

钒对 7Mn 钢冷轧过程组织和力学性能的影响

余海存^{1,2,3}, 吕 玮^{1,2}, 李 宁^{1,2}, 魏海东³, 王旭明³, 余 涛¹, 丁万武^{1,2*}

(1. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050; 2. 兰州理工大学, 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050; 3. 兰州兰石集团有限公司铸锻分公司, 甘肃 兰州 730000)

摘 要:在 7Mn 中锰钢的基础上, 向其添加不同含量的 V 元素, 通过冷轧及退火处理, 初步探究 0.1%~0.3% V 添加量对其组织和力学性能的影响规律。结果表明, 当 V 添加量为 0.3% 时, 试验钢的综合力学性能最优, 屈服强度为 993.96 MPa, 抗拉强度为 1164.56 MPa, 伸长率为 37.55%, 强塑积为 43.73 GPa·%, 这是由于 V 在钢中形成细小弥散的第二相, 在细晶强化、第二相强化和 TRIP 效应的共同作用下提高了试验钢的综合力学性能。

关键词:中锰钢; V 微合金化; TRIP 效应; 力学性能

中图分类号: TF76, TF704.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)05-0167-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.05.022

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 vanadium on the microstructure and mechanical properties of 7Mn steel during cold rolling process

Yu Haicun^{1,2,3}, Lü Wei^{1,2}, Li Ning^{1,2}, Wei Haidong³, Wang Xuming³, Yu Tao¹, Ding Wanwu^{1,2*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, Gansu, China; 2. Lanzhou University of Technology, State Key Laboratory of Advanced Processing and Reuse of Nonferrous Metals, Lanzhou 730050, Gansu, China; 3. Casting and Forging Branch, Lanzhou Lanshi Group Co., Ltd., Lanzhou 730000, Gansu, China)

Abstract: On the basis of 7Mn medium manganese steel, different contents of V element were added. Through cold rolling and annealing treatment, the influence of 0.1%~0.3% V addition on the microstructure and mechanical properties of the steel was preliminarily explored. The experimental results show that when the content of V is 0.3%, the comprehensive mechanical properties of the experimental steel are the best. The yield strength is 993.96 MPa, with the tensile strength 1164.56 MPa, the elongation 37.55%, and the strength and elongation product 43.73 GPa·%. This is because V forms a fine and dispersed second phase in the steel, which improves the comprehensive mechanical properties of the experimental steel under the combined effects of fine grain strengthening, second phase strengthening and TRIP effect.

Key words: medium manganese steel, V microalloying, TRIP effect, mechanical properties

收稿日期: 2023-10-22

基金项目: 甘肃省科技重大专项 (22ZD6GA008); 国家自然科学基金资助项目 (52161006); 中国博士后科学基金项目 (2019M653896XB); 甘肃省教育厅产业支持计划项目 (2021CYZC-23); 甘肃省重点研发计划项目 (21YF5GD183)。

作者简介: 余海存, 1984 年出生, 男, 博士, 副教授, 主要从事先进高强汽车用钢品种开发, 轻质高熵合金的研究与应用, E-mail: hcyu@lut.edu.cn; * 通讯作者: 丁万武, 1979 年出生, 男, 博士, 研究员, 主要从事铝合金新材料及加工, E-mail: Ding-ww@lut.cn。

0 引言

近年来,以中锰(Mn含量为4%~12%)相变诱发塑性(Transformation Induced Plasticity, TRIP)钢为代表的第三代先进高强钢,因其性能优于第一代汽车钢同时成本低于第二代汽车钢而成为各大科研院所的研究热点。中锰TRIP钢显著的力学性能得益于在拉伸试验过程中,TRIP钢中的亚稳残余奥氏体持续向马氏体发生转变,通过延迟局部颈缩产生明显的加工硬化,提高其强度和塑性。Fe-C-Mn-Al系中锰钢由于其优异的抗拉强度和延伸率^[1-3]被认为是最具发展前景的汽车用钢之一。Li等^[4]研究的Fe-6.1Mn-1.6Al-0.2C热轧钢在800℃退火后获得945 MPa的极限抗拉强度,28%的延伸率和26.5 GPa·%的强塑积。Jing等^[5]研究的Fe-0.2C-8Mn-3Al热轧钢在700℃退火1 h,获得了抗拉强度918 MPa,延伸率44.1%,强塑积40.52 GPa·%的优异力学性能。Li等^[6]基于层错能调控设计的Fe-11.7Mn-1.1Al-0.31C中锰钢抗拉强度达1 599 MPa,延伸率为12.9%,强塑积为20 GPa·%,这种工艺的设计在提高中锰TRIP钢强度的同时,延伸率也在提高。

微合金元素在提高钢材力学性能的手段中扮演着重要角色,可以在基体中析出细小弥散的纳米级含碳化合物,这些析出物通过沉淀强化提高材料的性能,还可通过形成第二相粒子钉扎晶界,阻止晶粒的长大,从而起到细化晶粒的作用,进而提高了中锰钢的屈服强度^[7]。Min T P^[8]向Fe-8Mn-0.2C-3Al中添加0.2%的V,对其进行冷轧和亚温退火后发现,由于VC析出相的形成,与无V钢相比,含V试样的晶粒尺寸较小, γ_R 体积分数较低,具有更高的抗拉强度。Ye等^[9]在0.4C-1.6Mn-4Al-0.6Si钢中添加0.05%的Nb元素和0.2%的V元素发现,Nb、V元素的添加降低了C元素在奥氏体中的扩散速率,使得室温下获得更多奥氏体组织,在变形过程中,更多残余奥氏体发生马氏体转变从而提高了钢的断后延伸率。此外,Nb和V的添加在铁素体中形成高密度纳米第二相,使钢的屈服强度和抗拉强度分别提高了108 MPa和193 MPa。Yu等^[10]人开发了一种含0.072V-0.051Ti的6 Mn钢,对热轧钢采用650℃淬火+200℃回火工艺,通过细晶强化和第二相强化,使试验钢的屈服强度从650 MPa提高到800 MPa。

Hu等^[11]采用温轧工艺与V微合金化相结合的方法,在0.45C-2Al-10Mn钢中加入0.7%的V,在不降低屈服强度的前提下,使强塑积提高到了42 GPa·%。综上所述,钒对提高中锰钢的力学性能具有重要作用,并且上述研究中微合金元素与C的比例一般都小于1.6。

尽管部分学者开展了V对中锰钢的影响研究,但不同V含量对7 Mn中锰钢组织和力学性能的影响规律鲜有报道。因此,课题组基于此前的研究,在7 Mn钢的基础上添加不同含量的V元素,且V的最高添加量为0.3%。采用XRD、SEM、TEM等研究手段,初步探究了7 Mn钢冷变形过程中V元素对其微观组织和性能的影响规律,为冷轧中锰钢的应用提供理论基础。

1 试验材料及方法

试验用中锰钢化学成分如表1所示,利用JMatPro软件模拟了7 Mn钢在各种温度下的平衡相体积分数及奥氏体中各元素的含量变化,如图1所示。从图1可知,铁素体转变为奥氏体的终了温度(A_3)值为762℃,当平衡温度为640℃时,7 Mn钢中奥氏体相的体积分数为50%,渗碳体的溶解温度为624℃。

表1 试验钢化学成分

编号	V	C	Mn	Al	Si	Fe
0.1 V	0.06	0.19	7.3	1.10	0.09	余量
0.2 V	0.22	0.19	7.3	1.20	0.04	余量
0.3 V	0.33	0.19	7.3	1.20	0.04	余量

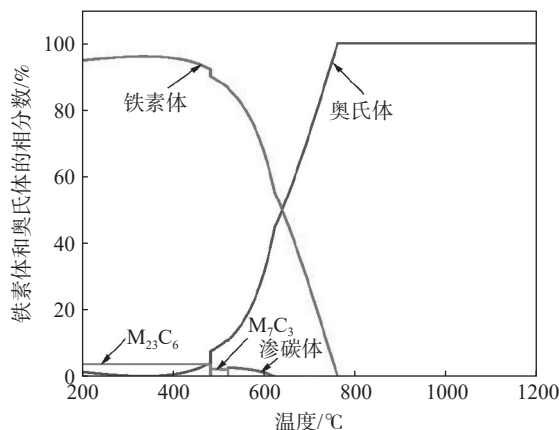


图1 7 Mn钢相组成模拟计算结果

Fig. 1 Simulation results of the phase composition of 7 Mn steel

按照表 1 所示成分, 采用真空感应熔炼炉将试验钢熔炼成 2.5 kg 的铸锭, 切除铸锭冒口, 将铸锭加热至 1 200 ℃ 保温 2 h 后锻造成截面积为 80 mm×15 mm 的锻坯, 确保锻造结束时温度在 850 ℃ 以上, 然后空冷至室温。最后, 采用线切割在锻坯上取 3 mm 厚的板材, 在热处理炉中加热至 650 ℃ 保温 0.5 h 后空冷。

采用 QUANTA FEG-450 热场发射扫描电子显微镜 (SEM) 对试样微观组织进行表征分析, SEM 试样使用 12 μm 砂纸进行打磨, 随后在 P-2 T 金相试样抛光机上进行抛光后, 用体积分数为 25% 的亚硫酸氢钠溶液腐蚀。利用 JEM-2010 透射电子显微镜对试样的微观组织进行观察和分析, TEM 试样经机械研磨至 50~60 μm, 冲出 3 mm 的小圆片, 在电解双喷仪上进行电解双喷, 电解液采用体积分数为 8% 的高氯酸冰乙酸, 电压为 55 V。

采用 D8 ADVANCE X-射线衍射法 (XRD) 测定热处理后试样的残余奥氏体含量, X 射线为 Cu 靶 ($\lambda=0.154\ 18\ \text{nm}$), 测量角度范围为 40°~110°, 扫描速度为 0.6°/min, 步长为 0.03°。通过分析 XRD 衍射能谱, 对试样的奥氏体含量进行计算, 利用 Origin Pro 软件进行寻峰处理, 并计算积分强度, 选择奥氏体的 (200), (220) 和 (311) 晶面衍射线以及铁素体的 (200) 和 (211) 晶面衍射线计算残余奥氏体体积分数^[12]:

$$\varphi_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (1)$$

式中, φ_{γ} 为奥氏体的体积分数, %; I_{γ} 为奥氏体的 (200), (220) 和 (311) 晶面衍射峰的积分强度; I_{α} 为 (200) 和 (211) 晶面衍射峰的积分强度。

利用 UTM5105 SXY 微机控制电子万能试验机测定试验钢的力学性能, 根据 ASTM-美国非标准拉伸试样标准制备拉伸试样, 试样标距为 25 mm, 宽 6.25 mm, 拉伸速度 0.5 mm/min, 使用接触式引伸计记录应变, 拉伸结束后根据拉伸试验数据绘制应力-应变曲线。0.2 % 的偏移强度被认为是最终的屈服强度。拉伸试样尺寸如图 2 所示。

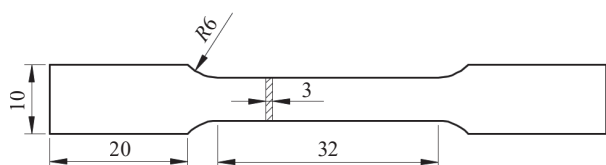


图 2 试验钢的拉伸试样尺寸 (单位:mm)
Fig. 2 Tensile dimensions of the testing steel

2 结果与讨论

2.1 微观结构

图 3(a)~(c) 为不同 V 添加量的 7Mn 钢在 650 ℃ 退火 1 h 并空冷后的 SEM 图像。可以看出试验钢的组织主要由铁素体和奥氏体相组成, 其中, 凸起相是奥氏体, 凹下相是铁素体。随着 V 含量的增加, 奥氏体先减少后增加, 当 V 添加量为 0.3% 时, 马氏体开始出现。同时, 随着 V 含量的增加, 奥氏体晶粒尺寸逐渐减小, 这与再结晶过程中, 钒碳化物的析出有关。

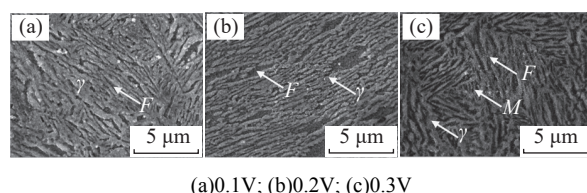


图 3 不同 V 添加量的冷轧态 7Mn 钢在 650 ℃ 下退火 1 h 后空冷的 SEM 图像

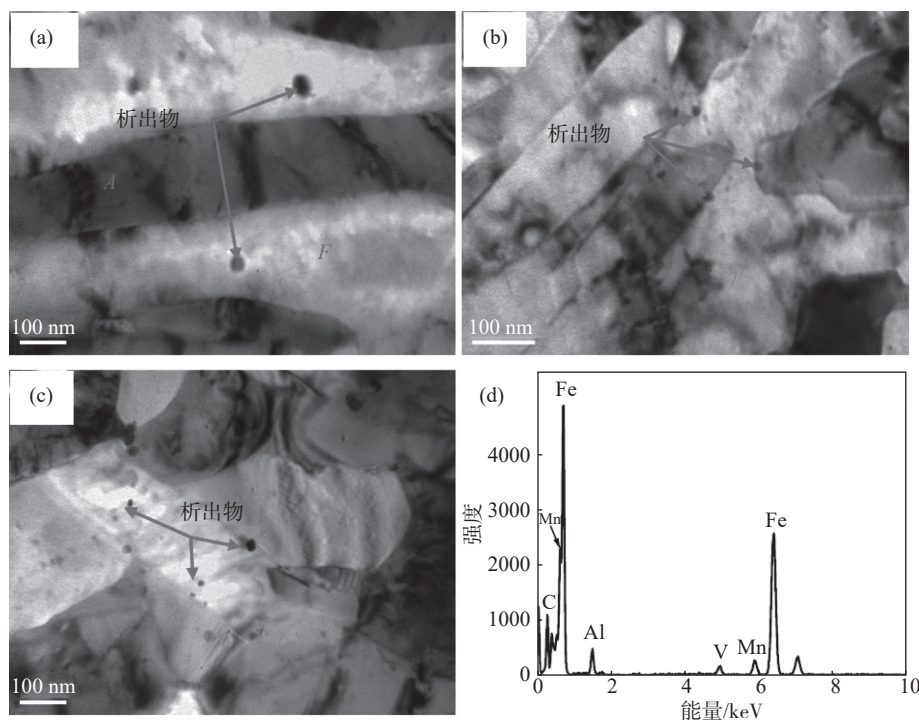
Fig. 3 SEM images of cold-rolled 7 Mn steels with different V additions after annealing at 650 ℃ for 1 h and air cooling

图 4 是不同 V 含量的 7Mn 钢的 TEM 图像。可以看到奥氏体晶粒较小, 呈条状和块状存在, 且有球状碳化物颗粒在铁素体相内和铁素体/奥氏体相界处析出。结合图 4(d)EDS 谱图可知, 这些细小的碳化物为 VC 颗粒。这是因为 V 为铁素体稳定元素, 且 VC 在铁素体中的溶解度低于在奥氏体中的溶解度, 导致大部分 VC 相主要在铁素体内部以及铁素体/奥氏体相界处析出。同时由于相界是元素扩散的主要通道, 相界处 C 和 V 元素含量较高, 从而形成的 VC 颗粒较多。从图 4 还可看出, 随着 V 含量的增加, VC 析出相的数量明显增加。主要是因为钢中添加 V 元素越多, 与碳元素结合形成 VC 越多, 这些析出物通过钉扎奥氏体晶界, 阻止晶粒的长大从而细化晶粒, 提高了奥氏体的稳定性。一些尺寸较大的 VC 主要在铁素体中析出, 说明 VC 优先在铁素体相中长大。

通过 XRD 对不同 V 添加量的 7Mn 钢中的奥氏体含量进行测量与计算, 图 5 为添加 V 的 7Mn 冷轧试验钢在 650 ℃ 退火 1 h 后空冷的 XRD 图谱和奥氏体含量的计算结果, 其中 α 表示体心立方, γ 表示面心立方。通过 XRD 图谱数据分析发现, 断裂前后试验钢的奥氏体含量都随 V 添加量的增加先减少后增加, 这与 SEM 图像中观察到的结果一

致。为了表征奥氏体含量对试验钢力学性能的影响,对奥氏体的转化率计算发现,奥氏体的转变率随 V

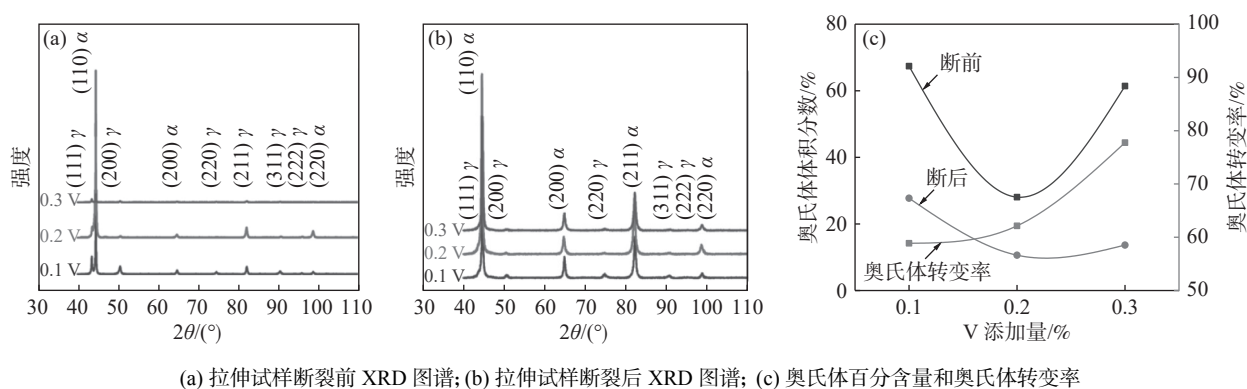
含量的增加而增加,这与试验钢的力学性能的变化趋势一致。



(a)0.1V; (b)0.2V; (c)0.3V; (d) 析出物的 EDS 谱图

图 4 冷轧态 7Mn 钢不同 V 添加量下的 TEM 图像

Fig. 4 TEM images of cold-rolled 7Mn steel with different V additions



(a) 拉伸试样断裂前 XRD 图谱; (b) 拉伸试样断裂后 XRD 图谱; (c) 奥氏体百分含量和奥氏体转变率

图 5 不同 V 添加量的 7Mn 钢的 XRD 图谱及奥氏体含量与转化率计算情况

Fig. 5 XRD diffraction patterns of 7Mn steel with different V additions and the calculation of austenite contents and conversion rates

2.2 力学性能

表 2 为不同 V 添加量下 7Mn 钢的力学性能。可以看出 V 添加量为 0.1% ~ 0.3% 时,试验钢的力学性能随着 V 含量的增加而增加,当 V 含量为 0.3% 时试样钢力学性能达到最佳。由此可见, V 元素的添加可以显著提升 7Mn 中锰钢的综合力学性能,满足第三代汽车用钢强塑积 $\geq 30 \text{ GPa} \cdot \%$ 的要求。

2.3 加工硬化行为

图 6 (a) ~ (b) 分别为试验钢的真应力 (σ)-应

变 (ϵ) 曲线和加工硬化率曲线。从图 6(a) 可以看出,试验钢的真应力-应变曲线有锯齿状波动,这是因为试验钢中的奥氏体在拉伸变形过程中发生 TRIP 效应导致的。不同 V 含量的真应力应变曲线的形状没有明显差异,曲线的锯齿状波动均出现在屈服点之后,说明在塑性变形过程中,第二相析出强化使应力应变曲线上移,但对加工硬化曲线的形状影响不明显,即 V 元素的添加可以显著提高材料的屈服强度。从加工硬化曲线图 6(b) 可以看出,不同 V 含量

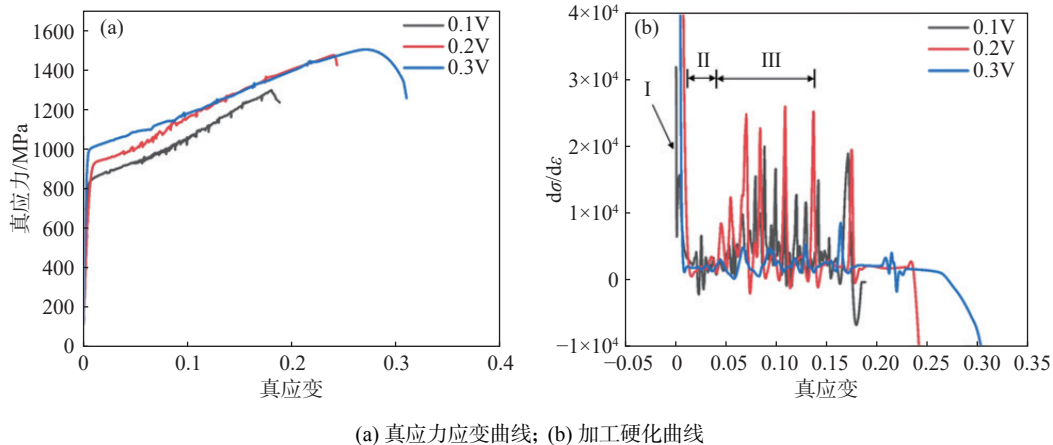
试样的加工硬化率曲线变化过程可以分成三部分, 在第 I 阶段, 所有试样的加工硬化率都迅速下降, 这是因为吕德斯带在弹性变形后刚开始形成和扩展, 没有产生应变硬化。在第 II 阶段, 曲线开始出现波动, 这与屈服点的伸长有关, 柯氏气团的形成和部分 TRIP 效应的产生导致了较低的加工硬化率^[13]。在第 III 阶段, 曲线出现较大的波动, 呈现出不确定的延伸, 这是由于奥氏体向马氏体转变所导致的^[14], 即 TRIP 效应的发生。不同试样的波动不同是由奥

氏体的体积分数和稳定性决定的, 即应变硬化行为是由奥氏体的含量的稳定性决定的。

表 2 不同 V 添加量的 7Mn 钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 7Mn steel with different V additions

试验钢	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	强塑积/(GPa·%)
0.1 V	818.15	1 086.40	26.20	28.46
0.2 V	909.60	1 162.84	35.39	41.15
0.3 V	993.96	1 164.56	37.55	43.73



(a) 真应力应变曲线; (b) 加工硬化曲线

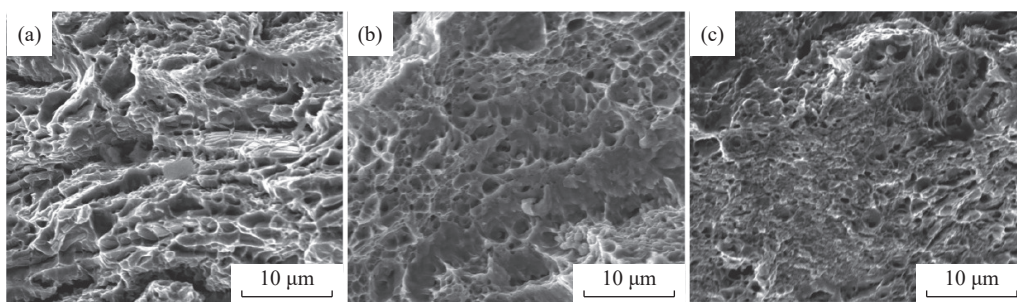
图 6 不同 V 添加量的 7Mn 钢的真应力应变曲线和加工硬化曲线

Fig. 6 True stress-strain and work hardening rate curves of 7Mn steels with different V additions

2.4 试样断口显微分析

图 7 为不同 V 含量试样的拉伸断口形貌, 可以看出含 V 试验钢的拉伸断口均呈塑性断裂。与 0.1% 含 V 钢的断口相比, 0.2% 的含 V 钢试样的

断口中可以观察到明显的撕裂棱和韧窝, 且韧窝大小比较均匀, 如图 7(b) 所示。当 V 含量增加到 0.3% 时, 试样的韧窝比添加 0.2%V 试样更加细小均匀, 这也是 0.3% 试样断后延伸率较好的主要原因。



(a)0.1V; (b)0.2V; (c)0.3V

图 7 拉伸试样断口形貌

Fig. 7 Fracture morphology of the specimen after tensile tests

3 结论

以 Fe-0.2C-7Mn-1Al 钢为研究对象, 初步探究了 0.1%~0.3%V 含量对 7Mn 钢组织和力学性能的影响, 得出如下结论:

1) 添加不同 V 含量的冷轧态 7Mn 试验钢 650 °C 退火后, 组织主要由板条状铁素体、奥氏体组成。随着 V 含量的增加, 组织逐渐细化。当 V 含量为 0.3% 时, 出现马氏体组织。

2) 试验钢在受到外力作用时会发生 TRIP 效应,

通过延迟局部颈缩产生明显的加工硬化。V 元素的添加会和钢中的 C 元素结合形成 VC 第二相颗粒, 这些细小的 VC 颗粒分布在晶界和基体中起到钉扎晶界的运动, 阻碍了晶粒的长大。在细晶强化、第二相强化和 TRIP 效应的共同作用下试验钢的综合力学性能显著提高。

3) TRIP 效应是中锰钢的主要增塑机制, 第二相析出强化和沉淀强化是其主要增强机制。试验钢

力学性能随着 V 含量的增加而增加, 当 V 含量为 0.3% 时性能最佳, 其抗拉强度为 1 164.56 MPa, 延伸率为 37.55%, 屈服强度为 993.96 MPa, 强塑积为 43.73 GPa·%。

4) 课题组初步探究了 V 对 7Mn 钢组织和力学性能的影响情况, 后续将进一步添加 V 含量以明确 7Mn 钢的最佳添加量及影响机制。

参考文献

- [1] He B B, Huang X M. Simultaneous increase of both strength and ductility of medium Mn transformation-induced plasticity steel by vanadium alloying[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49A(5): 1433-1438.
- [2] Lee, Sangwon, Cooman D, *et al.* Effect of the intercritical annealing temperature on the mechanical properties of 10 Pct Mn multi-phase steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45A(11): 5009-5016.
- [3] Liu L, He B B, Cheng G, *et al.* Optimum properties of quenching and partitioning steels achieved by balancing fraction and stability of retained austenite[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 150: 1-6.
- [4] Li Z, Ding H, Misra R, *et al.* Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2017(682): 211-219.
- [5] Jing Songyang, Ding Hua, Liu Mingzhu. Role of Al element in tailoring the austenite mechanical stability and tensile properties of medium Mn steels[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022(20): 1414-1427.
- [6] Li Junkui, Zhang Fucheng. A simultaneously improved strength and ductility on medium Mn TRIP steel designed by pre-twining strategy based on SFE controlling[J]. *Materials Letters*, 2022(316): 132078.
- [7] Lee, Seawoong, Estrin, *et al.* Constitutive modeling of the mechanical properties of V-added medium manganese TRIP steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2013, 44(7): 3136-3146.
- [8] Min T P, Sik M J, Chanwon J, *et al.* Improved strength of a medium-Mn steel by V addition without sacrificing ductility [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2021, 802: 140681.
- [9] Ye Lan, Wang Junfeng, Zeng Zhaoli, *et al.* Realization of selective strengthening of ferrite by Nb/V microalloying in a medium carbon lightweight δ -TRIP steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2020, 51(5): 2460-2468.
- [10] Yu Haicun, Cai Zhaochen, Fu Guiqin, *et al.* Effect of V-Ti addition on microstructure evolution and mechanical properties of hot-rolled transformation-induced plasticity steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica(English Letters)*, 2019, 32(3): 352-360.
- [11] Hu Bin, He Bingbin, Cheng Guanju, *et al.* Super-high-strength and formable medium Mn steel manufactured by warm rolling process[J]. *Acta Materialia*, 2019, 174: 131-141.
- [12] Jha B, Avtar R. Structure-property correlation in low carbon low alloy high strength wire rods/wires containing retained austenite[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 1996, 49(3): 133-142.
- [13] Sun B, Fazeli F, Scott C, *et al.* Microstructural characteristics and tensile behavior of medium manganese steels with different manganese additions[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 729: 496-507.
- [14] Cai Z H, Ding H, Xue X, *et al.* Significance of control of austenite stability and three-stage work-hardening behavior of an ultrahigh strength-high ductility combination transformation-induced plasticity steel[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(11): 865-868.

编辑 杨冬梅, 张维娜