱碳层的增加厚度与老脱碳层的氧化厚度近乎相同. 因此脱碳层深度在 1 000~1 160 ℃加热段的变化不大. 而当温度超过 1 160 ℃时, 元素 C 的扩散速度又显著快于元素 O 的扩散速度, 故宏观则表现为脱碳层深度出现明显增加.

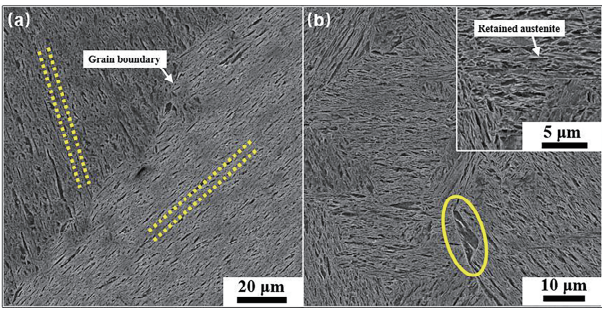


图 2 300M 钢初始组织形貌

Fig. 2 The initial microstructure of 300M steel

3 实验结果与讨论

3.1 加热温度对 300M 钢脱碳层深度的影响

图 3 为 300M 钢在 800、900、1 000、1 100、1 160、1 180 和 1 200 ℃保温 2 h 条件下的脱碳层

我们进一步对 1 160 ℃热处理试样微观组织进行了表征(抛丸去除表面氧化皮后), 如图 4 所示. 从图 4 可以明显发现, 300M 钢表层区域呈两种组织形态, 接近表面部分初始的马氏体组织已经无法分辨, 取而代之的是出现了大量球状沉淀相, 而远离表面的组织仍为典型的片状马氏体. 高倍 SEM 图可以看出, 近表面球状沉淀相的数密度有显著差异, 越靠近表面, 数量则越多, 并且从表面往深度方向看, 同一灰度下, 球状沉淀相的

颜色越来越深(图 4,(c)→(b)→(e)). 这些球化沉淀相的出现, 实际上是源自于淬火 300M 钢在重新加热过程中, 渗碳体与 ϵ -碳化物反应, 而后聚集形成的球化珠光体. 随着加热时间的增加, 这些珠光体中的 C 逐步扩散至试样表面并与空气中的氧反应, 造成珠光体失碳现象, 并随着表层深度的增加, 形成了具有碳含量梯度的珠光体组织. 值得注意的是, 远离表面的区域(图 4(d))出现了大量白色点状组织, 这是高温条件下马氏体析出的碳化物. 无论是转变的球化珠光体, 或者是析出碳化物后的马氏体组织, 在宏观上都会表现出比基体更软的特性, 这就是 300M 钢经短时加热处理后因表面脱碳变软的本质.

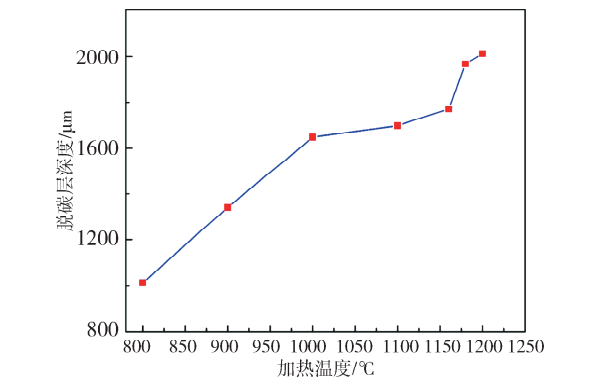


图 3 加热温度对 300M 钢脱碳层深度的影响
Fig. 3 Effect of heating temperature on the depth of decarburization layer of 300M steel

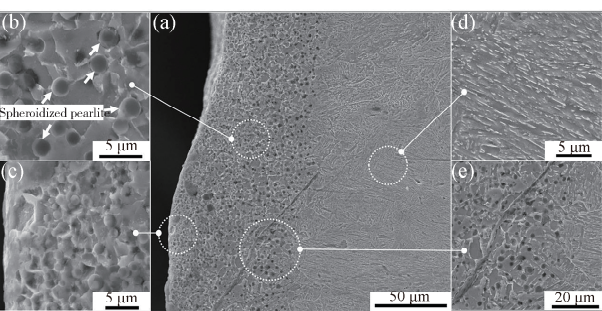


图 4 经 1 160 °C 保温 2 h 热处理后, 300M 钢表层微观组织形貌: (a) 近表面低倍 SEM 图; (b~e) 从表层到芯部组织演变图
Fig. 4 The near surface microstructure of 300M steel after heat treatment at 1 160 °C for 2 h: (a) the SEM image of near-surface under low magnification; (b~e) the microstructure evolution from surface to core

3.2 保温时间对脱碳层深度的影响

在前述基础上, 我们进一步探索在典型加热温度条件下, 不同保温时长对 300M 钢表面脱碳行为的影响. 经 1 160 °C 保温 1、2、3、4、5 和 6 h 后, 300M 钢脱碳层深度统计如图 5 所示. 当保温

时间小于 3 h 时, 表面脱碳层深度始终较浅, 最大深度不大于 1 500 μm . 这是由于 300M 钢在加热初期时, 其温度还未达到奥氏体化温度, 该组织主要是铁素体. 铁素体与元素 O 的反应相对于奥氏体而言更为剧烈, 因此随着加热过程的进行, 300M 钢从表层开始逐渐脱碳, 并延伸至 300M 钢表层下部分深度, 使得该区域的铁素体无法转变为奥氏体, 其氧化速度较快. 因此, 在保温 3 h 内, 300M 钢表层的氧化和脱碳达到平衡, 宏观表现为该时间段下, 300M 钢的脱碳层深度始终维持在 1 500 m 以下. 当保温 3~4 h 时, 脱碳层深度显著提高, 超过 2 200 μm . 这归咎于该时间段内, 氧化层达到基体更深的奥氏体区, 该区域的氧化速度显著降低, 脱碳反应取得竞争优势, 故其宏观表现为脱碳层深度急剧增大. 而保温 4~5 h 时, 脱碳层深度变化同保温初期相似, 呈现出的变化也较小. 这是因为继续增加保温时间后, 表层的氧化皮达到一定厚度, 在 300M 钢表层生成了一层致密的氧化层. 该氧化层对 O 向基体的扩散以及基体中的 C 向表层扩散均具有显著的阻挡作用, 故此时脱碳速度与氧化速度再次达到平衡, 宏观表现为脱碳层深度增速急速减缓. 但当保温时间继续增加至 6 h 时, 脱碳层深度又进一步增块, 表层脱碳深度恢复正常增速.

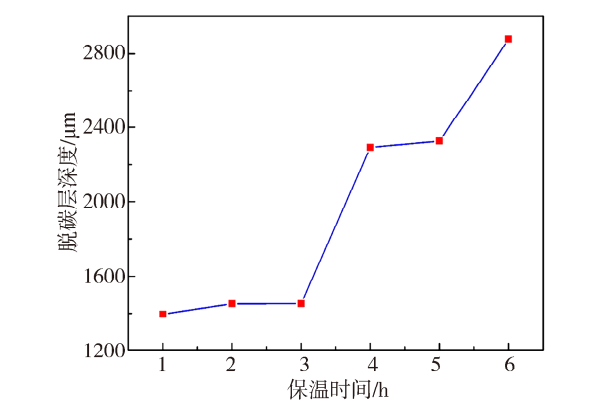


图 5 保温时间对 300M 钢脱碳层深度的影响
Fig. 5 Effect of holding time on the depth of decarburization layer of 300M steel

我们进一步对 300M 钢在 1 160 °C 保温 4 h 处理后的表面致密氧化层进行了表征(经过抛丸工艺去除表面氧化皮), 结果如图 6 所示. 从图 6 可以看出, 经抛丸后, 表面疏松氧化皮已经被完全去除, 并且 300M 钢表层 0.5 mm 深度范围内出现了明显的分层结构(深灰区和浅灰区). 根据图 6(d)所示的高倍物相图, 浅灰区为钢基体, 典型片状

马氏体组织. 与图 4(d)不同的是, 经过 4 h 保温热处理后, 基体中并未析出点状碳化物. 深灰色区域

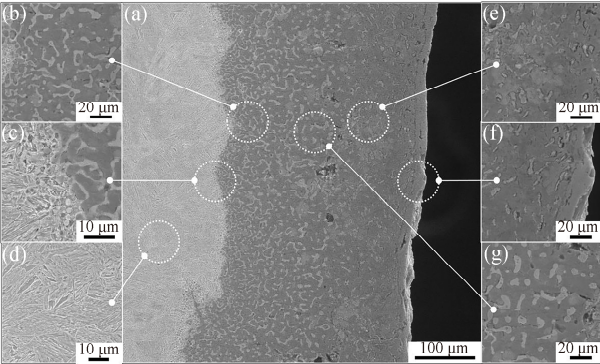


图 6 经 1 160 °C 保温 4 h 热处理后, 300M 钢表层微观组织形貌: (a) 近表面低倍 SEM 图; (b~g) 从表层到芯部组织演变图

Fig. 6 The near surface microstructure of 300M steel after heat treatment at 1 160 °C for 4 h: (a) the morphology of near-surface under low magnification; (b~g) the microstructure evolution from surface to core

主要为不耐腐蚀的铁素体, 为球化珠光体和马氏体严重脱碳转变而成. 我们观察到, 在深灰色区域中也出现了大量白色组织, 并且该组织的数量随深度的增加而增加 (图 6, (f)→(e)→(g)→(b)). 该白色组织为马氏体析出的渗碳体, 越靠

近表面, 脱碳越严重, 渗碳体的含量越低, 因而出现了含量呈梯度变化的渗碳体组织. 此外, 我们还在界面处观察到了未转变完全的残余珠光体, 如图 6(c) 所示. 这表明, 随着保温时间的增加, 300M 钢表层组织的演化规律为: 马氏体→珠光体→渗碳体 (析出相)→铁素体.

此外, 所有经过热处理后的样品表面都明显被氧化, 且氧化层脆性易脱落. 但采用抛丸工艺处理后, 经肉眼观察其表面大部分氧化层已被清除. 为量化验证表层氧化层去除情况, 我们采用 SEM 及 EDS 进行了氧含量测试对比, 结果如图 7 所示. 对比图 7(a)和图 7 (b), 我们发现随着保温时间的增加, 300M 钢表面氧化层的深度明显增大. 其中, 保温 1 h 后的样品表面氧化层深度大约为 120 μm, 而保温 6 h 样品表面氧化层深度接近 900 μm. 图 7(c)为保温 6 h 后样品经抛丸清理后的 EDS 结果. 从图 7(c)可以看出, 经过抛丸清理后的表面氧化层并未被完全清除掉, 大约有 30 μm 深度的氧化层残留. 该残留的氧化层与基体结合强度大, 致密度也较高. 已有研究证实, 该致密氧化层能够起到阻挡元素扩散作用, 包括碳向基体表面的扩散以及氧向基体内的扩散.

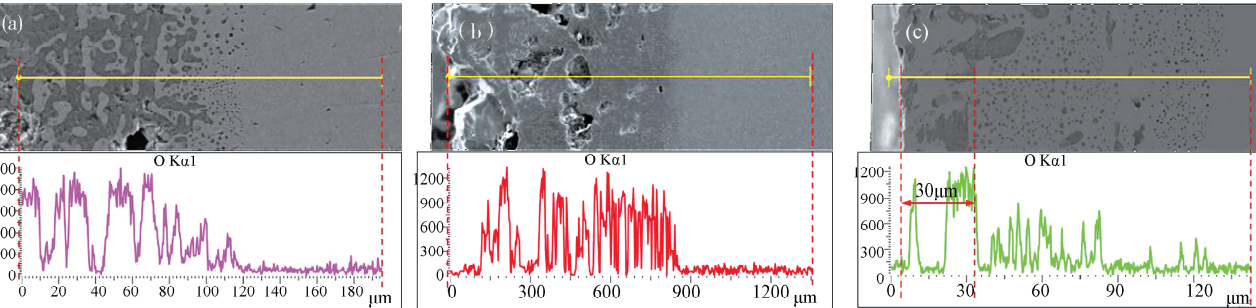


图 7 热处理后 300M 钢的 SEM 和 EDS 结果: (a) 保温 1 h; (b) 保温 6 h; (c) 保温 6 h 后经过抛丸处理

Fig. 7 SEM and EDS results of 300M steels after heat treatment: (a) heat treatment for 1 h; (b) heat treatment for 6 h; (c) shot blasted after 6 h of heat treatment

3.3 表面涂层对脱碳层深度的影响

接下来, 我们进一步研究防氧化涂层对 300M 钢脱碳行为的影响. 将 300M 钢的表面涂覆防氧化剂后, 于 1 160 °C 下分别保温 1、2、4 和 6 h, 脱碳层深度统计如图 8 所示. 从图 8 可以看出, 与未涂覆防氧化剂的试样相反, 保温 1~4 h 内脱碳层深度迅速增加, 但当保温时间超过 4 h, 其脱碳层深度却基本保持不变. 300M 钢在防氧化剂保护下, 表面的氧化层生成速度明显降低. 因此, 在 1 160 °C 下保温 4 h 内, 氧化层的厚度并不能对元素 O 和 C 的扩散完全阻挡, 导致 4 h 内的脱碳层

厚度增加明显. 当保温时间超过 4 h 后, 商用防氧化剂近乎失效, 因此 300M 钢表面氧化层厚度迅速增加, 对元素 O 和 C 的扩散重新进行抑制, 宏观表现为脱碳层深度近乎不变.

为了便于与前述样品进行横向对比, 我们对保温 2 h 热处理后的试样进行表层微观组织表征, 结果如图 9 所示. 为了考察防氧化涂层对氧化皮和脱碳层的影响, 该样品在加热完成后并未经过抛丸去除氧化皮处理. 从图 9 可以看出, 万航模锻公司所采用的涂层的确有较为出色的防氧化效果. 经过 2 h 热处理后, 300M 钢表面氧化皮厚度仅 50

μm 左右(未经涂层防护样品, 2 h 热处理后单边尺寸损失约 1 mm, 氧化皮厚度约 500 μm), 并且氧化皮下的基体组织总体仍呈现为片状马氏体组织(图 9(a)), 同时伴随少量球化珠光体生成(图 9(b)). 相比于图 4, 同样热处理条件下, 防氧化涂层有效阻止了空气中的氧向钢基体的扩散, 抑制了球化珠光体的生成, 这也解释了涂覆了涂层的试样脱碳层深度小于裸样的原因和机制.

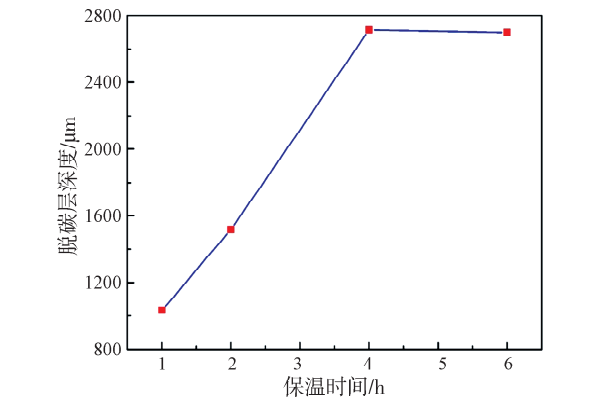


图 8 300M 钢表层涂覆防氧化剂后保温时间对脱碳层深度的影响
Fig. 8 Effect of holding time on decarburization layer depth after 300M steel surface layer coated with antioxidant

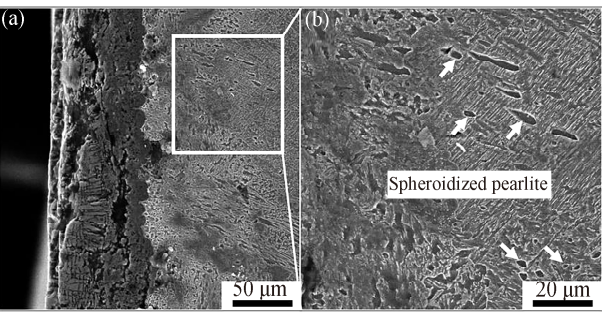
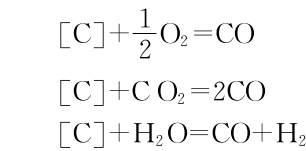


图 9 在防氧化涂层保护下, 经 1 160 °C 保温 4 h 后 300M 钢表层微观组织形貌(未经抛丸处理)
Fig. 9 The near-surface microstructure of 300M steel after heat treated at 1 160 °C for 4 h with the protection of anti-oxidation coating (without shot blasting treatment)

3.4 300M 钢氧化-脱碳行为的热力学机制

从热力学角度而言, 脱碳是碳钢表面的碳原子在高温加热时扩散到基体外部, 与外部的氧化性气氛发生反应, 最终导致碳钢表面的碳原子发生缺失的一种现象. 在高温下, 通常可认为脱碳过程发生如下几种反应:



脱碳层从组织形貌上分为部分脱碳层和完全脱碳层. 部分脱碳层的出现是由于钢表面的碳扩散产生了浓度梯度. 当钢的碳浓度从表面到内部都处于 γ 相区时, 钢的表面碳浓度含量较低, 从表面到内部碳含量依次递增, 直到钢内部的原始基体. 因此, 脱碳层组织由表面的铁素体到中间逐渐出现珠光体, 形成铁素体与珠光体的混合组织, 其中珠光体含量比例一直增大, 再到钢的原始组织, 这样表层就形成了部分脱碳层. 如果表层碳浓度低, 冷却后室温组织为铁素体单相组织, 则会形成完全脱碳层, 完全脱碳层在光学显微镜下呈亮白带状.

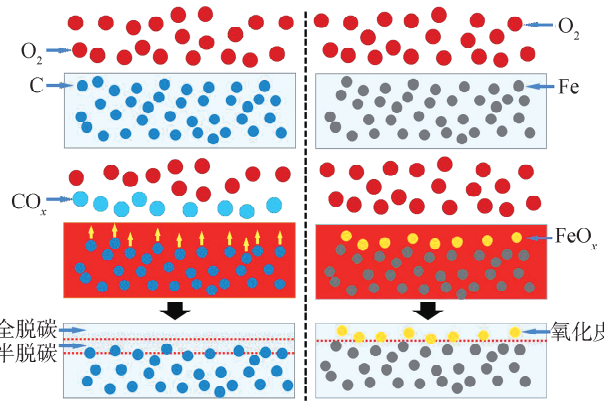


图 10 300M 钢加热过程中氧化过程与碳化过程的竞争机制示意图
Fig. 10 Schematic diagram of the competing mechanisms of oxidation and carbonization processes during the heating of 300M steel

从热力学角度而言, 加热炉中 300M 钢与空气中各种气体的反应实际上是脱碳与氧化反应的竞争的过程, 其具体机制可用图 7 说明. 从左图看, 300M 钢中的 C 的初始状态呈现弥散性均匀分布, 空气中的 O₂ 与 300M 钢体中的 C 在室温下几乎不发生反应. 但随着加热过程的进行, 表层 C 开始与 O₂ 进行反应, 生成 CO_x 并挥发(脱碳反应), 而基体中的 C 由于碳梯度的存在而向表层进行扩散. 最终, 热处理后的 300M 钢的表层出现全脱碳层, 而更深区域出现半脱碳层. 从右图看, 300M 钢在室温中的 Fe 与 O₂ 反应较为缓慢, 但是随着加热的进行, Fe 与 O₂ 的反应越发剧烈并生成 FeO_x (氧化反应), 表现为表层出现氧化层. 最终, 加热后的 300M 钢表面出现较厚一层氧化层. 总之, 脱碳与氧化是同时进行的, 当脱碳速度大于氧化速度时, 就会出现脱碳层; 当脱碳速度小于氧化速度时, 则不会出现脱碳层.

4 结 论

本文通过对不同热处理工艺处理后的 300M 钢的脱碳层深度进行研究, 以改善 300M 钢锻造前的热处理工艺. 通过以上实验结果, 我们得出以下结论: (1) 在未涂覆防氧化剂时, 加热温度与脱碳层深度总体呈正相关. 但是加热温度在 1 000~1 160 ℃时, 随着加热温度的升高, 脱碳层深度并无明显增加. (2) 在未涂覆防氧化剂时, 保温 3 h 内脱碳层的深度变化很小. 但超过该保温时长, 脱碳层深度急剧增大. (3) 在涂覆了防氧化剂时, 1~4 h 保温时间内, 保温时长的增加对脱碳层深度具有明显促进作用. 但保温 4 h 后, 脱碳层深度几乎不变. (4) 300M 钢经热处理脱碳后表面硬度降低, 其本质为: 全脱碳区源于淬火马氏体转变为珠光体, 半脱碳区源于马氏体析出碳化物. (5) 随着保温时间的增加, 300M 钢表面组织演化规律为: 马氏体→珠光体→渗碳体(析出相)→铁素体. (6) 防氧化涂层能够有效抑制表面氧化皮的生成, 但其防护时长有限. 同时, 涂层还能有效阻止空气中的氧向基体的扩散以及抑制球化珠光体的生成.

参考文献:

[1] Liu F, Lin X, Song M, *et al.* Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of laser solid formed 300M steel [J]. *J Alloys Compd*, 2016, 689: 225.

[2] 韩顺, 王春旭, 裴剑, 等. 提高 Ni 含量对 300M 钢组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2012, 41: 75.

[3] 孙敏, 肖葵, 董超芳, 等. 300M 超高强度钢电化学性能及应力腐蚀开裂[J]. *北京科技大学学报*, 2012, 34: 1159.

[4] 章伟钢, 韩顺, 厉勇, 等. 大型客机用 300M 钢疲劳破坏行为[J]. *钢铁*, 2017, 52: 83.

[5] 盛伟, 刘天琦, 马少俊, 等. 不同条件下 300M 钢的疲劳裂纹扩展行为[J]. *机械工程材料*, 2017, 41: 17.

[6] Skiba T, Baufeld B, Van der Biest O. Shaped metal deposition of 300M steel [J]. *P I Mech Eng B: J*

Eng, 2011, 225: 831.

[7] Chen R C, Hong C, Li J J, *et al.* Austenite grain growth and grain size distribution in isothermal heat-treatment of 300M steel [J]. *Procedia Eng*, 2017, 207: 663.

[8] 彭雯雯, 曾卫东, 康超, 等. 热处理工艺对 300M 超高强度钢组织和性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33: 94.

[9] 夏伟军, 赵青卿, 袁武华, 等. 300M 钢的高温氧化行为[J]. *金属热处理*, 2020, 45: 49.

[10] Skubisz P, Lukaszek-Sotek A. Effect of processing conditions on forgeability and properties of hot and warm-forged steel 300M [J]. *Arch Metall Mater*, 2017, 62: 2247.

[11] Roumina R, Embury J D, Bouaziz O, *et al.* Mechanical behavior of a compositionally graded 300M steel [J]. *Mat Sci Eng A*, 2013, 578: 140.

[12] Maharjan N, Zhou W, Zhou Y, *et al.* Decarburization during laser surface processing of steel [J]. *App Phys A*, 2018, 124: 1.

[13] Mercier D, Decoopman X, Chicot D. Model to determine the depth of a diffusion layer by normal indentations to the surface [J]. *Surf Coat Technol*, 2007, 202: 3419.

[14] 田俊, 薛顺, 成国光, 等. 中低碳高强度弹簧钢成分对表面脱碳的影响[J]. *金属热处理*, 2013, 38: 60.

[15] 刘运娜, 刘献达. 60Si2Mn 弹簧钢脱碳行为研究[J]. *金属热处理*, 2019(S1): 115.

[16] 陈银莉, 左茂方, 罗兆良, 等. 60Si2Mn 弹簧钢表面脱碳理论及试验研究[J]. *材料热处理学报*, 2015, 36: 192.

[17] 肖金福, 刘雅政, 张朝磊, 等. 弹簧钢 55SiCrA 脱碳规律的研究[J]. *金属热处理*, 2010, 35: 94.

[18] 鲁修宇, 吴超, 罗德信, 等. 55SiCr 弹簧钢脱碳与氧化行为研究[J]. *热处理技术与装备*, 2016, 37: 63.

[19] 鲁宪红. 65Mn 热轧窄带钢脱碳分析及控制[J]. *河北冶金*, 2014(6): 56.

[20] 田亚强, 杨子旋, 宋进英, 等. 加热工艺参数对冶金锯片用 65Mn 钢脱碳行为的影响[J]. *金属热处理*, 2013, 38: 104.

引用本文格式:

中 文: 魏明刚, 罗恒军, 张海成, 等. 300M 钢的脱碳行为演化及防护研究[J]. *四川大学学报: 自然科学版*, 2021, 58: 065002.

英 文: Wei M G, Luo H J, Zhang H C, *et al.* Study on the evolution and protection of decarburization in 300M steel [J]. *J Sichuan Univ: Nat Sci Ed*, 2021, 58: 065002.