

doi :10.3969/j.issn.1005-3026.2016.07.009

# 变形温度对 Fe – 11Mn – 4Al – 0.2C 钢奥氏体稳定性的影响

蔡志辉<sup>1</sup>, 丁桦<sup>1</sup>, 英钲艳<sup>2</sup>

( 1. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819 ; 2. 鞍钢股份有限公司 冷轧厂, 辽宁 鞍山 114021 )

**摘 要：**以锰元素质量分数为 11% 的冷轧中锰钢为研究对象,通过分析在不同变形温度下实验钢的显微组织和力学性能的变化规律,研究变形温度对奥氏体稳定性的影响,最终确定  $M_s^σ$  的温度为 20 ~ 25 ℃. 结果表明,随着拉伸温度的升高,实验钢的奥氏体稳定性逐渐增高,应变硬化能力逐渐降低. 在  $M_s^σ$  点附近进行拉伸时,实验钢中应力诱发马氏体相变和应变诱发马氏体相变两种机制并存,TRIP 效应对实验钢强度和伸长率的贡献最大,因此综合力学性能最好. 通过理论模型计算可得实验钢的奥氏体平均晶粒尺寸为 0.70 ~ 0.71 μm.

**关 键 词：** $M_s^σ$ ; 奥氏体稳定性; 显微组织; 力学性能; 应变硬化行为  
**中图分类号：**TG 335.58      **文献标志码：**A      **文章编号：**1005-3026(2016)07-0951-05

## Effect of Deformation Temperature on Stability of Austenite in Fe-11Mn-4Al-0.2C Steel

CAI Zhi-hui<sup>1</sup>, DING Hua<sup>1</sup>, YING Zheng-yan<sup>2</sup>

( 1. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Cold Rolling Mill, Angang Steel Company Limited, Anshan 114021, China. Corresponding author: CAI Zhi-hui, E-mail: tsaizhihui@163.com )

**Abstract :** The cold-rolled 11 wt% Mn steel was investigated in this work. The microstructure and mechanical properties of the samples tensioned at different temperatures were studied to investigate the effect of deformation temperature on the stability of austenite in the steel. The temperature of  $M_s^σ$  was finally determined in the range of 20 ~ 25 ℃. The results showed that the stability of austenite increased with increase of the temperature during straining, leading to decrease of the strain hardening ability. When the samples were tensioned at the temperature around  $M_s^σ$ , both of the stress-induced and strain-induced martensitic transformation were found. Therefore, the best combination of strength and ductility was obtained, which mainly contributed by TRIP effect. The average grain size in the austenite was calculated in the range of 0.70 ~ 0.71 μm by a theoretical model.

**Key words :**  $M_s^σ$ ; austenite stability; microstructure; mechanical properties; strain hardening behaviour

中锰 TRIP( transformation induced plasticity , 相变诱导塑性 )钢因其优秀的综合力学性能被很多国内外学者和企业认定为理想的第三代汽车用钢. 奥氏体的稳定性直接影响 TRIP 效应的发挥. 影响奥氏体稳定性因素主要有合金元素、晶粒尺

寸、形貌等. 除了这几个内因外, 应变状态、应变速率和变形温度等外因也会影响奥氏体的稳定性. 温度升高会降低奥氏体的相变驱动力, 提高材料的层错能, 使奥氏体更加稳定. 温度还会影响马氏体的形核方式. Sakuma<sup>[1]</sup>在研究温度对残余奥氏

体稳定性影响中发现,低温时,较小应变就会使残余奥氏体发生相变,高温时,残余奥氏体具有很强的稳定性,只有少量发生相变,而且伸长率也降低。变形温度与残余奥氏体稳定性的关系可以用  $M_s^\sigma$  表征,  $M_s^\sigma$  是残余奥氏体转变成马氏体时由应力辅助变为应变诱发时的温度。Wang 等测得 Fe-1.67Mn-1.19Si-0.11C 钢的  $M_s^\sigma$  温度为  $-5\text{ }^\circ\text{C}$ <sup>[2]</sup>, Bolling 等测得 Fe-23Ni-0.45C 合金的  $M_s^\sigma$  温度为  $-23\text{ }^\circ\text{C}$ <sup>[3]</sup>, Haidemenopoulos 等从热力学角度对  $M_s^\sigma$  温度的估算公式进行了修正<sup>[4]</sup>。

中锰钢作为新一代的汽车用钢,研究汽车的服役温度对奥氏体稳定性的影响具有较大的应用价值。基于之前的研究结果<sup>[5]</sup>可知, Fe-11Mn-4Al-0.2C 冷轧钢在  $750\text{ }^\circ\text{C}$  保温 5 min 后淬火能得到优秀的综合力学性能。因此,本文以在  $750\text{ }^\circ\text{C}$  淬火后的一组试样为研究对象,通过对不同变形温度下实验钢的显微组织和变形行为的分析,研究奥氏体稳定性与变形温度之间的关系。

## 1 实验方法

### 1.1 不同温度拉伸

将在  $750\text{ }^\circ\text{C}$  淬火后的 11Mn 冷轧实验钢板分别在  $-20, -15, -10, 0, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50$  和  $60\text{ }^\circ\text{C}$  下保温 30 min,待试样内部温度均匀分布,在所处温度下进行单向拉伸实验。加载速度为  $3\text{ mm/min}$ ,测试样的抗拉强度和总延伸率。

### 1.2 XRD 分析

为研究不同变形温度下奥氏体的稳定性对实验钢性能的影响,利用 XRD 对不同温度下拉伸前后的实验钢残余奥氏体含量进行测量,定量分析温度对奥氏体稳定性(即 TRIP 效应)的影响。

通过分析 XRD 衍射能谱对试样的残余奥氏体含量进行计算。利用 XRD 分析软件进行寻峰处理,并计算衍射谱角度、半高宽和积分强度,选择奥氏体的(200)、(220)和(311)晶面衍射线以及铁素体(200)和(211)晶面的衍射线计算残余奥氏体体积分数<sup>[6]</sup>。

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织

图 1 为冷轧实验钢在  $750\text{ }^\circ\text{C}$  保温 5 min 淬火后的扫描电镜照片及其对应的 XRD 衍射图谱。从图 1a 中可知,试样的显微组织由铁素体和奥氏体两相组成。根据 XRD 衍射图谱的计算结果可

得,其奥氏体体积分数为 64.0%。

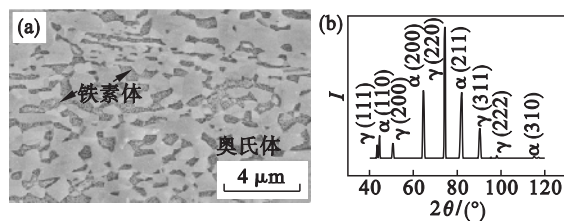


图 1 冷轧钢  $750\text{ }^\circ\text{C}$  淬火后的显微组织和 XRD 衍射图谱  
Fig. 1 SEM micrograph of the cold-rolled steel quenched from  $750\text{ }^\circ\text{C}$  associated with its XRD pattern

(a)—扫描电镜组织;(b)—XRD 衍射图谱。

### 2.2 $M_s^\sigma$ 温度

图 2a 示出了温度对马氏体相变形核形式的影响<sup>[7]</sup>。从图中可知,在  $M_s \sim M_s^\sigma$  温度区间内,外加应力作为相变自由能差的补充部分,当两者之和达到临界相界驱动力时就能产生马氏体相变,这是应力协助形核的结果,即应力协助马氏体相变,自此延伸至  $\sigma_c$ 。随温度的升高,相变所需应力沿 AB 升高,到 B 点即为  $M_s^\sigma$ 。在  $M_s^\sigma$  温度,奥氏体发生马氏体相变所需的应力等于母相奥氏体的屈服强度。温度在  $M_s^\sigma \sim M_d$  之间时,随温度升高,两相自由能差减小(如图 2b 所示),必须以更大的应力才能形核,而同时随温度升高,奥氏体的屈服强度下降,因此形成马氏体时所需的应力往往超过母相的屈服点,母相进行塑性变形,提供形核缺陷,诱发马氏体形核。如在  $T_1$  温度,施加应力至  $\sigma_a$  以上母相将屈服继而产生塑性变形,当外力达到  $\sigma_b$  由于应变硬化诱发马氏体相变。按 AB 的线性递增关系外推,在  $T_1$  温度出现马氏体转变的相变点应是  $\sigma_c$ ,而  $\sigma_b$  低于  $\sigma_c$ ,因此形成马氏体相变临界应力降低  $\sigma_c - \sigma_b$ ,在宏观上表现为塑性的提高。随着对材料的缓慢加载,奥氏体因塑性变形的逐渐增大而应变硬化,由此诱发了马氏体形核,并缓慢持续地生成马氏体,避免了因马氏体急剧形成而造成的应力集中,从而得到较大的变形。因此,  $\sigma_b$  能诱发马氏体相变的原因在于母相的塑性变形,其诱发的马氏体一般称为应变诱发马氏体。在  $M_s^\sigma$  附近,两种马氏体相变机制并存。当温度到  $M_d$  以上时,由于层错能的升高和相变驱动力的降低,奥氏体在应力的作用下只能发生塑性变形而不发生马氏体相变<sup>[8-9]</sup>。

### 2.3 力学性能

图 3a 为不同温度条件下,实验钢屈服强度的变化情况。在  $25 \sim 60\text{ }^\circ\text{C}$ ,随着拉伸温度的降低,屈服强度逐渐升高,在  $20 \sim 25\text{ }^\circ\text{C}$  时屈服强度则突然降低,之后在  $-20 \sim 20\text{ }^\circ\text{C}$  温度范围内,屈服强度

又逐渐升高. 抗拉强度则基本随着温度的升高逐渐降低, 如图 3b 所示, 其变化规律符合金属材料抗拉强度与温度的一般规律<sup>[10]</sup>. 伸长率的变化趋势如图 3c 所示, 随着温度的升高, 伸长率先呈上升趋势. 在 25 ℃ 时, 伸长率达最大值 65%, 之后随温度的升高, 伸长率呈现下降的趋势.

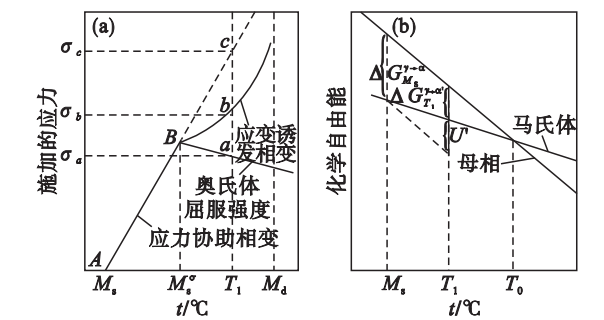


图 2 马氏体相变机制和化学自由能示意图  
Fig. 2 Schematic of martensitic transformation and chemical free energy  
(a)—应力诱发和应变诱发马氏体相变机制示意图<sup>[7]</sup>;  
(b)—母相和马氏体的化学自由能示意图.

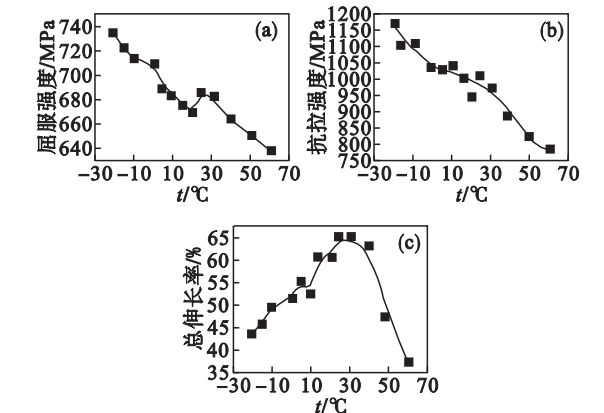


图 3 冷轧实验钢不同温度拉伸下的力学性能  
Fig. 3 Mechanical properties of the cold-rolled steels tensioned at different temperatures  
(a)—屈服强度;(b)—抗拉强度;(c)—总伸长率.

$M_s^r$  温度主要可以通过以下两种方法确定<sup>[8]</sup>:一是试样在拉伸过程中,从连续屈服到不连续屈服现象所对应的温度;二是试样的屈服强度随着变形温度的降低出现突然下降的现象时所对应的温度.

在一般情况下,屈服强度会随着温度的降低而逐渐升高<sup>[4]</sup>,而本实验钢的屈服强度却在 20 ~ 25 ℃ 时突然出现降低的现象. 这是由于实验钢拉伸变形时,应力诱发马氏体相变导致屈服强度升高,但同时马氏体形核时,母相奥氏体局部区域的模量出现软化现象<sup>[11-12]</sup>. 屈服强度受相变强化和模量软化两种机制的共同影响,温度到达  $M_s^r$  点附近,模量软化的程度要超过相变强化的程度,在

宏观上就表现为实验钢屈服强度的突然降低. 如图 3a 所示,在低于 20 ℃ 时,相变强化的程度超过母相奥氏体局部区域模量软化的程度,使屈服强度随温度的降低而继续升高. 基于 2.2 节的分析可知,在 20 ~ 25 ℃ 时,两种马氏体相变机制并存;低于 20 ℃ 时为应力协助马氏体相变;高于 25 ℃ 时为应变诱发马氏体相变. 根据本实验钢的屈服强度的变化趋势,可以确定实验钢的  $M_s^r$  点为 20 ~ 25 ℃.

## 2.4 应变硬化行为

图 4 为不同温度拉伸变形时,实验钢的应变硬化率曲线. 第 I 阶段快速下降主要是由于铁素体的变形. 在 -20 ~ 10 ℃ 时,在变形的第 II 阶段,应变硬化率随着应变量的增大而逐渐增大直到达到峰值,这说明在低温变形时奥氏体很不稳定,容易发生 TRIP 效应而产生强化. 在 25 ~ 40 ℃,在变形的第 II 阶段,应变硬化率先升高后平缓下降,与低温时的第 II 阶段相比,可以发现其应变硬化能力明显下降,这说明由于奥氏体变得较为稳定,TRIP 效应减少. 在第 II 阶段初期,一些较不稳定的奥氏体先发生 TRIP 效应而产生强化,而随着变形的进行铁素体软化作用逐渐增强,并高于 TRIP 效应的强化作用,使得硬化率下降. 在变形的第 III 阶段,则以不连续 TRIP 效应为主,根据前期的研究可知<sup>[13]</sup>,这主要与奥氏体不同等级的稳定性有关,在变形过程中,随应力的增加会陆续发生 TRIP 效应,使实验钢的强度和塑性得以同时提高,故此温度范围内的奥氏体稳定性相对较为理想. 当温度在 40 ~ 60 ℃ 区间,由于温度较高,奥氏体的稳定性较高,在变形的第 II 阶段,TRIP 效应的强化作用小于铁素体的软化作用,因此应变硬化率先呈缓慢下降趋势. 随着温度的升高,在变形的第 III 阶段,不连续 TRIP 效应越来越少,使得材料的伸长率下降.

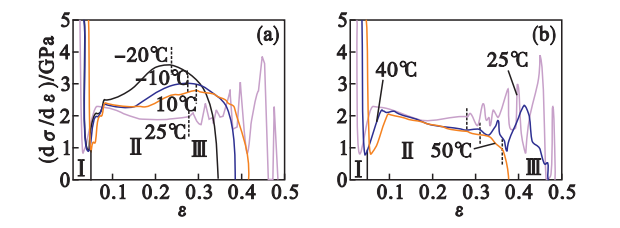


图 4 不同温度下实验钢的应变硬化率曲线  
Fig. 4 Strain hardening rate at different temperatures  
(a)—20 ~ 25 ℃;(b)—25 ~ 50 ℃.

## 2.5 断后 XRD 分析

为进一步研究在不同温度条件下,奥氏体的稳定性对实验钢性能的影响,利用 XRD 对不同

温度下拉伸前后的实验钢残余奥氏体含量进行测量,定量分析温度对奥氏体稳定性(即 TRIP 效应)的影响。

如图 5 所示,随拉伸温度的升高,实验钢中残余奥氏体的转变率逐渐减少。在较低温度( $\leq 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ )时,奥氏体的稳定性相对较差,所以在变形过程中,有大量的奥氏体转变为马氏体。结合应变硬化率曲线(图 4a)分析可知:在变形初期就会有大量奥氏体发生 TRIP 效应,生成的马氏体对实验钢起强化作用,使其强度相对很高。随着温度的升高,奥氏体的稳定性增加。在  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  时,应变硬化率曲线波动现象很明显,应变硬化程度也相对较高,同时其伸长率也相对较大。前面通过对屈服强度的分析确定了  $20\sim 25\text{ }^{\circ}\text{C}$  为  $M_s^{\sigma}$  点,因此在该温度区间内,奥氏体的稳定性是最适宜的。这使得在变形过程中 TRIP 效应对实验钢强度和伸长率的贡献最大化,其强塑积达到  $58\sim 65\text{ GPa}\cdot\%$ 。之后随着拉伸温度的继续升高,奥氏体稳定性越来越高,由应变硬化率曲线(图 4b)可知  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上的应变硬化能力逐渐减弱,伸长率也逐渐减小,尤其在  $\geq 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  时,断后组织中奥氏体的体积分数近  $60\%$ ,与拉伸前的含量( $64.0\%$ )基本相同。说明随着温度的升高奥氏体稳定性增加,在变形过程中,应变诱发马氏体相变越来越困难,导致发生转变的奥氏体量也越来越少,TRIP 效应的减弱使实验钢综合力学性能相对降低。

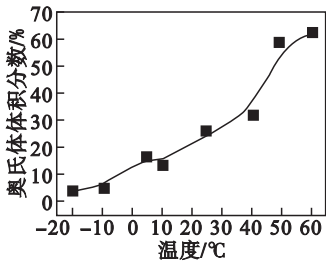


图 5 不同温度试样拉伸后的奥氏体体积分数  
Fig. 5 Measured volume fraction of austenite of the fractured samples tested at different temperatures

通过上述分析,可明确实验钢在不同温度条件下奥氏体稳定性的变化情况,使奥氏体的 TRIP 效应发挥其最大贡献,对实验钢在实际中的应用具有十分重要的意义。

2.6 断后显微组织观察

对不同温度下的实验钢断口附近的显微形貌进行观察,如图 6 所示,随着拉伸温度的升高,实验钢断口附近显微组织和形貌有明显的差异。在  $-20\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C}$  的低温区,马氏体的生成量相对较

多,残余奥氏体量很少。随着拉伸温度的升高,残余奥氏体含量逐渐增多,即马氏体的生成量相应减少。在  $\geq 40\text{ }^{\circ}\text{C}$  时,残余奥氏体的含量明显大幅度增多。拉伸前后显微组织的变化情况与 XRD 的结果一致,进一步验证了在不同拉伸温度下,奥氏体的稳定性是不同的。

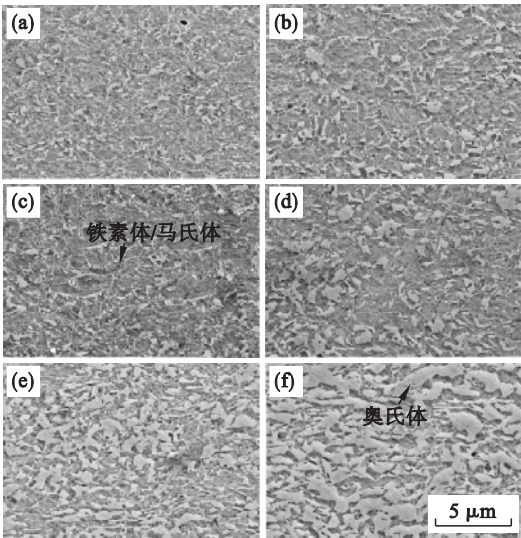


图 6 不同温度拉伸后试样断口附近的显微形貌  
Fig. 6 SEM micrographs of the fractured samples tensioned at different temperatures  
(a)— $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b)— $5\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c)— $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  
(d)— $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (e)— $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (f)— $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

2.7 奥氏体晶粒尺寸的计算

$M_s^{\sigma}$  点估算的数学模型由 Haidemenopoulos 等<sup>[9,14]</sup>提出。他们指出: $M_s^{\sigma}$  点是奥氏体的碳和锰含量、晶粒尺寸、屈服强度和应力状态的函数。

$$M_s^{\sigma} = (6.7891 - 33.45w_C)^{-1} \times [A + 5712.6 - 78224 \cdot w_C - 21542 \cdot w_{Mn} + 18876 \cdot w_C \cdot w_{Mn} + \sigma_y \cdot (0.715 + 0.3206 \cdot \frac{\sigma_h}{\sigma})] \quad (1)$$

$$A = \frac{2 \cdot \alpha \cdot \gamma_s / \rho}{\ln\{-[\ln(1-f)] / N_v^0 \cdot V_p\}} \quad (2)$$

其中: $\alpha = 0.866$ ,  $\gamma_s = 0.15\text{ J/m}^2$ ,  $\rho = 3 \times 10^{-5}\text{ mol/m}^2$ ,  $f = 0.01$ ,  $N_v^0 = 2 \times 10^{17}\text{ m}^{-3}$ ,  $V_p$  为奥氏体体积,  $\sigma_y$  为屈服强度,  $w_C$  和  $w_{Mn}$  分别为奥氏体中碳原子和锰原子的质量分数,单向拉伸时  $(\sigma_h/\sigma) = 1/3$ 。通过 JMatPro 软件可计算出实验钢从  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  淬火时奥氏体中各化学元素的质量分数。然后计算出各元素的摩尔分数,其中  $w_{Mn}$  为  $0.1204$ ,  $w_C$  为  $0.0128$ 。

图 7 为  $M_s^{\sigma}$  点的计算结果分布图。从图 7 可知,当晶粒尺寸为定值(见图 7 右侧虚线)时,  $M_s^{\sigma}$

点为屈服强度的函数,如图 7 右侧坐标图所示,其随温度的变化规律与屈服强度的变化规律相同.当屈服强度一定(即实验钢所处温度环境恒定)时,  $M_s^σ$  点与奥氏体晶粒尺寸呈线性关系,如图 7 上方坐标图所示,  $M_s^σ$  点随残余奥氏体晶粒尺寸的增大而升高,说明奥氏体的原始晶粒尺寸越小,其稳定性越高.经不同温度拉伸实验测得实验钢的  $M_s^σ$  点为 20 ~ 25 °C,由此推测实验钢的平均奥氏体晶粒尺寸为 0. 70 ~ 0. 71 μm.

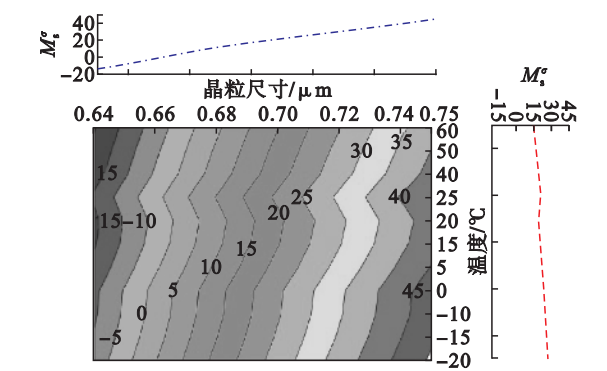


图 7  $M_s^σ$  温度和奥氏体晶粒尺寸的关系  
Fig. 7 The relationship between  $M_s^σ$  temperature and austenite grain size

### 3 结 论

- 1) Fe - 11Mn - 4Al - 0. 2C 钢的抗拉强度随着变形温度的升高而降低;断后伸长率则随着变形温度的升高先升高后降低.根据屈服强度的变化规律可判断实验钢的  $M_s^σ$  点温度为 20 ~ 25 °C.在此变形温度时,实验钢的伸长率 > 60% ,综合力学性能最好,强塑积为 58 ~ 65 GPa·% .
- 2) 根据实验钢的应变硬化行为及 XRD 的结果可知,随着拉伸温度的升高,实验钢的奥氏体稳定性逐渐增高,应变硬化能力逐渐降低.在  $M_s^σ$  点附近进行拉伸时,实验钢中应力诱发马氏体相变和应变诱发马氏体相变两种机制并存,TRIP 效应对实验钢强度和伸长率的贡献最大,因此综合力学性能最好.
- 3)  $M_s^σ$  点受奥氏体晶粒尺寸和变形温度(屈服强度)等因素影响.随着屈服强度和晶粒尺寸的增加,  $M_s^σ$  点升高,残余奥氏体稳定性降低.通过理论模型计算可得实验钢的奥氏体平均晶粒尺寸为 0. 70 ~ 0. 71 μm.

### 参考文献：

[ 1 ] Sakuma Y ,Matlock D K ,Krauss G. Intercritically annealed and isothermally transformed 0. 15Pct C steel containing

1. 2Pct Si - 1. 5Pct Mn and 4Pct Ni. part II :effect of testing temperature on stress-strain behavior and deformation-induced austenite transformation[ J ]. *Metallurgical Transactions A* , 1992 ,42( 7 ) :1233 - 1241.

[ 2 ] Wang X D ,Huang B X ,Rong Y H ,et al. Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels [ J ]. *Materials Science and Engineering A* ,2006 ,438/439/440 :300 - 305.

[ 3 ] Bolling G F , Richman R H. The plastic deformation transformation of paramagnetic FCC Fe-Ni-C alloy [ J ]. *Acta Metallurgica* ,1970 ,18 :673 - 681.

[ 4 ] Haidemenopoulos G N ,Olson G B ,Cohen M. Transformation microyielding of retained austenite [ J ]. *Acta Materialia* , 1989 ,37( 6 ) :1677 - 1682.

[ 5 ] 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 :865 - 868.

[ 6 ] Jha B K ,Avtar R ,Dwivedi V S ,et al. Structure-property correlation in carbon low alloy high strength wire rods/wires containing retained austenite [ J ]. *Transactions of the Indian Institute of Metals* ,1996 ,49( 3 ) :133 - 142.

[ 7 ] Haidemenopoulos G N ,Katsamas A I ,Aravas N. Stability and constitutive modelling in multiphase TRIP steels [ J ]. *Steel Research International* ,2006 ,77( 9/10 ) :720 - 726.

[ 8 ] 景财年. 相变诱发塑性钢的组织性能[ M ]. 北京 :冶金工业出版社 ,2012 :38 - 39.

( Jing Cai-nian. Microstructures and mechanical properties of transformation-induced plasticity steels [ M ]. Beijing : Metallurgical Industry Press ,2012 :38 - 39. )

[ 9 ] 李麟. 相变塑性钢[ M ]. 北京 :科学出版社 ,2009 :3 - 4.

( Li Lin. Transformation-induced plasticity steels [ M ]. Beijing : Science Press ,2009 :3 - 4. )

[ 10 ] 束德林. 金属力学性能[ M ]. 北京 :机械工业出版社 ,1987 :15 - 30.

( Shu De-lin. Mechanical properties of metals [ M ]. Beijing : China Machine Press ,1987 :15 - 30. )

[ 11 ] Leysen F ,Penning J ,Houbaert Y. Dilatometric measurements on the transformation behaviour of Nb-added CSiMn TRIP steels [ J ]. *Materials Science Forum* ,2003 ,426/427/428/ 429/430/431/432 :1101 - 1106.

[ 12 ] 王晓东. TRIP 钢微结构 - 性能的表征与设计[ D ]. 上海 :上海交通大学 ,2006.

( Wang Xiao-dong. Characterization and design of microstructures vs properties for TRIP steels [ D ]. Shanghai : Shanghai Jiaotong University ,2006. )

[ 13 ] Cai Z H ,Ding H ,Misra R D K ,et al. Unique serrated flow dependence of critical stress in a hot-rolled Fe-Mn-Al-C steel [ J ]. *Scripta Materialia* ,2014 ,71 :5 - 8.

[ 14 ] Haidemenopoulos G N , Vasilakos A N. Modelling of austenite stability in low-alloy triple-phase steels [ J ]. *Steel Research International* ,1996 ,67( 11 ) :513 - 519.