

马氏体相变的形核问题*

孟庆平 戎咏华 徐祖耀

(上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200030)

摘要 在对马氏体相变经典形核理论阐述的基础上, 仔细考察了 Fisher 等以统计物理对形核几率的原始推导, 指出一些学者近年来否定 Cohen 和 Kaufman 马氏体相变形核几率计算的错误, 确定形核几率计算中的形核能垒 ΔG^* 应为临界核胚中所有原子的总自由能变化, 而不应为核胚中单个原子的自由能. 对他们佐证均匀形核观点所引用的实验给予了重新解释, 对他们提出的形核模型进行了评论. 最后简要提出研究马氏体相变形核问题的几个可能方向.

关键词 马氏体相变, 形核几率, 形核能垒

中图分类号 TG151

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2004)04-0337-05

NUCLEATION OF MARTENSITIC TRANSFORMATION

MENG Qingping, RONG Yonghua, T.Y. Hsu (XU Zuyao)

School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030

Correspondent: T.Y. Hsu (XU Zuyao), professor, Tel: (021)62932435, E-mail: zyru@sjtu.edu.cn

Manuscript received 2002-06-05

ABSTRACT On the basis of describing the classical nucleation theory of martensitic transformation and considering in detail the original derivation of nucleation probability through statistical physics by Fisher *et al*, the present work points out the mistakes appearing in the recent works of some authors who negated the calculation of the nucleation probability of martensitic transformation with Cohen and Kaufman. The nucleation barrier ΔG^* in calculating the nucleation probability should be the free energy change of total atoms in an embryo, rather than that of an atom. The experiments cited by these scholars, supporting their viewpoint of homogeneous nucleation of martensitic transformation, are re-explained and the nucleation model suggested by them is critically reviewed by us with the basic concept of statistical physics. Finally, several research directions are briefly suggested for study of the nucleation of martensitic transformation.

KEY WORDS martensitic transformation, nucleation probability, nucleation barrier

马氏体相变是一种非常重要的固态相变. Kurdjumov^[1] 首先提出马氏体相变是形核和长大过程. Shih(师昌绪)等^[2] 对等温马氏体相变研究也确认马氏体相变呈明显的形核长大的特征. 近 80 年来, 在马氏体相变晶体学^[3,4], 热力学^[5] 和动力学^[6-11] 等方面的研究已经取得了许多重要的成果. 然而, 马氏体相变的形核问题却一直没有得到很好的解决. 该问题至今仍是马氏体相变研究的热点之一. 本文在引述经典均匀形核理论的基础上, 就有些学者的一些错误观点加以剖析, 并简要提出研究形核问题的一些方向.

1 经典均匀形核理论

经典的形核理论^[12-14] 认为, 新相在母相中的形核率为

$$P = K \exp\left(-\frac{\Delta Q_D + \Delta G^*}{k_B T}\right) \quad (1)$$

其中 K 是常数, ΔQ_D 是原子跨越奥氏体和马氏体相界面所需的激活能, ΔG^* 是进行马氏体相变所要克服的形核能垒, k_B 为 Boltzmann 常数, T 为绝对温度. 在一定温度下 $p_0 = K \exp(-\frac{\Delta Q_D}{k_B T})$ 通常是一个常数, 因此, 形核率主要取决于 ΔG^* , $\exp(-\frac{\Delta G^*}{k_B T})$ 是影响平衡态下形核几率的重要因子.

Cohen 和 Kaufman^[9,10] 给出了形成一个椭球形马氏体核胚自由能的变化为

$$\Delta G(a, c) = \frac{4}{3}\pi a^2 c \Delta g_{ch} + 2\pi a^2 \gamma + \frac{4}{3}\pi a c^2 A \quad (2)$$

式中 a 和 c 分别是椭球形马氏体核胚的半长轴和半短轴; Δg_{ch} 是单位体积马氏体相变驱动力; γ 为马氏体和母相之间的相界面能; A 是和马氏体相变应变能有关的量. $\Delta G(a, c)$ 随 a, c 变化存在一个鞍点, 该鞍点对应于马氏体的临界核胚尺寸和临界形核能垒. 临界核胚尺寸和临界

* 收到初稿日期: 2002-06-05

作者简介: 孟庆平, 男, 1964 年生, 副教授, 博士

形核能垒可由 $\frac{\partial \Delta G^*(a,c)}{\partial a} = \frac{\partial \Delta G^*(a,c)}{\partial c} = 0$ 计算得到:

$$a^* = \frac{4A\gamma}{\Delta g_{ch}^2} \quad (3)$$

$$c^* = -\frac{2\gamma}{\Delta g_{ch}} \quad (4)$$

和

$$\Delta G^* = \frac{32\pi A^2 \gamma^3}{3\Delta g_{ch}^4} \quad (5)$$

Cohen 和 Kaufman^[9,10] 对 Fe-30Ni 合金马氏体相变的形核能垒 ΔG^* 进行的理论计算表明, 在马氏体相变温度 $M_s=233$ K, 马氏体临界核胚尺寸是: $a^*=49$ nm, $c^*=2.2$ nm, 临界形核能垒约 $\Delta G^* = 9 \times 10^{-16}$ J. 该核胚大约包含 200 万个原子. 该临界形核能垒 ΔG^* 的值约为 $k_B T$ (此时温度 $T = M_s$) 的 10^5 倍, 所以形核几率是非常小的, 因此可以认定依靠热起伏不能克服马氏体均匀形核所需克服的能垒^[8-10].

按照经典的形核理论^[12-14], 形核能垒越大、温度越低, 形核几率越小^[12], 形核所需的孕育时间越长^[13,14]. 然而, 实验证明, 当温度降至 0 K 附近时, 马氏体相变仍然能在 Fe-18Cr-8Ni 和 Fe-20Ni-1C 等合金中发生^[15], 而且在 Fe-Ni-C 和 Fe-Ni 等合金中, 还会发生爆发型马氏体相变 (在极短的时间内, 产生大量的马氏体)^[16].

2 非均匀形核模型

上述经典理论是基于均匀基体的假设上, 因此称为均匀形核理论 (模型). 理论和实验的不一致使得人们对马氏体相变的形核问题开展了大量的研究^[17-21], 其中研究的焦点主要集中在晶体缺陷可引起马氏体相变非均匀形核上. Olsen 和 Cohen^[17-19] 根据 Bogers 和 Burgers 的切变模型, 提出了在母相中由于位错的分解, 会产生能量低于母相的亚稳定马氏体核胚, 由于该亚稳定的马氏体核胚的总能量低于母相的能量, 因此, 这种核胚可在母相中自发形成. 这样马氏体的形核率将大大地提高. 然而构成该核胚的位错组态过于奇巧, 在实际晶体中很难存在, 事实上到现在为止该种形式的核胚也没有在实验中观察到. Magee^[20] 提出了预应变场的模型, 该模型强调在母相中预先存在有缺陷, 该缺陷所产生的应变场是马氏体形核的有利位置, 应变场的应变能可达到和马氏体相变形核能垒相当的量级. 然而应变能密度通常都是在缺陷中心或接近缺陷处最大, 例如位错等. 因此该模型的处理将回到了 Kaufman 和 Cohen 模型^[22]. Suezawa 和 Cook^[21] 发展了螺位错应变区形成马氏体核胚的模型, 该模型给出了当界面能 $\gamma = 2.3 \times 10^{-2}$ J/m² 时, 马氏体的形核能垒 ΔG^* 约为 10^{-19} J. $T=250$ K 时, 这一数值和 $50k_B T$ 相当, 由此得出热起伏可以引起形核. 但是他们在计算时所采用的界面能, 远远低于 Cohen 和 Kaufman^[8,9] 计算 Fe-30Ni 马氏体临界核胚时所采用的界面能 $\gamma=0.2$ J/m²

值, 因此这个模型和 Cohen 和 Kaufman 的模型相比对形核能垒的计算值并无本质的改善. 表明非均匀形核理论还有待进一步发展.

3 对一些错误观点的剖析

近年来, 我国一些学者^[23-32] 认为 Cohen 和 Kaufman 在计算马氏体相变形核几率时出现错误, 即式 (1) 中的 ΔG^* 不应是整个马氏体核胚的能量而应当是单位体积或单位原子的能量. 如果这个错误确实存在, 则它是惊人的. 因为 ΔG^* 经过重新计算后, 它的值降低 10^5 数量级, 从而使均匀形核变得完全可能, 即热波动可使马氏体相变均匀形核. 果真如此, 则近半个世纪以来关于马氏体相变形核的研究都变得没有意义. 在经典的形核理论中, 式 (1) 同时适用于气-液、固-液和其它固-固相变形核几率的计算, 所不同的是 ΔG^* 的计算方法. 要澄清这个问题必须确定式 (1) 中 ΔG^* 的确切值以及它的物理意义. 经仔细考察 Fisher 等^[11] 用统计力学的推导, ΔG^* 确应为整个核胚的自由能变化, 而不应为核胚中单个原子的自由能. 类似的表达式也在许多其它的文献^[33-36] 中出现. 通常, 对气体 → 液体, 液体 → 固体的转变, 自由能的计算中仅涉及相变驱动力和相界面能, 而没有应变能的影响, 即使如此, Turnbull^[37] 的著名实验也告诉我们, 在无杂质和器壁的情况下, 在纯净的过冷液体中结晶都是相当困难的, 更何况会引起大应变能的马氏体核胚.

从量纲上, 我们知道 $k_B T$ 是能量单位, 因此式 (1) 中的 ΔQ_D 和 ΔG^* 都应当具有能量量纲. 当式 (1) 中幂指数部分的分母 $k_B T$ 变为 RT (R 为摩尔气体常数) 时, 分子也必须乘上 N_A , 即分子分母同时乘上 Avogadro 常数^[38]. 这意味着新相的核胚被当作一个大颗粒来看待. 我国一些学者与 Kaufman 和 Cohen 的主要分歧 (当然也和 Turnbull, Fisher 等的观点存在分歧) 就在这里. 他们^[26-32] 认为式 (1) 中的 ΔG^* 不应当是式 (5) 直接计算的结果, 而应当是 $\Delta G^*/V^*$ 的结果 (V^* 是马氏体临界核胚的体积). 通过单位转换将 $\Delta G^*/V^*$ 的量纲化为 J/mol, $k_B T$ 变为 RT . 他们这样做的中心意思是使式 (1) 中的 ΔG^* 变为马氏体核胚内单个原子或摩尔原子的自由能变化, 而不是整个马氏体核胚或每摩尔核胚数的自由能变化. 因为邓永瑞^[26] 认为经典理论“用一个含 200 万个原子的晶核的形核功与单个原子的热能比较, 似乎是不妥的”. 由此看来, 他们都把 $k_B T$ 看作单个原子的热能了. 关于 $k_B T$ 的物理意义在 Landau 和 Lifshitz 的 “Statistical Physics”^[39] 中已有明确的说明, 它不应理解为单个原子的热能.

我们必须强调这 200 万个原子必须聚集在一起才能称为马氏体核胚, 单个原子只能是晶体缺陷. 式 (1) 中的 ΔG^* 应为整个核胚的自由能变化, 这纯粹从几率的观点也能证明.

我们假定新相核胚内包含了 n 个原子, 这样核胚内

每个原子的平均自由能变化为

$$\Delta g = \frac{\Delta G}{n} \quad (6)$$

ΔG 为整个核胚的自由能变化, 它包括两相的化学驱动力、应变能和界面能. 当核胚达到临界尺寸时, ΔG 应写为 ΔG^* . 此时在母相中单位体积内一个原子处在 Δg 状态的几率为^[12]

$$I = \exp\left(-\frac{\Delta g}{k_B T}\right) \quad (7)$$

该数值是邓永瑞^[23-26]、杜国维^[27]和赵新清等^[28-32]所认定的马氏体核胚的形核几率. 根据赵新清等的计算, 临界核胚内单位原子的平均能量约比 $k_B T$ 小一个数量级, 因此 I 是一个接近于 1 的数值. 即在单位时间内、单位体积中包含一个处于 Δg 状态原子的几率很大. 但是我们可以想象, 仅一个原子处于新相的状态是不能称为核胚的, 它周围的一些原子也必须同时处在新相的状态时, 我们才能确定这是一个新相的核胚. 因此, 有 n 个相互近邻的原子同时处在 Δg 状态时的几率应为

$$I_n = \prod_n \exp\left(-\frac{\Delta g}{k_B T}\right) \quad (8)$$

将式 (6) 代入式 (8) 中, 我们就可得到 Fisher 等^[12] 相同的结果

$$I_n = \exp\left(-\frac{n\Delta g}{k_B T}\right) = \exp\left(-\frac{\Delta G}{k_B T}\right) \quad (9)$$

从几率的观点来看, 这也是非常好理解的. 因为在众多原子中间, 仅有一个原子处于新相 Δg 状态的几率是非常大的, 然而当这个原子的近邻另一个原子也必须同时处在这个状态时, 其几率就将下降, 而当要达到 Cohen 等^[9,10] 估计的 200 万个近邻原子同时达到这个状态, 这也是非常不容易的. 这样我们可以得出, 邓永瑞^[23-26]、杜国维^[27]和赵新清等^[28-32]对 Cohen 和 Kaufman 的纠正是不正确的.

另外, 邓永瑞为解决 Cohen 等^[9,10,17-19] 马氏体形核理论与实验结果的矛盾, 提出了自己的形核理论^[23-26], 其基本的大意是有一系列原子层, 如 200 层, 同时发生一个方向的位移, 要达到马氏体相变所需要的切应变变量 $\varepsilon \approx 0.2$, 这 200 个原子层的每一层仅产生 10^{-3} 应变就够了, 并且他认为这一层的应变能即为形核能垒, 在铜合金中他估计这一应变能约为 1.2 J/mol. 该合金的相变驱动力约为 -1.5—-8 J/mol, 于是, 他认为相变驱动力和热起伏都足以克服这一形核能垒. 我们认为这一处理方法也存在同样的概念错误. 首先, 如果一层原子产生应变为 10^{-3} 时的几率是 p_1 ($0 < p_1 < 1$), 在不考虑原子层之间的相互作用时, 200 层原子同时向一个方向产生平均应变为 10^{-3} 的几率应为 p_1^{200} , 如果进一步考虑每一层中

原子的数目, 即要靠热起伏使一层内的所有原子也同时向一个方向位移相同距离, 则使得

$$p_1 = \prod_n \exp\left(-\frac{\Delta g}{k_B T}\right) \quad (10)$$

上式中的 Δg 是一个原子处在切应变为 10^{-3} 状态时的自由能变化, n 是所考虑原子层上的原子数. 无疑 p_1 是一个很小的数, 而 200 个相邻的原子层同时向一个方向应变 10^{-3} 的几率 p_1^{200} 应是非常非常小的数. 还必须指出, 当相邻每一个原子层产生的应变为 10^{-3} 时, 200 层原子所产生的总应变仍是 10^{-3} , 达不到马氏体相变所要的应变 0.2. 由此可见, 邓永瑞模型本身就存在问题, 由此对马氏体相变形核几率的估计也就不可采用了.

赵新清等用来证明马氏体相变可以均匀形核的证据主要来自 Lin 等^[40]和 Kajiwara 等^[41]的实验. 下面我们对此给予说明. Lin 等^[40]实验研究表明, 在 Cu-2.14Fe-1.07Co (质量分数, %) 合金中沉积的、无缺陷 fcc 结构的 Fe-Co 颗粒可通过均匀形核发生马氏体相变. 经仔细阅读 Lin 等的文章, 即可知道他们仍然用 Cohen 和 Kaufman 的形核理论^[9,10] 计算出的临界形核能垒. 对于 Fe-33Co 合金, fcc→bcc 转变的相变驱动力在 200 K 时约为 -9000 J/mol, 该值约为 Fe-30Ni 合金 233 K 时相变驱动力 -1260 J/mol 的 7 倍. 由式 (5) 可以看到 ΔG^* 与相变驱动力 Δg_{ch} 的四次方成反比. 当 Fe-33Co 合金的 A 和界面能 γ 与 Fe-30Ni 合金相比相差不大时, Δg_{ch} 的增加将大大降低临界形核能垒, 均匀形核才能实现. 根据 Lin 等的计算, 在 Fe-Co 合金中 Co 含量为 33%(质量分数)附近的合金, 其马氏体相变的临界形核能垒可以满足 $\Delta G^* < 40k_B T$ 均匀形核的条件^[40]. 可以说, Fe-Co 合金中马氏体相变可以均匀形核的原因是它的相变驱动力很大. Lin 等用 Cohen 和 Kaufman 马氏体形核理论的解释, 正说明了该理论的正确性. 因此 Lin 等的实验不能作为赵新清等人重新估算结果的证据.

赵新清等认为马氏体相变可以均匀形核的另一个证据是 Kajiwara 等^[41]的实验. Kajiwara 等采用气相沉积制备超细的 Fe-Ni 纳米颗粒, 当 Ni 含量为 35.2% (原子分数, 下同) 时, 在室温仍然存在大量 bcc 结构的纳米颗粒, 他们认为这些 bcc 结构的颗粒是马氏体相变的产物. 根据热力学计算^[42], 当 Ni 含量超过 29% 时, 马氏体相变的开始温度将低于室温; Ni 含量超过 33.2% 时, 即使冷却到 0 K 也不会发生马氏体相变. Kajiwara 等的实验结果不能得到热力学计算的支持, 同时也与 Cech 和 Turnbull^[43]的实验结果不一致. 最早指出 Kajiwara 等对其实验结果解释错误的是 Lin 等^[8]. 实验证明, 采用气相沉积、磁控溅射等方法制备纳米颗粒或纳米颗粒的薄膜时, 气体分子从团聚凝结核晶有和大块金属完全不同的相变过程. Cech^[44]对 Fe-29.5Ni 和

Kelly 等^[45]对成分为 Fe-17.3Cr-8.7Ni 小液滴的迅速凝固行为进行了详细研究, 结果指出对于大块金属有液态 \rightarrow bcc \rightarrow fcc \rightarrow bcc 相变行为的合金当尺寸小到一定尺寸时其相变可以出现液态 \rightarrow bcc 的直接凝固过程, 而不产生通常情况下的液态 \rightarrow bcc \rightarrow fcc \rightarrow bcc 的相变过程, 对此 Kelly 已从形核几率的角度给予了解释. 我们用此原理也解释了 Fe-Ni 合金气相沉积过程中的相变行为^[46,47]. 一些研究者采用 Landau 理论^[48]及计算机模拟^[49]也都很好地证实了 bcc 相是凝固过程中最容易形成的亚稳相. 另外, 我们采用磁控溅射法在不同温度的衬底上制备了各种不同成分的 Fe-Ni 薄膜, 其中在室温溅射的 Fe-Ni 薄膜, 当 Ni 含量达到 46.31% 时, 薄膜的结构仍主要是 bcc 结构, 而在 773 K 溅射制备的 Ni 含量达 32.45% 的薄膜, 在室温观察时为单一的 fcc 结构, 由此可以说明, 在室温磁控溅射制备 Fe-Ni 合金的 bcc 结构为直接由溅射原子碰撞生成的, 而非 fcc \rightarrow bcc 转变的产物^[46,47]. 因此, Kajiwara 等的实验结果应不能用以讨论小晶粒马氏体相变的形核问题, 也不能作为赵新清等认为马氏体相变可均匀形核的实验证据.

4 研究马氏体相变形核的可能方向

综上所述, 只有在特殊情况下, 马氏体相变的形核才能依靠均匀形核来完成^[40], 而对于通常情况下, 目前的非均匀形核理论都还不能很好地解释一些实验事实, 如爆发型马氏体的转变等. 但这也决非我国一些学者所认为的那样错误所致. 根据马氏体相变研究的进展^[50], 形核理论的下列几个研究方向似应引起我们的注意. (1) 应力场的影响: 适当方向的应力场可以提高马氏体相变开始温度, 相当于增加了马氏体相变的驱动力^[51]. 同样, 马氏体相变驱动力的增加也将降低马氏体相变的形核能垒. 对于一个已产生的马氏体片, 其周围的应力场可以促发其它较小的马氏体核胚长大^[52]. (2) 相界面能的重新估计: 相界面能是影响马氏体形核能垒的关键因素. 最近 Offerman 等^[53]关于碳钢奥氏体分解的研究已经发现, 传统方法对相界面能的估计比实际值高两个数量级. 而马氏体核胚的界面能是否也存在类似的问题值得我们关注. 另外, 热力学和统计力学的理论告诉我们, 相界面能应当与新相的尺寸有关^[54,55], 马氏体和母相间的界面能随尺寸的变化关系研究应当是我们的一个任务. (3) 马氏体相变的一些现代形核理论也值得我们关注, 如 Landau 理论的应用^[56]以及马氏体相变非线性理论的研究^[57-62]. 对马氏体相变形核理论的研究不仅有利于我们更深入的了解马氏体相变, 同时也可帮助我们了解其它相变的形核问题.

参考文献

- [1] Курдюмов Г. В. Ж. ТЕХН. ФИЗ., 1948; 18: 999
Kurdjumov G V. *J Met*, 1959; 11: 449
- [2] Shih C H, Averbach B L, Cohen M. *Trans AIME*, 1955; 203: 183
- [3] Wechsler M S, Lieberman D S, Read T A. *Trans AIME*, 1953; 197: 1503
- [4] Bowles J S, Mackenzie J K. *Acta Metall*, 1954; 2: 129, 224, 1957; 5: 137
- [5] Hsu T Y (Xu Zuyao). *Martensitic Transformation and Martensite*. 2nd ed., Beijing: Science Press, 1999: 430 (徐祖耀. 马氏体相变与马氏体. 第 2 版, 科学出版社, 1999: 430)
- [6] Pati S R, Cohen M. *Acta Metall*, 1969; 17: 189
- [7] Pati S R, Cohen M. *Acta Metall*, 1971; 19: 1327
- [8] Lin M, Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1992; 23A: 2987
- [9] Cohen M. *Trans AIME*, 1958; 212: 171
- [10] Kaufman L, Cohen M. In: Chalmers B, King R eds., *Progress in Metal Physics*. Vol.7, New York: Pergamon Press, 1958: 165
- [11] Owen W S, Gilbert A. *JISI*, 1961; 196: 142
- [12] Fisher J C, Hollomon J H, Turnbull D. *J Appl Phys*, 1948; 19: 775
- [13] Turnbull D. *Trans AIME*, 1948; 175: 774
- [14] Turnbull D, Fisher J C. *J Chem Phys*, 1949; 17: 71
- [15] Kulin S A, Cohen M. *Trans AIME*, 1950; 188: 1139
- [16] Machlin E S, Cohen M. *Trans AIME*, 1951; 191: 746
- [17] Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1976; 7A: 1897
- [18] Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1976; 7A: 1905
- [19] Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1976; 7A: 1915
- [20] Magee C L. In: Aaronson H I ed., *Phase Transformation*. Cleveland: ASM, 1970:
- [21] Suezawa M, Cook H E. *Acta Metall*, 1980; 28: 423
- [22] Russell K C. *Metall Trans*, 1971; 2: 5
- [23] Deng Y R. *Rare Met Mater Eng*, 1991; (1): 17 (邓永瑞. 稀有金属材料与工程, 1991; (1): 17)
- [24] Deng Y R. *Rare Met Mater Eng*, 1991; (2): 9 (邓永瑞. 稀有金属材料与工程, 1991; (2): 9)
- [25] Deng Y R. *Rare Met Mater Eng*, 1991; (3): 16 (邓永瑞. 稀有金属材料与工程, 1991; (3): 16)
- [26] Deng Y R. *Theory of Martensitic Transformation*. Beijing: Science Press, 1993: 7 (邓永瑞. 马氏体相变理论. 北京: 科学出版社, 1993: 7)
- [27] Xiao J M. *Phases and Phase Transformations of Alloys*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1987: 332 (肖纪美. 合金相与相变. 北京: 冶金工业出版社, 1987: 332)
- [28] Zhao X Q. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 1153 (赵新清. 金属学报, 2001; 37: 1153)
- [29] Zhao X Q. *J Mater Eng*, 1999; (11): 3 (赵新清. 材料工程, 1999; (11): 3)
- [30] Zhao X Q, Han Y F. *J Mater Eng*, 2000; (3): 3 (赵新清, 韩雅芳. 材料工程, 2000; (3): 3)
- [31] Zhao X Q, Liu B X. *Scr Mater*, 1998; 38: 1137
- [32] Zhao X Q, Han Y F. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 884
- [33] Landau L D, Lifshitz E M. *Statistical Physics*, Part 1 (3rd ed). Butterworth-Heinemann, Division of Reed Educational and Professional Ltd., 1999: 533
- [34] Feder J, Russell K C, Lothe J, Pound G M. *Adv Phys*, 1966; 15: 111
- [35] Gunton J D, Miguel M S, Sahni P S. In: Domb C, Green M S eds., *Phase Transitions and Critical Phenomena*, Vol.8. London: Academic Press, 1983: 267

- [36] Gunton J D. *J Stat Phys*, 1999; 95: 903
- [37] Turnbull D. *J Chem Phys*, 1952; 20: 411
- [38] Trunbull D, Cohen M H. *J Chem Phys*, 1958; 29: 1049
- [39] Landau L D, Lifshitz E M. *Statistical Physics*, Part 1 (3rd ed). Butterworth-Heinemann, Division of Reed Educational and Professional Ltd., 1999: 34
- [40] Lin M, Olson G B, Cohen M. *Acta Metall Mater*, 1992; 41: 253
- [41] Kajiwara S, Ohno S, Honma K. *Philos Mag*, 1991; 63A: 625
- [42] Kaufman L, Cohen M. *Trans AIME*, 1956; 206: 1393
- [43] Cech R E, Turnbull D. *Trans AIME*, 1956; 206: 124
- [44] Cech R E. *Trans AIME*, 1956; 206: 585
- [45] Kelly T F, Cohen M, Sande J B V. *Metall Trans*, 1984; 15A: 819
- [46] Meng Q P. *PhD Dissertation*, Shanghai Jiao Tong University, 2002
(孟庆平. 上海交通大学博士学位论文, 2002)
- [47] Rong Y, Meng Q, Hsu T Y (Xu Zuyao). In: Hanada S, Zhong Z, Nam S W, Wright R N eds., *The 4th Pacific Rim Int Conf on Advanced Materials and Processing (PRICM4)*. The Japan Institute of Metals, 2001: 147
- [48] Alexander S, Mctague J. *Phys Rev Lett*, 1978; 41: 702
- [49] Auer S, Frenkel D. *Nature*, 2001; 409: 1020
- [50] Hsu T Y (Xu Zuyao). *Shanghai Met*, 2003; 25(3): 1 and 25(4): 1
(徐祖耀. 马氏体相变研究的进展. 第 8 次全国热处理大会特邀报告, 2003, 见: 上海金属, 2003; 25(3): 1 和 25(4): 1)
- [51] Patel J R, Cohen M. *Acta Metall*, 1953; 1: 531
- [52] Meng Q P, Rong Y H, Hsu T Y (Xu Zuyao). to be published.
- [53] Offerman S E, Dijk N H, Sietsma J, Grigull S, Lauridsen E M, Margulier L, Poulsen H F, Rekveldt M Th, Zwaag S. *Science*, 2002; 298: 1003
- [54] Buff F P, Kirkwood J G. *J Chem Phys*, 1950; 18: 991
- [55] Tolman R C. *J Chem Phys*, 1949; 17: 333
- [56] Olson G B, Cohen M. *Proc Int Conf Solid-Solid Phase Transformations*, New York: AIME, 1982: 1145
- [57] Falk F. *Acta Metall*, 1980; 28: 1773
- [58] Falk F. *Z Phys B, Condens Matter*, 1984; 54: 159
- [59] Barsch G R, Krumhansl J A. *Metall Trans*, 1988; 19A: 761
- [60] Klein W, Lookman T, Saxena A, Hatch D M. *Phys Rev Lett*, 2002; 88: 085701
- [61] Zhao Y, Zhang J, Hsu T Y (Xu Zuyao). *J Appl Phys*, 2000; 88: 4022
- [62] Tang M, Zhang J H, Hsu T Y (Xu Zuyao). *Acta Mater*, 2002; 50: 467