

RAL · NEU 研究报告 No.0013

奥氏体 - 铁素体相变 动力学研究

AOSHITI - TIESUTI XIANGBIAN DONGLIXUE YANJIU

轧制技术及连轧自动化国家重点实验室
(东北大学)



冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press

RAL · NEU 研究报告 No. 0015

奥氏体-铁素体相变动力学研究

轧制技术及连轧自动化国家重点实验室
(东北大学)

北 京
冶 金 工 业 出 版 社
2015

内 容 简 介

本书首先对奥氏体向铁素体相变动力学的基本理论与模型进行了简要介绍；然后从半经验半理论的 JMAK 模型和扩散控制相变理论模型两个方面进行详细阐述与建模研究。在 JMAK 模型下，探讨可加性法则的适用性与有效性，并基于 RIOS 分析方法对其进行了拓展，建立了一种通用性较强的 JMAK 模型建模方法。在扩散型相变理论下，主要研究了合金元素 Mn、Nb 与相界面的相互作用，建模数据与其他独立的实验分析、DFT 模拟结果相互印证，为微合金钢成分与工艺设计提供重要的理论指导。

本书对冶金企业、科研院所从事钢铁材料研究和开发的科技人员、工艺开发人员具有重要的理论参考价值，也可供高等院校钢铁冶金、材料科学、材料加工、热处理等专业的教师及研究生阅读、参考。

图书在版编目(CIP)数据

奥氏体-铁素体相变动力学研究/轧制技术及连轧自动化国家重点实验室(东北大学)著. —北京:冶金工业出版社, 2015. 9

(RAL·NEU 研究报告)

ISBN 978-7-5024-6980-1

I. ①奥… II. ①轧… III. ①奥氏体—铁素体—相变—动力学—研究 IV. ①TG142.1

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2015) 第 199805 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京市东城区嵩祝院北巷 39 号 邮编 100009 电话 (010)64027926

网 址 www.cnmp.com.cn 电子信箱 yjcs@cnmp.com.cn

策 划 任静波 责任编辑 卢 敏 李培禄 美术编辑 彭子赫

版式设计 孙跃红 责任校对 卿文春 责任印制 牛晓波

ISBN 978-7-5024-6980-1

冶金工业出版社出版发行;各地新华书店经销;三河市双峰印刷装订有限公司印刷

2015 年 9 月第 1 版, 2015 年 9 月第 1 次印刷

169mm×239mm; 6.75 印张; 105 千字; 97 页

42.00 元

冶金工业出版社 投稿电话 (010)64027932 投稿信箱 tougao@cnmp.com.cn

冶金工业出版社营销中心 电话 (010)64044283 传真 (010)64027893

冶金书店 地址 北京市东四西大街 46 号(100010) 电话 (010)65289081(兼传真)

冶金工业出版社天猫旗舰店 yjgycbs.tmall.com

(本书如有印装质量问题,本社营销中心负责退换)

研究项目概述

1. 研究项目背景与立题依据

在中国，钢的生产与应用可以追溯至春秋晚期，距今已有 2500 多年的历史。直到今天，钢仍然是实际应用中最重要结构材料之一。与其他材料一样，钢的各项性能也取决于化学成分与微观组织。相较于其他材料，由于钢中复杂的物理冶金学演变行为（包括回复、再结晶与相变等），钢可以具有多样化的微观组织以及相对应的丰富的综合性能，极大地拓宽了钢的应用领域，而且这一趋势仍然向前发展。

相变是控制钢的微观组织（包括相组成、比例和形貌等）的关键环节，间接地决定了钢的强度、塑性、成形性等使用性能。因此，相变是材料科学与材料加工科学的重要理论基础。在固态相变的研究过程中，相变热力学和动力学分别表征了相变的方向和途径。根据能量最低原理，相变总是朝着能量减小的方向，选择阻力最小、速度最快的途径进行；而相变动力学描述的是新相体积分数与时间或温度等路径参数的关系。

从 20 世纪八九十年代开始，相变路径的控制与相变动力学的预测成为相变研究领域的一个热点，科研工作者们寄希望于通过大量实验室条件下的模拟实验，建立化学成分、等温或连续冷却工艺与微观组织之间的内在联系，其中半经验半理论性的 JMAK 模型受到极大的关注。然而，在此过程中，JMAK 模型与可加性法则的适用性始终处于争议之中；另外，JMAK 模型应用范围有限，即只能应用于模型开发时针对的化学成分和工艺范围，模型的拓展应用具有很大的不确定性。因此，人们开始将更多的精力转向相变热动力学本质的研究，即晶格结构的改变、元素扩散、相平衡与合金元素的作用等。在这一方向的研究中，合金元素对相界面的作用（是改变相平衡？还是降低相界面迁移的有效驱动力？）是研究的重点。

本研究报告归纳了东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室近年来在相变动力学基础研究领域的工作, 其中既涉及简单、易用的 JMAK 模型, 也包括基于界面反应与扩散的相变理论模型, 并重点针对奥氏体向铁素体相变的热力学与动力学。

2. 研究进展与成果

(1) 对 JMAK 模型进行了系统的阐释, 通过对 RIOS 方法的修正与拓展, 建立了基于 JMAK 模型的连续冷却相变动力学建模方法。

(2) 采用界面反应控制相变模型, 建立了 Fe-Mn 合金奥氏体向铁素体相变动力学理论模型, 并对 Mn 与相界面的相互作用进行了定量分析。研究结果表明, Mn 与相界面的结合能随着 Mn 含量的增加而降低, 这与相界面内存在偏好的原子位置相关。

(3) 采用混合相变模式与固溶拖拽模型, 模拟了不同固溶 Nb 含量下的奥氏体向铁素体连续冷却相变动力学; 得到 Nb 穿越相界面的扩散系数及 Nb 与相界面的相互作用能, 与其他理论、实验研究相对比, 进行了深入分析。

3. 论文

(1) T. Jia, M. Militzer. The Effect of Solute Nb on the Austenite-to-Ferrite Transformation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 46(2): 614 ~ 621.

(2) M. Militzer, F. Fazeli, T. Jia. Fundamentals and Applications of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels[J]. Volume 1, H. Mohrbacher, ed., CBMM/IMOA/TMS, 2014, 23 ~ 36.

(3) T. Jia, M. Militzer. Modeling Phase Transformation Kinetics in Fe-Mn Alloys[J]. ISIJ International, 2012, 52(4): 644 ~ 649.

(4) F. Fazeli, T. Jia, M. Militzer. Critical Assessment of Bainite Models for Advanced High Strength Steels[J]. Solid State Phenomena, 2011, 172 ~ 174; 1183 ~ 1188.

(5) T. Jia, M. Militzer, Z. Y. Liu. General Method of Phase Transformation Modeling in Advanced High Strength Steels[J]. ISIJ International, 2010, 50(4):

583 ~ 590.

(6) T. Jia, Z. Y. Liu, X. Q. Yuan, X. H. Liu, G. D. Wang. Conversion between non-isothermal and isothermal transformation kinetics of γ to α for C-Mn and Nb microalloyed steels [J]. Materials Science and Technology, 2007, 23 (7): 780 ~ 786.

4. 项目完成人员

姓 名	职 称	完 成 单 位
王国栋	教授 (院士)	东北大学 RAL 国家重点实验室
刘振宇	教 授	东北大学 RAL 国家重点实验室
贾 涛	副教授	东北大学 RAL 国家重点实验室

5. 报告执笔人

贾涛。

6. 致谢

本研究工作是在王国栋院士、刘振宇教授的悉心指导下完成的，东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室为本研究提供了良好的科研环境，在此表示衷心的感谢。

特别感谢加拿大 UBC (University of British Columbia) 大学 M. Militzer 教授，除了给予研究资助以外，他将本研究工作引入了一个更深的层次，加深了项目参与人员对相变本质的认识。M. Militzer 教授严谨的科研态度值得我们一生去学习，在此，向他表示诚挚的感谢。

感谢巴西 Fluminense 联邦大学的 P. R. Rios 教授在铁素体相变建模研究中给予的讨论和启发，感谢刘东升老师、S. Sarkar 博士、袁向前博士、朱本强博士提供实验数据，以及在研究工作中的有益探讨。

本报告所涉及的科研工作得到国家自然科学基金 (50474086、51204048)、国家“十一五科技支撑”项目 (2006BAE03A08) 以及加拿大自然科学和工程研究委员会 (Natural Science and Engineering Research Council of Canada) 的资助，也在此表示感谢。

目 录

摘要	1
1 绪论	3
1.1 JMAK 模型	3
1.1.1 形核模型	3
1.1.2 生长模型	4
1.1.3 碰撞模型	5
1.1.4 等温转变动力学	5
1.2 基于 JMAK 方程的连续冷却相变动力学	6
1.2.1 可加性法则的有效性	6
1.2.2 连续冷却相变动力学建模	8
1.3 相变动力学理论模型	9
1.3.1 扩散控制相变	10
1.3.2 相变的混合控制模式	13
2 Nb 微合金钢的铁素体相变	15
2.1 实验方法	15
2.1.1 实验材料和装置	15
2.1.2 实验方案	16
2.2 实验结果	17
2.2.1 冷却过程热膨胀曲线	17
2.2.2 孕育期计算	19
2.2.3 相变动力学曲线	20
2.2.4 变温相变到等温相变的动力学转换	25

2.3	讨论	35
2.4	本章小结	37
3	TRIP 钢和 CP 钢的连续冷却相变模型	38
3.1	实验方法	38
3.1.1	实验材料和设备	38
3.1.2	实验方案	39
3.2	实验结果	40
3.2.1	热膨胀曲线的处理	40
3.2.2	CP 钢铁素体相变开始温度 (A_{B})	42
3.2.3	CP 钢铁素体相变的停滞	43
3.2.4	相变动力学建模	44
3.3	本章小结	59
4	Fe-Mn 合金界面反应控制相变动力学	61
4.1	Mn 在钢中的作用	61
4.1.1	Mn 的作用概述	61
4.1.2	模型研究现状	62
4.2	实验方法	63
4.2.1	实验材料	63
4.2.2	实验方案	64
4.3	实验结果	64
4.3.1	微观组织	64
4.3.2	相变动力学数据	66
4.4	相变动力学建模	68
4.4.1	模型描述	68
4.4.2	模型应用	70
4.4.3	讨论	71
4.5	小结	76

5 含 Nb 钢混合控制相变动力学	78
5.1 Nb 对相变的作用	78
5.2 实验材料及方法	79
5.3 结果与讨论	80
5.3.1 实验观察	80
5.3.2 铁素体相变开始温度模型	83
5.3.3 相变动力学模型	84
5.4 本章小结	90
6 结论	91
参考文献	92

摘 要

钢铁材料的力学性能是由微观相尺寸、相分布及相比比例直接决定的,而相变是控制微观组织特征最重要的物理冶金学行为。通过定量化研究相变热动力学及合金元素与相界面迁移的相互作用,可以实现相变进程的精确控制,对微观组织与力学性能的稳定化控制、新钢种与新工艺的开发具有重要的理论与实际意义。相变热动力学建模可以分为经验与理论模型两种,基于JMAK方程和可加性法则的半经验半理论模型因其简单易用性,在实际应用中得到了广泛的推广;而基于界面迁移与元素扩散的理论模型从相变本质的角度对其进行描述,合金元素对相界面迁移的作用得以体现,避免了JMAK模型只适用于建模合金及实验条件范围的缺陷。本研究报告归纳了东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室近年来在相变动力学领域的研究工作,主要包括:

(1) 连续冷却过程中可加性法则有效性的研究。针对4种不同成分的Nb微合金钢,采用热膨胀实验测定了不同冷却速度条件下奥氏体向铁素体的相变动力学。首次将RIOS推导的理论方法应用于连续冷却过程相变建模,利用相变初期数据拟合 $\ln\ln[1/(1-X)]$ 和 $\ln(|C_R|)$ (C_R -冷却速率),获得了很好的线性关系,计算得出了Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov(JMAK)方程中的指数 n 。当结合RIOS方法计算的动力学参数 k 用于连续冷却相变预测时,产生了较大的偏差。而通过假设参数 k 与温度呈高斯函数关系,采用优化方法计算出的参数 k 表明了与冷却速率的相关性,用于预测连续冷却相变动力学时获得了较高的精度。研究表明如果将冷却速率的因素考虑在内,可加性法则基本成立。

(2) 基于数值分析的连续冷却过程相变建模。在RIOS方法的基础之上,开发了用于分析连续冷却热膨胀数据的数值方法,从数学的角度解决了连续冷却相变动力学的建模问题。通过预设JMAK方程中的指数 n 和温度梯度

ΔT , 利用可加性法则计算出相变任意时刻的参数 k 。通过不同冷速条件下参数 k 的对比分析, 得到参数 k 与温度的关系及与已相变分数 X 的相关性; 综合应用 RIOS 方法和基于 JMAK 方程与可加性法则的建模新方法, 建立了 TRIP 钢和 CP 钢相变动力学模型, 模型预测值与实测值吻合良好, 充分验证了建模方法的有效性。

(3) Fe-Mn 合金界面反应控制相变动力学建模。针对 Fe-0.1Mn、Fe-1Mn 和 Fe-2Mn 合金, 采用连续冷却相变实验建立了 CCT 动力学数据库。考虑界面反应控制相变模式, 并耦合 Mn 的固溶拖拽效应, 从理论的角度描述了奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体相变动力学。通过采用 Fazeli 和 Militzer 的固溶拖拽模型, 建模获得了包括界面本征迁移率、Mn 的界面扩散系数及 Mn 与相界面相互作用能等界面物理参数。与基于 JMAK 方程与可加性法则的经验模型不同的是, 除了 Mn 与界面的相互作用能这一参数之外, 本模型采用一套物理参数描述了所有实验合金与实验条件下的相变动力学。Mn 与界面的相互作用能随着 Mn 含量的增大而减小。这是由于相界面内存在偏好的位置具有较高的结合能, 随着更多的 Mn 原子偏聚到相界面, 平均结合能逐渐降低。

(4) 含 Nb 钢混合控制相变动力学建模。Nb 是钢中常用的微合金元素, 通过固溶拖拽效应抑制奥氏体向铁素体相变。因此, 非常有必要对 Nb 对相变动力学的影响进行定量分析。针对一种低碳含铌 (Nb 的质量分数为 0.047%) 钢, 通过精细设计的热模拟实验, 研究了在不同固溶 Nb 含量条件下的连续冷却相变行为。基于混合相变模型和 Fazeli 和 Militzer 开发的固溶拖拽模型, 对奥氏体向铁素体相变动力学进行了建模研究。在模型中, 获得了相界面的本征迁移率、Nb 穿过相界面的扩散速率, 以及 Nb 与相界面相互作用能。通过与其他理论、实验研究结果相对比, 对这些界面关键物理参数进行了深入分析。

关键词: JMAK 方程; 可加性法则; RIOS 方法; 界面迁移率; 固溶拖拽; 相变; Fe-Mn 合金; Nb 钢; TRIP 钢; 复相钢

1 绪 论

在科学研究中,我们一直追求的是将大自然中的现象进行定性化与量化,以推动科学的进步,针对相变的研究也不例外。在相变理论研究中,推动相界面迁移的元素扩散与界面反应是关注的重点,而量化描述各物理冶金学行为在此过程中的能量消耗、相互间的速度匹配及不同相变模式转换等仍是当前理论研究的热点,并逐步应用于新材料与新工艺的开发,以及新的实验现象的解释等领域。与此同时,始于20世纪八九十年代,以量化模拟与预测热轧过程组织演变与力学性能为目的的物理冶金学行为建模,也逐渐成为钢铁材料科研工作者的关注热点。其中,描述相变动力学过程的JMAK模型因其简单、易用性得到最为广泛的应用。

1.1 JMAK 模型^[1~3]

JMAK模型考虑了相变过程中的形核、长大及相互碰撞三个独立的过程,通过建立形核与长大模型,并采用碰撞模型将两者整合得到一个完整的相变动力学表达式。

1.1.1 形核模型

JMAK模型涉及的形核模型包括连续形核、位置饱和形核、Avrami形核和混合形核。

在连续形核模型中,形核率取决于原子通过新相和母相界面的速率,其形式可用Arrhenius关系表达:

$$\dot{N} = N_0 \exp\left[\frac{-Q_N}{RT(t)}\right] \quad (1-1)$$

式中 Q_N ——与温度无关的形核激活能。

在连续形核时，形核率是与时间无关的量，而在等温相变时为常数。

位置饱和形核 (Site Saturation Nucleation) 是在应用 JMAK 模型时常见的一种形核模式，即新相的晶核在相变开始时已存在于母相中，其数量在随后的相变过程中也保持不变，这可以表示为：

$$\dot{N} = N^* \delta(t - 0) \quad (1-2)$$

式中， $\delta(t - 0)$ 为 Dirac 函数，即：

$$\delta(t - 0) = \begin{cases} 0, & t \neq 0 \\ \infty, & t = 0 \end{cases} \quad \int_{-\infty}^{+\infty} \delta(t - 0) dt = 1 \quad (1-3)$$

Avrami 形核是指，母相中的亚临界晶核数目随着相变进行从 N' 逐渐减小，而单个亚临界晶核转变为临界晶核的发生概率为 n ，即新相形核率为：

$$\dot{N} = N' n \exp(-nt) \quad (1-4)$$

而混合形核模型意味着以上任意两种形核模式的组合。

1.1.2 生长模型

在 JMAK 模型中只考虑了扩散控制和界面控制两种生长模式。在扩散控制模式下，母相中的长程扩散控制新相的长大，扩散特征长度可表示为 $L = (Dt)^{1/2}$ ，则新相的体积为：

$$Y = gL^d \quad (1-5)$$

式中 g ——几何因子；

d ——生长维数 ($d = 1, 2, 3$)。

在界面控制模式下，相界面迁移控制新相的长大，而界面两侧原子的相互流动决定了界面的迁移率。考虑单个新相晶核，其体积可按下式计算：

$$Y = g \left(\int_0^t J dt \right)^d \quad (1-6)$$

其中原子穿过相界面的净流量与相界面的能量势垒和相变驱动力有关。因此，无论是扩散控制，还是界面迁移控制，新相单个晶核的体积均可表示为：

$$Y(t, \tau) = g \left[\int_{\tau}^t v(T) dt \right]^{\frac{d}{m}}$$

$$v(T) = v_0 \exp \left(- \frac{Q_G}{RT} \right) \quad (1-7)$$

式中, $m = 1, 2$ (1—界面迁移控制生长; 2—扩散控制生长)。

1.1.3 碰撞模型

单位体积在 τ 时刻 $d\tau$ 时间内产生的新晶核数目为 $\dot{N}(T(\tau)) d\tau$ 。在不考虑新相晶粒间的相互碰撞条件下, 每个新相晶粒的体积可由 (1-7) 式求出, 则新相的扩展体积 (extended volume) 为:

$$V^e = \int_0^t V N(T(\tau)) Y(t, \tau) d\tau \quad (1-8)$$

式中 V ——系统的体积。

在实际相变中, 新相不可能无限长大而不发生相互碰撞, 因此需要考虑新相真实体积 V^r 与扩展体积间 V^e 的相互关系。

假设新相晶核随机分布于母相中, 新相的真实体积增量与扩散体积增量成正比, 比例为 $(V - V^r)/V$, 即相变体积分数为:

$$f = \frac{V^r}{V} = 1 - \exp \left(- \frac{V^e}{V} \right) \quad (1-9)$$

1.1.4 等温转变动力学

综合以上形核模型、生长模型及新相碰撞模型, 可以得到描述相变动力学的最终解析模型。例如, 对于等温连续形核相变, 其新相扩展体积为:

$$\begin{aligned} V^e &= \int_0^t V N(T(\tau)) Y(t, \tau) d\tau \\ &= \int_0^t V N_0 \exp \left(- \frac{Q_N}{RT} \right) \left[\int_{\tau}^t v_0 \exp \left(- \frac{Q_G}{RT} \right) dt \right]^{\frac{d}{m}} d\tau \end{aligned}$$

$$= \frac{VN_0 v_0^{\frac{d}{m}}}{\frac{d}{m} + 1} \exp \left(- \frac{Q_N + \frac{d}{m} Q_G}{RT} \right) t^{\frac{d}{m} + 1} \quad (1-10)$$

则新相的体积分数为:

$$f = 1 - \exp \left[- K^n \exp \left(- \frac{nQ}{RT} \right) t^n \right] \quad (1-11)$$

其中 $n = \frac{d}{m} + 1$, $K^n = \frac{gN_0 v_0^{d/m}}{d/m + 1}$, $Q = \frac{Q_N + Q_G \cdot d/m}{n}$ 。选择不同形核与生长模式, 最终相变分数的表达式均可精简为式 (1-11), 即经典的 JMAK 方程。

1.2 基于 JMAK 方程的连续冷却相变动力学

连续冷却过程中的相变也是组织-性能建模研究中最复杂的一部分, 受到轧钢领域学者的广泛关注与研究^[4~6]。在建立相变模型的时候, 人们首先想到的就是描述等温相变过程的 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) 方程^[1,2]和可加性法则^[7], 式 (1-12) 为经典 JMAK 方程式 (1-11) 的简化模式。

$$X(t) = 1 - \exp[-k(T) \cdot t^n] \quad (1-12)$$

式中 k, n ——经验参数;

X ——随时间变化的相变分数。

$$\int_0^{t_0} \frac{dt}{\tau(X_0, T)} = 1 \quad (1-13)$$

式中 $\tau(X_0, T)$ ——在温度为 T 的等温状态;

t_0 ——在连续冷却的条件下达到相变分数 X_0 所需要的时间。

Avrami 首先将可加性法则结合 JMAK 方程应用于连续冷却相变动力学的建模, 是计算冶金学一个重要的里程碑。图 1-1 是可加性法则用于计算连续冷却过程铁素体相变开始温度的示意图。

1.2.1 可加性法则的有效性

尽管可加性法则作为从恒温相变到变温相变的唯一转换方法被大量应用

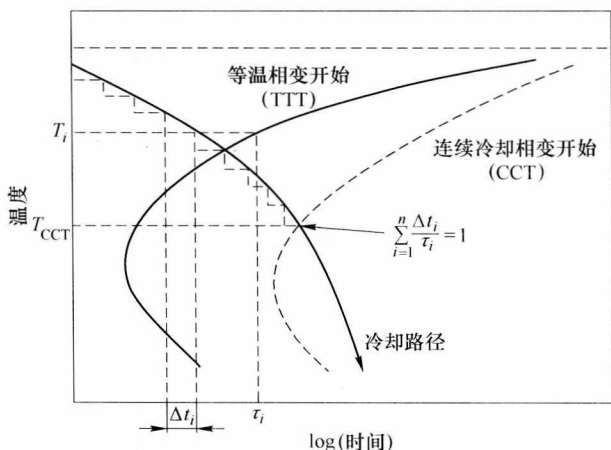


图 1-1 可加性法则应用示意图

于连续冷却相变动力学的建模，但其有效性一直广受争议^[8-10]。Cahn^[7]将可加性法则的应用条件拓展为：

$$\dot{X} = j(T)f(X) \quad (1-14)$$

式中 $\dot{X}$ ——相变速率；

X ——相变分数；

T ——温度。

式 (1-14) 被称为恒动力相变方程。研究表明很多变温相变动力学都可以应用恒温相变动力学结合可加性法则进行预测。基于 Cahn 的研究结果，Lusk 等人^[11]推导了基于 JMAK 方程的相变速率为：

$$\dot{X} = k(T)^{\frac{1}{n}} \{ n(1-X) [-\ln(1-X)]^{\frac{n-1}{n}} \} \quad (1-15)$$

他指出当指数 n 与温度不相关时，可加性法则是有效的。Kamat 等人^[8]对奥氏体向先共析铁素体转变的理论和实验分析表明，在连续变温的条件下这种相变是可加的；反之，在阶梯式变温过程中，相变则不满足可加性。Ye 等人^[12]对奥氏体向珠光体相变的理论和实验的研究则证明，该相变的初期阶段基本满足可加性法则，而在相变的后期则是不可加的。Zhu 和 Lowe^[13]的工作更加系统性地指出了满足可加性法则的必要条件及应用可加性法则时需要注



意的问题。现简要介绍他们的工作。

在连续冷却过程中，相变的形核与晶粒长大对相变速率均有贡献，即：

$$\frac{dX}{dt} = \frac{dX_g}{dt} + \frac{dX_n}{dt} \quad (1-16)$$

式中 dX_g/dt ——与晶粒长大有关的相变速率；

dX_n/dt ——与形核速率有关的相变速率。

尽管式 (1-16) 是由两个满足可加性法则的方程组成，但它本身并不总是可加的。只有在一些较特殊的条件下，才可以满足可加性法则。

(1) 如果满足

$$\frac{h_g(T)/g_g(X)}{h_n(T)/g_n(X)} = C \quad (1-17)$$

式中， C 为常数，则：

$$\frac{dX}{dt} = (1 + C) \frac{h_n(T)}{g_n(X)} \quad (1-18)$$

显然，式 (1-18) 是满足可加性法则的。

(2) 如果 $h_n(T)/g_n(X) = 0$ ，显然方程 (1-16) 满足可加性法则。这种情况体现的是位置饱和和机制。

(3) 如果 $h_n(X)/g_n(X) \ll h_g(T)/g_g(X)$ ，则应有 $dX/dt \approx h_g(T)/g_g(X)$ 。这种情况体现的是相变过程中的形核只在相变的初期对其动力学过程有较大的影响。在相变的后期，相变主要由晶粒的长大控制。低碳钢中的奥氏体向珠光体相变较好地符合这种情况。

(4) 如果 $h_n(T)/g_n(X) \gg h_g(T)/g_g(X)$ ，则应有 $dX/dt \approx h_n(T)/g_n(X)$ 。体现了以形核为主要机制的相变过程。在析出过程中，新相形核后很快长大，因此长大过程对于相变动力学影响不大。这种条件对于微合金高强度钢中的 Nb(C, N) 的析出动力学过程非常合适。

因此，可加性法则的有效性是连续冷却相变动力学建模的重要研究内容。

1.2.2 连续冷却相变动力学建模

连续冷却相变动力学建模的本质是确定描述等温相变的 JMAK 方程中的