

# C-Si-Mn系TRIP钢贝氏体等温处理工艺的探究

Exploring of Bainite Isothermal Treatment Process of C-Si-Mn TRIP Steel

供稿|李霞, 张成伟 / LI Xia, ZHANG Cheng-wei

## 内容导读

利用X射线衍射(XRD)、金相显微技术(MM)等检测方法,通过热模拟试验,研究了贝氏体等温处理工艺对冷轧TRIP钢组织组成、室温时残余奥氏体含量及力学性能的影响规律。结果表明,在380~420℃范围内进行贝氏体等温处理,可以获得良好的TRIP效应,此时其强塑积达到 $2.23 \times 10^4$  (MPa·%)。

冷轧TRIP钢(Transformation Induced Plasticity steel)又称相变诱导塑性钢,是由Zackay V F发现并命名<sup>[1]</sup>。TRIP效应是使钢板中残余奥氏体在塑性变形作用下诱发马氏体形核,引入相变强化和塑性增长,提高钢板的强度和韧性<sup>[2]</sup>,TRIP钢与同等强度级别的双相钢相比,塑性相对较高,即有较高的强塑积,因此满足了现代汽车制造业既减重节能又保证安全性的要求<sup>[3]</sup>。近年来,已经有大量的TRIP钢产品生产并实际应用在汽车领域上,经济效益显著。

冷轧TRIP钢的连续退火工艺是形成其最终组织和性能的关键,它主要分为两个阶段,在第一阶段两相区临界退火完成时,铁素体和奥氏体的组织含量大约各占50%,然后进行第二阶段贝氏体等温退火,此时奥氏体组织少部分经历碳的富集成为残余奥氏体保留下来,大部分转变为贝氏体组织。冷轧

TRIP590钢典型的金相组织是由50%~60%铁素体、25%~40%贝氏体和5%~15%残余奥氏体组成,有时还有少量的马氏体组织。

## 试验材料及方法

### 试验设备及材料

试验设备采用本钢引进的国外先进的热模拟试验机。试样规格为1.4 mm × 1250 mm。

TRIP590试验钢的化学成分见表1。

### 试验方法

1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>试验钢以2.9℃/s加热速度在820℃进行临界区等温退火,保温180 s后,以120 m/min的模拟速度,缓冷至750℃后,分别选取贝氏体温度为380℃、420℃、460℃三组温度进行贝氏体等温退

火试验,保温456 s后,终冷至150 ℃,试样经偏重亚硫酸钠与苦味酸染色混合溶剂腐蚀后,观察其组织组成。具体工艺制度如表2。

### 试验结果及分析讨论

#### 金相组织检验

图1为1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>试验钢分别在380 ℃、420 ℃、460 ℃时进行贝氏体等温退火试验结束时得到的金相组织。该组织由铁素体、贝氏体、残余奥氏体和少量马氏体组成。由金相彩色图片可见铁素体以浅褐色多边形组织大量存在,贝氏体组织为黑色不规则形状分布于铁素体晶界处,残余奥氏体和少量马氏体组织以白色岛状形态分布于铁素体内部和晶界处。

贝氏体等温退火后,组织中残余奥氏体的百分含量是采用X射线衍射法测定的,图2是在380 ℃、

420 ℃、460 ℃进行贝氏体等温退火时测得的XRD图谱,残余奥氏体的体积分数依据铁素体和奥氏体衍射峰的积分强度计算得出。

#### 力学性能检验

力学性能检验结果见表3。

#### 分析讨论

冷轧TRIP钢的生产,连续退火工艺是控制核心,它是影响产品最终性能的最关键因素。在贝氏体等温转变阶段,转变温度、保温时间、冷却速度是控制关键点。在这个阶段,为了得到理想的贝氏体组织应保持较高的冷却速度以避免珠光体组织的

表1 TRIP590化学成分(质量分数) %

钢种	C	Si	Mn	P	S
TRIP590	≤0.16	≤1.70	≤1.80	≤0.025	≤0.015

表2 TRIP590钢贝氏体等温退火工艺制度

试样编号	临界区温度/℃	贝氏体温度/℃	快冷速度/(℃·s <sup>-1</sup> )	保温时间/s	模拟速度/(m·min <sup>-1</sup> )
1 <sup>#</sup>	820	380	31.4	456	120
2 <sup>#</sup>	820	420	28.6	456	120
3 <sup>#</sup>	820	460	25.7	456	120

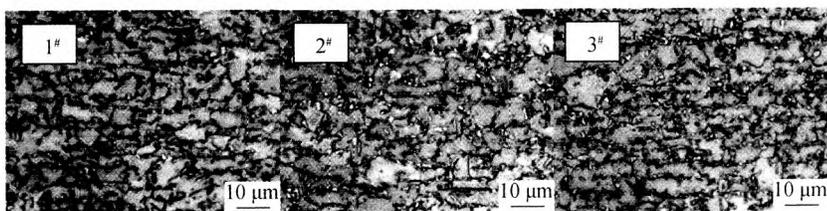


图1 不同的贝氏体等温退火温度对应的金相照片

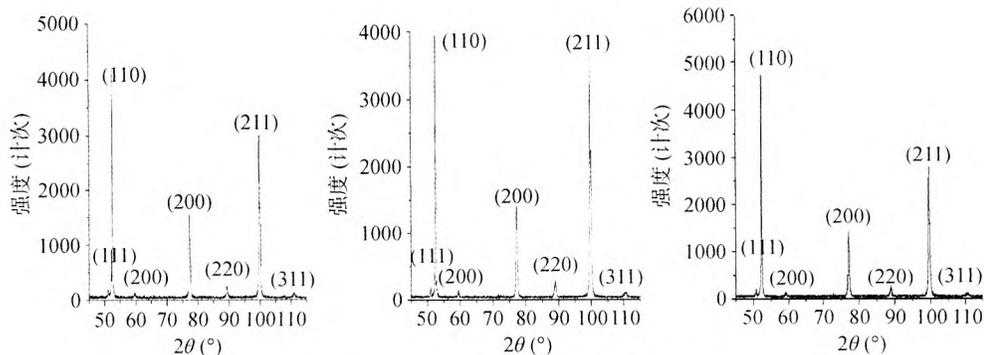


图2 380℃、420℃、460℃时贝氏体等温退火对应的XRD图谱

形成,同时要选择合适的转变温度和保温时间,以保证在奥氏体向贝氏体转变过程中,碳元素在残余奥氏体中充分富集,才能在室温时得到富碳的稳定的残余奥氏体组织。残余奥氏体的含量及残奥中的碳含量是影响TRIP效应的关键因素。它最终将影响产品的机械性能<sup>[4]</sup>。

从金相检验结果来看,非金属夹杂物级别较低,晶粒度为10.5~11.5级,从金属显微组织检验图片来看,基本为铁素体、贝氏体、残余奥氏体和少量马氏体组织。

观察表2和表3可以看出,1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>试样的贝氏体转

变温度范围为380~420℃,此时正好是贝氏体转变曲线的鼻尖温度,形成贝氏体的速度较快、孕育期较短,因此保证了贝氏体组织含量。而3<sup>#</sup>试样的贝氏体转变温度为460℃,转变温度较高,接近贝氏体转变温度范围的上限,不能形成足量的贝氏体组织,同时由于此时与两相区转变的温差较小,造成钢板冷却较慢,在退火冷却过程中容易析出铁素体组织,因此不能保证室温时充足的残留奥氏体组织含量。

TRIP钢中有较高的碳含量和在贝氏体二次等温退火这两项有利条件,可以保证碳的充分富集甚至可以在室温时抑制马氏体的形成<sup>[5]</sup>。

表3 TRIP590力学性能检验结果

试样编号	B转变温度	$R_{el}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	$A_{80}/\%$	$N_{90}$	$A/\%$
标准		$\geq 380\sim 480$	$\geq 590$	$\geq 26$	$\geq 0.20$	
1 <sup>#</sup>	380℃	450	665	33.5	0.260	7.68
2 <sup>#</sup>	420℃	435	675	30.5	0.250	6.57
3 <sup>#</sup>	460℃	485	690	23.5	0.195	5.11

由图1、图2可见,1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>试样的可以获得较好的三相组织比例和残余奥氏体量。从表3也可以看出,1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>试样的力学性能检验结果比较理想,各项指标全部达到了标准要求。而贝氏体转变温度为460℃的3<sup>#</sup>试样强度结果偏高,延伸率、 $n$ 值都未达标,室温组织残奥量相对较低,结果并不理想。分析其原因:(1)两相区转变与贝氏体等温转变的温差较小(温差360℃),过冷速度为25.7℃/s,几乎是生成珠光体组织的温度极限,造成室温组织中贝氏体和残余奥氏体含量都较少;(2)贝氏体转变温度设定为460℃时,是贝氏体转变温度范围的上限,未形成足够量的贝氏体组织,残余奥氏体含量减少,钢的强度增加而塑性降低,TRIP效应减弱。同时,根据理论研究,由贝氏体转变温度由420℃升到460℃时,延伸率会明显降低,试验结果也证实了这一点。

同样,此阶段的保温时间也影响着最终的组织比例和产品力学性能:如果此阶段的保温时间过短,不仅不利于残余奥氏体中碳的富集,同时也没有充分的时间形成足够的贝氏体组织,没有充分富碳的奥氏体组织是不稳定的,它在室温时很容易转

变成马氏体组织而降低TRIP效应;相反,如果此阶段的保温时间过长,则可能造成我们不希望看到的碳化物的析出,这同样也减少了残余奥氏体的含量及残奥中的碳含量,也是不可取的。

## 结论

综合以上的试验结果和分析讨论可以得出:连续退火处理中,如何选择贝氏体工艺阶段的转变温度和保温时间这两项工艺参数,是决定产品的最终组织和性能的关键。

通过本次试验得出结论:在贝氏体等温退火工艺阶段,选择380~420℃、保温456s进行等温转变,可以得到典型的组织比例,此时残奥量及残奥中碳含量也相对较高,残余奥氏体较稳定,有利于TRIP效应,在此温度范围内,力学性能检验结果也比较理想,各项指标全部达到了标准要求,其强塑积达到 $2.23 \times 10^4 (\text{MPa} \cdot \%)$ 。

## 参考文献

- [1] Zackay V F, Parker, Fahr, et al. The Enhancement of Ductility on

(下转第55页)



图5 汽车零件

的冲压成形性能。

(3) 二次加工脆性及焊接性能指标符合相关标准, 满足汽车部件的使用需求。

## 参考文献

- [1] 姚贵升, 景丽媛. 汽车用钢应用技术. 北京: 机械工业出版社, 2007: 269
- [2] 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: 55
- [3] Nobuyuki TAKAHASHI, Kenji MATSUZUKA, Yoshikuni FURUNO, etc. Effect of Alloying Elements and Annealing Cycles on Strengthening of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet. Tetsu to Hagane, 1982, 68(9): 1378
- [4] 于燕, 刘相华, 王华, 等. 汽车用高强度钢板强化机理研究. 汽车工艺与材料, 2006, (7): 12

**作者简介:** 周宏伟 (1974—), 男, 汉, 硕士研究生, 教授研究员级高级工程师。

(上接第 21 页)

- High-Strength Steels. Trans of ASM, 1967, 60(2): 252
- [2] S. Turteltaub, A. S. J. Suiker. Transformation-induced Plasticity in Ferrous Alloys. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2005, 53( 8): 1747
  - [3] 唐荻, 米振莉, 陈雨来. 国外新型汽车用钢的技术要求及研究开发现状. 钢铁, 2005, 40(6): 1
  - [4] 刘永前, 陈宇. 相变诱导塑性钢生产现状与发展趋势. 武汉工程职

业技术学报, 2010, 22(3): 23

- [5] 朱丽娟, 吕义. TRIP钢相变诱发塑性的影响因素研究. 汽车工艺与材料, 2008, (12): 46

**作者简介:** 李霞 (1973—), 女, 硕士研究生, 高级工程师, 从事汽车板研究, 本钢汽车板开发项目部。