

# 材料塑性成形与热处理一体化工程的理论基础<sup>\*</sup>

徐祖耀

(上海交通大学, 上海 200030)

**[摘要]** 材料塑性成形与热处理一体化工程的理论基础, 主要为应力—相变—形变间冶金交互作用和力学交互作用的机制、建模以及组织与性能变化的模拟。以钢为例, 介绍了应力下铁素体、珠光体相变的文献工作, 并提出 0.38C-Cr-Mo 钢在应力下铁素体形成和珠光体相变的动力学模型以及组织变化的计算机模拟; 讨论了 Scheil 相相加性原则的不足及其修正途径; 略述应力对钢中贝氏体相变及马氏体相变的影响; 简介相场理论及其应用。对材料在应力下相变理论、建模与组织模拟的后续研究工作提出了展望。

**[关键词]** 塑性成形—热处理; 应力下相变; 相变建模; 组织模拟; Scheil 原则; 相场理论

**[中图分类号]** TF01 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1009-1742 (2004) 01-0016-06

## 1 绪论

推行部分钢材塑性成形与热处理一体化工程是钢铁制造业可持续发展的一个重要举措<sup>①</sup>。一体化工程的理论基础, 主要为应力—相变—形变间冶金交互作用和力学交互作用<sup>[1]</sup>的机制、建模以及组织和性能的模拟。钢的相变研究目前仍属热点, 如《Science》2002年11月刊上载有钢中相变动力学及其荐引文章, 似宜加以关注。等静压抑制钢中膨胀型的相变(相变驱动力中减少了膨胀功), 包括铁素体相变、珠光体相变和贝氏体相变<sup>[1]</sup>。等静压降低  $M_s$  温度<sup>[2]</sup>, 在小量压力(0.5 GPa)下可仅计及膨胀功的影响, 在较大压力(>1 GPa)下, 还需计及压力对相变体积变化的影响; 对 Invar 型合金还应考虑磁滞伸缩的影响<sup>[3]</sup>。作者在此仅讨论单轴应力对相变的影响, 不拟侧重应力—相变间的力学交互作用(相变塑性及相变形成的内应力), 也不涉及应力作用下的再结晶现象。

## 2 应力对钢中铁素体和珠光体相变的影响

单轴应力提供膨胀功有利于钢中铁素体和珠光

体相变(形变产生缺陷所提供的扩散通道影响甚小)。1949年, Jepsen 和 Thompson<sup>[4]</sup>较系统地揭示了共析钢在外加应力(尤其是拉应力)下加速奥氏体等温分解的现象, 认为应力有利于铁素体的形核。20世纪50年代, 学者们对钢在应力下的相变进行了较多的研究, 如应力增大共析钢中珠光体的形核率, 略为减小珠光体的片间距; 增加亚共析钢中铁素体的形核率<sup>[5]</sup>, 并显示: 在应力下, 铁素体相变动力学几乎成线性增长且较珠光体迅速, 但原作者未分析其原因。在20世纪80年代前, 对相变动力学已有不少研究<sup>[6]</sup>, 但直至1985年 Inoue 等<sup>[7]</sup>和1987年 Denis 等<sup>[8]</sup>才建立应力下珠光体相变动力学模型。这两模型均未发表其推导过程, 也未涉及铁素体相变。

目前对应力下钢中铁素体相变和珠光体相变动力学已建立较多模型, 李自刚<sup>[9]</sup>和叶健松<sup>[10]</sup>对此做了总结。叶健松等基于 0.38C-Cr-Mo (牌号中数字为该组分的质量百分数, 下同) 钢在 Gleeble 3500 热模拟机所得压应力(0~40 MPa)下铁素体和珠光体相变动力学实验结果, 将 Johnson-Mehl-Avrami 方程扩展为应力下铁素体和珠光体等温相变的动力学模型:

<sup>\*</sup> 中国工程院化工、冶金与材料工程学部第4届学术会议特邀报告, 2003年10月, 长沙

<sup>①</sup> 徐祖耀. 材料塑性成形与热处理一体化工程刍议. 中国科协2003年学术年会报告, 沈阳, 2003年9月

**[收稿日期]** 2003-10-19

**[作者简介]** 徐祖耀(1921-), 男, 浙江宁波市人, 中国科学院院士, 上海交通大学教授

$$f = 1 - \exp[-b(\bar{\sigma})t^n] \quad (1)$$

其中  $f$  为相变分数,  $b(\bar{\sigma}) = b(0)(1 + A\bar{\sigma}^B)$ ,  $\bar{\sigma}$  为等效应力,  $t$  为时间,  $b(0)$  为常数,  $b(\bar{\sigma})$  为应力  $\bar{\sigma}$  下的  $b$  参量, 参数  $n$ 、 $A$  和  $B$  由实验数据回归得到。按式 (1) 计算结果与实验值很好符合 (见图 1 和图 2)。参照 Denis 等<sup>[11]</sup> 对共析碳钢所得应力下珠光体相变的动力学实验结果, 并由该钢的 TTT

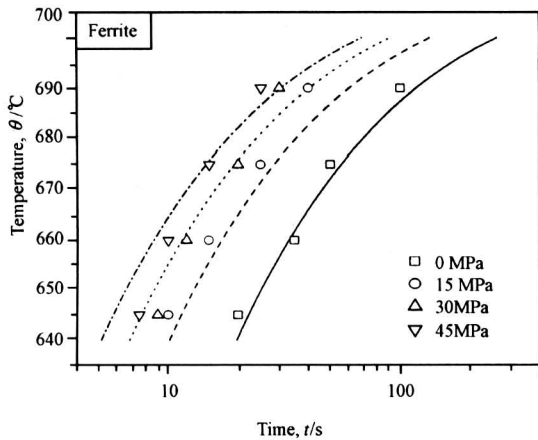


图 1 0.38C-Cr-Mo 钢在压应力下铁素体相变开始温度 (点: 实验值; 线: 计算值)

Fig.1 Starting temperatures of ferrite formation under stresses in 0.38C-Cr-Mo steel ( $\Delta$ ,  $\nabla$ ,  $\circ$ ,  $\square$  represent experiment data, lines—calculated results)

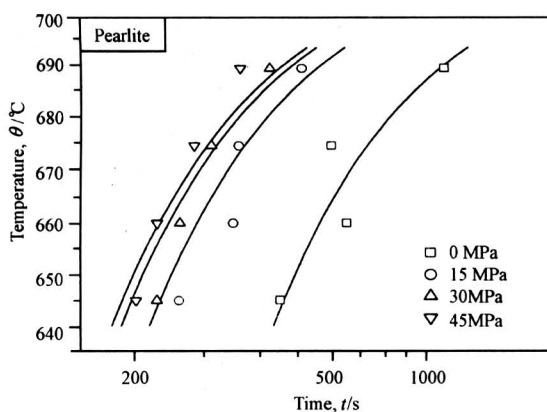


图 2 0.38C-Cr-Mo 钢在压应力下珠光体相变的结束温度 (点: 实验值; 线: 计算值)

Fig.2 Finishing temperatures of pearlite transformation under stresses in 0.38C-Cr-Mo steel ( $\Delta$ ,  $\nabla$ ,  $\circ$ ,  $\square$  represent experiment data, lines—calculated results)

图, 按式 (1) 所得的计算结果与实验值吻合得较好。证明式 (1) 可表述为应力下铁素体和珠光体等温相变的动力学模型。该钢在应力下铁素体相变速率随应力增加而呈线性加速, 而珠光体相变速率则呈指数  $[\exp(\bar{\sigma}^{0.5})]$  变化。这是由于铁素体相变系纯膨胀型相变, 而珠光体相变中渗碳体的析出, 使基体收缩, 系非纯膨胀型。

利用传统的随机论模拟方法, 结合现代模拟晶粒长大动力学的方法, 对 0.38C-Cr-Mo 钢在无应力下和施加应力状态下相变过程中及不同冷却速度下相变后形成的显微组织做了模拟, 与实际情况符合得很好<sup>[10]</sup>。

上述动力学方程中,  $A$  和  $B$  的数值因不同钢种而异, 在建模和模拟工作中需要参照已有资料, 并需作相当量的实验。为便于一体化工程工艺的设计, 应力下铁素体和珠光体相变的建模和模拟尚待进一步推进。

### 3 Scheil 相加性原则的讨论及修正

Scheil (1935) 和 Steinberg (1938) 原始提出等温相变的孕育期具有相加性, 以此即能计算连续冷却时的孕育期。此原则曾广泛应用于孕育期的计算, 并扩展至整个相变过程的计算 (见文献[6], 549~551 页)。相加性原则的数学表达式为

$$\int_0^{t_x} \frac{dt}{\tau_x(\theta)} = 1, \quad (2)$$

其中  $\tau_x(\theta)$  为在等温温度  $\theta$  时达到相变体积分数为  $x$  所需的时间,  $t_x$  为连续冷却时相变体积分数达到  $x$  的时间。但是 Zener 在 1946 年及以后直至 20 世纪 80 年代都发现: 相加性原则在许多钢中并不与实验结果相符。笔者等<sup>[12]</sup> 在考察相变过程中发现相变分数由形核和长大两部分组成, 并论证了低合金钢中的珠光体相变, 由形核形成的珠光体分数是相加性的, 但长大所形成的分数并不符合相加性; 除非形核率和长大速率之比为常数, 才符合相加性原则。由于目前尚不能获得相加性原则不符合实验情况的普遍规律, 因此, 还没有一个有效模型由 TTT 图预测 CCT 图。

笔者认为应用相加性原则所得结果和连续冷却实验不符的原因在于冷却速率。修正式 (2) 使之成为与冷却速率有关的式 (3):

$$\frac{1}{av^b} \int_0^{t_x} \frac{dt}{\tau_x(\theta)} = 1, \quad (3)$$

其中  $v$  为冷却速率。由具体钢的 2 个实验, 分别测得不同冷却速度 ( $v_1, v_2$ ) 下开始相变的温度和时间, 结合 TTT 图即可求得式 (3) 中  $a$  和  $b$ 。经测得几种低合金钢的参数  $a$  和  $b$ , 由式 (3) 计算这些钢铁素体和珠光体相变的开始温度, 与实验值很好符合。

#### 4 应力对贝氏体相变的影响

1948 年, Guanieri 和 Kanter 揭示合金钢大铸件中的内应力加速残余奥氏体分解形成贝氏体。同年 Howard 和 Cohen 报道到了马氏体的形成 (相变应力) 促使贝氏体相变; 类似的研究结果, 以后相继发表。柯俊等发现试样表面易促发贝氏体相变, 表明材料内部压应力的释放有利于膨胀型相变。Cottrell 在对合金钢试样作力学性质测试中, 注意到应力促使贝氏体相变, 并引述早年的工作。如 Hall (1929), Abron 和 Bain (1936) 以及 Nishiyama (1936) 等工作, 认为高合金钢中, 奥氏体在室温经冷变形, 加速  $\gamma \rightarrow \alpha$  相变已为熟知的事实。笔者著文介绍了论述应力对贝氏体相变影响的文献, 并讨论其机制<sup>①</sup>。

以往工作都发现应力加速贝氏体相变, 有的作出应力缩短孕育期的 TTT 图, 都认为应力增加贝氏体相变的形核率, 但很少或几乎没有对此作深入的讨论, 也未提出应力作用下贝氏体相变的动力学模型。

高宁等<sup>[13]</sup>得到低于屈服强度的拉应力 (+) 和压应力 (-) 都加速 0.13C-2.13Cr-1.01Mo 钢在 500 °C 等温时贝氏体相变, 并测得其动力学曲线符合下列一般模型:

$$f(x) = f_{\max} \{1 - \exp[1 - (kt)^n]\}, \quad (4)$$

其中  $f_{\max}$  为最大相变分数,  $t$  为等温时间,  $k$  为动力学参数,  $n$  为动力学指数, 设  $n=2$ ,  $f_{\max}$  和  $k$  都为应力函数。他们并测得该钢由贝氏体相变所产生的塑性。相变塑性对热处理工艺是一个重要参数。

对贝氏体相变中奥氏体力学稳定化的机制, 数位作者都认为与马氏体相变中奥氏体力学稳定化的机制相同<sup>[14]</sup>。

笔者对应力增加贝氏体相变形核率和缩短其孕育期, 应力下贝氏体相变动力学及奥氏体的力学稳定化加以讨论, 认为:

1) 经计算, 外加应力作为力学自由能提供相

变驱动力, 影响形核率很微; “应力作用下会使相界能量有所下降, 也可能发生碳原子的重新分布, 如在晶界或其他缺陷处的偏聚, 增加形核驱动力, 都会显著地使形核率增大和孕育期缩短”的观点, 尚待进一步实验予以验证。

2) 无应力下贝氏体相变动力学可以用 Johnson-Mehl-Avrami 方程表述, 应力下贝氏体相变动力学符合应力下铁素体和珠光体相变的动力学模型——式 (1), 即经修正的 Johnson-Mehl-Avrami 方程。如 Umemoto 等<sup>[15]</sup>对压应力下 Fe-3.6Ni-1.45Cr-0.50C 钢贝氏体相变动力学的实验结果均可由式 (1) 表述。

3) 形变奥氏体在贝氏体相变时, 往往呈现奥氏体力学稳定化, 其机制和马氏体相变中的并不完全相同, 形变所形成的位错会阻碍贝氏体的定向长大, 这导致贝氏体相变进展迟滞, 甚至停止, 呈现力学稳定化, 其具体模型尚待建立。

应力下贝氏体相变的建模和组织模拟工作, 落后于应力下铁素体和珠光体相变, 尚需进一步开展。

#### 5 应力对马氏体相变的影响

应力和形变对马氏体相变的影响, 笔者在文献 [16] 中列专章 (第九章) 给予介绍。在此拟对重要论据加以重申, 并做一些补充。

##### 5.1 单轴应力对 $M_s$ 的影响

Scheil 早期在铁合金中探索到应力对马氏体相变的影响。1953 年 Patel 和 Cohen<sup>[2]</sup>建立单向应力影响  $M_s$  的方程。设施加应力对相变所作的功为  $U$ , 应力在惯习面上的分切应力为  $\tau$ , 切应变为  $\gamma_0$ , 在垂直于惯习面的分正应力为  $\sigma$ , 正应变为  $\epsilon_0$ , 则

$$U = \tau\gamma_0 + \sigma\epsilon_0. \quad (5)$$

由 Mohr 图可得

$$\tau = \frac{1}{2}\sigma_1 \sin 2\varphi, \quad (6)$$

$$\sigma = \pm \frac{1}{2}\sigma_1 (1 + \cos 2\varphi), \quad (7)$$

其中  $\sigma_1$  为施加应力的绝对值,  $\varphi$  为试样的主轴与惯习面法线间的夹角, 则

$$U = \frac{1}{2}\gamma_0\sigma_1 \sin 2\varphi \pm \frac{1}{2}\epsilon_0\sigma_1 (1 + \cos 2\varphi). \quad (8)$$

① 徐祖耀, 应力对贝氏体相变的影响, 金属学报, 待发表

在特殊位向上,  $\frac{dU}{d\varphi} = 0$  时呈现  $U_{\max}$ :

$$\frac{dU}{d\varphi} = \gamma_0 \sigma_1 \cos 2\varphi \pm \epsilon_0 \sigma_1 (-\sin 2\varphi), \quad (9)$$

$$\frac{\sin 2\varphi}{\cos 2\varphi} = \tan 2\varphi = \pm \frac{\gamma_0}{\epsilon_0}. \quad (10)$$

将应变值代入式 (10), 再由式 (8) 可得  $U_{\max}$ 。对 Fe-Ni, 如单轴应力为拉应力,  $\gamma_0/\epsilon_0 = 0.2/0.04 = 5$ , 由 (10) 式  $2\theta = 79^\circ$ , 可将  $dM_s/d\sigma$  表为

$$\frac{dM_s}{d\sigma} = \frac{U_{\max}}{d(\Delta G)/d\theta}. \quad (11)$$

求得 Fe-20Ni-0.5C 在拉应力或压应力下的  $dM_s/d\sigma$  与实验值十分吻合。

田村今男等设惯习面上施加应力的最大切变方向与马氏体相变切变方向的夹角为  $\alpha$ , 得施加应力  $\sigma_1$  时的力学驱动力为

$$U = \frac{1}{2} \sigma_1 [\gamma_0 \sin 2\varphi \cos \alpha \pm \epsilon_0 (1 + \cos 2\varphi)], \quad (12)$$

其中  $\sigma'$  即为诱发马氏体相变的临界应力值。 $\varphi'$  表  $U_{\max}$  时的  $\varphi$ 。式 (12) 与式 (8) 在  $\frac{dU}{d\varphi} = 0$  时同义。Denis 等<sup>[1]</sup>引述 Collette 的工作 (Ph D. thesis, Inst. National Polytechnique de Lorraine, Nancy, 1980), 报道应力对 0.6C-Ni-Cr-Mo 钢的  $M_s$  实验值与由 Patel 和 Cohen 的式 (6)~式 (11) 求得的结果不符 (随应力增大而加剧)。Denis 等的论文中对此并未加讨论。

Gautier 等<sup>[17]</sup>报道, 对 0.5C-2.5Ni-0.41Cr-1.5Mo 钢施加应力 (0~300 MPa), 得冷却速度  $\bar{v}$  为 5 °C/s 时,  $dM_s/d\sigma = 0.05$  °C/MPa;  $\bar{v}$  为 0.5 °C/s 时,  $dM_s/d\sigma = 0.07$  °C/MPa; 而按 Patel 和 Cohen 式计算得到  $dM_s/d\sigma = 0.13$  °C/MPa (按  $d\Delta G/d\theta = 6.27 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,  $r_0 = 0.19$ ,  $\epsilon = 0.03$ ) 与上列实验值相差 1 倍。原作者等对此也未加阐释。笔者认为: Patel 和 Cohen 式基于单晶试样, 经严谨推导建立; 对于多晶试样, 尚宜计及应力与晶界的交互作用。因此在  $dM_s/d\sigma > 0$  情况下, 多晶试样  $M_s$  的实验值较与按单晶计算的值为低; 并可进一步预测试样的晶粒越细, 两者相差越大 (实验  $M_s$  值越低)。

## 5.2 应力诱发马氏体所需的临界应力值

Gautier 等<sup>[17]</sup>发现 0.5C-2.5Ni-Cr-Mo 钢

在  $M_s$  附近由一恒量应力 (~200 MPa, 接近奥氏体的屈服强度) 诱发马氏体, 而 0.5C-19Ni 钢诱发马氏体的应力随温度提高而线性增加, 直至形变诱发马氏体, 0.5C-17Ni-Cr 钢则介于上述两者之间。可见, 对提供相变驱动力较小的材料, 多呈形变诱发马氏体, 相变驱动力较大的材料由应力诱发扩展至形变诱发马氏体。

## 5.3 应力-形变对马氏体形态的影响

张修睦等<sup>[18~20]</sup>发现形变诱发马氏体会使马氏体的惯习面、形态和位向关系发生改变。如 Fe-30Ni 中, 透镜状马氏体变为蝶状马氏体, 再变为 (111) $_{\gamma}$  块状马氏体; Fe-30Ni-0.11C 中, 由透镜状→蝶状→(111) $_{\gamma}$  小蝶状马氏体; Fe-25Ni-0.7C 中, 由薄层状→透镜状→(3 10 15) $_{\gamma}$  块状; Fe-30Ni-0.30C 中, 由薄层状→片状或由 (2 2 5) $_{\gamma}$  变为 (1 1 1) $_{\gamma}$ ; (2 5 9) $_{\gamma}$  变为 (1 1 1) $_{\gamma}$ 。(1 1 1) $_{\gamma}$  马氏体内含高密度位错, 但无孪晶, 马氏体片的长度和宽度都下降, 位向关系会由 K-S 关系变为 N-W 关系。Gautier 等<sup>[21]</sup>发现: 在超过母相屈服强度应力下, Fe-20Ni-0.5C 经 150 MPa 应力形变形成马氏体片的宽度减小; 而在 Fe-25Ni-0.66C 中, (在 400 MPa 应力下形变) 形成的马氏体片, 其宽度却增大。原作者们提及母相协调, 母相中位错的迁动, 以及形成不同位向马氏体的变体数都影响形变诱发马氏体的形态, 但未能定量地对此予以阐释。笔者等拟计算不同材料中马氏体形成时的相变应力以及外加的应力、决定所诱发马氏体的形核率<sup>①</sup>, 由此即可推导出马氏体的形态, 有关内容将另文发表。

## 5.4 相变塑性

相变塑性在材料工程应用上甚具价值, 在相变研究上也具理论意义。田村在 1970 年就指出: 在  $M_s$  和  $M_d$  温度之间将奥氏体形变, 逐步增加马氏体量, 提高相变塑性。继后的研究发现相变塑性受诱发马氏体量和形态的影响, 在  $M_s \sim M_d$  之间一定温度出现相变塑性的极大值。

## 5.5 应力诱发马氏体的建模及其他

一些作者分别建立了不同材料 (如 Fe-Ni-C 和 ZrO<sub>2</sub>) 的应力诱发马氏体相变的模型。Zhang

① Meng Q. Rong Y. Hsu T. Y. (徐祖耀), Mechanism of autocatalytic nucleation of martensitic transformation, to be published.

等<sup>[22]</sup>推导出单轴压应力下形成的马氏体量的变化,以及纵向和横向应变,并经实验证实,同时还预测了形成应力诱发马氏体(SIM)时,奥氏体的结构。SIM的建模工作正在进展中。Kajiwara<sup>[23]</sup>发现,对Fe-Ni-Mn施加应力,当高于奥氏体屈服强度时,等温相变加快,但在较小应力(低于奥氏体屈服强度)时相变的饱和度减小,因此认为热激活点阵位错以协调形状应变,是控制等温马氏体相变的主要因素。应力下等温马氏体相变动力学的建模工作,尚待开展。

## 6 相场理论及其应用

由Landau理论发展为Landau-Devonshire, Landau-Ginzburg的应用于一级相变、相界能呈梯度的理论,建立以自由能密度作为相变量的函数的方程,可描述相变的宏观过程,详见[24]。近年出现以Landau-Ginzburg模型为基础的相场理论,将不均匀态的相或畴域由一套场变数(空间坐标函数)来描述(场变数可由成分表征的浓度场 $\epsilon(r)$ ,由有序度表征的长、短程有序场 $\eta(r)$ 等)。场变数的演化由时间决定的动力学方程,即以 $\frac{\partial c}{\partial t}$ 或/和 $\frac{\partial \eta}{\partial t}$ 的方程来描述。对扩散型相变可应用Cahn-Hilliard方程,由Chen和Wang<sup>[25]</sup>示例了无序-有序相变时由场变数表示组织形态演化,并模拟了Ni-Al-Mo合金经时效后的电镜组织,与实测雷同。对马氏体相变,Wang和Khachaturyan<sup>[26]</sup>列为

$$\frac{\partial \eta_p(r, t)}{\partial t} = L^0 \frac{\partial F}{\partial \eta_p} + \xi_p(r, t), \quad (13)$$

$$\langle \xi_p(r, t) \xi_p(r', t') \rangle = 2k_B T L^0 \delta(r - r') \delta(t - t'). \quad (14)$$

式中, $F$ 为自由能函数,包括化学自由能、应变能及界面能等, $p, q = 1, 2, \dots, n$ ,  $L^0$ 为动力学系数矩阵, $\partial F / \partial \eta_p$ 为热力学驱动力, $\xi_p$ 为Langevin噪声项,与热振动(声子)和弛豫时间有关, $k_B$ 为Boltzmann常数。他们模拟了立方 $\rightarrow$ 正方(四方)马氏体相变后的组织(孪晶马氏体变体)。Artemev等还计算和模拟了应力改变孪晶马氏体变体的分数和形态。他们的计算较为复杂,也只适用于孪晶马氏体,对工程上的应用尚需作简化处理。

## 7 结语

应力对钢中相变影响的研究已历数十年,取得

了一定认识,但对应力下相变动力学的建模工作尚属开始。由TTT图计算CCT图还存在障碍。如何以现成相变数据,结合尽可能少量的实验工作,建立应力下相变动力学模型,正为各国学者们所关心,宜加注意。展望利用相场理论作材料在应力下各类相变的热力学、动力学建模,尝试由此进行组织变化的模拟;结合应力下母相的动、静态再结晶研究以及相变中力学问题研究,为一体化工程提供基础。

### 参考文献

- [1] Denis S, Gautier E, Simon A, Beck G. Stress-phase transformation basic principles, modeling and calculation of internal stresses [J]. Mater Sci Technol, 1985, (1): 805~976
- [2] Patel J R, Cohen M. Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation [J]. Acta Metall, 1953, (1): 531~538
- [3] Kakeshita T, Shimizu K. Effects of hydrostatic pressure on martensitic transformation [J]. Mater Trans JIM, 1997, (8): 668~681
- [4] Jepson M D, Thompson F C. The acceleration of the rate of isothermal transformation of austenite [J]. JISI, 1949, 162: 49~56
- [5] Kehl G L, Bhattacharyya S. The influence of tensile stress on the isothermal decomposition of austenite to ferrite and pearlite [J]. Trans ASM, 1956, 48: 234~248
- [6] Christian J W. In The Theory of Transformations in Metals and Alloys [M]. 3rd Edition. London: Pergamon, 2002. Part I Chp 10~12
- [7] Inoue T, Wang Z G. Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations [J]. Mater Sci Technol, 1985, (1): 845~850
- [8] Denis S, Sjöström S, Simon A. Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the internal stresses evolution during cooling of a eutectoid caebron steel cylinder [J]. Metall Trans, 1987, 18A: 1203~1212
- [9] 李自刚. 工模具钢热变形的物理模拟和数值模拟 [D]. 上海: 交通大学, 1998
- [10] 叶健松. 应力状态下0.38C-Cr-Mo钢的铁素体/珠光体相变动力学及其模拟 [D]. 上海: 交通大学, 2003
- [11] Denis S, Gautier E, Simon A, Beck G. Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling [J]. Acta Metall, 1987, 35: 1621~1632

- [12] Ye Y S, Chang H B, Hsu T Y (Xu Zuyao). On the application of the additivity rule pearlitic transformation in low alloys [J]. *Metall Mater Trans A*, 2003, 34A: 1259~1264
- [13] 高宁, 刘庄, 余永平. 2.25Cr-1Mo 钢相变塑性的实验研究 [J]. *材料热处理学报*, 2001, 22(3): 1~4
- [14] Bhadeshia H K D H. *Bainite in Steels* [M]. 2nd Ed. Cambridge: The University Press, 2001. 207~215
- [15] Umemoto M, Bando S, Tamura I. Morphology and transformation kinetics of bainite in a Fe-Ni-C and Fe-Ni-Cr-C alloys [A]. *Proc Inter Conf Martensitic Transformations*, 1986 [C]. *The Jpn Inst Metals*, 1987. 595~600
- [16] 徐祖耀, 马氏体相变与马氏体 [M], 第二版, 北京: 科学出版社, 1999
- [17] Gautier E, Simon A, Collette G, Beck G. Effect of strain on martensitic transformation in a Fe-Ni-Mo-C alloy with a high  $M_s$  temperature [J]. *J de Phys, Colloq C4, Suppl No. 12*, 1982, 43: C4-473~477
- [18] Zhang X M, Gautier E, Simon A. Martensite morphology and habit plane transition during tensile tests for Fe-Ni-C alloys [J]. *Acta Metall*, 1989, 37: 477~485
- [19] Zhang X M, Gautier E, Simon A. Orientation relationships of deformations induces martensite in Fe-Ni-C alloys [J]. *Acta Metall*, 1989, 37: 487~497
- [20] Zhang X M, Li D F, Xing Z S, Gautier E, Zhang J S, Simon A. Morphology transition of deformation-induced lenticular martensite in Fe-Ni-C alloys [J]. *Acta Metall Mater*, 1993, 41: 1693~1699
- [21] Gautier E, Zhang J S, Zhang X M. Martensitic transformation under stress in ferrous alloys, mechanical behaviour and resulting morphologies [J]. *J de Phys IV Colloq C8, Suppl J de Phys III No 12*, 1995, (5): C8-41~50
- [22] Zhang M X, Kelly P M, Gates J D. A model of stress induces martensitic transformation in Fe-Ni-C alloy [J]. *Mater Sci Engr*, 1999, A273~275: 251~256
- [23] Kajiwara S. J. Effect of applied stress on nucleation rate of isothermal martensitic transformation [J]. *de Phys*, 1982, Colloq C4 Suppl No12, 43: C4-97~102
- [24] 徐祖耀. 相变原理 [M]. 北京: 科学出版社, 2000. 461~472
- [25] Chen L Q, Wang Y, The continuum field approach to modeling microstructural evolution [J]. *JOM*, 1996, Dec: 13~18
- [26] Wang Y, Khachaturyan A G. Three-dimensional field model and computer modeling of martensitic transformations [J]. *Acta Mater*, 1997, 45: 759~773

## Fundamentals of the Unified Technology Combining Plastic Forming and Heat Treatment of Materials

Xu Zuyao (T. Y. Hsu)

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

[Abstract] Fundamentals of the unified technology combining plastic forming and heat treatment of materials mainly consist of the metallurgical and mechanical interactions between stress, transformation and deformation, modeling as well as simulations of microstructural and property evolutions. In the present work, taking steel for example, the literatures on ferrite, pearlite, bainite and martensitic transformations under stresses are introduced. Kinetics models and computer simulation of microstructural evolution of ferrite and pearlite transformations under stresses in a 0.38C-Cr-Mo steel are suggested. A discussion is given on deficiency and the modification of Scheil's additivity hypothesis. Phase field theory and its application, as well as the perspective in further study of the unified technology are briefly presented.

[Key words] plastic forming-heat treatment; transformation under stresses; transformation modeling; structural simulation; Scheil's hypothesis; phase field theory