



1. 2738 超大型塑料模具钢淬火过程连续冷却相变分析

张 铮¹, 李绍宏²

(1 太原理工大学材料科学与工程学院, 太原 030024; 2 昆明理工大学材料科学与工程学院, 昆明 650093)

摘 要:超大型塑料模具用模块需求日益增长, 为了解 1 200 mm×1 300 mm×2 700 mm 超大型 1. 2738 塑料模具钢模块淬火不同位置组织构成规律, 基于 DEFORM 软件, 非破坏性的确定了大模块不同位置淬火冷速区间, 以此为依据采用相变仪进行连续冷却实验, 并结合金相、硬度和残余奥氏体测试结果, 分析了冷速低至 0. 008 °C/s 时 1. 2738 钢种的相变特性。结果显示超大型模块“水空水”淬火生产中, 芯部冷速 0. 026 °C/s, 远低于一般轧制态中厚板和中小型模块; 考虑材料综合性能, 淬火冷速 0. 03~0. 02 °C/s 是控制 1. 2738 钢最终组织构成的下限范围, 高于该范围时得到的组织以马氏体和上, 下贝氏体为主, 低于该范围时将得到粒状贝氏体为主的组织。

关键词:塑料模具钢; 冷却速度; 贝氏体; 硬度

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260099 **中图分类号:**TG156. 1; TG142. 45

Analysis of Continuous Cooling Phase Transformation during Quenching of Super-Large Plastic Mould Steel 1. 2738

Zhang Zheng¹, Li Shaohong²

(1 College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2 College of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: The demand for super-large plastic mould steel blocks is growing day by day, to reveal the microstructure at different positions of a super-large 1. 2738 plastic mould steel block with dimensions of 1 200 mm × 1 300 mm × 2 700 mm during quenching, the cooling rate ranges at various locations of the large block were non-destructively determined using the DEFORM software. On this basis, continuous cooling transformation tests were carried out using a dilatometer. Combined with the test results of metallography, hardness and retained austenite, the phase transformation characteristics of 1. 2738 steel at an ultra-low cooling rate of 0. 008 °C/s were analyzed. The results indicate that during the “water-air-water” quenching process of the super-large block, the cooling rate at the core is only 0. 026 °C/s, which is far lower than that of conventional rolled medium-thick plates and small-to-medium blocks. Considering comprehensive material properties, the quenching cooling rate range of 0. 02 °C/s to 0. 03 °C/s is the lower limit for controlling the final microstructures of large blocks. When the cooling rate is above this range, the obtained microstructures are dominated by martensite and upper and lower bainite; when the cooling rate falls below this range, granular bainite is the primary phase.

Key Words: Plastic Mould Steel; Cooling Rate; Bainite; Hardness

近年来我国汽车和家电行业迅猛发展, 塑料模具钢需求也相应增长, 模具钢生产厂为保证设备利用率和提高产能也多将塑料模具钢作为主产钢种^[1-4], 常规用途的塑料模具钢主要为 P20 和 1.2738 及其改进钢种, P20 钢种因淬透性限制主要用于截面 350 mm 以下模块^[5-6], 1.2738 用于更大截面模块, 国内特钢企业将截面厚度达到 800 mm 以上范围的模块定义为超大型模块^[7], 这类模块的体积效应导致其模铸、锻造及热处理工艺难度远大于小截面模块, 目前, 这个厚度范围内国产模块还不能完全取代价格昂贵的进口模块。

现有研究显示 1.2738 类钢种在合金成分未大幅调整前提下, 受合金相变特性决定, 大模块截面厚度多小于 1 200 mm, 例如 1 190 mm×1 285 mm 截面模块力学和疲劳性能的研究^[8], 1 160 mm×1 200 mm 截面模块热处理工艺的研究^[9], 这类超大型模块受限于体积效应, 同时, 需确保热处理过程中应力处于安全范围, 冷却速度远低于一般轧制态中厚板和中小型模块, 例如, 505 mm 厚度 718H 模块采用水空交替和水淬两种工艺时, 芯部冷速在 0.1~0.05 °C/s^[10], 无疑超大型模块的芯部冷速将进一步降低, 目前, 有关 1.2738 钢相变的研究成果所对应热处理冷速

基金项目: 山西省基础研究计划联合资助项目(202403011212001)

作者简介: 张 铮(1980—), 男, 博士, 讲师; **E-mail:** zhangzheng1980@126.com; **收稿日期:** 2026-06-29

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

范围不能适配超大型模块的实际工况,且破坏性解剖大模块成本较高,有关超大型模块不同冷速对应组织的研究还有待进一步补充完善^[11-12]。

针对超大型1.2738模块的连续冷却相变进行研究,工程背景为国内某厂超大型1.2738模块试生产相关资料和工艺,该模块截面厚度达到1 200 mm,调质态出厂,表面硬度测试显示头部中心最高36.6HRC,尾部中心最低34.0HRC,表面取样品粒度7.5级,探伤检测和物级别夹杂等指标满足客户要求,已成功应用于大型汽车保险杠模具制造。不同冷速对应组织为实验室相变仪试样组织,非实际生产大模块取样。

研究思路为通过计算机模拟大模块热处理温度场,借助非破坏性模拟方法确定芯部最慢冷速,模拟精度主要在于钢种热物性参数和不同热处理介质的换热系数,基于生产过程中现场模块表面特定点测温数据调整模拟参数设置,最终模拟值与现场实测值控制在25℃以内,满足工程计算精度要求;随后根据温度场模拟结果确定大模块不同位置连续冷却转变的冷速范围,重点为模块芯部;接着采用相变仪复现冷却过程,实现基于实际生产的超大型模块组织构成研究,为更好地实现该钢种大模块的国产化提供理论支持。

1 实验材料与方法

实验所采用的1.2738钢的主要合金成分(质量分数)/%:0.33C,1.4Mn,0.3Si,1.09Ni,1.88Cr,另根据大模块生产和使用需求添加适量V元素。模块扩氢处理后进行“六面光”机加工,净尺寸达到1 200 mm×1 300 mm×2 700 mm,如图1所示,模块正在表面脱碳层的打磨以便测定表面硬度;图2为模块出厂表面硬度(两次回火后),按照GB/T1299—2000标准,用Time牌TH130型号里氏硬度计,图2(a)(b)(c)为

模块头,尾及侧面的硬度分布,因头和尾部截面成分具有对称性,故仅测1/4面积硬度,分别取7点测试;各面测试点取在对角线和中线的中点,1/4处和顶点。由图2可见,尾部硬度波动在1.5HRC以内,头部因大钢锭成分偏析原因波动较大为3.1HRC,侧面硬度波动居中。本研究实验用钢由大模块机加工锯切料获得(模块上对应钢锭尾部偏析较小处)。



图1 1.2738钢超大型1 200 mm×1 300 mm×2 700 mm模块
Fig. 1 Super-large block of 1.2738 steel with dimensions of 1 200 mm × 1 300 mm × 2 700 mm

材料热物性参数采用JMATPRO 5.0软件计算。采用3ILTDL3U型雷泰红外测温仪测量大模块表面特定点温度变化数据,采用DEFORM V10.0软件Inverse Heat模块反算空冷和水冷换热系数,热处理模块模拟淬火温度场。连续冷却转变实验(CCT)采用DIL805A相变仪,φ4 mm×10 mm试样以10℃/s的速度加热至900℃,保温30 min,以10℃/s到0.008℃/s之间不同速度冷却至室温。残余奥氏体测定根据ASTM E975—03标准采用DLMAX-2550型XRD衍射仪测定。金相组织采用尼康LV150型显微镜和

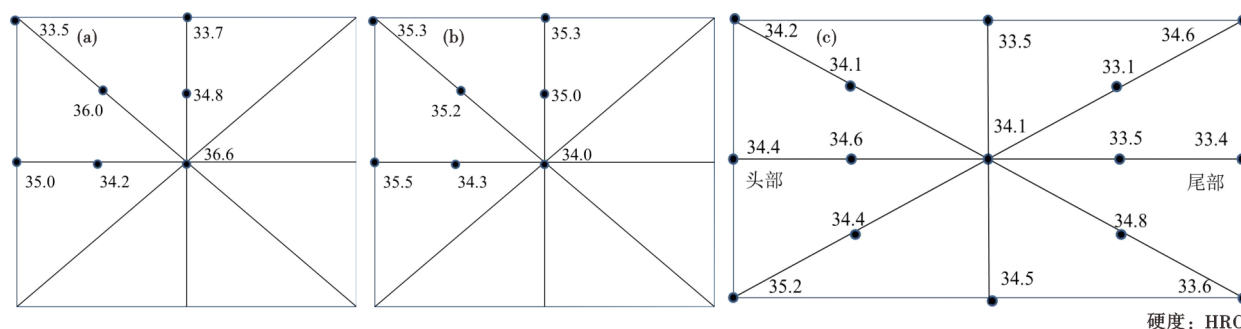


图2 1.2738钢大模块表面硬度图:(a)头部,(b)尾部,(c)侧面

Fig. 2 Surface hardness diagram of the large block of 1.2738 steel : (a) top, (b) bottom, (c) side

Zeiss Supra40 型扫描电镜拍摄。组织观察,残余奥氏体和显微硬度(六点取平均值)测定均在试样心部区域进行。

2 实验结果与分析

2.1 大模块淬火连续冷却温度场模拟

特钢厂生产该钢种大型模块常采用“水空水”淬火工艺^[10],具体操作为淬火模块出炉预冷后浸入水中,一段时间后出淬火槽空冷自回火,随后重复水淬和空冷工步,技术要点在于各工步时间控制。出炉预冷工艺可以保证大模块在奥氏体稳定区域缓慢降温,减小随后水冷淬火产生的应力,水淬中穿插的空冷自回火也起到降低淬火应力的作用,整个过程需确保模块心部区域冷速不能太慢,防止足量的先共析铁素体或珠光体相产生(由于体积效应和局部成分偏析少量软相产生不可避免,控制析出量是关键),避免模块的局部软点。本研究中结合实际生产经验和计算机模拟,所制订工艺为超大型模块 900 °C 奥氏体化后水中淬火时间共计 5 h,空冷自回火时间共计 1 h。图 3 为模拟得到的模块淬火温度场。实验表明,大模块内部温度场模拟结果的精度可通过表面特定点直接测温结果(红外测温枪)间接证明,这里模块表面多点现场实测温度与模拟结果偏差控制在了 25 °C 以内,认为模拟结果满足工程精度。

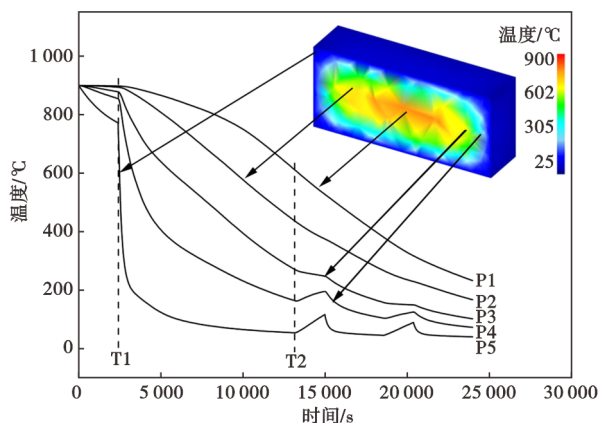


图 3 1.2738 钢大模块冷却模拟结果

Fig. 3 Simulation of the cooling process of the large block of 1.2738 steel

图 3 右上角为大模块沿宽度中心垂直模块长宽面剖分后的温度场云图,左下 5 条曲线 P1 至 P5 为模块剖面箭头起点对应点的温度时间曲线,分别为模块几何中心 P1 点、长度厚度截面对角线四分之一处的

P2 点、中线上距模块端面 200 mm 的 P3 点和 100 mm 的 P4 点,以及距棱边表面 50 mm 处的 P5 点,所选特征点基本覆盖了模块冷速范围。因通常大模块热处理结束后还要进行机加工,各方向还需留有加工余量,故这里选距棱边表面 50 mm 的 P5 点作为冷速最快的位置进行分析。为了便于结合 CCT 曲线分析,图 3 中添加 T1 和 T2 参考线,两线与冷却曲线交点对应预冷后和首次水冷结束后各位置温度。由图 3 可知,P1、P2 和 P3 点在淬火全过程中冷速变化较小,可进行局部平均冷速计算简化分析;P4 和 P5 点因接近模块表面,不同工艺段冷速变化幅度较大。

图 3 显示预冷结束后温度最低的 P5 点温度为 772 °C,根据图 3 和已有资料判断属于该钢种的过冷奥氏体稳定温度,证明预冷工艺设计合理,能够起到降低淬火时模块内外温差的效果;注意到预冷结束 P1 和 P2 位置温降很小,这是由超大型模块的体积效应决定。根据图 3 数据计算,模块心部 P1 点处,T1 至 T2 线平均冷速 0.026 °C/s,这代表了生产中模块芯部的最慢淬火冷速;同样方法计算中线上距模块端面 200 mm 的 P3 点 T1 至 T2 线平均冷速 0.053 °C/s。

模块的顶角(P5 点周围)和棱边(P4 点周围)是冷却速度最快的部位,但在使用时这些位置对应模具的外表面,因而力学性能要求相对较低,而模块芯部(P1 点周围)对应成品模具型腔,需保证组织构成和力学性能合格,是大型模块淬火工艺中重点考虑的位置;根据图 3 所示模拟结果,生产超大型 1 200 mm×1 300 mm×2 700 mm 模块时,预估芯部冷速低至 0.026 °C/s;同时考虑到连续生产中淬火槽水温会有一定程度升高,导致实际生产中模块冷速还会有进一步降低的可能,本研究中后续的 CCT 实验最低冷速降低至 0.008 °C/s,进一步扩大研究范围;根据前述内容,如粗略的认为 P3 点处代表模块外侧需要考虑力学性能和组织构成的有效工作位置,该点 T1 至 T2 线之间的平均冷速 0.053 °C/s 可作为该模块的淬火冷速上限。

2.2 连续冷却相变研究

基于以上模拟结果,设定实验参数得到图 4 所示 CCT 图。冷速大于 0.5 °C/s 时,过冷奥氏体转变为马氏体,马氏体开始转变温度点 330 °C;冷速小于 0.5 °C/s 时,过冷奥氏体转变温度逐步升高,意味着转变产物开始出现贝氏体,冷速 0.5 °C/s 至 0.01 °C/s

的区间范围内,贝氏体开始转变温度 B_s 温度由 $330\text{ }^{\circ}\text{C}$ 逐步上升至 $434\text{ }^{\circ}\text{C}$;冷速降至 $0.008\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右有新相产生,同时,注意到 B_s 温度上升至 $474\text{ }^{\circ}\text{C}$,说明先析出新相对 B_s 温度有显著的影响。图4曲线下端圆圈内所示为显微硬度,由 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的 562HV 逐步降至 $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的 423HV ;此类模具钢一般供货硬度要求 30HRC 以上,近年来随着厂家机加工能力的加强和成品模具表面抛光要求的提高,模块出厂硬度有逐步上升至 40HRC 的趋势,考虑到模块为消除淬火应力均需经过高温回火,基于硬度指标考虑,心部冷速 $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 可认为是工艺设计中冷速控制的下限,低于该冷速,淬火硬度已不满足使用硬度需求。

此外常规模块出厂硬度波动多控制在 $\pm 3\text{HRC}$ 以内,生产中大型模块的不同位置冷速范围应参考 CCT 硬度进行控制,冷速范围不应相差过大,导致硬度波动范围超差,当然这里也需要考虑回火对硬度差值范围的影响。如图4中 $0.008\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速曲线上黑点所示,试样在 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右出现了先析出相,因此,该冷速为贝氏体临界冷速,根据析出温度和图6(a)扫描电镜的高倍组织形貌推测为屈氏体,该相较贝氏体基体硬度偏低,随其含量增加导致试样不同位置显微硬度有明显波动,故该冷速下材料显微硬度未在图4中标出。

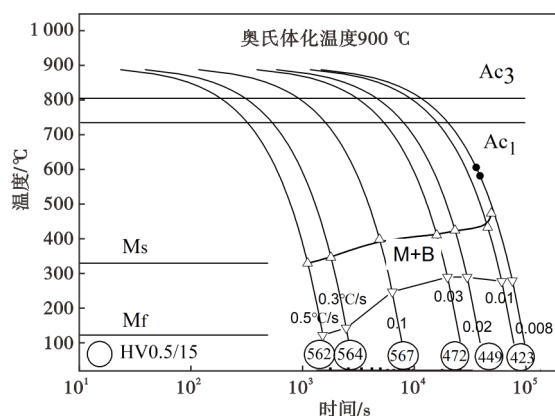


图4 1.2738 钢 CCT 图

Fig. 4 CCT diagram of 1.2738 steel

图5(a)(b)(c)分别为 0.5 、 0.03 、 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下对应的低倍光镜显微组织,图5(d)(e)(f)分别为对应的高倍扫描电镜显微组织。图5(a)视场内主要为灰黑色具有板条特征的组织,对照图5(d)可以分辨出这部分组织应为板条马氏体;图4(b)在灰黑色基体组织上分布较多块状的白色组织,对比

图5(e)分析可知,灰黑色组织主要为上贝氏体和下贝氏体,白色组织是贝氏体转变后晶粒内被分割成岛状的残余奥氏体转变成的岛状马氏体-奥氏体组织(马奥岛),由于成像原理的差异,马奥岛组织在光镜下呈现白色,在扫描电镜下则为黑色;冷速继续降低至 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,图5(c)中白色组织进一步增多,灰黑色组织减少,对比图5(f)可知,图4(c)中灰黑色组织主要由粒状贝氏体构成,条束状的上,下贝氏体含量明显减少,白色组织由马奥岛构成。

注意到虽然在光学显微镜下 0.03 、 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 马奥岛组织均为白色,但在扫描电镜下可见其组织形态有明显差异, $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时马奥岛被先形成的上下贝氏体条束分割,边缘棱角特征明显,岛内普遍存在表面浮凸的板条状和针状马氏体特征,反映马奥岛主要由马氏体构成,XRD 测试结果显示,试样残余奥氏体含量低于 5% ;而在 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 条件下,马奥岛组织无论呈现大块连续还是小块分散的形貌,相比 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时马奥岛边缘和岛内表面均相对光滑,根据这样的形貌特征推测,随着冷速降低马奥岛组织中残余奥氏体含量增加,该冷速试样进行 X 射线残余奥氏体含量测定达到 11% 。考虑到大型模块的使用时组织稳定性要求,供货态组织不允许存在大量残余奥氏体,所以这部分残奥需要在随后的回火过程中消除,如果淬火态残奥含量过大势必增加回火应力,提高了模块回火开裂的风险,而且一次回火过程中产生的大量新鲜马氏体,也需通过二次回火转变为回火索氏体满足韧性要求。如果能够控制淬火后残余奥氏体量在工程使用允许范围内,那么一次回火工艺也能满足使用要求,将大幅缩短生产时间和降低成本。另外需强调随着冷速降低,贝氏体组织也由上,下贝氏体转变为粒状贝氏体,图4中冷速低于 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 后, B_s 温度升高也符合上述金相分析中体现的贝氏体类型转变规律^[13]。

为了进一步研究关键冷速范围内材料的组织构成,对 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 至 $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 下 CCT 试样进行了大量的高倍扫描电镜观察,由图6(a) $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 试样可见视场内包含3类典型组织,左方为马奥岛组织和保留板条特征的自回火马氏体组织;中部晶界处存在透镜状轮廓的珠光体组织,根据渗碳体片层间距推测为屈氏体,这部分组织析出量较少,热膨胀无法反映,因而,在图4 CCT 中 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷却曲线上没有反映,冷速低至 $0.008\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,析出量增大至冷却曲线上能够反映出析出相, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右也对应屈氏

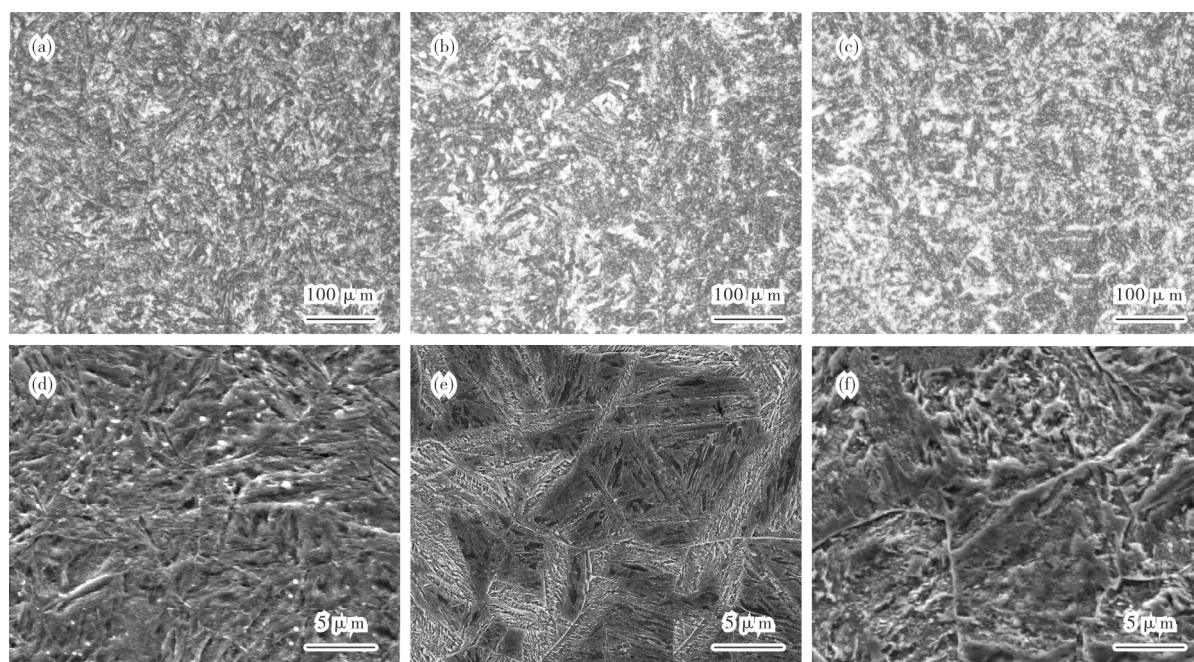


图5 1.2738钢不同冷速得到的显微组织: (a)和(d) 0.5 °C/s, (b)和(e) 0.03 °C/s, (c)和(f) 0.02 °C/s

Fig. 5 Microstructures of 1.2738 steel at different cooling rates: (a) and (d) 0.5 °C/s, (b) and (e) 0.03 °C/s, (c) and (f) 0.02 °C/s

体组织析出温度;图6(a)右侧存在相交的下贝氏体板条束,板条内碳化物与主轴呈60°左右的交角,是典型的下贝氏体特征。图6(b)对应0.01 °C/s冷速,可以看到组织已经完全转变为典型的粒状贝氏体。由以上分析可知,在0.03 °C/s冷速下组织构成应当还是以上,下贝氏体,马氏体和马奥岛组织为主,开始出现少量屈氏体组织,冷速继续降低,粒状贝氏体逐步成为主要组织,马氏体含量减少,残余奥氏体和屈氏体含量增加。

实际生产中大型模块由于体积效应,尤其是在冷速最慢的心部无法通过淬火得到单一的马氏体组织,通常随着淬火冷速降低得到马氏体和贝

氏体的混合组织。工程材料中常见的贝氏体主要包括:粒状贝氏体、上贝氏体和下贝氏体;其中下贝氏体综合性能最优,也是大模块用钢合金设计期望得到的组织,而粒状贝氏体最差^[13-15],是要避免的组织。

在生产工艺和合金成分不变的前提下,淬火冷速0.03 °C/s至0.02 °C/s是控制1.2738钢最终组织构成的关键冷速下限范围,冷速高于该范围时得到的组织以马氏体和上、下贝氏体为主,低于该范围时将得到粒状贝氏体为主的组织,残余奥氏体含量也将逐步增高,同时,出现先共析的屈氏体组织,力学和抛光性能将随之恶化,而且硬度值和波动范围也

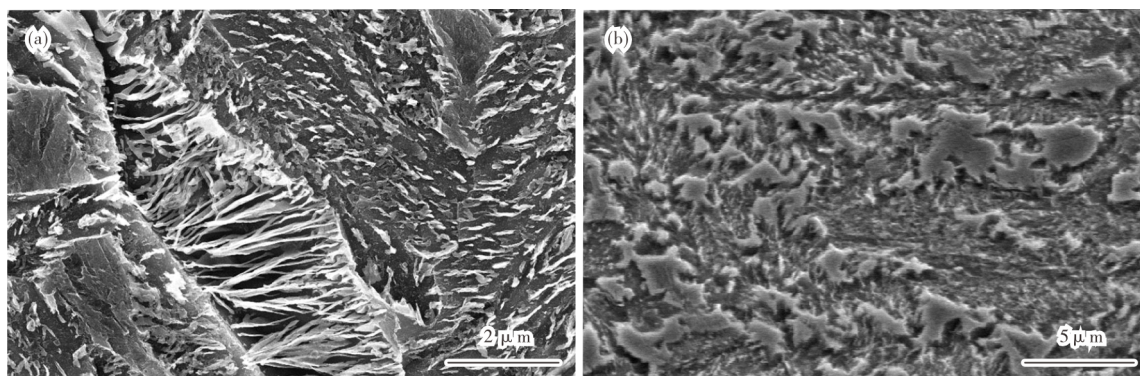


图6 1.2738钢 CCT试样扫描电镜组织: (a) 0.03 °C/s, (b) 0.01 °C/s

Fig. 6 SEM images of microstructures for 1.2738 steel CCT specimens: (a) 0.03 °C/s, (b) 0.01 °C/s

将难以满足目前市场需求,所以,实际生产当中应在设计工艺时将淬火冷速控制在高于 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的范围。

3 结论

1)结合实际生产测温数据进行温度场模拟, $1\,200\text{ mm}\times 1\,300\text{ mm}\times 2\,700\text{ mm}$ 规格的超大型1.2738

钢“水空水”淬火生产中,芯部冷速低至 $0.026\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。

2) $0.5\sim 0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速区间内1.2738钢淬火组织主要由马氏体和上、下贝氏体构成,基于使用性能考虑,大模块淬火冷速范围应控制在该区间。

3)冷速低于 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时淬火组织中粒状贝氏体含量逐步增多,开始出现屈氏体组织,残余奥氏体含量增加, $0.008\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 为该钢种贝氏体临界冷速。

参考文献

- [1] 崔 崑. 钢的成分、组织与性能-第四分册-工模具钢[M]. 2版. 北京: 科学出版社, 2019: 1205-1207.
- [2] 张 欢, 朱 军, 张渊普, 等. 2311塑料模具钢板的研制[J]. 特殊钢, 2022, 43(4): 59-62.
- [3] 吴 扬, 杨宏伟, 何广霞. 大厚度镜面塑料模具钢XC1. 2738的研发[J]. 模具制造, 2021, 21(6): 78-80.
- [4] 张 铮, 吴晓春. SDP2新型贝氏体塑料模具钢连续冷却相变与力学性能研究[J]. 热加工工艺, 2019, 48(10): 241-243+246.
- [5] 赵卢亮, 邢春桥, 姚 赞. 高温扩散退火对P20塑料模具钢组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2026, 47(4): 141-148.
- [6] 刘 泳, 赵海涛, 陈红卫, 等. DIN 1. 2738塑料模具钢热变形及热加工图分析[J]. 特殊钢, 2020, 41(1): 16-20.
- [7] 焦其慧, 付 博, 汪 洋, 等. 一种超大型塑料模具钢预硬方法: CN111485091A[P]. 2020-08-04.
- [8] Firrao D, Matteis P, Scavino G, et al. Relationships between tensile and fracture mechanics properties and fatigue properties of large plastic mould steel blocks[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 468: 193-200.
- [9] 王 洋. 超大型718HH塑料模具钢热处理工艺及预硬化变形研究[D]. 大连: 大连工业大学, 2020.
- [10] 陈宇航. 厚大断面预硬型718H塑料模具钢组织调控及力学性能研究[D]. 北京: 中国科学技术大学, 2019.
- [11] Liu H H, Fu P X, Liu H W, et al. Improvement of strength-toughness-hardness balance in large cross-section 718H pre-hardened mold steel[J]. Materials, 2018, 11(4): 583.
- [12] Chi H X, Liu J H, Zhou J, et al. Influence of microstructure on the mechanical properties and polishing performance of large pre-hardened plastic mold steel blocks [J]. Metals, 2024, 14(4): 477.
- [13] Bhadeshia H K D H. Bainite in Steels [M]. 2nd ed. London: IOM Communications, 2001: 277-278.
- [14] Abbaszadeh K, Saghafian H, Kheirandish S. Effect of bainite morphology on mechanical properties of the mixed bainite-martensite microstructure in D6AC steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2012, 28(4): 336-342.
- [15] 张 铮, 陈进磊, 张 敏, 等. 热变形对塑料模具钢SDFT600贝氏体相变的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(8): 1-6.