

# Ti+Nb 和 Ti+V 超低碳烘烤硬化钢的组织性能研究

Research on Microstructure and Mechanical Properties of Ti+Nb and Ti+V Ultra-low Carbon Bake Hardening Steels

陈继平<sup>1,2</sup>, 钱健清<sup>1,2</sup>, 李胜祗<sup>1,2</sup>, 康永林<sup>3</sup>

(1 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243002;

2 安徽省高校金属材料与加工重点实验室, 安徽 马鞍山 243002;

3 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

CHEN Ji-ping<sup>1,2</sup>, QIAN Jian-qing<sup>1,2</sup>, LI Sheng-zhi<sup>1,2</sup>, KANG Yong-lin<sup>3</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243002, Anhui, China; 2 Key Lab of Metals and

Processing of Anhui Province, Maanshan 243002, Anhui, China;

3 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**摘要:** 采用 Gleeble-1500 热模拟试验机对 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢的变形抗力和动态连续冷却转变进行研究, 并观察了两种实验钢在不同冷却工艺条件下的金相组织。结果表明: 在 1100℃、应变速率  $1\text{s}^{-1}$  时 Ti+Nb 超低碳 BH 钢的变形抗力比 Ti+V 超低碳 BH 钢高出约 13MPa, 在相同的变形条件下, 两种实验钢的组织形貌及晶粒尺寸差别较大。两种超低碳 BH 钢在不同冷却条件下的室温金相组织均是多边形的铁素体, Ti+Nb 超低碳 BH 钢铁素体晶粒较为细小, 形状不规则, 平均晶粒尺寸为  $16\mu\text{m}$ , Ti+V 超低碳 BH 钢铁素体晶粒则较为粗大, 形状规则, 平均晶粒尺寸为  $26\mu\text{m}$ 。

**关键词:** 超低碳; 烘烤硬化; 变形抗力; 组织性能

**中图分类号:** TG113    **文献标识码:** A    **文章编号:** 1001-4381(2012)04-0032-04

**Abstract:** Deformation resistance and dynamic continuous cooling transformation of Ti+Nb and Ti+V bearing ultra-low carbon bake hardening steels were studied using Gleeble-1500 thermal simulator. The microstructures of two experimental steels under different cooling conditions were also analyzed. The results showed that the deformation resistance of Ti+Nb bearing ultra-low carbon bake hardening steel was 13MPa higher than that of Ti+V bearing ultra-low carbon bake hardening steel at 1100℃ with the strain rate of  $1\text{s}^{-1}$ . The morphology of the microstructures and the grain size have big difference for two experimental steels under the same deformation conditions. The room temperature microstructures of the two experimental steels are polygonal ferrites under various cooling conditions. The ferrites of Ti+Nb bearing ultra-low carbon bake hardening steel are finer and have irregular shape with the average grain size of  $16\mu\text{m}$ , while for Ti+V bearing ultra-low carbon bake hardening steel, the ferrites are coarse and have regular shape with the average grain size of  $26\mu\text{m}$ .

**Key words:** ultra-low carbon; bake hardening; deformation resistance; microstructure and property

近年来, 为了满足汽车工业减重节能减排和安全性的要求, 汽车用钢板向高强度化发展成为一种趋势。超低碳烘烤硬化 (Ultra-Low Carbon Bake Hardening, ULC-BH) 钢具有良好的冲压成形性能和塑性, 较

高的抗凹陷性能和强度, 特别适合于汽车车身外覆盖件的冲压成形, 在汽车工业得到了广泛研究和应用。控制轧制和控制冷却对产品的显微组织和综合力学性能有着重要的影响, 是控制产品组织和性能的常用工

艺。研究超低碳 BH 钢的连续冷却转变行为,可以研究冷却速率对显微组织的影响,根据测定的连续冷却转变曲线制定相关的控轧控冷工艺参数,从而为实际生产超低碳 BH 钢时进行控轧控冷提供参考指导<sup>[1-5]</sup>。

本工作主要研究 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢在奥氏体区轧制过程中的变形抗力规律,为实际生产过程中轧制力及道次变形量的控制提供依据和参考<sup>[6-10]</sup>。

表 1 超低碳实验钢的化学成分(质量分数/%)  
Table 1 Chemical composition of ULC-BH steels(mass fraction/%)

Steel grade	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	V	Fe
Ti+Nb	0.0028	0.015	0.35	0.077	0.006	0.0044	0.005	0.014	0.032		Bal
Ti+V	0.0027	0.029	0.25	0.082	0.005	0.0040	0.005	0.017		0.035	Bal

热轧工艺参数:板坯加热温度为 1150℃,开轧温度为 1100℃,终轧温度为 910℃,卷取温度为 750℃。热轧时将锻坯加热至 1150℃保温 1h 后取出,在实验室轧机上轧制至所需尺寸的热轧板,热轧完成后进行层流冷却,冷速约 20℃/s,冷却至 750℃后放入相应温度的马弗炉中保温 1h,随炉缓冷至室温,完成模拟卷取过程。然后对厚 4.0mm 左右的热轧板经 80%的压下率冷轧至 0.8mm 厚度。

对 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢冷轧钢板进行连续退火实验,连续退火温度选取 830℃,退火时间为 60s,退火板金相组织观察面为退火板的板面,试样经磨制、机械抛光后,用 4%的硝酸酒精溶液浸蚀,在光学显微镜下观察其组织。在 MTS 拉伸试验机上测试实验用钢的力学性能和烘烤硬化性能。两种超低碳 BH 钢退火板的织构测试在西门子 D5000X 射线衍射仪上进行,考虑到钢板厚向织构存在差异,统

1 实验材料和方法

实验材料为真空感应炉上冶炼的 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢。实验室冶炼的超低碳 BH 钢锭锻造后毛坯经加工处理,去掉表面氧化皮和缺陷,保证热轧板的表面质量。最终锻坯的尺寸:厚 30mm,宽 130mm,长 100mm。两种实验用钢的化学成分如表 1 所示。

一测试距钢板表面 1/4 厚度处织构。

2 结果与讨论

2.1 实验钢的退火板金相显微组织

Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢退火板金相组织如图 1 所示。可以看出,Ti+Nb 超低碳 BH 钢的金相组织主要为饼形的再结晶铁素体晶粒和一些伸长的饼形晶粒,Ti+V 超低碳 BH 钢金相组织也主要为饼形的再结晶铁素体晶粒和少量伸长的不规则多边形铁素体晶粒。用平均截线法对退火板铁素体晶粒尺寸进行测量,得到 Ti+Nb 超低碳 BH 钢的平均晶粒尺寸为 16μm,Ti+V 超低碳 BH 钢的平均晶粒尺寸为 26μm,前者比后者的平均晶粒尺寸细小,主要是由于 Nb 对铁素体晶粒再结晶和晶粒长大的迟滞作用引起的。

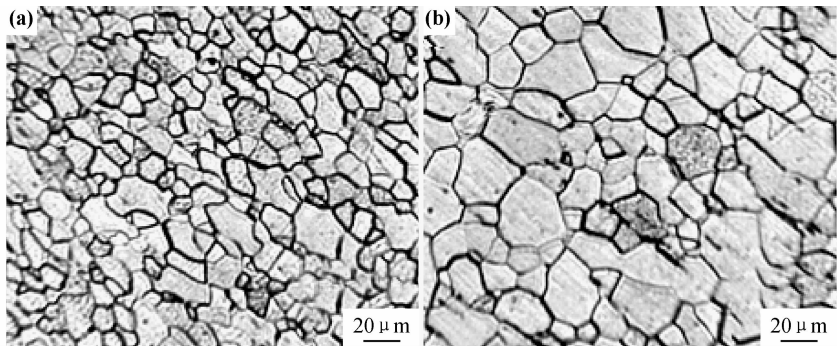


图 1 两种超低碳 BH 钢退火板的金相组织 (a)Ti+Nb;(b)Ti+V  
Fig. 1 Microstructures of two ULC-BH annealed steel sheets (a)Ti+Nb;(b)Ti+V

2.2 实验钢的力学性能

两种实验钢的拉伸实验结果如表 2 所示。可知,Ti+V 超低碳 BH 钢的厚向异性指数  $r$  值和应变硬化

指数  $n$  值均略高于 Ti+Nb。Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢的上屈服强度  $R_{eH}$  分别为 283MPa 和 270MPa,下屈服强度  $R_{eL}$  分别为 270MPa 和

250MPa, Ti+ Nb 超低碳 BH 钢的屈服强度和抗拉强度  $R_m$  均高于 Ti+ V, 这可能是由于在热变形过程中加入到钢中的微量合金元素 Nb 一部分溶于奥氏体, 一部分则生成稳定的碳氮化物沉淀质点, 这些析出粒子与形变奥氏体晶粒的晶界和亚晶界产生交互作用, 一方面抑制或延迟再结晶后的晶粒长大, 形成较细小

等轴状的奥氏体晶粒, 另一方面, 这些弥散析出与位错和晶界的相互作用也提高了强度。特别是在较低形变温度时所表现出的溶质原子的固溶拖曳作用和沉淀析出对回复再结晶的抑制或延迟作用, 可使奥氏体的形变得以叠加起来, 从而形成具有形变带呈薄饼状形态的组织。

表 2 超低碳 BH 钢的力学性能和烘烤硬化性能

Table 2 Mechanical properties and BH values of ULC-BH steels

Steel grade	$R_{eH}/\text{MPa}$	$R_{eL}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	Elongation/ $\%$	$r$ value	$n$ value	BH/MPa
Ti+ Nb	283	270	366	39.16	1.71	0.262	69.1
Ti+ V	270	250	353	44.92	1.84	0.304	60.5

对两种实验钢在应变速率为  $1\text{s}^{-1}$  和  $30\text{s}^{-1}$  下的真应力-真应变进行了测试, 曲线如图 2 所示。可知, 应变速率为  $30\text{s}^{-1}$ 、变形温度在  $900\sim 1100^\circ\text{C}$  之间、应变量较小时, Ti+ Nb 超低碳 BH 钢的变形抗力明显增加, 当应变量增加到一定程度时, 变形抗力增加变缓直至出现了平台, 这表明出现了回复的现象, 变形抗力的增加和回复软化相互平衡。对于 Ti+ V 超低碳 BH 钢, 其变形抗力基本上呈现出上升的趋势, 没有出现明显的应力平台, 这时加工硬化起着主要的作用。在应变速率  $1\text{s}^{-1}$  时, 随着变形温度的升高, Ti+ Nb 和 Ti+ V 超低碳 BH 钢均出现了明显的回复

和再结晶的现象, 随着应变量的增加, 变形抗力增加较快直至出现峰值, 后随着应变量的增加应力值下降, 软化此时起着主要的作用。变形温度越高, 位错的交滑移和攀移更加容易进行, 经过位错的重新排列和多边形化, 发生了动态回复和再结晶, 可减轻或消除由于塑性变形所产生的加工硬化, 使变形抗力降低<sup>[2]</sup>。变形温度  $1100^\circ\text{C}$  时, Ti+ Nb 超低碳 BH 钢比 Ti+ V 超低碳 BH 钢略高约 13MPa, 这主要是由于两种超低碳钢中的微合金化元素 Nb 在钢中的析出和对再结晶的抑制程度比 V 大, 从而引起了变形抗力的差异。

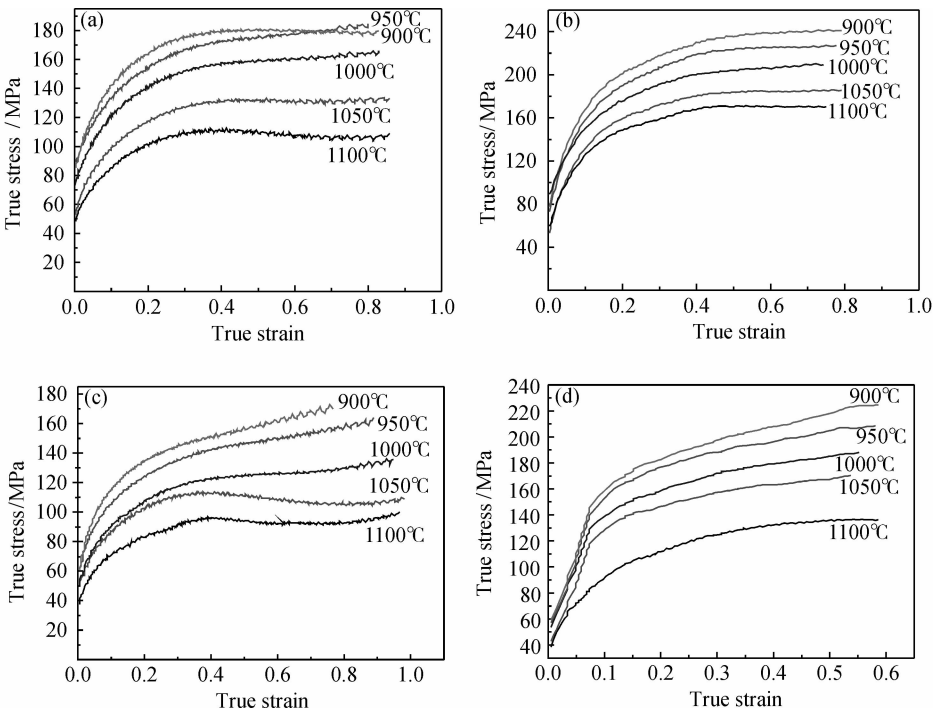


图 2 两种实验钢在两种不同应变速率下的真应力-真应变曲线

(a) Ti+ Nb,  $1\text{s}^{-1}$ ; (b) Ti+ Nb,  $30\text{s}^{-1}$ ; (c) Ti+ V,  $1\text{s}^{-1}$ ; (d) Ti+ V,  $30\text{s}^{-1}$

Fig. 2 True stress-strain curves of two experimental steels under two strain rates

(a) Ti+ Nb,  $1\text{s}^{-1}$ ; (b) Ti+ Nb,  $30\text{s}^{-1}$ ; (c) Ti+ V,  $1\text{s}^{-1}$ ; (d) Ti+ V,  $30\text{s}^{-1}$

### 2.3 实验钢的组织分析

Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢的退火钢板主要织构组分的含量如图 3 所示。可知,对退火钢板冲压成形不太有利的 $\{100\}$ 面织构在 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 退火钢板中分别为 5.11% 和 3.88%;Goss 织构在 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 退火钢板中所占比率分别为 4.47% 和 4.80%;对退火钢板冲压成形性能最为有利的 $\{111\}$ 面织构在 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 退火钢板中所占比率分别为 16.99% 和 17.57%,这与拉伸力学性能测试得到的反映钢板深冲性能的  $r$  值结果相对应。

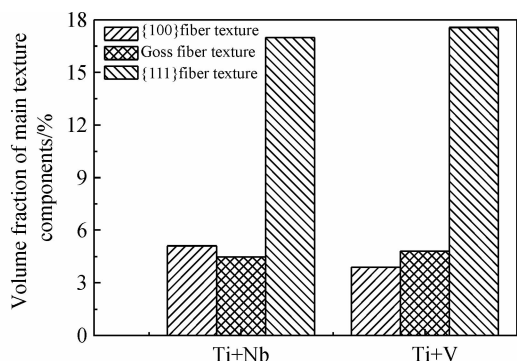


图3 Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢退火钢板主要织构组分

Fig. 3 Main texture components volume fraction of Ti+Nb and Ti+V bearing ULC-BH annealed steel sheets

### 3 结论

(1)在相同的变形条件下,两种实验钢的组织形貌及晶粒尺寸差别较大。两种超低碳 BH 钢在不同冷却条件下的室温金相组织均是多边形的铁素体,Ti+Nb 超低碳 BH 钢铁素体晶粒较为细小,形状不规则,平均晶粒尺寸为  $16\mu\text{m}$ ,Ti+V 超低碳 BH 钢铁素体晶粒则较为粗大,形状规则,平均晶粒尺寸为  $26\mu\text{m}$ 。

(2)Ti+Nb 超低碳 BH 钢的屈服强度和抗拉强度均高于 Ti+V 超低碳 BH 钢,这可能是由于两种超低碳钢中的微合金化元素 Nb 在钢中的析出和对再结晶的抑制程度比 V 大,在热变形过程中 Nb 在奥氏体中的固溶拖曳和沉淀析出对回复再结晶的抑制或延迟作用有关。

(3)变形温度  $1100^\circ\text{C}$  时,Ti+Nb 超低碳 BH 钢的变形抗力比 Ti+V 超低碳 BH 钢高约 13MPa,这主要是由于两种超低碳钢中的微合金化元素 Nb 在钢中的析出和对再结晶的抑制程度比 V 大。

(4)Ti+Nb 和 Ti+V 复合处理超低碳 BH 钢的退火钢板主要织构组分中对退火钢板冲压成形性能最为有利的 $\{111\}$ 面织构所占比率分别为 16.99% 和

17.57%,这与拉伸力学性能测试得到的反映钢板深冲性能的  $r$  值结果相对应。

### 参考文献

- [1] DAS S, SINGH S B, MOHANTY O N, et al. Understanding the complexities of bake hardening[J]. Materials Science and Technology, 2008, 24(1): 107–111.
- [2] KOZESCHNIK E, BUCHMAYR B. A contribution to the increase in yield strength during the bake hardening process[J]. Steel Research, 1997, 68(5): 224–230.
- [3] BAKER L J, DANIEL S R, PARKER J D. Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels[J]. Materials Science and Technology, 2002, 18: 355–368.
- [4] BAKER L J, PARKER J D, DANIEL S R. Mechanism of bake hardening in ultralow carbon steel containing niobium and titanium additions[J]. Materials Science and Technology, 2002, 18: 541–547.
- [5] TAKESHI F, TOSHIKI U, MICHITAKA S. High-performance, high-strength steel sheets for exposed auto body panels[J]. JFE Technical Report, 2007, (10): 8–12.
- [6] 康永林. 现代汽车板工艺及成形理论与技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.
- [7] 康永林. 现代汽车板的质量控制与成形性[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999.
- [8] 齐俊杰, 黄运华, 张跃. 微合金化钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006. 76–78.
- [9] 康永林, 陈继平, 刘光明, 等. 汽车用冷轧超低碳烘烤硬化钢板的组织性能与析出[J]. 中国冶金, 2008, 18(3): 14–21.
- [10] 江海涛, 康永林, 王全礼, 等. 高强度汽车板的烘烤硬化特性[J]. 钢铁研究, 2006, 34(1): 54–57.
- [11] 陈继平, 康永林, 郝英敏, 等. Ti+Nb 超低碳烘烤硬化钢的组织 and 性能研究[J]. 热加工工艺, 2009, 38(6): 13–16.
- [12] CHEN J P, KANG Y L, HAO Y M, et al. Experimental study on microstructure and properties of Ti and Ti+Nb ultra-low carbon bake hardening steels[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(6): 33–40.
- [13] JEONG W C. Relationship between mechanical properties and microstructure in a 1.5% Mn-0.3% Mo ultra-low carbon steel with bake hardening [J]. Mater Lett, 2007, 61: 2579.
- [14] KVACKAJ T, MAMUZIĆ I. Development of bake hardening effect by plastic deformation and annealing conditions[J]. Metallurgija, 2006, 45(1): 51–55.
- [15] WALEED A S, JOHN G S, FINDLEY K, et al. Effect of annealing time on solute carbon in ultralow-carbon Ti-V and Ti-Nb steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2006, 37A: 207–216.

基金项目:“十一五”国家科技支撑计划资助项目(2006BAE03A13)

收稿日期:2011-07-20;修订日期:2012-01-10

作者简介:陈继平(1975—),男,博士,讲师,主要从事汽车板的开发与研究,联系地址:安徽省马鞍山市湖东路 59 号安徽工业大学材料科学与工程学院(243002),E-mail: leavejames9443@yahoo. com. cn