

# 合金元素 V、Cu 对含铜钢组织和性能的影响

杨 何<sup>1,2</sup>, 侯自勇<sup>2,3\*</sup>, 赵 俊<sup>2,3</sup>, 王亚茹<sup>2,3</sup>, 梁 杰<sup>2,3</sup>,  
常智渊<sup>1</sup>, 张 玲<sup>2,3</sup>, 黄晓旭<sup>2,3</sup>

(1. 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 2. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044; 3. 重庆大学轻合金材料国际合作联合实验室, 重庆 400044)

**摘 要:** 设计了 0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢 3 种含 Cu 高强度钢, 研究了 V、Cu 元素对其组织和性能的影响规律。采用相变热力学与动力学计算、LOM、SEM、TEM 及显微硬度测试等系统研究了试验钢相变、显微组织和显微硬度的变化规律。结果表明: 3 种试验钢的  $A_{c1}$  温度在 673 ~ 675 °C; 添加 1%Cu 且 V 含量由 0 提高到 0.15% 时,  $A_{c3}$  温度由 769 °C 升高到 775 °C; 添加 0.15%V 且 Cu 含量由 1% 提高到 4% 时,  $A_{c3}$  温度由 775 °C 下降到 757 °C。0V1Cu 钢和 0.15V1Cu 钢热轧态组织均为粒状贝氏体, 而 0.15V4Cu 钢的热轧态组织为马氏体和少量贝氏体, 经 1 100 °C 奥氏体化后淬火, 3 种试验钢组织均为板条马氏体。添加 0.15%V 以及 V 和 Cu 复合添加均可提高试验钢的淬火硬度。其中, 0.15V4Cu 钢淬火硬度 (HV) 最高, 为 597±7, 与 0V1Cu 钢和 0.15V1Cu 钢相比, 分别提高了 44 和 11。以上研究表明, 通过调控 V 和 Cu 的添加可以实现试验钢热轧及淬火态显微组织和显微硬度的大幅度调控, 为新型超高强韧含铜钢的研发提供理论指导。

**关键词:** 含 Cu 钢; V; Cu; 相变; 显微硬度; 显微组织; 淬火

中图分类号: TF76, TG142

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)04-0129-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.04.018

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听  
语  
音  
与  
作  
者  
互  
动  
聊  
科  
研

## Effect of alloying elements V and Cu on microstructure and properties of Cu-bearing steels

Yang He<sup>1,2</sup>, Hou Ziyong<sup>2,3\*</sup>, Zhao Jun<sup>2,3</sup>, Wang Yaru<sup>2,3</sup>, Liang Jie<sup>2,3</sup>, Chang Zhiyuan<sup>1</sup>,  
Zhang Ling<sup>2,3</sup>, Huang Xiaoxu<sup>2,3</sup>

(1. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resource Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China; 3. International Joint Laboratory for Light Alloys (MOE), Chongqing University, Chongqing 400044, China)

**Abstract:** Three kinds of Cu-bearing high strength steels, namely 0V1Cu steel, 0.15V1Cu steel and 0.15V4Cu steel, respectively, were designed to study the effect of V and Cu elements on microstructure and properties. The phase transformation, microstructure and microhardness of experimental steels were

收稿日期: 2024-05-19

**基金项目:** 钒钛资源综合利用国家重点实验室开放基金资助项目 (2022P4FZG04A); 重庆自然科学基金面上项目 (CSTB2022NSCQ-MSX1394); 国家重点研发计划 (2023YFB3712701)。

**作者简介:** 杨何, 1999 年出生, 男, 重庆人, 硕士, 主要研究方向为先进汽车用钢开发, E-mail: 15213570558@163.com;

\* 通讯作者: 侯自勇, 1986 年出生, 男, 河南周口人, 博士, 副教授, 主要研究方向为金属材料相变理论与先进表征技术, E-mail: houzy@cqu.edu.cn。

investigated using various microstructure characterization techniques, such as LOM, SEM, TEM, along with thermodynamic and kinetic calculations. The experimental results revealed that the  $Ac_1$  temperature of the three steels was within the range of 673~675 °C. When 1%Cu was added and V increased from 0 to 0.15%, the  $Ac_3$  temperature increased from 769 °C to 775 °C, and with Cu increased from 1% to 4% in steel including 0.15%V, the  $Ac_3$  temperature decreased from 775 °C to 757 °C. After hot rolling, the microstructures of 0V1Cu steel and 0.15V1Cu steel were identified as granular bainite, while 0.15V4Cu steel exhibited a microstructure consisting of martensite and a small fraction of bainite. Lath martensite was obtained in all the three steels after austenitization at 1100 °C for 5 min, followed by quenching in water. The addition of V and Cu lead to an increase in the microhardness of the Cu-bearing steels, with the highest microhardness (HV) of  $597\pm7$  observed in 0.15V4Cu steel, which was 44 and 11 higher than 0V1Cu steel and 0.15V1Cu steel, respectively. These findings demonstrated that the microstructure and mechanical properties of the studied steels could be adjusted over a wide range by varying the amounts of V and Cu, providing valuable insights for the design of Cu-bearing steels with excellent overall performance.

**Key words:** Cu-bearing steel, V, Cu, phase transformation, microhardness, microstructure, quenching

## 0 引言

“双碳”目标下,节能减排越来越受到人们重视。其中,重型卡车、小轿车等交通运输工具的轻量化是节能减排的主要组成部分。据报道,在汽车白车身中,钢铁重量占比达 60%,提高(超)高强钢的使用比例或者进一步提高高强钢的服役强度,是实现汽车轻量化的主要途径。为减轻汽车重量、降低能源消耗,亟需开发超高强度且兼具良好塑韧性的钢种<sup>[1-2]</sup>。近年来,为了获得超高强韧汽车钢,人们在合金设计和工艺调控方面开展了大量卓有成效的研究<sup>[3-5]</sup>。含 Cu 钢因具有高强度、高塑性及良好的成形性能,受到了越来越多材料科研工作者的重视。Shen 等<sup>[6]</sup>对不同 Cu 添加量下 CuNiAl 钢组织和性能进行了研究,发现 2.5%Cu 钢的时效峰值硬度 (HV) 比 1%Cu 钢高 54,且达到时效峰值的时间由 4 h 缩短至 2 h。Misra 等<sup>[7]</sup>对含 Cu 热轧 V-Nb 微合金钢力学性能开展研究,发现当 Cu 含量由 0.22% 增加到 0.63% 时,V-Nb 钢的屈服强度由 483 MPa 提高到 507 MPa。Yamada 等<sup>[8]</sup>对 Fe-25Cr-5Ni-1Mo-2.5Cu-0.18N 不锈钢进行研究,发现降低 Mo 含量、提高 Cu 含量有利于提高其抗拉强度和延伸率,且减少了不耐蚀含 Mo 析出相。Jiao 等<sup>[9]</sup>通过复合添加 Ni、Al 等元素,开发出了抗拉强度达 1.9 GPa 和延伸率达 10% 的含铜超高强钢。此外,通过优化热处理工艺,能够降低合金元素的添加量,例如,Kan 等<sup>[10]</sup>通过对含 Cu 低合金高强钢再结晶区控制轧制后直接淬火,在未添加 Nb 的情况下,通过细化再结晶晶粒,直接淬火后位错密度可达  $5.4\times10^{14} \text{ m}^{-2}$ ,高于离线淬火后的位错密度,获得兼具

高强度和良好低温韧性的含 Cu 低合金高强钢。

综上所述,前人对含 Cu 钢组织和性能已经开展了大量研究,而关于 V 和 Cu 添加对含 Cu 高强钢组织性能影响的研究相对较少,且二者之间的相互作用机制尚不明确,不利于新型含 Cu 高强钢的开发。因此,笔者设计了 0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢,研究了合金元素 V、Cu 的添加对热轧、淬火态组织和性能的影响规律,为新型含 Cu 高强钢的开发提供了理论指导。

## 1 试验材料与方法

试验钢由 150 kg 真空感应炉冶炼成锭,其化学成分如表 1 所示。铸锭经 1 200 °C 均匀化热处理后锻造开坯,锻坯尺寸为 60 mm×60 mm×L mm (高×宽×长)。锻造后的钢坯经 1 200 °C 保温 2 h 均匀化处理后,利用单机架热轧机轧至 4 mm 厚,终轧温度为 900 °C;热轧板卷取温度设定为 600 °C,保温 4 h 后炉冷至室温,利用 RX<sub>4</sub>-150-14 型箱式电阻炉模拟热轧板卷取过程。

表 1 试验钢化学成分  
Table 1 Chemical compositions of experimental steels %

| 编号       | C   | Cu  | Si  | Mn  | V    | Ti    | B       | Fe   |
|----------|-----|-----|-----|-----|------|-------|---------|------|
| 0V1Cu    | 0.3 | 1.0 | 0.8 | 1.5 | 0    | 0.025 | 0.002 5 | Bal. |
| 0.15V1Cu | 0.3 | 1.0 | 0.8 | 1.5 | 0.15 | 0.025 | 0.002 5 | Bal. |
| 0.15V4Cu | 0.3 | 4.0 | 0.8 | 1.5 | 0.15 | 0.025 | 0.002 5 | Bal. |

采用 Thermo-Calc 2022b 和 TCFE12 数据库,计算试验钢在不同温度下的相体积分数,分析合金成分在不同相中随温度的变化规律。将热轧态钢板

在 1 100 ℃ 保温 5 min 后,立即水冷淬火至室温,获得淬火态钢板。热轧态、淬火态钢板按轧向(RD)×横向(TD)×法向(ND)取样,尺寸为 9 mm×6 mm×1 mm。试样经机械研磨、抛光和 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后,采用型号为 Axiolab 5 正置金相显微镜(Light Optical Microscopy, LOM)以及型号为 JSM JEOL 7 800 带有电子背散射衍射(Electron Backscattered Diffraction, EBSD)和电子通道衬度成像(Electron Channeling Contrast Imaging, ECCI)功能的场发射电子显微镜(Scanning Electron Microscopy, SEM)对试样的 RD-ND 面组织进行观察,分别获得合金在低倍数及高倍数下的微观组织形貌;采用 EBSD 和 ECCI 分别研究了试验钢热轧态晶粒尺寸和晶界特征,EBSD 试样和 ECCI 试样机械抛光后用体积分数为 10% 的高氯酸酒精溶液进行电解抛光,工作温度和电压分别控制在 20 ℃ 和 20 V。EBSD 数据采用牛津仪器公司的 HKL-Channel5 软件处理,获取局部取向差(Kernel Average Misorientation, KAM)分布图和反极图,通过 KAM 定量评估位错密度,其计算公式见式(1)。

$$\rho = \frac{\alpha\theta}{\mu b} \quad (1)$$

式中, $\alpha$  为纯倾斜边界的几何常数, $\alpha=2$ , $\theta$  为位错界面处的平均局部取向差角, $\mu$  为 EBSD 扫描步长, $\mu=100$  nm, $b$  为柏氏矢量, $b=0.251$  nm<sup>[10]</sup>。

试验钢渗碳体体积分数由 ImageJ 软件统计得出,每种样品渗碳体体积分数选用 3 张 3 000 倍 SEM 扫描组织图片进行统计。TEM 试样制备如下:先在金相试样上切取厚度为 500 μm 的薄片;然后双面机械研磨至厚度为 70 μm,冲取直径为 3 mm 的圆片;最后,利用 RL-2 型电解双喷减薄仪双喷电解减薄,工作温度为-25 ℃,工作电压为 25 V,电解液为体积分数 10% 的高氯酸酒精溶液。TEM 精细组织观察在 JEOL JEM 2 100 TEM 上进行,工作电压为 200 kV,可获得位错密度和马氏体板条宽度等定量化信息。其中,马氏体板条宽度的测量方法为沿马氏体板条边界画出一组平行线,再作这组平行线的公共垂线,垂线与平行线的截距即为板条宽度,每种样品测量 100 个板条,取平均值作板条宽度结果。显微硬度采用 SHIMADZU HVM-G30 维氏硬度计对试验样品进行测试,载荷为 3 N,加载时间为 10 s,每个试样测定 7 个点,取平均值和标准差为显微硬度测试结果。

## 2 结果与分析

### 2.1 合金元素对相变规律的影响

图 1 为试验钢中相体积分随温度的变化曲线。由图 1(a)可以看出,0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢中  $A_{c1}$  温度相差不大,在 673 ~ 675 ℃,而  $A_{c3}$  温度差别明显。仅添加 0.15%V 后,试验钢  $A_{c3}$  温度由 769 ℃ 升高到 775 ℃,延缓了奥氏体化转变的完成;添加 0.15%V 且将 Cu 含量由 1% 提高到 4%, $A_{c3}$  温度由 775 ℃ 降低到 757 ℃,加速奥氏体化转变的完成。这与 V 和 Cu 对奥氏体稳定性影响规律不同有关,当试验钢仅添加 0.15%V 时,添加的 V 与 C 结合形成碳化物,一定程度上消耗了合金中的 C 元素,降低基体中 C 含量,从而提高了  $A_{c3}$  温度,延缓了奥氏体化转变的完成;Cu 作为奥氏体稳定元素,提高其含量有利于奥氏体的形成,进而降低  $A_{c3}$  温度<sup>[11]</sup>。Lee 等<sup>[12]</sup>对 VC 析出相及其周围奥氏体中的 C 含量进行了定量分析,VC 析出相降低了奥氏体基体中的 C 含量,进而降低了奥氏体的机械稳定性,与本文计算结果相一致。同时,试验钢中含 Cu 析出相的体积分数随温度降低而不断增加,但降低到一定温度时 Cu 析出相的体积分数达到饱和,不再继续增加,见图 1(b)。0V1Cu 钢和 0.15V1Cu 钢的含 Cu 析出相随温度变化趋势相同,最大体积分数均为 0.9%,且开始析出温度均为 698 ℃。这表明添加 0.15%V,对于 Cu 析出相的析出行为无明显影响。当 Cu 含量由 1% 增加到 4% 时,0.15V4Cu 钢中 Cu 析出相的最大体积分数高达 3.5%,开始析出温度为 931 ℃。

由图 1(b)可以看出,1 100 ℃ 钢中碳化物基本固溶。0V1Cu 钢的渗碳体( $M_3C$ )析出温度区间为 181 ~ 732 ℃,其最大体积分数为 4.5%;0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢的渗碳体析出温度区间为 209 ~ 726 ℃,其最大体积分数均为 3.9%。这意味着添加 0.15%V 降低了渗碳体最大体积分数,缩小了渗碳体析出温度区间,但 Cu 含量增加对渗碳体的相变特征无影响。试验钢 MC 型碳化物(M 为 Ti、V)中,0V1Cu 钢的 MC(M 为 Ti)最大体积分数为 0.05%,开始析出温度为 1 160 ℃;0.15V1Cu 钢、0.15V4Cu 钢中 MC 开始析出温度分别为 1 170 ℃ 和 1 190 ℃,二者 MC(M 为 Ti、V)最大体积分数为 0.3%,比 0V1Cu 钢均高 6 倍,这是由于添加 0.15%V 后,形成了 (V, Ti)C 碳化物<sup>[13]</sup>。0V1Cu 钢



中  $M_7C_3$  型碳化物析出温度区间为  $0 \sim 212^\circ\text{C}$ , 其最大体积分数为 3.6%; 0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢中  $M_7C_3$  型碳化物均在  $0 \sim 240^\circ\text{C}$  区间内析出, 最大体积分数也相差较小, 分别为 3.1% 和 3.0%。添加 0.15%V 降低了  $M_7C_3$  型碳化物的最大体积分数, 扩大了  $M_7C_3$  型碳化物析出温度区间, 而 Cu 含量的增加对 MC 型碳化物和  $M_7C_3$  型碳化物的相变特征无

明显影响。MC 型碳化物会在  $M_7C_3$  型碳化物析出温度区间和  $M_7C_3$  型碳化物竞争析出, 添加 0.15%V 会促进含 Cu 钢中 MC 型碳化物的析出, 造成  $M_7C_3$  型碳化物的最大体积分数降低约 0.5%。MC 型碳化物的大量析出会降低基体中 C 浓度, 造成渗碳体形成的驱动力不足, 提高  $M_7C_3$  型碳化物完全转变为渗碳体的温度<sup>[14]</sup>。

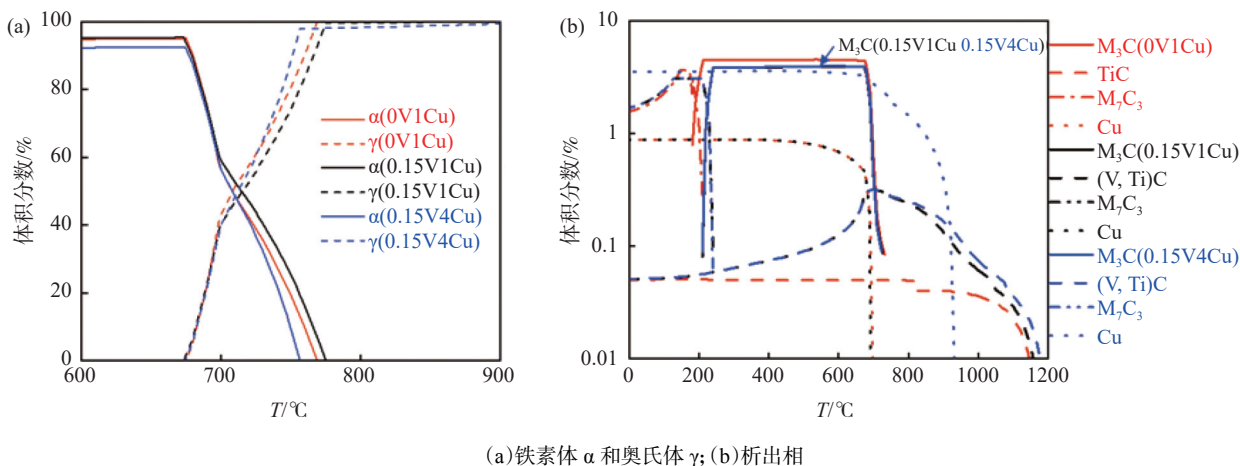


图 1 试验钢中相体积分数随温度变化的曲线

Fig. 1 Volume fraction of phases as a function of temperature

## 2.2 合金元素对热轧和淬火态显微组织的影响

图 2 为试验钢热轧态金相、扫描和 ECCI 组织。0V1Cu 钢和 0.15V1Cu 钢均为粒状贝氏体, 见图 2(a)(d)(b)(e), 而 0.15V4Cu 钢的组织为板条马氏体和少量贝氏体, 见图 2(f)箭头处。上述热轧态组织变化, 主要原因是 Cu 含量由 1% 提高到 4%, 提高了试验钢的淬透性<sup>[15]</sup>。贝氏体可看作铁素体基体上分布渗碳体的机械混合物<sup>[16]</sup>, 经 ImageJ 软件统计可得, 0.15V1Cu 钢热轧态碳化物的体积分数为 0.3%, 明显少于 0V1Cu 钢的 7.7%, 见图 1(b), 这与前述热力学计算结果一致, 分析认为 0.15V1Cu 钢添加了 0.15%V, 形成 MC 型碳化物, 降低了基体中 C 含量, 故而不利于渗碳体形成<sup>[17]</sup>。由 ECCI 组织可知, 0.15V1Cu 钢组织比 0V1Cu 钢更为细小, 与 SEM 组织结果相一致, 见图 2(d)(e)。此外, 0V1Cu 钢渗碳体较多, 见图 2(d)(g)箭头处, 分布于贝氏体板条内部及界面处, 而 0.15V1Cu 钢热轧态中渗碳体较少, 多发现于界面处。0.15V4Cu 钢典型的板条马氏体形貌如图 2(i)中所示, 可清晰的看到马氏体类型的亚结构。

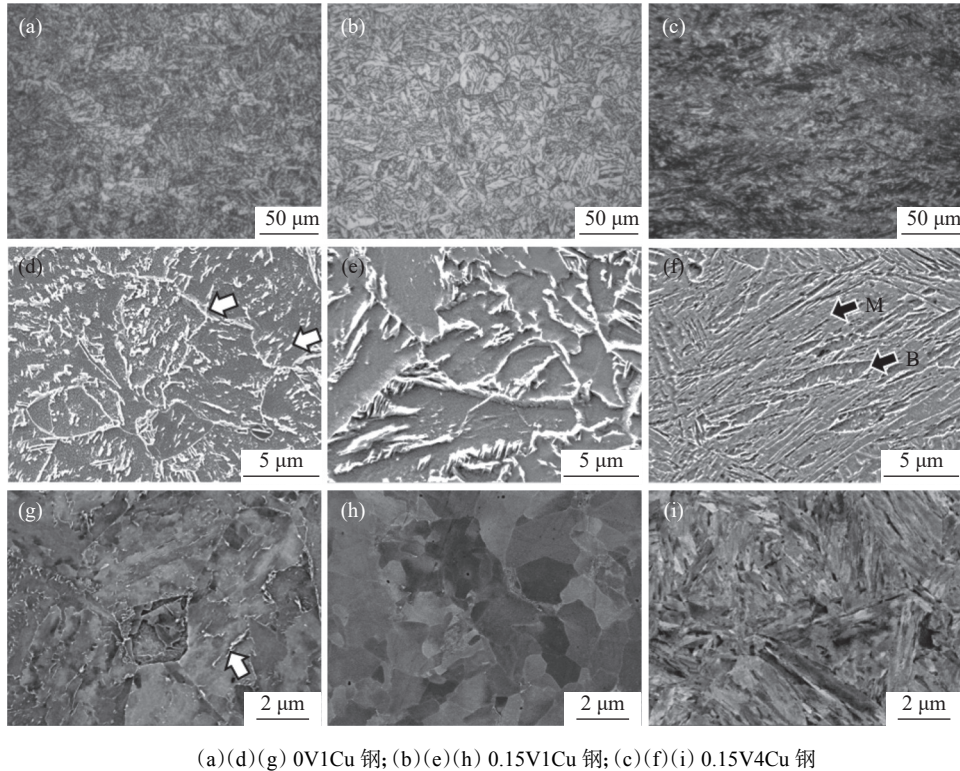
图 3 为试验钢热轧态 EBSD 组织。一般而言, 大角度晶界是变形过程中影响裂纹扩展的主要因素。

根据贝氏体特征组织划分原则, 选取取向差角大于  $15^\circ$  的大角度晶界作为贝氏体特征组织, 而对于马氏体来说, 决定马氏体性能的最小结构单元通常可认为是马氏体板条块。马氏体板条块则选取  $50^\circ \sim 70^\circ$  的取向差角作为板条块界<sup>[17-19]</sup>。对不同试验钢热轧态特征组织尺寸进行定量分析可得, 0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢的特征组织尺寸分别为  $5.0 \mu\text{m} \pm 0.2 \mu\text{m}$ ,  $2.8 \mu\text{m} \pm 0.2 \mu\text{m}$  和  $1.9 \mu\text{m} \pm 0.3 \mu\text{m}$ 。通过添加 0.15%V, 试验钢的特征组织尺寸显著细化, 细化程度达 44%, 主要原因是 V 添加后形成 (V, Ti)C 析出相, 钉扎各类晶界, 抑制了晶粒长大<sup>[20-21]</sup>。Cu 含量由 1% 增加到 4%, 与贝氏体特征组织相比, 试验钢的马氏体板条块特征组织细化, 细化程度达 32%, 这与 Cu 含量增加提高奥氏体稳定性, 降低马氏体相变开始温度, 在较低温度下发生的马氏体相变细化晶粒有关<sup>[22-24]</sup>。

图 4 为 0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢热轧态典型 TEM 组织。由图 4 中可知, 2 种试验钢均含有大量的位错, 贝氏体钢的位错密度在  $10^{14} \sim 10^{15} \text{ m}^{-2}$  范围, 而马氏体钢的位错密度大多在  $10^{15} \sim 10^{16} \text{ m}^{-2}$  范围<sup>[25]</sup>。此外, 0.15V1Cu 钢的贝氏体较为粗大, 贝氏体中有排列方向一致的渗碳体析出, 见图 4(a)中白

色箭头处, 这与 Yang 等人<sup>[26]</sup>发现贝氏体中有沿着某一固定方向分布的渗碳体析出相结果一致。0.15V4Cu 钢马氏体板条较细小, 也可发现少量的

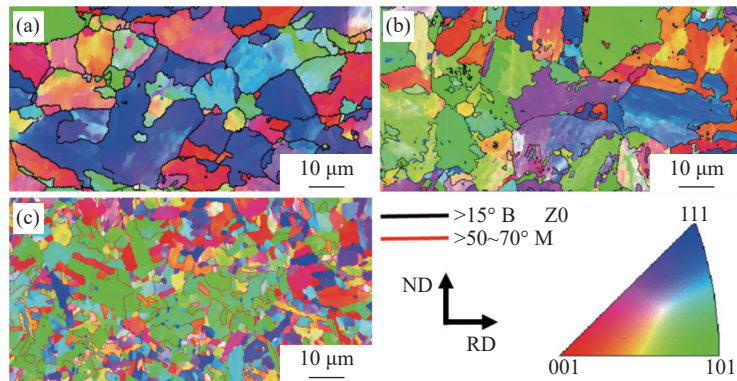
大尺寸板条, 统计可得板条平均宽度为  $0.26 \mu\text{m} \pm 0.03 \mu\text{m}$ , 与文献<sup>[27]</sup>结果相一致。



(a)(d)(g) 0V1Cu 钢; (b)(e)(h) 0.15V1Cu 钢; (c)(f)(i) 0.15V4Cu 钢

图 2 试验钢热轧态金相(a)~(c)、扫描(d)~(f)和 ECCI(g)~(i) 组织

Fig. 2 LOM (a)~(c), SEM (d)~(f) and ECCI (g)~(i) of hot-rolled Cu-bearing steels



(a)0V1Cu 钢; (b)0.15V1Cu 钢; (c)0.15V4Cu 钢

图 3 试验钢热轧态 EBSD 组织

Fig. 3 Inverse pole figures of hot-rolled Cu-bearing steels

图 5 为试验钢淬火态扫描和 ECCI 组织, 可知 3 种试验钢淬火组织均为板条马氏体。与 0V1Cu 钢相比, 0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢马氏体结构相对更为细小, 板条长度也较小, 这与 Hou 等人<sup>[27]</sup>和 Maki 等人<sup>[28]</sup>研究中分别提高钢中 Cr 含量、C 含量等获得的结果一致。0V1Cu 钢中马氏体板条中间可发现少量残余奥氏体, 见图 5(a)箭头处, 这是由于 0V1Cu 钢马氏体相变温度较高, 优先转变的马氏

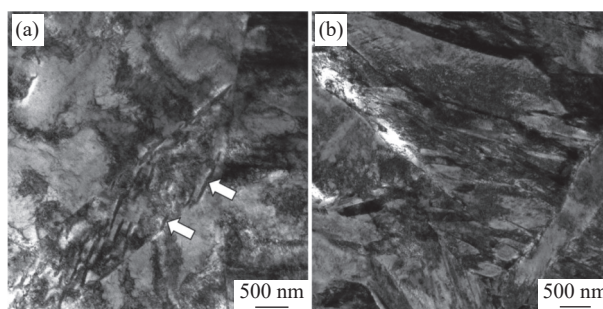
体中 C 原子向未转变的奥氏体扩散, 遗留到室温造成的<sup>[29]</sup>。

### 2.3 合金元素对热轧和淬火态显微硬度的影响

试验钢热轧和淬火态显微硬度如图 6 所示。0.15V1Cu 钢的显微硬度(HV)比 0V1Cu 钢的高了 22, 这与添加 0.15%V 晶粒细化有关。贝氏体中位错密度一般为  $(0.37 \sim 9) \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ , 并随着合金元素含量的增加而增加<sup>[30-31]</sup>; 马氏体中的位错密度一般



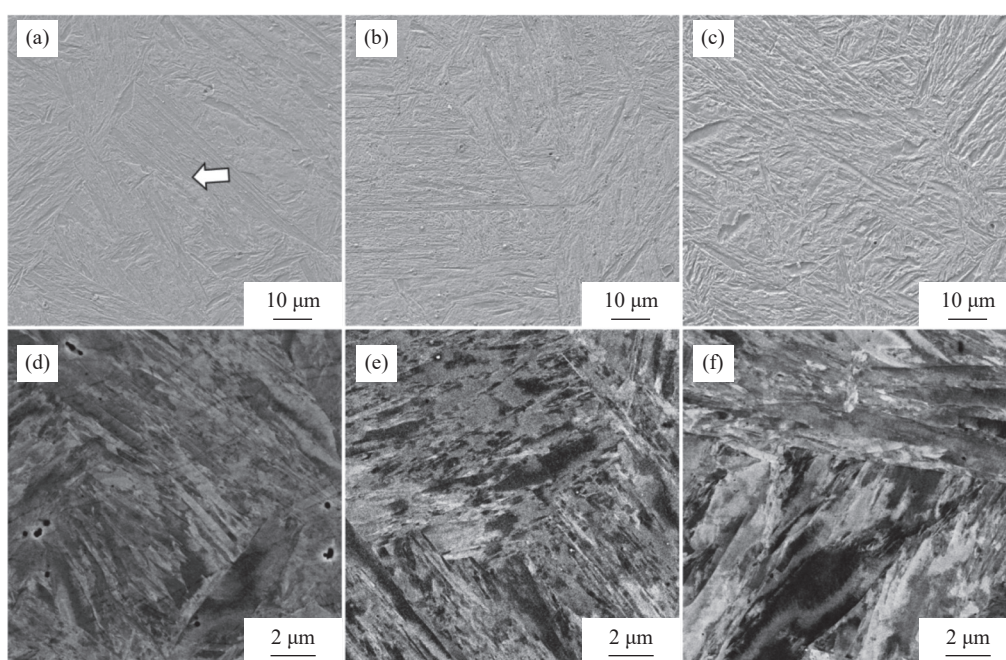
为  $(10 \sim 100) \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ , 明显高于贝氏体<sup>[32]</sup>。经统计分析, 0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢的 KAM 值分别为 0.57、0.61 和 0.79, 0.15V4Cu 钢的 KAM 值最高。结合式(1)计算可得, 试验钢的位错密度分别为  $7.9 \times 10^{14}$ 、 $8.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  和  $1.1 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ , 因此, 0.15V4Cu 钢的显微硬度最高。这也说明虽然试验钢总 C 含量一定, 但其显微硬度往往取决于微观组织形貌和 C 所处的状态, 0.15V4Cu 钢的马氏体组织极高的位错密度和固溶 C 含量使其能够获得最高的固溶强化、位错强化交互效果, 故而其显微硬度最高。



(a) 0.15V1Cu 钢; (b) 0.15V4Cu 钢

图 4 试验钢热轧态 TEM 组织

Fig. 4 TEM micrographs of the hot-rolled Cu-bearing steels



(a)(d) 0V1Cu 钢; (b)(e) 0.15V1Cu 钢; (c)(f) 0.15V4Cu 钢

图 5 试验钢淬火态扫描(a)~(c)和 ECCI(d)~(f) 组织

Fig. 5 SEM (a)~(c) and ECCI (d)~(f) of as-quenched Cu-bearing steels

3 种试验钢 1 100 °C 的淬火硬度 (HV) 在 553 ~ 597, 见图 6。0.15V1Cu 钢 1 100 °C 淬火硬度高于 0V1Cu 钢, 这与其晶粒细化程度和马氏体相变形核密度较高相关。添加 0.15%V 后, 形成尺寸更为细小的 MC 型碳化物, 抑制晶粒粗化, 导致淬火后形成更细小的马氏体组织, 增强细晶强化和应变硬化作用<sup>[33-34]</sup>。0.15V4Cu 钢热轧组织不仅晶粒尺寸较小, 位错密度也较高, 这有利于淬火后晶粒的细化, 母相中位错分解产生的吉布斯自由能低于母相的亚稳马氏体核胚, 有利于马氏体非均匀形核, 大大提高马氏体相变形核密度, 最终导致 0.15V4Cu 钢淬火硬度最高<sup>[35-36]</sup>。

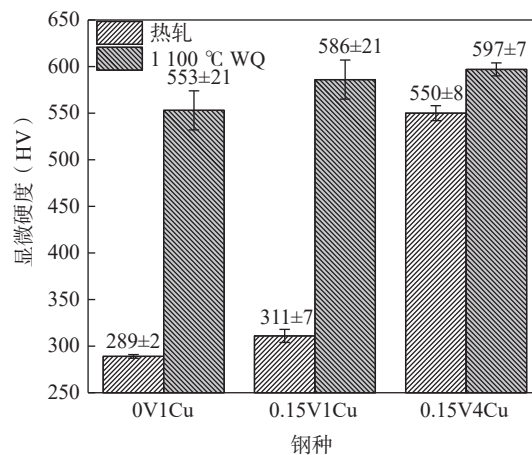


图 6 试验钢的显微硬度

Fig. 6 Microhardness of Cu-bearing steels

### 3 结论

基于热力学计算结果,结合微观组织表征和力学性能测试手段,对添加 V、Cu 元素的试验钢热轧、淬火态显微组织和显微硬度的影响规律进行了研究,主要结论如下:

1) 0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢的  $A_{c1}$  温度在 673 ~ 675 °C,而  $A_{c3}$  温度差别明显。添加 1%Cu 且将 V 含量由 0 提高到 0.15%,试验钢  $A_{c3}$  温度由 769 °C 升高到 775 °C,V 的添加延缓了奥氏体化转变的完成;添加 0.15%V 且将 Cu 含量由 1% 提高到 4%,试验钢  $A_{c3}$  温度由 775 °C 降低到 757 °C,增加 Cu 添加量缩短了两相区温度区间,

加速了奥氏体化转变的完成。

2) 0V1Cu 钢和 0.15V1Cu 钢热轧态组织均为粒状贝氏体,0.15V1Cu 钢热轧态渗碳体的体积分数为 0.3%,明显少于 0V1Cu 钢的 7.7%,而 0.15V4Cu 钢的热轧态组织为板条马氏体和少量贝氏体。0V1Cu 钢、0.15V1Cu 钢和 0.15V4Cu 钢热轧态特征组织尺寸分别为  $5.0\ \mu\text{m}\pm 0.2\ \mu\text{m}$ 、 $2.8\ \mu\text{m}\pm 0.2\ \mu\text{m}$  和  $1.9\ \mu\text{m}\pm 0.3\ \mu\text{m}$ 。

3) 淬火后,3 种试验钢的组织均为板条马氏体,显微硬度 (HV) 为 553 ~ 597。0V1Cu 钢淬火硬度 (HV) 最低,为  $553\pm 21$ ,0.15V4Cu 钢淬火硬度最高,为  $597\pm 7$ ,这与其大角度特征组织尺寸、马氏体位错密度相关。

### 参考文献

- [1] Wang Lei, Zhu Sheng, Evans Steve, *et al.* Automobile recycling for remanufacturing in China: A systematic review on recycling legislations, models and methods[J]. Sustainable Production and Consumption, 2023, 36: 369-385.
- [2] Li Yungang, Ren Xiqiang, Qi Yanfei, *et al.* Progress on yield strength and hydrogen embrittlement of Cu alloyed lightweight steel[J]. Iron and Steel, 2024, 59(3): 19-31.  
(李运刚, 任喜强, 齐艳飞, 等. 铜合金化轻质钢屈服强度及氢脆性能的研究进展 [J]. 钢铁, 2024, 59(3): 19-31.)
- [3] Li Yunjie, Yuan Guo, Li Linlin, *et al.* Ductile 2-GPa steels with hierarchical substructure[J]. Science, 2023, 379: 168-173.
- [4] Gao Junheng, Jiang Suihe, Zhang Huairuo, *et al.* Facile route to bulk ultrafine-grain steels for high strength and ductility[J]. Nature, 2021, 590(7845): 262-267.
- [5] Jiao Z B, Luan J H, Miller M K, *et al.* Co-precipitation of nanoscale particles in steels with ultra-high strength for a new era[J]. Materials Today, 2017, 20(3): 142-154.
- [6] Shen Qing, Huang Daozu, Liu Wenqing, *et al.* Effect of Cu content on the precipitation behavior of Cu-rich and NiAl phases in steel[J]. Materials Characterization, 2022, 187: 111849.
- [7] Misra R D K, Jia Z, O'malley R, *et al.* Precipitation behavior during thin slab thermomechanical processing and isothermal aging of copper-bearing niobium-microalloyed high strength structural steels: The effect on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(29): 8772-8780.
- [8] Yamada K, Osuki T, Ogawa K, *et al.* Effects of Mo and Cu contents on sigma phase precipitation in 25Cr-5Ni-Mo-Cu-1Mn-0.18N duplex stainless steel[J]. ISIJ International, 2023, 63(1): 143-149.
- [9] Jiao Z B, Luan J H, Miller M K, *et al.* Precipitation mechanism and mechanical properties of an ultra-high strength steel hardened by nanoscale NiAl and Cu particles[J]. Acta Materialia, 2015, 97: 58-67.
- [10] Kan L, Ye Q, Wang Z, *et al.* Improvement of strength and toughness of 1 GPa Cu-bearing HSLA steel by direct quenching[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 855: 143875.
- [11] Song H, Jo M, Kim D W. Vanadium or copper alloyed duplex lightweight steel with enhanced hydrogen embrittlement resistance at room temperature[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141347.
- [12] Lee S, Estrin Y, De Cooman B C. Constitutive modeling of the mechanical properties of V-added medium manganese TRIP Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(7): 3136-3146.
- [13] Zhang Zhengyan, Sun Xinjun, Yong Qilong, *et al.* Precipitation behavior of nanometer-sized carbides in Nb-Mo microalloyed high strength steel and its strengthening mechanism[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(4): 410-418.  
(张正延, 孙新军, 雍岐龙, 等. Nb-Mo 微合金高强度钢强化机理及其纳米级碳化物析出行为 [J]. 金属学报, 2016, 52(4): 410-418.)
- [14] Zhang Xianguang, Miyamoto Goro, Toji Yuki, *et al.* Role of cementite and retained austenite on austenite reversion from martensite and bainite in Fe-2Mn-1.5Si-0.3C alloy[J]. Acta Materialia, 2021, 209: 116772.
- [15] Pavlina E J, Lee S J, Virtanen E T, *et al.* Effects of copper on the hardenability of a medium-carbon steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(12): 3572-3576.

- [16] Takahashi M, Bhadeshia H K D H. Model for transition from upper to lower bainite[J]. *Materials Science and Technology*, 1990, 6: 592-603.
- [17] Caballero F G, Garcia Mateo C, Miller M K. Design of novel bainitic steels: Moving from ultrafine to nanoscale structures[J]. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 2014, 66(5): 747-755.
- [18] Morsdorf L, Tasan C C, Ponge D, *et al.* 3D structural and atomic-scale analysis of lath martensite: Effect of the transformation sequence[J]. *Acta Materialia*, 2015, 95: 366-377.
- [19] Hou Z Y, Babu R P, Hedström P, *et al.* Early stages of cementite precipitation during tempering of 1C-1Cr martensitic steel[J]. *Journal of Materials Science*, 2019, 54(12): 9222-9234.
- [20] Ali M, Nyo T, Kaijalainen A, *et al.* Incompatible effects of B and B + Nb additions and inclusions' characteristics on the microstructures and mechanical properties of low-carbon steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 819: 141453.
- [21] Luo Haiwen, Wang Xiaohui, Liu Zhenbao, *et al.* Influence of refined hierarchical martensitic microstructures on yield strength and impact toughness of ultra-high strength stainless steel[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2020, 51: 130-136.
- [22] Cheng Zhaoyang, Liu Jing, Chen Wensi, *et al.* Effect of 0.5 mass% Cu addition on ductility and magnetic properties of Fe-6.5Si alloy[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2016, 23(7): 717-721.
- [23] Couturier L, De Geuser F, Descoins M, *et al.* Evolution of the microstructure of a 15-5PH martensitic stainless steel during precipitation hardening heat treatment[J]. *Materials & Design*, 2016, 107: 416-425.
- [24] Zeng Bin, Li Zhaodong, Sun Xinjun, *et al.* A novel low-cost hot rolled high strength steel for an automatic teller machine[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2015, 22(3): 272-278.
- [25] Liu Linxi, Zhao Liyuan, Sun Meng, *et al.* Importance of cold rolling and tempering on the microstructure evolution, precipitation behavior and mechanical responses of 9Cr3Co3W1Cu ferritic/martensitic steel[J]. *Materials Characterization*, 2023, 206: 113376.
- [26] Yang Zhigang, Fang Hongsheng. An overview on bainite formation in steels[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2005, 9(6): 277-286.
- [27] Hou Ziyong, Hedström Peter, Xu Yunbo, *et al.* Microstructure of martensite in Fe-C-Cr and its implications for modelling of Carbide precipitation during tempering[J]. *ISIJ International*, 2014, 54: 2649-2656.
- [28] Maki T, Tsuzaki K, Tamura I. The morphology of microstructure composed of lath martensites in steels[J]. *ISIJ International*, 1980, 20: 207-214.
- [29] Zhang Gongting, Tang Di, Zheng Zhiwang, *et al.* Effects of heat-treatment processes on microstructures and properties of a 1000 MPa grade vanadium-alloyed high strength steel[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2020, 41(4): 139-144.  
(张功庭, 唐荻, 郑之旺, 等. 热处理工艺对 1000 MPa 级含钒高强钢组织和性能的影响 [J]. *钢铁钒钛*, 2020, 41(4): 139-144.)
- [30] Liu S, Challa V S A, Natarajan V V, *et al.* Significant influence of carbon and niobium on the precipitation behavior and microstructural evolution and their consequent impact on mechanical properties in microalloyed steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 683: 70-82.
- [31] He S H, He B B, Zhu K Y, *et al.* Evolution of dislocation density in bainitic steel: Modeling and experiments[J]. *Acta Materialia*, 2018, 149: 46-56.
- [32] Pešička J, Kužel R, Dronhofer A, *et al.* The evolution of dislocation density during heat treatment and creep of tempered martensite ferritic steels[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(16): 4847-4862.
- [33] Wang X L, Wang Z Q, Huang A R, *et al.* Contribution of grain boundary misorientation to intragranular globular austenite reversion and resultant in grain refinement in a high-strength low-alloy steel[J]. *Materials Characterization*, 2020, 169: 110634.
- [34] Karmakar A, Ghosh M, Chakrabarti D. Cold-rolling and inter-critical annealing of low-carbon steel: Effect of initial microstructure and heating-rate[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 564: 389-399.
- [35] Xiong Jie, Tong Yaolin, Peng Jielong, *et al.* Strength-toughness improvement of 13Cr4NiMo martensitic stainless steel with thermal cyclic heat treatment[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2023, 30(8): 1499-1510.
- [36] Meng Qingping, Rong Yonghua, Xu Zuyao. Nucleation of martensitic transformation[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2004, 40(4): 337-341.  
(孟庆平, 戎咏华, 徐祖耀. 马氏体相变的形核问题 [J]. *金属学报*, 2004, 40(4): 337-341.)