

# 含铌 TRIP 钢连续退火后的组织性能及强化机理

江海涛 唐 荻 米振莉 陈雨来

北京科技大学高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083

**摘 要** 在实验室模拟了含铌与无铌 TRIP 钢的连续退火工艺过程, 通过金相显微技术 (OM)、扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM)、背散射电子衍射技术 (EBSD)、X 射线衍射 (XRD) 和拉伸实验等检测手段研究了 TRIP 钢的组织性能, 分析了 TRIP 钢中残余奥氏体稳定性的影响因素及强化机理. 结果表明: 在连续退火工艺条件下, Nb 的存在细化了 TRIP 钢的微观组织, 与未添加 Nb 的钢相比, 添加 Nb 可以提高 TRIP 钢中残余奥氏体含量和残余奥氏体碳含量. 含铌 TRIP 钢中残余奥氏体主要以团块状或薄膜状分布于铁素体与贝氏体晶界, 极少部分以细小球状分布于铁素体晶内. 含铌 TRIP 钢热轧后的主要析出物为  $Fe_3C$  和  $(Nb, Ti)(C, N)$ , 退火后的主要析出物为  $(Nb, Ti)(C, N)$ . 细小含铌析出物的析出强化导致了随着退火温度的升高, 屈服强度和抗拉强度升高.

**关键词** TRIP 钢; 铌; 连续退火; 残余奥氏体; 析出

**分类号** TG 142.3

## Microstructure mechanical properties and strengthening mechanism of Nb-bearing TRIP steel after continuous annealing process

JIANG Hai-tao TANG Di MI Zhen-li CHEN Yu-lai

National Engineering Research Center for Advanced Rolling Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

**ABSTRACT** The continuous annealing processing of transformation-induced plasticity (TRIP) steel was simulated in lab. The microstructure and mechanical properties were analyzed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), electron backscatter diffraction (EBSD), X-ray diffraction (XRD) techniques and tensile test. The factors influencing the stabilization of retained austenite and the strengthening mechanism of TRIP steel were analyzed. The experimental results showed that fine grains in the microstructure of Nb-bearing TRIP steel formed during continuous annealing processing because of the existence of Nb. The Nb-bearing TRIP steel has more retained austenite and more carbon in retained austenite than the TRIP steel without niobium. It is found that retained austenite in the Nb-bearing TRIP steel is bulky or thin filmy at ferrite and bainite grain boundaries and few fine globular ones exist in the ferrite matrix.  $Fe_3C$  and  $(Nb, Ti)(C, N)$  are the main precipitates in the Nb-bearing TRIP steel after hot rolling. After continuous annealing,  $(Nb, Ti)(C, N)$  is the only main precipitates. Obviously the yield strength and tensile strength increase with increasing annealing temperature, which results from the precipitation strengthening of fine Nb-bearing precipitates.

**KEY WORDS** TRIP steel; niobium; continuous annealing; retained austenite; precipitation

为满足新一代汽车用钢板的性能要求, 20 世纪 90 年代以来, 一种新型的汽车用钢——相变诱发塑性 (transformation-induced plasticity, TRIP) 钢开始在国外汽车工业中得到应用. 与普通碳钢、低合金高强度钢和双相钢板相比, TRIP 钢具有很高的强塑性

(抗拉强度与断后延伸率的乘积) 和优异的成型性能. 此外, TRIP 钢还具有高的抗冲撞吸收能, 故多被用于汽车安全零部件<sup>[1-2]</sup>.

在钢中添加适量的铌元素, 可使组织得到细化, 从而使材料的强度和塑性得到进一步改善<sup>[3-5]</sup>. 因

收稿日期: 2009-05-12

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (No. 50804005)

作者简介: 江海涛 (1976-), 男, 副研究员, 博士, E-mail: nwpujh@yahoo.com.cn

此,国内外学者通过添加微合金元素铌来研究开发热轧或冷轧 TRIP 钢,并研究铌对 TRIP 钢组织性能的影响<sup>[6-11]</sup>.但是,针对铌在 TRIP 钢中的作用机理和对 TRIP 钢中残余奥氏体的影响机制等研究还不够深入.本文进行含铌与无铌 TRIP 钢的连续退火工艺模拟,分析铌在控制 TRIP 钢中残余奥氏体和组织构成的作用,探讨工艺参数对合金元素铌回溶与析出的影响规律,旨在为 TRIP 钢的工业生产提供理论依据.

## 1 实验材料及方法

在 50 kg 真空感应炉内冶炼实验用 TRIP 钢两炉,实际成分(质量分数,%)为 0.19C-0.43Si-1.55Mn-0.069Nb-0.020Ti 和 0.18C-0.45Si-1.56Mn-0.018Ti. TRIP 钢经热轧、冷轧成 1.2 mm 钢板,切割成 50 mm × 200 mm 大小的试样,随后在 Gleeble 3800 试验机上进行连续退火模拟.根据 Thermo-Calc 软件计算,含铌 TRIP 钢的  $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$  温度分别为 770 和 880℃,无铌 TRIP 钢的  $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$  温度分别为 772 和 890℃,Nb 对实验钢的相变温度  $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$  的影响较小.进行模拟连续退火时,对于含铌与无铌钢均选取相同的退火工艺参数,TRIP 钢在临界区温度 780~850℃ 加热 120 s 后,以 30℃·s<sup>-1</sup> 的冷却速率冷却到贝氏体温度区间保温,等温温度为 400℃,保温时间为 120~500 s.热处理后,试样

经线切割取样,在 MTS 810 拉伸试验机上进行力学性能测试,并采用配置 EBSD、XRD 系统的 LEO 1450 扫描电镜和 JEM 2010 透射电镜进行微观组织观察和分析.测定和计算残余奥氏体含量和残余奥氏体的碳含量时,采用 D5000 X 射线衍射仪得到衍射图谱,选择奥氏体的 {200}、{220}、{311} 衍射线和铁素体的 {211} 衍射线进行计算分析. TRIP 钢热轧和退火试样经切割、清洗和称重后进行电解.电解液、电流密度的选择根据目标第 2 相的种类不同而有所不同.电解温度控制在 0~5℃,保证电解质量为 2~5 g.电解过程中采用电磁搅拌以保证电解的均匀性.电解完毕后进行清洗、干燥并精确称重,可获得第 2 相种类、尺寸分布和比例等信息.

## 2 实验结果与分析

图 1 为临界区温度为 800℃、等温温度为 400℃ 和保温时间为 300 s 的条件下,退火后无铌与含铌 TRIP 钢的微观组织对比.从图中可以看出两者均由铁素体、贝氏体和残余奥氏体构成.很明显,含铌钢的铁素体晶粒更加细小,大多为 3~5 μm;无铌 TRIP 钢铁素体晶粒尺寸主要在 5 μm 左右,还存在部分尺寸为 5~8 μm 的大块状多边形铁素体.这主要是 Nb 的存在细化了 TRIP 钢的热轧组织,因冷轧与连续退火过程的遗传性,从而细化了最终组织.

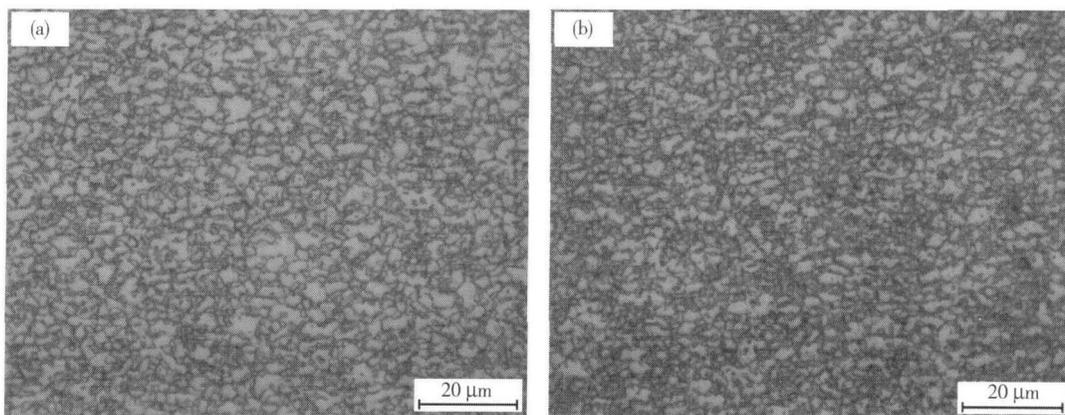


图 1 连续退火后实验 TRIP 钢的微观组织. (a) 无 Nb 钢; (b) 含 Nb 钢

Fig. 1 Microstructures of the tested TRIP steels after continuous annealing (a) without Nb; (b) with Nb

采用 SEM 和 EBSD 观察分析含铌 TRIP 钢残余奥氏体的形态与分布,如图 2 所示.残余奥氏体在钢中的存在位置主要有两种:大部分奥氏体位于铁素体晶界上,直径在 2 μm 以下,呈团块状或薄膜状;还有很小一部分残余奥氏体位于大的铁素体晶粒内部.残余奥氏体在无铌钢中具有相似的分布规律.在尺寸较大的铁素体边界,残余奥氏体呈稀疏分布,

其尺寸也较大.实际上,在贝氏体区等温(如 400℃)条件下,铁素体晶粒内的碳原子通过扩散不断向残余奥氏体富集,且大的残余奥氏体(FCC 结构)需要大的铁素体(BCC 结构)来满足碳原子的供应,其结果就形成了奥氏体晶粒大小与其铁素体尺寸成正比的微区分布规律.笔者曾经研究发现<sup>[12]</sup>,TRIP 钢中残余奥氏体的稳定性顺序如下:铁素体中细小

球状残余奥氏体 > 晶间薄膜状残余奥氏体 > 晶间团块状残余奥氏体.

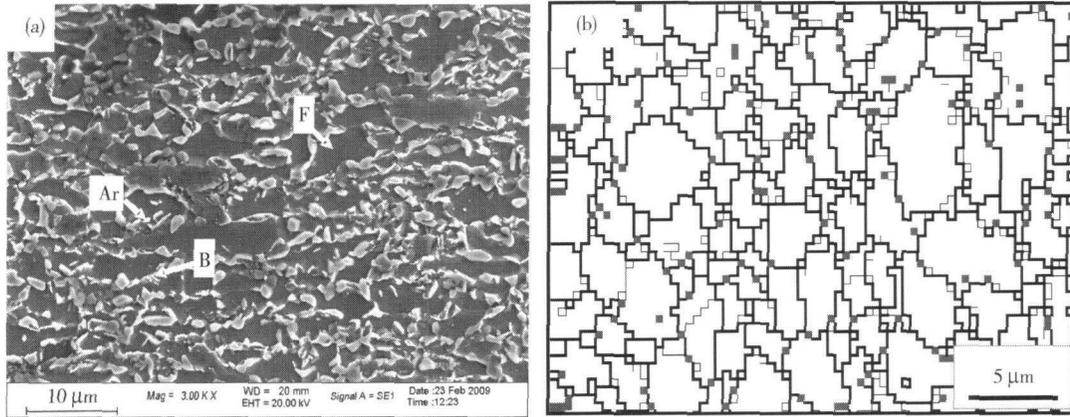


图 2 含铌 TR IP 钢中残余奥氏体的分布规律. (a) SEM 照片; (b) EBSD 照片

Fig 2 Distribution of retained austenite in the Nb-bearing TR IP steel. (a) SEM morphology; (b) EBSD morphology

利用 X 射线衍射测定含铌与无铌 TR IP 钢中的残余奥氏体含量和碳含量, 结果如图 3 所示. 经数据分析可知, 经过相同退火工艺处理后, 含铌 TR IP 钢中平均残余奥氏体含量 (体积分数) 为 7.9%, 残余奥氏体平均碳含量 (质量分数) 为 1.59%, 而无铌 TR IP 钢中平均残余奥氏体含量为 6.3%, 残余奥氏体平均碳含量为 1.45%. 很显然, 含铌 TR IP 钢残余奥氏体含量和残余奥氏体含碳量都高于无铌 TR IP 钢, 这是因为含铌钢在热轧和退火后产生了大量的 (Nb, Ti) (C, N) 析出物, 起到细化晶粒、提高 C 的扩散速率的作用<sup>[9]</sup>. 含铌 TR IP 钢中碳氮化铌析出物的形貌及其衍射花样如图 4(a) 所示. 此外, 在适当的连续退火工艺下, Nb 延迟了贝氏体转变, 抑制了渗碳体在贝氏体中的析出, 有利于碳在奥氏体中

的富集, 进而增加了残余奥氏体中的碳含量, 并有利于残余奥氏体的稳定.

对于无铌钢, 在贝氏体温度 400℃ 等温、保温 350 s 的热处理条件下, 发现残余奥氏体含量最高, 达 9.6%, 随后降低. 很明显, 贝氏体保温初期, 残余奥氏体含量随着贝氏体相变的进行而增加. 然而, 进一步延长保温时间, 发现残余奥氏体含量反而降低, 主要原因可能是渗碳体析出, 从而降低残余奥氏体中的碳含量. 无铌钢在这种条件下析出的渗碳体的形貌及其衍射花样如图 4(b) 所示. 而对于含铌钢, 随着贝氏体等温时间的延长, 直到 500 s 时均未发现渗碳体的析出.

铌的碳氮化物在奥氏体中的形变诱导析出以及在铁素体中的脱溶析出都可以起到一定的沉淀强化作用<sup>[13]</sup>. 针对含铌钢, 选取不同的临界区温度 (780~850℃) 加热 120 s 后, 再在贝氏体区温度 400℃ 保温 300 s 实验结果表明, 随着临界区连续退火温度的提高, 屈服强度和抗拉强度逐渐上升, 而延伸率在 780~830℃ 上升, 超过 830℃ 后下降. 分析可知, 连续退火温度在 780℃ 时其综合力学性能较差, 830℃ 时其强塑积最高, 如图 5 所示.

表 1 和表 2 为含铌 TR IP 钢热轧及退火态钢板电解析出的分析结果. 从表中可以发现, 含铌 TR IP 钢中热轧板的主要析出物为 Fe<sub>3</sub>C 和 (Nb, Ti) (C, N), 退火板的主要析出物为 (Nb, Ti) (C, N). 很明显, 热轧组织中存在大量的渗碳体, 其含量大概是退火板中的 10 倍. 经过连续退火基本消除了渗碳体的存在. 并且在临界区加热时间不变的情况下, 随着温度的升高, (Nb, Ti) (C, N) 析出量稍微增加.

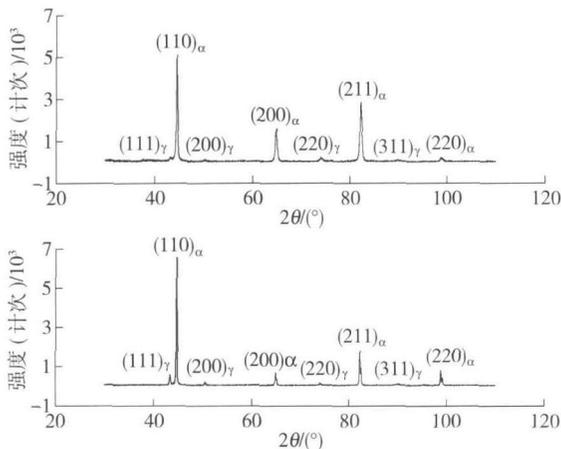


图 3 连续退火后实验 TR IP 钢的 X 射线衍射能谱图. (a) 无 Nb 钢; (b) 含 Nb 钢

Fig 3 XRD patterns of the tested TR IP steels after continuous annealing. (a) without Nb; (b) with Nb

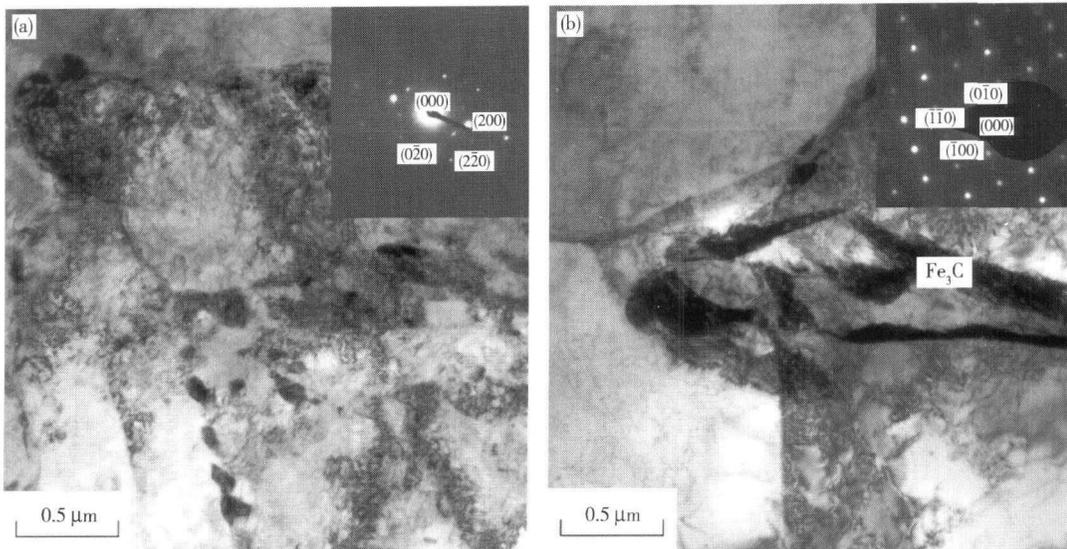


图 4 连续退火后含铌 TRIP 钢中的 (Nb, Ti)(C, N) 析出 (a) 和无铌 TRIP 钢中的 Fe<sub>3</sub>C 析出 (b)

Fig. 4 (Nb, Ti)(C, N) precipitation in the tested Nb-bearing TRIP steel (a) and Fe<sub>3</sub>C precipitation in the tested TRIP steel without Nb (b) after continuous annealing

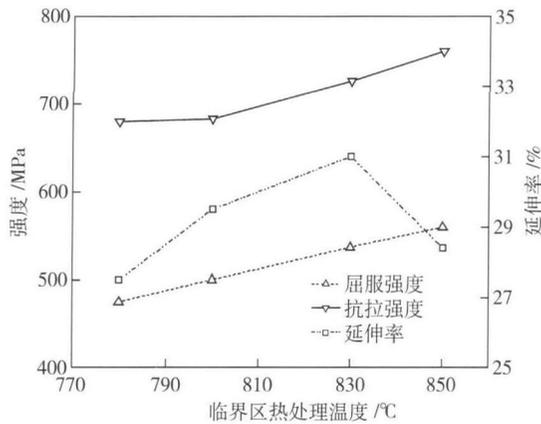


图 5 临界区热处理温度对含铌 TRIP 钢力学性能的影响

Fig. 5 Effect of heat treatment temperature in the intercritical temperature range on the mechanical properties of the Nb-bearing TRIP steel

表 3 为含铌 TRIP 钢试样电解后钢中第 2 相粒子的尺寸分布以及质量分数的统计数据。从表中可知, 平均第 2 相粒子尺寸随着退火温度的升高逐渐减小, 小尺寸第 2 相粒子的质量分数逐渐增多, 且其增幅较大, 大尺寸第 2 相粒子的数量有所降低, 最终导致了平均第 2 相粒子尺寸的减小。TRIP 钢连续退火过程中, 第 2 相在界面能的驱动作用下, 一般会发生 Ostwald 熟化长大, 即小颗粒逐渐减小, 而大颗粒逐渐长大<sup>[13]</sup>。但实验结果表明, 由于含铌析出物在加热过程中发生回溶且在随后的冷却过程中发生析出, 从而导致了细小的第 2 相粒子增多, 粗大的第 2 相粒子逐渐减少。因此, 含铌析出物的回溶与析出对 TRIP 钢强度的影响比 Ostwald 熟化机理起的作用更大。这也表明, 退火温度对 TRIP 钢的强度

表 1 Nb, Ti 碳氮化物在含铌 TRIP 钢中的析出

Table 1 Precipitation of Nb, Ti carbonitride in the Nb-bearing TRIP steel

热处理工艺	M(C, N)相中各元素的质量分数 / %				M(C, N)相的组成结构式
	Nb	Ti	C	N	
热轧态	0.0602	0.0121	0.0100	0.0009	(Nb <sub>0.719</sub> Ti <sub>0.281</sub> )(C <sub>0.929</sub> N <sub>0.071</sub> )
800°C, 120 s	0.0631	0.0144	0.0102	0.0018	(Nb <sub>0.693</sub> Ti <sub>0.307</sub> )(C <sub>0.869</sub> N <sub>0.131</sub> )
830°C, 120 s	0.0660	0.0148	0.0105	0.0020	(Nb <sub>0.697</sub> Ti <sub>0.303</sub> )(C <sub>0.860</sub> N <sub>0.140</sub> )
850°C, 120 s	0.0674	0.0152	0.0111	0.0021	(Nb <sub>0.696</sub> Ti <sub>0.304</sub> )(C <sub>0.884</sub> N <sub>0.116</sub> )

表 2 含铌 TR IP 钢中的  $\text{Fe}_3\text{C}$  析出Table 2  $\text{Fe}_3\text{C}$  precipitation in the Nb-bearing TR IP steel

热处理工艺	$\text{M}_3\text{C}$ 相中各元素的质量分数 /%			$\text{M}_3\text{C}$ 相的组成结构式
	Fe	Mn	C	
热轧态	1.0687	0.0551	0.0806	$(\text{Fe}_{0.950}\text{Mn}_{0.050})_3\text{C}$
800°C, 120 s	0.1271	0.0012	0.0092	$(\text{Fe}_{0.990}\text{Mn}_{0.010})_3\text{C}$
830°C, 120 s	0.1279	0.0007	0.0092	$(\text{Fe}_{0.994}\text{Mn}_{0.006})_3\text{C}$
850°C, 120 s	0.1278	0.0007	0.0092	$(\text{Fe}_{0.994}\text{Mn}_{0.006})_3\text{C}$

表 3 含铌 TR IP 钢中第 2 相的尺寸分布以及质量分数

Table 3 Size distribution and mass fraction of second phase in the Nb-bearing TR IP steel

第 2 相尺寸 / mm	不同的热处理工艺											
	热轧态			800°C, 120 s			830°C, 120 s			850°C, 120 s		
	平均粒径 / nm	分布频率 / (%·nm <sup>-1</sup> )	质量分数 / %	平均粒径 / nm	分布频率 / (%·nm <sup>-1</sup> )	质量分数 / %	平均粒径 / nm	分布频率 / (%·nm <sup>-1</sup> )	质量分数 / %	平均粒径 / nm	分布频率 / (%·nm <sup>-1</sup> )	质量分数 / %
1~5	0.94	3.7		1.35	5.4		1.65	6.6		1.94	7.7	
5~10	1.02	5.2		1.49	7.5		1.71	8.6		2.04	10.2	
10~18	0.86	6.9		1.67	13.6		1.07	8.6		1.10	8.8	
18~36	0.46	8.2		0.50	9.0		0.50	9.0		0.47	8.5	
36~60	115.6	0.25	6.0	102.3	0.25	5.9	101.5	0.28	6.7	98.2	0.23	5.6
60~96	0.28	10.2		0.22	7.9		0.25	8.0		0.23	7.8	
96~140	0.50	22.0		0.37	16.5		0.38	18.1		0.39	17.2	
140~200	0.37	23.0		0.34	21.3		0.34	21.4		0.33	21.2	
200~300	0.15	14.8		0.13	12.9		0.13	13.0		0.12	13.0	

贡献有很大的影响, 尽管随着临界区温度的升高, 铁素体会随之长大, 奥氏体也会发生粗化, 随后会遗传至退火板中, 但由于 TR IP 钢的细小含铌析出物的析出强化贡献, 最终导致了随着退火温度的升高, 屈服强度和抗拉强度升高。

### 3 结论

(1) 在连续退火工艺条件下, Nb 的存在细化了 TR IP 钢的微观组织。由于 Nb 延迟了贝氏体转变, 抑制了渗碳体在贝氏体中的析出, 有利于碳在奥氏体中的富集, 与未添加 Nb 的钢相比, 添加 Nb 的 TR IP 钢可以提高残余奥氏体含量和残余奥氏体含碳量。

(2) 残余奥氏体在钢中的存在位置主要有两种: 大部分奥氏体分布于铁素体贝氏体晶界, 呈团块状或薄膜状; 极小部分残余奥氏体位于铁素体晶粒内部。残余奥氏体的分布形态和位置与铁素体基体紧密相关。TR IP 钢中含铌和不含铌对残余奥氏体的分布形态和位置影响不大。

(3) 含铌 TR IP 钢中热轧板的主要析出物为

$\text{Fe}_3\text{C}$  和  $(\text{Nb}, \text{Ti})(\text{C}, \text{N})$ , 退火板的主要析出物为  $(\text{Nb}, \text{Ti})(\text{C}, \text{N})$ 。由于 TR IP 钢的细小含铌析出物的析出强化贡献, 导致了随着退火温度的升高, 屈服强度和抗拉强度升高。

### 参 考 文 献

- [1] Jiang H T, Tang D, Mi Z L. Latest progress in development and application of advanced high strength steels for automobiles. *J Iron Steel Res* 2007, 19(8): 1  
(江海涛, 唐荻, 米振莉. 汽车用先进高强度钢的开发及应用进展. *钢铁研究学报*, 2007, 19(8): 1)
- [2] Kang Y L. Quality Controlling and Forming Property of Modern Automobile Steel Plates. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009  
(康永林. 现代汽车板工艺及成形理论与技术. 北京: 冶金工业出版社, 2009)
- [3] Cao J C, Liu Q Y, Yong Q L, et al. Effect of niobium on microstructure and strengthening mechanism of HSLA steel. *Iron Steel* 2006, 41(8): 60  
(曹建春, 刘清友, 雍岐龙, 等. 铌对高强度低合金钢的组织强化机制的影响. *钢铁*, 2006, 41(8): 60)
- [4] Yuan S Q, Yang S W, Wu H B, et al. Strain-induced precipitation in a multi-metal alloyed steel. *J Univ Sci Technol Beijing* 2003, 25(5): 414)

- (苑少强, 杨善武, 武会宾, 等. 多元微合金钢中的应变诱导复合析出. 北京科技大学学报, 2003, 25(5): 414)
- [5] Zhou L Y, Liu Y Z, Fang Y, et al. Effect of Nb on transformation, microstructure and properties of C-Si-Mn-Cr dual phase steel. *Iron Steel* 2008, 43(7): 76  
(周乐育, 刘雅政, 方圆, 等. Nb对 C-Si-Mn-Cr双相钢相变规律、组织和性能的影响. 钢铁, 2008, 43(7): 76)
- [6] Tang Z Y, Li L, Zhang X, et al. Effect of Nb content on microstructures and properties of TRIP steels. *J Mater Metall* 2006, 5(2): 125  
(唐正友, 李龙, 张新, 等. Nb含量对 TRIP钢组织和性能的影响. 材料与冶金学报, 2006, 5(2): 125)
- [7] Timokhina I B, Hodgson P D, Perekma E V. Effect of deformation schedule on the microstructure and mechanical properties of a thermomechanically processed C-Mn-Si transformation-induced plasticity steel. *Metall Mater Trans A* 2003, 34(8): 1599
- [8] Sugimoto K, I Muramatsu T, Hashimoto S I, et al. Formability of Nb bearing ultra high-strength TRIP-aided sheet steels. *J Mater Process Technol* 2006, 177(1-3): 390
- [9] Perekma E V, Timokhina I B, Hodgson P D. Transformation behaviour in thermomechanically processed C-Mn-Si TRIP steels with and without Nb. *Mater Sci Eng A* 1999, 273/275: 448
- [10] Timokhina I B, Perekma E V, Hodgson P D. Microstructure and mechanical properties of C-Si-Mn(-Nb) TRIP steels after simulated thermomechanical processing. *Mater Sci Technol* 2001, 17(2): 135
- [11] Timokhina I B, Hodgson P D, Perekma E V. Transmission electron microscopy characterization of the bake-hardening behavior of transformation-induced plasticity and dual-phase steels. *Metall Mater Trans A* 2007, 38(10): 2442
- [12] Jiang H T, Wu H B, Tang D, et al. Influence of isothermal bainitic processing on the mechanical properties and microstructure characterization of TRIP steel. *J Univ Sci Technol Beijing* 2008, 15(5): 574
- [13] Yong Q L. *Secondary Phase in Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 39  
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 39)
- (上接第 200 页)
- [8] Morito S, Yoshida H, Maki T, et al. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels. *Mater Sci Eng A* 2006, 25(438-440): 237
- [9] Wang C F, Wang M Q, Shi J, et al. Microstructural characterization and its effect on strength of low carbon martensitic steel. *Iron Steel* 2007, 42(11): 57  
(王春芳, 王毛球, 时捷, 等. 低碳马氏体钢的微观组织及其对强度的影响. 钢铁, 2007, 42(11): 57)
- [10] Lin H G, Lin G, Wu J W. *Handbook of Designation and Trade Name of Worldwide Steels Pocket Edition*. Beijing: China Machine Press, 2003: 2  
(林慧国, 林钢, 吴静雯. 袖珍世界钢号手册. 北京: 机械工业出版社, 2003: 2)
- [11] Ji G. *Handbook of Designation and Trade Name of Worldwide Standard Steels*. Beijing: China Standard Press, 2003: 65  
(纪贵. 世界标准钢号手册. 北京: 中国标准出版社, 2003: 65)
- [12] Ding W, Lin X P, Liu W K, et al. Microstructure and wear resistance of low carbon martensite fine grain steel. *Heat Treat Met* 2007, 32(1): 59  
(丁玮, 林晓婷, 刘文开, 等. 低碳马氏体细晶粒钢的显微组织及耐磨性能. 金属热处理, 2007, 32(1): 59)
- [13] Cui Z Q. *Physical Metallurgy and Heat Treatment*. Beijing: China Machine Press, 1988: 286  
(崔忠圻. 金属学与热处理. 北京: 机械工业出版社, 1988: 286)