

Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的组织性能

陈其源, 周晓光, 刘振宇, 吴思炜

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 通过层流冷却及卷取过程模拟实验和实验室热轧实验研究了冷却工艺参数对 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 组织性能的影响规律,并在生产现场进行了工业试制. 结果表明,大冷速有利于弥散细小的 TiC 粒子析出,冷速和终冷温度对实验钢强度的影响是细晶强化、析出强化和相变强化共同作用的结果,N 含量显著影响 Ti 的析出强化效果,在冶炼时应严格控制钢中的 N 含量,否则将对钢板的性能产生较大的影响. 实现了低成本 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的批量稳定生产.

关 键 词: Ti 微合金化;510L;控轧控冷;组织演变;力学性能

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2018)03-0339-06

Microstructure and Properties of Ti Microalloyed Automobile Frame Steel 510L

CHEN Qi-yuan, ZHOU Xiao-guang, LIU Zhen-yu, WU Si-wei

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: ZHOU Xiao-guang, E-mail: zhouxg@ral.neu.edu.cn)

Abstract: The effects of cooling process parameters on microstructure and mechanical properties of Ti microalloyed automobile frame steel 510L were studied by laminar cooling, coiling process simulation experiment and laboratory hot rolling experiment. Industrial trial production was made at the production site. The results showed that great cooling rate is advantageous to the precipitation of dispersed and fine TiC particles. The effects of cooling rate and final cooling temperature on the strength of the experimental steel include the joint action of precipitation strengthening, fine grain strengthening and phase transformation strengthening. N content significantly influences the precipitation strengthening effect of Ti. The N content in the steel should be strictly controlled during smelting, otherwise it will have a great influence on the properties of the steel plate. Mass stable production of Ti microalloyed automobile frame steel 510L with low cost has been realized.

Key words: Ti microalloyed; 510L; thermo-mechanical control process(TMCP); microstructure evolution; mechanical properties

汽车大梁钢 510L 是汽车结构用钢中需求量较大、性能要求较高的钢种,广泛应用于重卡汽车车架上的纵梁和横梁^[1]. 目前国内各大钢厂大多采用单一 Nb 微合金化或 Nb-Ti 复合微合金化的方式生产 510L^[2]. 然而 Nb 的价格越来越高,且几乎完全依赖进口,如果能找到替代 Nb 的微合金元素来生产 510L,将给企业带来巨大的经济效益,并缓解能源危机^[3-6].

我国 Ti 资源储量丰富,Ti 与 Nb 相比价格优势明显,且 Ti 是强碳氮化物形成元素,可以起到良好的析出强化作用,改善钢板的冷成型性和焊接性能^[7-10]. 同时,采用单一 Ti 微合金化还将解决 Nb 微合金钢普遍存在的混晶问题,不降低终轧温度和卷取温度,轧机和卷取机负荷小,生产易于实现^[11-12]. 因此,以 Ti 代 Nb 生产汽车大梁钢 510L 是一种降低成本、改善钢板综合性能、节能

收稿日期: 2016-10-18

基金项目: 国家重点研发计划项目(2017YFB0305000,2017YFB0304900); 辽宁省自然科学基金资助项目(2015020180).

作者简介: 陈其源(1992-),男,辽宁沈阳人,东北大学博士研究生; 刘振宇(1967-),男,内蒙古赤峰人,东北大学教授,博士生导师.

减排的极佳选择,具有重要的理论和实际意义.

本文以单一 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 为研究对象,进行层流冷却及卷取过程模拟实验,研究冷却过程的组织演变规律,并进行实验室热轧实验和工业试制,研究控轧控冷工艺参数对组织性能的影响,为实际工业生产奠定基础.

1 实验材料与方法

根据合金设计原理,确定低成本的 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的化学成分为 0.08% ~ 0.1% C,1.00% ~ 1.40% Mn,0.17% ~ 0.23% Si,0.02% ~ 0.06% Ti. 实验钢坯的原始尺寸为 40 mm(厚度) × 150 mm(宽度) × L(长度),机械加工成 ϕ 8 mm × 15 mm 的圆柱形热模拟试样.

层流冷却及卷取过程模拟实验在 RAL 自主研发的 MMS-300 热力模拟实验机上进行. 具体实验方案为:将试样以 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 速度加热到 1 220 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化,保温 3 min 后,以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却到 860 $^{\circ}\text{C}$,保温 10 s 后,以 5 s^{-1} 的应变速率进行压缩变形,真应变为 0.4;然后分别以 3, 10, 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 速度冷却到 450, 500, 550, 600, 650 $^{\circ}\text{C}$;此后以 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却至室温来模拟卷取过程,利用 LEICAQ550IW 型金相分析仪和 Tecnai G² F20 场发射透射电子显微镜观察试样的金相组织和析出情况.

实验室热轧实验在东北大学 RAL 实验室的 ϕ 450 mm × 450 mm 二辊可逆式轧机上进行. 加热温度设定为 1 220 $^{\circ}\text{C}$,采用两阶段控制轧制工艺,中间坯待温采用空冷. 轧后利用层流冷却装置进行冷却,分别采用不同冷速降温至不同终冷温度,之后放入保温坑中缓慢冷却至室温. 实验室热轧及冷却工艺参数如表 1 所示. 室温拉伸实验

采用标准拉伸试样.

表 1 TMCP 工艺参数
Table 1 Parameters of TMCP process

工艺组数	二阶段开轧温度/ $^{\circ}\text{C}$	终轧温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷速/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$	终冷温度/ $^{\circ}\text{C}$
1#	950	860	45.18	650
2#	950	860	41.52	590
3#	950	860	41.23	440
4#	950	860	15.15	670
5#	950	860	17.64	600
6#	950	860	15.00	505
7#	950	860	17.89	370

2 实验结果与分析

2.1 层流冷却及卷取过程模拟实验

实验钢以不同冷速(3,10,30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$)冷却至不同温度(450,500,550,600,650 $^{\circ}\text{C}$)后缓慢冷却至室温的金相组织为:当冷速为 3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,过冷奥氏体相变时穿过铁素体和珠光体相变区域,显微组织为铁素体和珠光体的混合组织;当冷速为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时出现了贝氏体组织,显微组织为铁素体、珠光体和贝氏体的混合组织;当冷速为 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,珠光体基本消失,显微组织以铁素体和贝氏体为主. 随着冷速的增大,铁素体相变量趋于减少,珠光体相变区域逐渐变窄,使铁素体和珠光体体积分数都逐渐减少,贝氏体体积分数逐渐增加,铁素体晶粒尺寸趋于细小. 随着终冷温度的降低,铁素体体积分数逐渐减少,贝氏体体积分数逐渐增加,在高温区域停留的时间缩短,相变得到的铁素体晶粒来不及长大,铁素体晶粒尺寸趋于细小. 图 1 给出了实验钢不同冷速下的典型金相组织.

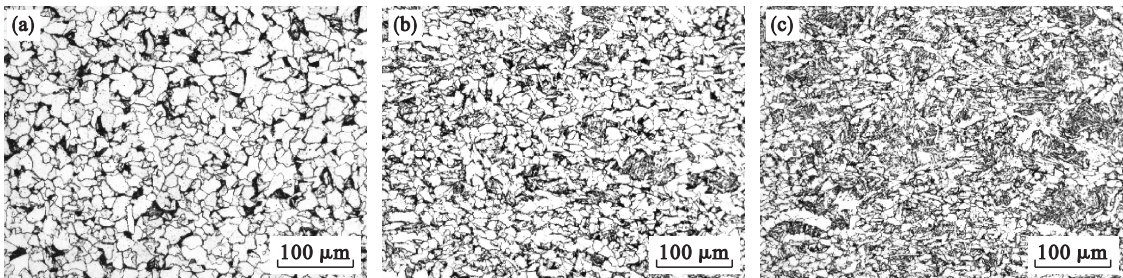


图 1 实验钢不同冷速下的金相组织

Fig. 1 Optical microstructure of experimental steel at different cooling rates
(a)—3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 550 $^{\circ}\text{C}$; (b)—10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 550 $^{\circ}\text{C}$; (c)—30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 550 $^{\circ}\text{C}$.

图 2 给出了实验钢以 3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速冷却至 550 $^{\circ}\text{C}$ 后缓慢冷却至室温的 TEM 照片. 细

小的 TiC 粒子均弥散分布在铁素体基体上. 冷速为 3 ℃/s 时析出的细小 TiC 粒子数量较少, 而冷速为 30 ℃/s 时析出的细小 TiC 粒子数量较多. 这是由于较快的冷速造成冷却过程中 TiC 来不及析出, 大部分在冷却后较低温度下保温过程中弥散析出, 析出粒子来不及长大, 析出的细小 TiC 粒子增多.

图 3 给出实验钢以 3 ℃/s 冷速冷却至 450, 550, 650 ℃后缓慢冷却至室温的 TEM 照片. 终冷温度为 450 ℃时析出的细小 TiC 粒子数量最少, 终冷温度为 650 ℃时析出的细小 TiC 粒子数量最多, 终冷温度为 550 ℃时的析出数量介于两者之间. 这是由于 650 ℃接近 TiC 析出的“鼻温”, 终冷温度为 650 ℃时, 实验钢在 TiC 析出“鼻温”附近停留的时间更长, TiC 粒子的析出动力较大, 析出的细小 TiC 粒子更多; 而随着终冷温度的降低,

TiC 在冷却后保温过程中的析出动力减弱, 析出的细小 TiC 粒子数量减少.

实验钢不同冷却工艺下的 TEM 照片中均可在铁素体基体上发现一些正方形第二相粒子, 部分可以在铁素体基体上发现极少量椭圆形第二相粒子. 经能谱分析可知, 这些正方形第二相粒子为 TiN, 椭圆形第二相粒子为 MnS. 图 4 给出了实验钢以 30 ℃/s 冷速冷却至 550 ℃后缓慢冷却至室温的 TEM 照片, TiN 和 MnS 部分重叠.

用 KB3000BVRZ – SA 型万能硬度计对各冷却工艺下试样的宏观维氏硬度进行测定, 结果如图 5 所示. 对于相同的终冷温度, 维氏硬度随着冷速的增大而增大, 这是由于较快的冷速可以得到更多弥散细小的 TiC 第二相粒子, 析出强化效果更好; 同时, 较快的冷速会得到较好的相变强化和细晶强化效果.

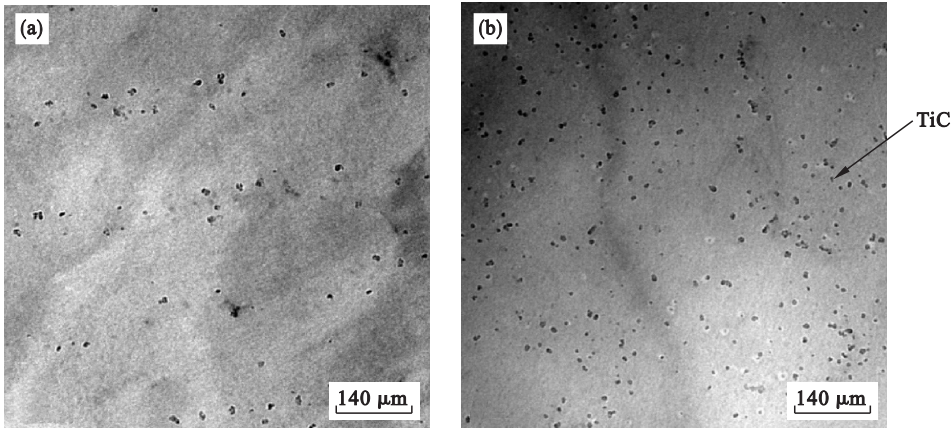


图 2 实验钢不同冷速下的 TEM 照片
Fig. 2 TEM photos of experimental steel at different cooling rates
(a)—3 ℃/s, 550 ℃; (b)—30 ℃/s, 550 ℃.

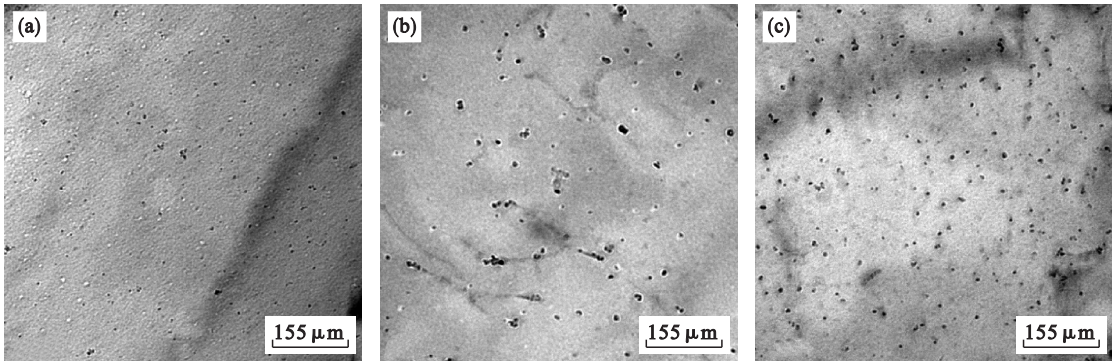


图 3 实验钢不同终冷温度下的 TEM 照片
Fig. 3 TEM photos of experimental steel at different final cooling temperature
(a)—3 ℃/s, 450 ℃; (b)—3 ℃/s, 550 ℃; (c)—3 ℃/s, 650 ℃.

冷速为 10 ℃/s 和 30 ℃/s 时, 终冷温度从 650 ℃降至 600 ℃, 维氏硬度增大, 这是由于 600 ℃时相变强化和细晶强化效果更好; 终冷温

度从 600 ℃降至 500 ℃, 维氏硬度减小, 这是由于随着终冷温度的降低, 析出的细小 TiC 粒子减少, 析出强化效果减弱, 此时相变强化和细晶强化的

作用并不能弥补其损失的析出强化作用;终冷温度从 500 ℃ 降至 450 ℃,维氏硬度增大,这是由于相变强化和细晶强化的作用足以弥补其损失的析出强化作用。

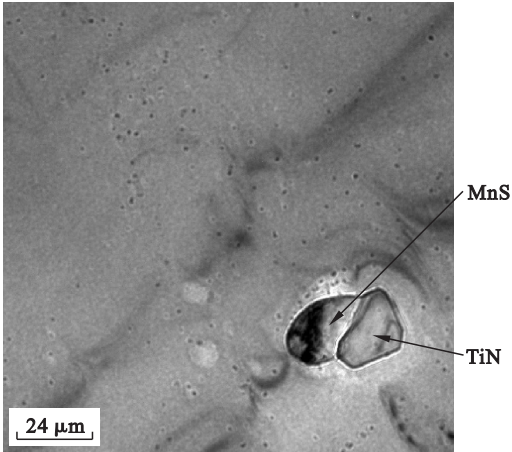


图 4 实验钢的典型 TEM 照片
Fig. 4 Typical TEM photo of experimental steel

冷速为 3 ℃/s 时,终冷温度从 650 ℃ 降至 550 ℃,维氏硬度增大,这是由于较低的终冷温度可以得到更好的细晶强化效果;终冷温度从 550 ℃ 降至 450 ℃,维氏硬度减小,这是由于终冷温度较低时细晶强化的作用不能弥补其损失的析出强化作用。

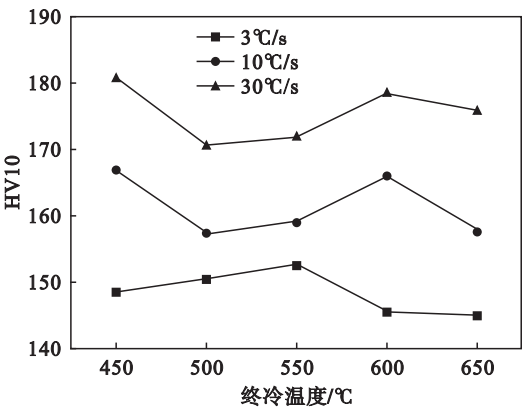


图 5 实验钢的维氏硬度结果
Fig. 5 Vickers-hardness of experimental steel

2.2 实验室热轧实验

实验钢的力学性能检测结果见图 6。实验钢的屈服强度在 390 ~ 438 MPa 范围内,远超过 510L 的屈服强度下限;抗拉强度在 480 ~ 535 MPa 范围内,有 4 组工艺达到 510L 的抗拉强度下限。尽管其中 3 组工艺未达到 510L 的抗拉强度下限,但考虑到实验钢中 N 含量偏高造成抗拉强度有所降低,只要冶炼时控制钢中 N 含量,热轧后钢板的抗拉强度即可达到 510 MPa 以上。

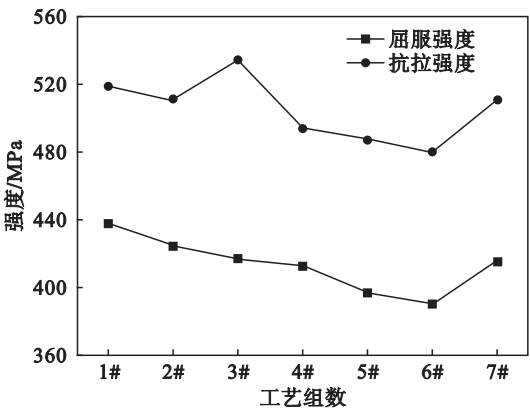


图 6 实验钢的力学性能
Fig. 6 Mechanical properties of experimental steel

对于较大冷速 (40 ℃/s 以上) 时的金相组织,1#和 2#钢板由铁素体和珠光体组成,3#钢板由铁素体、贝氏体和少量珠光体组成;对于较小冷速 (15 ~ 18 ℃/s) 时的金相组织,4#,5#和 6#钢板由铁素体和珠光体组成,7#钢板由铁素体、珠光体和少量贝氏体组成。随着冷速的增大和终冷温度的降低,实验钢中开始产生贝氏体组织,且贝氏体的体积分数逐渐增加,铁素体体积分数相应减小,相变强化作用增强。采用大冷速有显著细化铁素体晶粒的作用。随着终冷温度的降低,铁素体晶粒尺寸呈递减趋势。

图 7 为实验钢屈服强度与冷速、终冷温度的关系曲线。冷速较大时,随着终冷温度的降低,屈服强度呈下降趋势。3#钢板的终冷温度最低,相变强化和细晶强化作用更大,但屈服强度最低,这可能是由于细晶强化和相变强化的作用并不能弥补其损失的析出强化作用。冷速较小时,随着终冷温度的降低,细晶强化和相变强化作用更为显著,但 TiC 粒子的析出强化作用减弱,三者的共同作用使屈服强度先下降后升高。

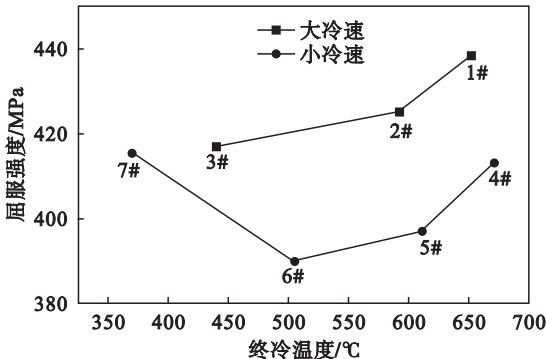


图 7 实验钢屈服强度与冷却工艺的关系
Fig. 7 Relationship between yield strength and cooling process of experimental steel

3 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 工业试制

在生产现场进行了工业试制,结合试轧钢板的力学性能,解决 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 实际生产中的技术问题.

3.1 第一次工业试制

生产现场得到的实验钢力学性能检测结果如表 2 所示.3 组工艺的力学性能均满足 510L 的要求,其中 1#钢板的强度最高,3#钢板的强度最低.

表 2 实验钢的力学性能 Table 2 Mechanical properties of experimental steel		
工艺组数	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa
1#	517	615
2#	476	577
3#	392	521

利用氧氮分析仪对 1#和 3#钢板的 N 含量进行测定,分别为 47.9×10^{-6} 和 73.0×10^{-6} . 由此可知,1#钢板中 N 含量较低,在高温状态下析出的 TiN 较少,使奥氏体中保留了较多的以固溶形式存在的 Ti,在后期保温过程中从铁素体中析出的 TiC 较多,析出强化效果较强,造成 1#钢板强度较高;而 3#钢板中 N 含量较高,析出强化效果较弱,造成 3#钢板强度较低.

对于 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的工业生产,在冶炼时应严格控制钢中的 N 含量,否则将对钢板的性能产生较大的影响.

3.2 第二次工业试制

冶炼时对钢中 N 含量进行了严格控制,得到的实验钢力学性能检测结果如表 3 所示.3 组工艺的力学性能均满足汽车大梁钢 510L 的要求,且屈服强度和抗拉强度控制在比较稳定的范围内,综合性能与单一 Nb 微合金化或 Nb-Ti 复合

表 3 实验钢的力学性能 Table 3 Mechanical properties of experimental steel						
工艺组数	方向	屈服强度	抗拉强度	屈强比	延伸率	180°冷弯实验
		MPa	MPa		%	
1#	横向	444	551	0.81	29.2	合格
	纵向	434	545	0.80	31.0	合格
2#	横向	470	569	0.83	29.6	合格
	纵向	443	546	0.81	28.4	合格
3#	横向	459	560	0.82	30.0	合格
	纵向	452	554	0.82	30.7	合格

微合金化方式生产的 510L 相当.

4 结 论

- 1) 大冷速有利于弥散细小的 TiC 粒子的析出.
- 2) 冷速和终冷温度对实验钢强度的影响是析出强化、细晶强化和相变强化共同作用的结果.
- 3) N 含量显著影响 Ti 的析出强化效果,对于 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的工业生产,在冶炼时应严格控制钢中的 N 含量,否则将对钢板的性能产生较大的影响.
- 4) 实现了低成本 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的批量稳定生产.

参考文献:

[1] 王欣,康永林,于浩,等. FTSR 工艺生产低 C-Mn 钢 510L 汽车大梁板的组织性能分析[J]. 汽车工艺与材料,2006(2):6-8.
(Wang Xin, Kang Yong-lin, Yu Hao, et al. Analysis on the microstructure and mechanical properties of low C-Mn 510L beam plate produced by FTSR technology [J]. *Automobile Technology & Material*, 2006(2):6-8.)

[2] 杨澄. 汽车大梁板 WL510 钢的性能控制[J]. 金属热处理, 2011, 36(10):11-14.
(Yang Cheng. Properties controlling of automobile beam steel WL510 [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2011, 36(10):11-14.)

[3] Medina S F, Chapa M, Valles P, et al. Influence of Ti and N contents on austenite grain control and precipitate size in structural steels [J]. *ISIJ International*, 1996, 39(9):930-936.

[4] 张继魁,辛莹,张曼曼,等. 汽车大梁用低合金高强度钢板 的性能与发展[J]. 汽车工艺与材料,2004(6):42-46.
(Zhan Ji-kui, Xin Ying, Zhang Man-man, et al. Property and development of high strength low alloy hot rolled steel sheet for truck frame use [J]. *Automobile Technology & Material*, 2004(6):42-46.)

[5] Xie K Y, Zheng T, Cairney J M, et al. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel [J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(9):710-713.

[6] Kamibayashi K, Tanabe Y, Takemoto Y, et al. Influence of Ti and Nb on the strength-ductility-hole expansion ratio balance of hot-rolled low-carbon high-strength steel sheets [J]. *ISIJ International*, 2012, 52(1):151-157.

[7] Soto R, Saikaly W, Bano X, et al. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties [J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(12):3475-3481.

[8] Chsapa M, Medina S F, Lopez V, et al. Influence of Al and Nb on optimum Ti/N ratio in controlling austenite grain growth at reheating temperatures [J]. *ISIJ International*, 2002, 42(11):1288-1296.

[9] Shi Z R, Chai X Y, Chai F, et al. The mechanism of intragranular ferrite formed on Ti-rich (Ti, V) (C, N)

precipitates in the coarse heat affected zone of a V-N-Ti microalloyed steel [J]. *Materials Letters*, 2016, 175 (14) : 266 – 270.

[10] Xu Y, Zhang W N, Sun M X, et al. The blocking effects of interphase precipitation on dislocations’ movement in Nb/Ti micro-alloyed steels [J]. *Materials Letters*, 2015, 139 (15) : 177 – 181.

[11] Mao X P, Huo X D, Sun X J, et al. Strengthening mechanisms of a new 700MPa hot rolled Ti-microalloyed steel produced by compact strip production [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210 (12) : 1660 – 1666.

[12] Eghbali B. Microstructural development in a low carbon Ti-microalloyed steel during deformation within the ferrite region [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 480 (1) : 84 – 88.



(上接第 328 页)

[4] Jiang Q, Wang G, Jin S, et al. Predicting human microRNA-disease associations based on support vector machine [J]. *International Journal of Data Mining and Bioinformatics*, 2013, 8 (3) : 282 – 293.

[5] Zou Q, Li J J, Hong Q Q, et al. Prediction of MicroRNA-disease associations based on social network analysis methods [J]. *BioMed Research International*, 2015, 2015 : 810514. doi:10.1155/2015/810514.

[6] Chen X, Yan G Y. Semi-supervised learning for potential human microRNA-disease associations inference [J]. *Scientific Report*, 2014, 4 : 5501. doi:10.1038/srep05501.

[7] Chen X, Yan C G, Zhang X T, et al. RBMMMDA: predicting multiple types of disease-microRNA associations [J]. *Scientific Report*, 2015, 5 : 13877. doi:10.1038/srep13877.

[8] Chen H L, Zhang Z P. Similarity-based methods for potential human microRNA-disease association prediction [J]. *BMC Medical Genomics*, 2013, 6 (12) : 1 – 9.

[9] Sun D D, Li A, Feng H Q, et al. NTSMDA: prediction of miRNA-disease associations by integrating network topological similarity [J]. *Molecular BioSystems*, 2016, 12 (7) : 2224 – 2232.

[10] Navlakha S, Kingsford C. The power of protein interaction networks for associating genes with diseases [J]. *Bioinformatics*, 2010, 26 (8) : 1057 – 1063.

[11] 孟宪伟. MicroRNA 与人类疾病关联的预测方法研究 with implementation [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.

(Meng Xian-wei. Research and implementation of predicting human disease-related microRNAs [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012.)

[12] Chen X, Liu M X, Yan G Y. RWRMDA: predicting novel human microRNA-disease associations [J]. *Molecular BioSystems*, 2012, 8 (10) : 2792 – 2798.

[13] Xuan P, Han K, Guo Y D, et al. Prediction of potential disease-associated microRNAs based on random walk [J]. *Bioinformatics*, 2015, 31 (11) : 1805 – 1815.

[14] van Driel M A, Bruggeman J, Vriend G, et al. A text-mining analysis of the human phenome [J]. *European Journal of Human Genetics*, 2006, 14 (5) : 535 – 542.

[15] Köhler S, Schulz H, Krawitz P, et al. Clinical diagnostics in human genetics with semantic similarity searches in ontologies [J]. *The American Journal of Human Genetics*, 2009, 85 (4) : 457 – 464.

[16] Li J H, Lin X Y, Teng Y Y, et al. A comprehensive evaluation of disease phenotype networks for gene prioritization [J]. *PLOS One*, 2016, 11 (7) : e0159457. doi:10.1371/journal.pone.0159457.

[17] Wang D, Wang J, Lu M, et al. Inferring the human microRNA functional similarity and functional network based on microRNA-associated diseases [J]. *Bioinformatics*, 2010, 26 (13) : 1644 – 1650.

[18] Vanunu O, Magger O, Ruppin E, et al. Associating genes and protein complexes with disease via network propagation [J]. *PLOS Computational Biology*, 2010, 6 (1) : e1000641.