

· XXXX ·



4330V 低合金高强钢 CCT 曲线测定与分析

周 杨^{1,2,3}, 杨 娥^{2,3}, 谢毓敏^{2,3}, 章小峰¹, 师忠一^{2,3}, 余可天^{2,3}

(1 安徽工业大学, 冶金工程学院, 马鞍山, 243032; 2 大冶特殊钢有限公司, 黄石, 435001;

3 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石, 435001)

摘 要: 为研究 4330V 低合金高强度钢的连续冷却转变行为, 利用热膨胀仪进行了不同冷却速度 0.05 ~ 30 °C/s 的连续冷却转变试验, 采用光学显微镜、场发射扫描电镜及显微硬度计分别对不同冷却速度下相变后的材料组织形貌和维氏硬度进行检测分析, 并绘制了其过冷奥氏体连续冷却转变 (CCT) 曲线。结果表明, 当冷却速度为 0.05 ~ 0.15 °C/s 时, 组织主要为贝氏体+铁素体, 属于高温、中温两相复合转变区, 其硬度值均在 450 HV 以下; 当冷却速度为 0.2 ~ 1 °C/s 时, 组织主要为贝氏体+马氏体, 属于中温、低温两相复合转变区, 其硬度在 472 ~ 577 HV; 当冷却速度 ≥ 3 °C/s 时, 组织全为马氏体, 属于低温马氏体转变区, 硬度值均在 593 HV 以上。

关键词: 4330V 低合金高强度钢; 连续冷却转变; CCT 曲线; 显微组织; 硬度

DOI:10.20057/j.1003-8620.N250593 **中图分类号:** TG115.5

Determination and Analysis of CCT Curve of 4330V Low Alloy High Strength Steel

Zhou Yang^{1,2,3}, Yang E^{2,3}, Xie Yumin^{2,3}, Zhang Xiaofeng¹, Shi Zhongyi^{2,3}, Yu Ketian^{2,3}

(1 School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China; 2 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China; 3 Hubei province Key Laboratory for High Quality Special Steel, Huangshi 435001, China)

Abstract: To study the continuous cooling transformation behavior of 4330V low alloy high strength steel, experiments were conducted at different cooling rates 0.05-30 °C/s using a quenching dilatometer. Optical microscopy, field emission scanning electron microscopy, and microhardness tester were used to detect and analyze the microstructure and Vickers hardness of the material after phase transformation at different cooling rates, and the continuous cooling transformation (CCT) curve of its supercooled austenite was plotted. The results showed that when the cooling rate was 0.05-0.15 °C/s, the microstructure was mainly bainite + ferrite, belonging to the high-temperature and medium-temperature two-phase composite transformation zone, and the hardness values were all below 450 HV; when the cooling rate was 0.2-1 °C/s, the microstructure was mainly bainite + martensite, belonging to the medium-temperature and low-temperature two-phase composite transformation zone, and the hardness was between 472-577HV; when the cooling rate was greater than or equal to 3 °C/s, the microstructure was fully martensitic, belonging to the low-temperature martensitic transformation zone, and the hardness values were all above 593 HV.

Key Words: 4330V Low Alloy High Strength Steel; Continuous Cooling Transformation; CCT Curve; Microstructure; Hardness

随着航空、航天、海洋工程及高端装备制造业对材料综合性能要求的不断提升,兼具超高强度、优异低温韧性及良好加工性能的低合金高强度钢成为先进制造领域的关键材料^[1-2]。4330V 低合金高强度钢作为 Cr-Ni-Mo-V 系中碳调质钢的典型代表,通过钒微合金化与精确淬回火工艺调控,可在保持优良强韧匹配特性的同时,显著提升抗疲劳性能,目前,已广泛应用于石油天然气钻杆、航空起落架、深海装备承力构件等极端服役环境下的关键部

件^[3-5]。4330V 钢最新的技术突破体现在超纯净冶炼工艺的应用上,通过真空电弧重熔,将有害杂质含量控制在极低水平,材料的可靠性及实际寿命均获得实质性提高^[6-7]。在实际工程应用中,4330V 钢在航空领域,具有优异的强度和疲劳性能,使其成为飞机起落架等关键部件的理想选材;在深海装备制造中有耐腐蚀性能,能够抵御高压高盐环境的长期侵蚀^[8-9]。

连续冷却转变 (CCT) 曲线是制定相关生产工艺

作者简介: 周 杨(1995—),男,本科,工程师; **E-mail:** zhouyang2023945@citicsteel.com; **收稿日期:** 2025-12-12

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

的重要依据^[10-11]。对4330V钢在不同冷却条件下的组织和硬度展开了系统研究,并绘制了连续冷却转变(CCT)曲线,为该钢种后续淬火回火工艺的优化设计、极端服役环境下的性能调控及工程应用拓展提供了关键试验数据与理论支撑。

1 试验材料与方法

本试验4330V钢样品取自某企业生产的 $\phi 180$ mm 4330V低合金高强度钢。冶炼工艺流程为:70 t电弧炉冶炼→LF炉精炼→RH炉真空处理→模铸3 t电炉锭→缓冷加热→1350轧机开坯→750轧机轧制→缓冷退火。其化学成分见表1。

根据YB/T 5127—2018,利用DIL805 L型热膨胀仪测定试样在加热过程中的临界点 A_{c1} (珠光体向奥氏体转变的开始温度)、 A_{c3} (铁素体完全溶解进奥氏体的结束温度)及不同冷速下的热膨胀曲线。从钢棒半径二分之一处取 $\phi 4$ mm、长度10 mm的圆棒,以10 °C/s的升温速率升温至900 °C后保温300 s,使其完全奥氏体化,然后以0.05、0.1、0.15、0.2、0.3、0.4、0.5、1、3、5、10、30 °C/s的冷却速率冷却至室温,如图1所示,记录整个过程中试样的纵向长度随着温度上升或者下降而发生的变化。采用切线法确定相变点,根据YB/T 5128—2018绘制4330V钢的CCT曲线。

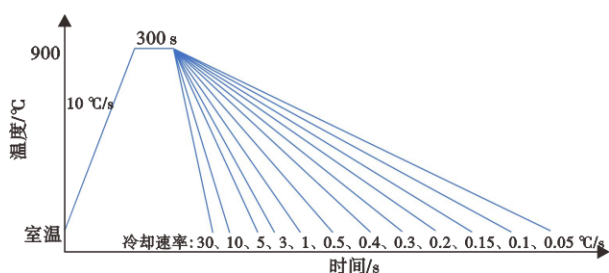


图1 试样温度变化示意图

Fig. 1 Schematic Diagram of Temperature Variation of the Specimen

对热膨胀试验后的试样进行镶嵌、研磨、抛光,将其制备成金相试样,采用4%硝酸酒精溶液腐蚀,利用光学显微镜(型号:德国ZEISS Axio Observer倒置显微镜)和扫描电子显微镜(型号:美国Thermo

Apreeo 2S)观察试样的显微组织。利用显微硬度计(型号:奥地利QNESS 10 A+)测试不同冷却速度下试样的显微硬度,加载载荷为0.2 kg,加载时间为10 s,测定试样的 $HV_{0.2}$ 硬度,每个试样测试6个点,取平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 4330V钢不同冷却速度下的显微组织及显微硬度

图2和图3为4330V钢在不同冷却速度下的金相显微镜及扫描电镜的显微组织。从图中2和图3可以看出,当冷却速度小于0.15 °C/s时,组织为贝氏体和少量铁素体,在冷却速度加快的过程中,铁素体含量逐步降低,贝氏体含量则逐步升高,如图2(a)-(c)和图3(a)-(c)所示;当冷却速度增加到0.2~1 °C/s时,铁素体消失,组织中出现马氏体,此时试验钢中的显微组织为马氏体+贝氏体,如图2(d)-(h)和图3(d)-(h)所示;当冷却速度增加到3 °C/s以上时,组织全部为马氏体组织,如图2(i)-(l)和图3(i)-(l)所示。

图4为4330V钢不同冷却速度下的 $HV_{0.2}$ 显微硬度值。从图4中可以得知,随着冷却速度的加快,4330V钢的硬度整体呈上升趋势,当冷却速度 ≤ 1 °C/s时,硬度会随着贝氏体及马氏体含量的先后增加而迅速上升,当冷却速度 ≥ 3 °C/s时,组织为完全马氏体,此时硬度基本趋于稳定。

2.2 4330V钢的连续冷却转变CCT曲线

将试样置于室温环境下,以10 °C/s的加热速率进行升温,直至温度达到900 °C。在此升温历程中,试样首先经过 A_{c1} 点,对应的温度为703 °C,从此时起试样开始发生奥氏体化转变,热膨胀曲线呈现出明显的拐点特征。当温度升高至拐点 A_{c3} 点,即769 °C时,试样完全奥氏体化。随后对试样进行10 min的保温处理,待保温结束后,控制试样的冷却速度,进而获得试验钢在不同冷却速度条件下的热膨胀曲线,相关结果如图5所示。根据切线法得出不同冷却速度下的转变点,依据组织及硬度结果绘制出4330V钢的CCT曲线,如图6所示。从图4中可以发现,若冷却速度低于0.15 °C/s,其组织构成是少

表1 4330V钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 4330V steel

C	Mn	Si	Cr	P	S	Cu	Ni	Mo	V	Ti	N
0.32	0.53	0.26	1.04	0.006	0.001	0.04	2.48	0.48	0.074	0.001 8	0.006 7

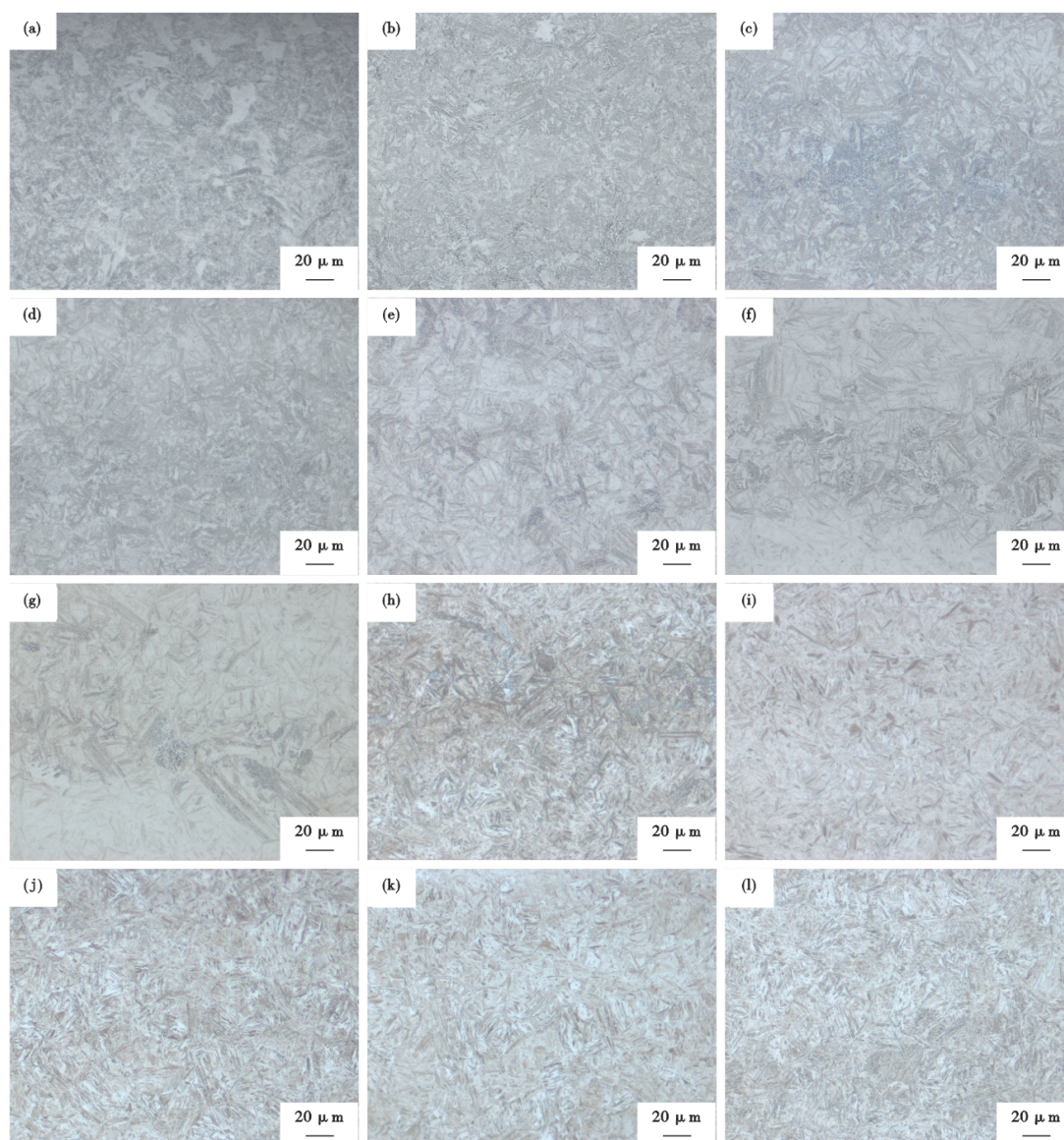


图2 4330V 钢不同冷速下的金相显微组织:(a)0.05 °C/s;(b)0.1 °C/s;(c)0.15;(d)0.2 °C/s;(e)0.3 °C/s;(f)0.4 °C/s;(g)0.5 °C/s;(h)1 °C/s;(i)3 °C/s;(j)5 °C/s;(k)10 °C/s;(l)30 °C/s

Fig. 2 Microstructure of 4330V steel at different cooling rates by optical microscope:(a)0.05 °C/s;(b)0.1 °C/s;(c)0.15;(d)0.2 °C/s;(e)0.3 °C/s;(f)0.4 °C/s;(g)0.5 °C/s;(h)1 °C/s;(i)3 °C/s;(j)5 °C/s;(k)10 °C/s;(l)30 °C/s

量铁素体与贝氏体;冷却速率在0.2~1 °C/s区间时,组织由贝氏体和马氏体构成;而当冷却速度 ≥ 3 °C/s时,组织全部是马氏体。

3 分析与讨论

4330V 低合金高强度钢中V、Cr、Ni、Mo等合金元素含量较高,在上述元素的协同作用下,不仅能显著提高过冷奥氏体的化学稳定性与热稳定性,还可在钢中形成弥散分布的稳定碳化物,从而有效抑制珠光体相变的形核与长大。因此,图5、图6中未出现珠光体转变区。在连续冷却条件下,受原子浓度起伏、晶体结构起伏及能量起伏的协同影响,过

冷奥氏体内自发形成贫碳区与富碳区^[12]。当热力学条件满足时,铁素体将择优在能量较低的贫碳区形核。由于铁素体为碳的间隙固溶体且固溶度极低,其内部碳元素处于过饱和状态,多余的碳原子不断析出并向周边奥氏体区域扩散,这一碳迁移过程为铁素体的持续生长提供了驱动力。随冷却过程持续进行,温度不断降低促使相邻铁素体区域相互接触并发生合并,但受原奥氏体晶界处能量状态与元素分布的限制,铁素体在晶界处停止生长,这一过程使得铁素体晶粒间及原奥氏体晶界处的残余奥氏体区域不断被压缩。同时,被压缩的奥氏体

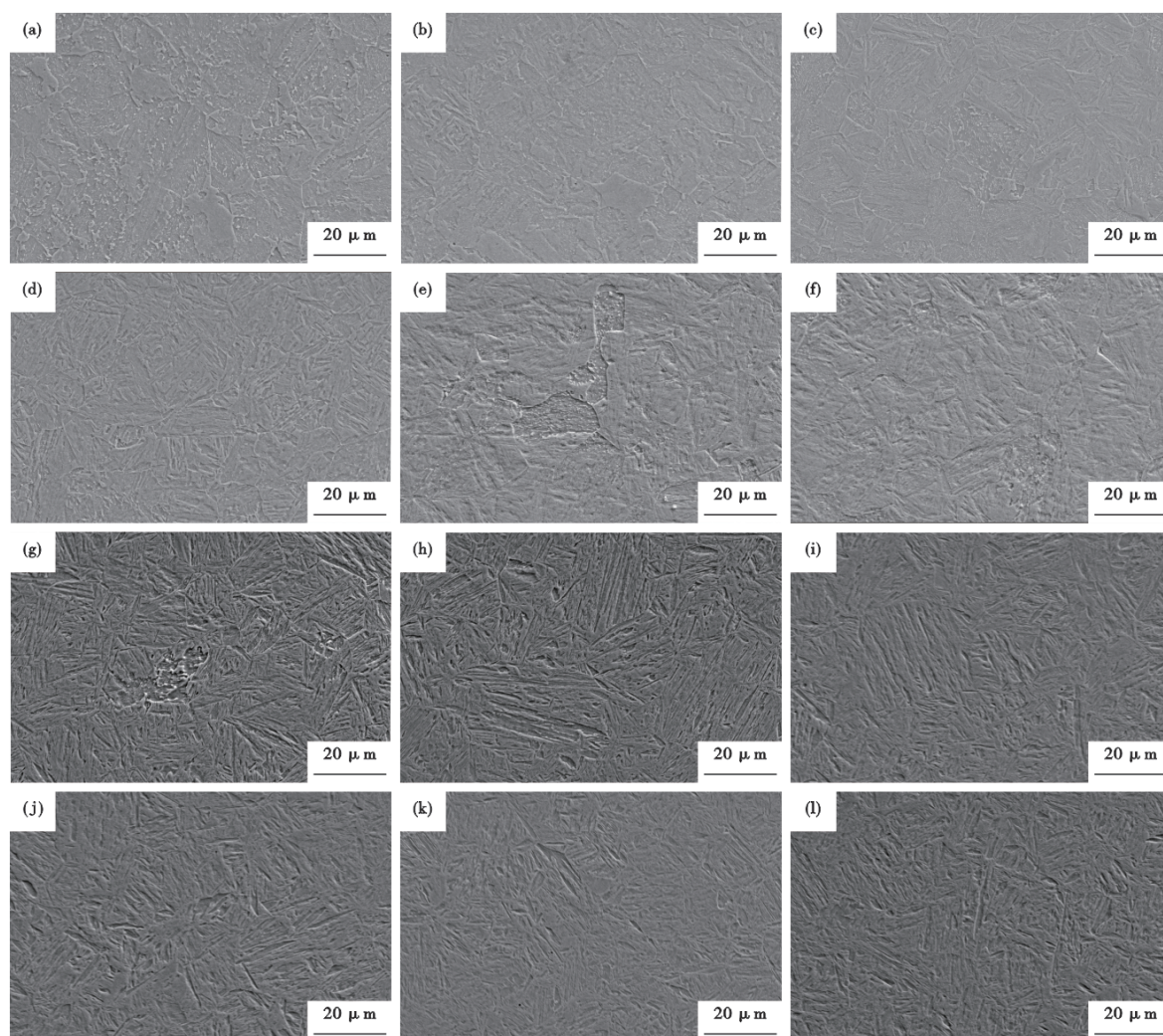


图3 4330V 钢不同冷速下的扫描电镜显微组织:(a)0.05 °C/s;(b)0.1 °C/s;(c)0.15;(d)0.2 °C/s;(e)0.3 °C/s;(f)0.4 °C/s;(g)0.5 °C/s;(h)1 °C/s(i)3 °C/s;(j)5 °C/s;(k)10 °C/s;(l)30 °C/s

Fig. 3 Microstructure of 4330V steel at different cooling rates by scanning electron microscope : (a)0.05 °C/s; (b)0.1 °C/s; (c)0.15; (d)0.2 °C/s; (e)0.3 °C/s; (f)0.4 °C/s; (g)0.5 °C/s; (h)1 °C/s(i)3 °C/s; (j)5 °C/s; (k)10 °C/s; (l)30 °C/s

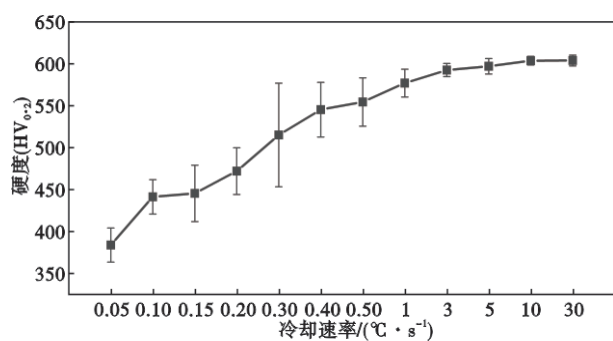


图4 4330V 钢不同冷却速度下的 HV_{0.2}显微硬度值

Fig. 4 Microhardness values of 4330V steel at different cooling rates at HV_{0.2}

内因持续接收铁素体析出的碳原子而导致碳浓度显著升高,其化学稳定性随之增强,最终以过冷奥氏体状态暂时保留。在后续连续冷却过程中,这些富

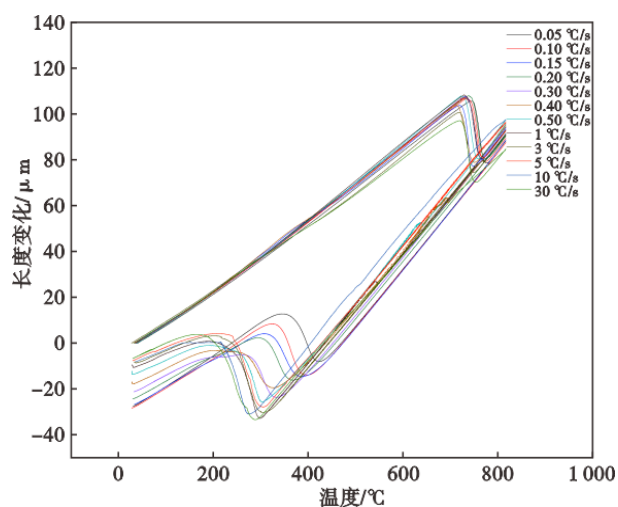


图5 4330V 钢不同冷却速度下的热膨胀曲线

Fig. 5 Thermal expansion curve of 4330V steel under different cooling rates

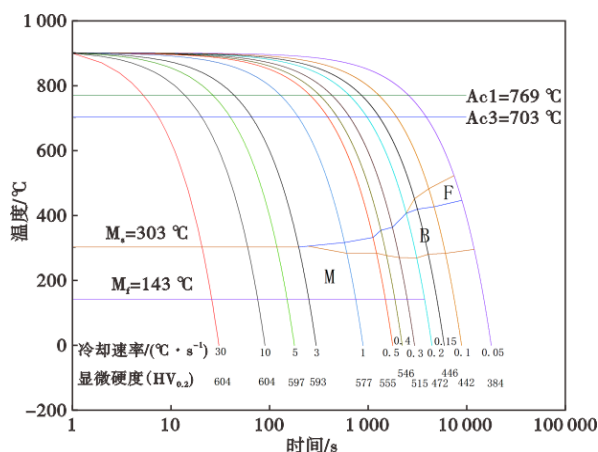


图6 4330V 钢连续冷却转变 CCT 曲线

Fig. 6 Continuous Cooling Transformation (CCT) Curve of 4330V Steel

碳奥氏体区域进一步转变为贝氏体或马氏体组织。

在冷却速度低于 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的条件下,随冷却速度的逐渐提高,贝氏体相变的起始温度(B_s 点)呈现出明显的下降趋势^[13]。冷却速度增大直接导致相变过冷度显著提升,而过冷度的增加使贝氏体形核的临界自由能相应降低,从而降低形核阻力、促进形核过程发生;由于相变驱动力与过冷度呈正相关关系,过冷度的增大使得相变在更低的温度下获取足够驱动力,最终表现为贝氏体相变起始温度的降低^[14]。

由图4所示的硬度-冷却速率关系曲线可知,冷却速度为 0.05 、 0.1 、 $0.15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢的硬度分别为 384 、 442 、 446HV 。结合显微组织观察结果,冷

却速度在 $0.05 \sim 0.15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢的组织主要以贝氏体+铁素体为主,为高温、中温两相复合转变区,该区间内 4330V 钢硬度值均低于 450HV 。冷却速度达到 $0.2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢开始发生马氏体转变,随着冷却速度的提升至 0.2 、 0.3 、 0.4 、 0.5 、 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢中马氏体含量的上升使得 4330V 钢的硬度迅速提高,对应的硬度分别为 472 、 515 、 546 、 555 、 577HV 。冷却速度为 3 、 5 、 10 、 $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢的硬度分别为 593 、 597 、 604 、 604HV 。与冷却速度 $\leq 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时 4330V 钢的硬度迅速攀升的趋势形成鲜明的对比,冷却速度 $\geq 3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢显微组织已完全转变为马氏体,故硬度基本趋于平稳。

4 结论

1)采用膨胀法测定 4330V 钢的临界转变点为 $A_{c1}=703\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{c3}=769\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $M_s=303\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $M_f=143\text{ }^{\circ}\text{C}$,结合金相-硬度法绘制了 4330V 钢连续冷却转变(CCT)曲线,其中没有珠光体转变区,仅有铁素体、贝氏体及马氏体。

2)当冷却速度在 $0.05 \sim 0.15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢的组织主要为贝氏体+少量铁素体,属于高温、中温两相复合转变区,硬度值为 $384 \sim 446\text{HV}$ 。

3)随着冷却速度提高至 $0.2 \sim 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,4330V 钢的组织主要为贝氏体+马氏体,属于中温、低温两相复合转变区,硬度值为 $472 \sim 577\text{HV}$ 。

4)当冷却速度增加到 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上时,4330V 钢为全马氏体组织,属于低温马氏体转变区,硬度值基本趋于稳定,达到了 593HV 以上。

参考文献

- [1] 张 明,张剑锋,林再勇. 低合金高强度紧固件钢研发现状与发展[J]. 特殊钢,2025,46(2):29-37.
- [2] 苏春霞,陈本文,付 超,等. 低合金超高强度钢 32CrNiMoNb 的控轧控冷工艺的试验研究[J]. 特殊钢,2017,38(4):5-8.
- [3] 于贵宁,田 泽,王暄儒,等. 等温淬火与回火工艺对 Cr-Ni-Mo-V 合金钢组织性能的影响[J]. 金属热处理,2024,49(6):55-61.
- [4] Zhou H Y, Sun X R, Tong Z, et al. Effects of tempering temperature on the precipitation behaviors of nanoparticles and their influences on the susceptibility to hydrogen embrittlement of a Cr-Mo-V steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2024, 50: 254-269.
- [5] 李永来. 大规格 SAE4330V-MOD 合金钢金矿钻杆的热处理工艺[J]. 理化检验(物理分册),2015,51(2):113-115.
- [6] Bitterlin M, Shahriari D, Lapierre-Boire L P, et al. Hot deformation behavior of a nickel-modified AISI 4330 steel[J]. ISIJ International, 2018, 58(9): 1711-1720.
- [7] 孙 荣,赵钧溪,段隆臣,等. 高温回火对 4330V 钢组织及力学性能的影响[J]. 热加工工艺,2016,45(12):187-189.
- [8] Tomita Y. Mechanical properties of modified heat treated silicon modified 4330 steel[J]. Materials Science and Technology, 1995, 11(3): 259-263.
- [9] 哈 曜,陈昌华,张龙群,等. 4330 锻件低温冲击功低的分析[J]. 物理测试,2019,37(1):24-28.
- [10] 孙晓冉,王程明,赵 楠,等. 4330-Nb 抽油杆用钢的连续冷却转变特性分析[J]. 金属热处理,2023,48(8):42-46.
- [11] 路 峰,张 佩,李 琦等. 18CrNiMo7-6 钢静态 CCT 曲线测定与组织分析[J]. 特殊钢,2024,45(3):91-95.
- [12] 罗新民. 钢铁过冷奥氏体中温转变与其产物的应用研究进展[J]. 金属加工(热加工),2023(5):11-19.
- [13] 沈 慧,刘云鹏,斯庭智. 4330M 钢连续冷却过程中的组织转变特征[J]. 金属热处理,2022,47(7):190-196.
- [14] Pickering E J, Collins J, Stark A, et al. In situ observations of continuous cooling transformations in low alloy steels[J]. Materials Characterization, 2020, 165: 110355.