

新一代钢铁材料制备过程成分工艺 组织性能集成模拟研究报告

中国科学院金属研究所

2003 年 9 月 26 日

新一代钢铁材料制备过程成分工艺组织 性能集成模拟研究报告

中国科学院金属研究所

2003 年 9 月 26 日

目 录

工作总结报告	1
技术报告	3
1 概述	3
1.1 国外研究进展	3
1.2 国内研究进展	5
2 连铸坯加热晶粒长大过程模拟与验证	7
2.1 晶粒长大动力学参数的确定	7
3 带钢轧制过程模拟与验证	10
4 冷却过程中热轧带钢的相变演化规律	18
4.1 相变计算	18
4.2 相变后铁素体晶粒尺寸	21
4.3 计算结果与实验验证	22
5 热轧带钢卷取过程的传热及晶粒长大模型	27
5.1 钢卷冷却过程的温度场模拟	27
5.2 钢卷冷却过程中的铁素体晶粒缓慢长大模型	28
5.3 实验及计算结果分析	29
6 组织与性能的预测模型	31
6.1 物理冶金模型	31
6.2 人工神经网络方法	33
7 Rollan 软件开发与应用	35
7.1 软件功能	35
7.2 技术特点	35
7.3 应用范围	35
7.4 软件模块	35
7.5 应用报告	59

8 热轧过程的热力耦合有限元分析	68
8.1 带钢热轧过程界面换热系数测定	68
8.2 热轧板表层超细晶形成过程分析	69
8.3 显微组织与温度、变形的耦合模拟	73
8.4 深过冷奥氏体变形基础	74
8.5 深过冷轧制技术的中试实验	76
8.6 对超细晶粒钢制备技术进步的意义	78
9 形变诱导相变过程的计算机模拟	79
9.1 介观尺度上扩散过程的蒙特卡罗模拟	79
9.2 介观尺度奥氏体-铁素体等温扩散相变的模拟	81
9.3 连续冷却过程中的扩散型相变	85
9.4 Fe-C 二元系中形变诱导相变的蒙特卡罗法模拟	87
9.5 模拟奥氏体(γ)→铁素体(α)相变的 cellular automaton (CA) 模型	95
9.6 等温相变模拟结果	97
9.7 连续冷却相变模拟结果	99
9.8 塑性变形	102
9.9 塑性变形对铁素体形核和长大的影响	103
9.10 变态奥氏体分解为铁素体相变模拟结果	103
结论	106
附录	108
学术论文与专利	108
应用证明	
成果鉴定	
查新报告	

工作总结报告

一、 任务执行情况

根据任务书规定,该课题的主要目标是结合带钢热轧生产过程,建立控轧控冷条件下的成分-工艺-组织-性能一体化模型和软件系统,开发形变/相变、组织与性能定量关系模拟软件包,指导新一代钢铁材料的研究,培养一支高水平的钢铁材料工艺模拟队伍。课题组成员经过5年研究与开发,现已圆满完成任务。

二、 主要成果及创新性

1. 建立了全流程工艺和物理冶金模型,搭建了带钢加热、轧制、冷却和卷取过程的模拟平台。共用了72个模型,其中26个工艺模型,46个物理冶金模型。自行开发10个模型,改进54个模型,利用8个现有模型。其中轧制过程温度场精确预报模型和组织性能的定量关系模型是本工作的创新点。

2. 开发了带钢热轧组织性能离线预报与在线监测系统软件,在生产中进行了应用。C-Mn钢的预测水平:抗拉强度 $\pm 10.3\text{MPa}$,屈服强度 $\pm 13.3\text{MPa}$,延伸率 $\pm 2\%$ 。

3. 基于热力耦合有限元模拟,在CSP生产线上提出了“深过冷奥氏体变形”思想,并得到实际应用。

4. 组织性能预报软件和深过冷奥氏体变形轧制汽车用高强度钢板通过鉴定,成果达到国内领先,国际先进水平;

5. 采用Monte Carlo和Cellular Automaton方法,模拟了形变诱导相变过程,分析了变形工艺参数对相变的影响。

三、 主要成绩

1. 开发了一套热轧过程组织性能预报软件,在鞍钢和本钢得到应用。热轧带钢厂通过应用该软件可以减少取样分析工作量,缩短发货周期,节省人力和物力。该软件可以指导工程师详细理解轧制过程发生的物理冶金变化,对于优化合金设计和工艺参数,更好地控制带钢性能具有重要意义。待该软件的进一步应用后,将创造巨大的经济效益。

2. 通过深过冷奥氏体变形轧制思想在珠钢生产线的应用,在未额外添加任何合金元素和未作任何设备改造的情况下解决了钢板冷弯微裂纹问题。强度、延伸率、冷弯性能较之原生产工艺有大幅度提高。重庆红岩重型汽车集团的试验表明,深过冷技术可省却退火工序直接冲压成功载重汽车发动机横梁,对降低成本和提高发动机横梁强度都非常有利,该公司正准备用该材料取代目前使用的09SiV。深

过冷奥氏体变形工艺的工业前景清楚，可以带来显著的经济效益。

3. 采用 Monte Carlo、Cellular Automaton 法实现了形变诱导相变的计算机模拟，发表了高水平的学术论文，培养了一支稳定的研究队伍。

4. 发表文章 30 篇，会议论文 27 篇，申请专利 4 项；

5. 经费使用及其它

经费总额 262.2 万元，其中：

1. 人员费：	12.6
2. 设备费：	19.0
3. 管理费：	12.6
4. 材料费：	55.5
5. 差旅费：	21.1
6. 测试及化验费：	47.4
7. 出版物/文献：	18.3
8. 国际合作：	24.2
9. 其它：	37.6

6. 未来工作设想

1. 加快成果的推广应用。在新的生产线上开展组织性能预报工作，测试模型的稳定性，完善模拟软件的功能，创造更多的经济和社会效益；
2. 扩展钢种，提高精度；
3. 将宏观有限元、晶体塑性有限元与相变模拟结合，开展多尺度计算，指导形变诱导相变的研究工作。

技术报告

1. 概述

随着计算机技术的飞速发展以及材料领域理论研究和实验研究的重大突破,基于成分、工艺、组织与性能的四面体模型,对带钢热轧过程的模拟与组织性能预报工作逐步开展了起来。开发离线与在线的模拟系统,对工艺过程实现控制,结合变形和冷却的作用对物理冶金和工艺模型进行集成。对于普碳钢和微合金钢,通常考核的三个常规力学性能是抗拉强度、屈服强度和延伸率。而力学性能主要取决于钢的化学成分、晶粒度、相的分数和关键的轧制与冷却工艺参数,如精轧出口温度、卷取温度等。由于近年来物理冶金学理论的进步,建立组织性能的物理冶金模型是可行的。模拟的意义主要有二点:一是指导分析轧制过程中的温度、再结晶和相变的过程,引导工程师深入到微观层次理解影响钢材性能的工艺因素;二是在此基础上,有可能减少合金的加入量,通过工艺控制提高性能,从而降低生产成本;三是减少取样数量和周期,对部分钢种实现免检或少检,节省费用。

热轧过程的基本工艺流程包括加热段、粗精轧段、冷却段和卷取段,涉及到力学性能预报模型基本包括 5 个基本模块:即加热过程的温度演变和晶粒长大模型;粗精轧过程的温度演变、应力应变和再结晶模型;冷却过程的温度演变和相变分数、晶粒度模型;卷取过程的温度演变和晶粒长大模型和组织性能定量关系模型。

软件开发普遍采用模块化思想,主要包括前处理模块、核心计算模块和结果输出模块。输入部分包括钢种的化学成分、设定的工艺参数(如道次压下量、板坯宽度、轧制速度、道次时间和温度),而输出模块主要用于显示性能的预报结果。

实现钢的微观组织模拟和力学性能预测的关键是建立能够准确描述生产过程中各个物理冶金参量关系的数学模型。近几年,世界各国的学者在这方面开展了大量的研究工作,并建立了相关的物理冶金模型。

在此基础上一些国家已经成功的开发了钢的组织性能计算机控制系统如 SLIMMER, CANMET, VAI-Q, MetModel, Stripcam 等,并成功地应用于带钢的热轧生产线上。

1.1 国外研究进展

日前,奥钢联开发了名为 VAI-Q 的热轧模拟软件,可以离线/在线预测带钢的性能。该系统是在格拉茨大学 Buchmayr 博士研究小组进行的相关研究基础上,由奥钢联工程技术公司(VAI)开发的在线控制系统。这套系统采用物理冶金模型方法,而不是通常的统计方法,因为只有物理冶金模型才具备预测多种钢种性能的灵活性。自 1996 年以来,两家钢厂开始使用数学模型对热轧普碳钢和高强度低合金钢的力学性能进行预报,主要集中在抗拉强度、屈服强度和延伸率方面。对大多数钢种而言,预测值和计算值吻合相当好,特别是该系统能对带钢进行多点的质量预测,这种能力对从事生产、研究以及质量控制的工程师来说极其有用。为了实现热轧带钢力学性能的精确预测(这是实现带钢质量控制的必要

条件), 必须得到力学性能与化学成分、轧制、冷却工艺参数等的关系式。林茨厂仅在项目开始后 20 个月, 即 1997 年 7 月, 预测低碳钢和微合金钢质量的 VAI-Q Strip 系统就投入了使用。4 个月, 系统可以开始预测高强度低合金钢的性能。为全面实现自动在线质量控制, 对系统进行了扩充, 在大量的测试结果基础上, 2000 年 1 月 20 日, 实现了在线组织性能预报。

VAI-Q 系统的核心, 是用物理冶金模型对轧制过程的微观组织变化(如加热过程中的奥氏体化、轧制过程中的再结晶和晶粒生长, 以及带钢冷却过程中 γ 相到 α 相的变化过程) 进行描述。而且, 它还对沉淀物在加热过程中的溶解以及在带钢卷冷却进程中的析出进行描述。VAI-Q 系统通过精确的分段跟踪, 记录下带钢上不同位置的变化过程, 这样就可算出每个点的力学性能。此外, VAI-Q Strip 系统还提供了由于实际工艺条件与设定工艺条件的偏差而引起的力学性能波动的解决方案。根据粗轧后的温度情况, 通过轧制和冷却段的设定可计算出性能, 然后通过反馈控制调整卷取温度和精轧温度来补偿与目标力学性能的偏差。

奥钢联通过采用 VAI-Q 带钢预测系统, 极大地减少了碳钢强度检测的数量(占公司热轧带钢年总产量的 75%), 仅此一项每年就可节约 18 万欧元。经过对高强度低合金钢的力学性能进行了为期一年的可靠预测之后, 质量控制部门决定减少这些微合金钢抗拉强度检测的数量。根据以往经验, 预计这些微合金钢抗拉强度检测的费用可以降低 40%。VAI-Q Strip 系统的模拟能力具有可以扩充的特点, 板坯的化学成分、精轧机的轧制速度、输出辊道上冷却段的喷水模式, 对于整个带钢长度的任意位置均能加以修正。这些修正大大减少了力学性能实验的次数。这种模拟结果还可以进一步优化带钢的化学成分, 从而降低锰含量, 由此每年可以节省合金成本约 17 万欧元。

韩国浦项公司(POSCO)将热轧板的力学性能预测系统看成是两个子系统, 分别为质量预测系统和控制系统。这套系统通过自动检测并且迅速校对工艺条件使热轧板的性能更加稳定。POSCO 热轧板厂的预测模型有两种: 在线模型和离线模型。离线模型有两种用途, 一是开发和调整核心计算模块, 二是同在线模型比起来, 离线模型能给出更加详细的产品质量信息。在线模型和离线模型所用的计算模块是相同的, 不同的仅是数据的输入和输出。该公司采用回归算法计算力学性能, 与实测结果相比, 其抗拉强度、屈服强度的标准差分别为 11MPa 和 18.6MPa。

英钢联开发了一套 MetModel (Metallurgical Model) 的热轧模拟软件。MetModel 既可以用做离线研究, 又可在线控制。模型中考虑了多次道次变形情况下奥氏体的再结晶(包括动态、静态、亚动态再结晶)、Nb 的析出对再结晶的延迟作用, 同时还计算了冷却相变过程以及带钢的室温力学性能。他们使用大量生产数据来校对模型, 为提高精度, 将钢分为两个级别: 第一个级别包括 IF 钢、低碳钢和碳锰钢, 第二个级别包括含 Nb 的微合金钢 (HSLA) 等。

与其它的热轧模拟软件相比, MetModel 的一个优点是能够根据公司生产的需要校对和调整模型并用此来开发新的钢种。此外, 模型参数敏感性的分析可以使工程技术人员进行在线控制, 优化生产工艺。这个功能可以找出物理冶金模型中对组织性能影响最大的参数, 同时也确保了研究者的工作都集中在选择最有意义的模型参数上。通过使输入的变量上下变化 5% 来找出对最终结果影响最大的物理冶金参数, 如与流动应力直接有关的模型参数的敏感性分析。从结果可以看出, 低碳钢中对流动应力影响最大的两个参数是与成分相关的激活能和温度, 当

温度变化 2-4%时, 流动应力变化 1%。

为了使计算的轧制力更加准确, 英钢联还开发了在线修正模型与 MetModel 一起使用。在线修正系统的使用使 MetModel 预测轧制力的标准差比原来未使用修正系统降低了 20-40%。使用在线修正系统的另一个意义在于它能够实时检测工厂的生产条件, 当系统预测值突然变化说明可能有问题发生并且系统会自动引发一个补救措施。随着 MetModel 开发的不断深入, 负责生产的工程师估计英钢联 90% 的钢卷都可以用 MetModel 来在线预测性能, 年节约经费高达 100 万英镑。

离线模型可以人为给定工艺条件, 模拟力学性能的变化。此外, MetModel 还可以用来计算变形过程中的流动应力, 为轧制力和扭矩的预报提供了保证。

MetModel 的化学成分采用的是实测值, 而不是粗略地以钢种的牌号来区分钢种的成分, 这样做可提高预测精度, 当性能出现波动时, 可较好地分析其产生的原因。提供准确成分的另一个优点就是根据客户的性能要求, 可以使用相同成分, 但调整控轧控冷工艺参数来达到目的。此外, 该软件中 C-Mn 钢的化学成分波动范围很大, 既包括 IF 钢, 又包括含碳量很高的共析钢, 碳的波动范围从 0.002wt% 到 0.77wt%。

西门子公司也开发了热轧带钢组织性能预报的商品化软件-西门子的微观组织监测系统。同 VAI-Q 和 MetModel 一样, 该系统用物理冶金模型描述了热轧带钢的组织演变过程, 在计算力学性能时, 采用神经网络的方法。这套集成系统既可以在线控制, 又可以作离线研究用。该软件的离线系统还集成了专家系统的功能, 如用户可以向系统咨询问题, “要达到目标抗拉强度, 需要 Nb 的含量是多少?”, “对特定钢种而言, 卷取温度对带钢的力学性能有何影响?” 等等。该软件最初在德国 Hoesch Hohenlimburg 热轧厂对中厚板进行了测试, 对抗拉强度在 300-850MPa 范围内的带钢预测的结果还是相当精确的, 但文献中并未给出误差范围。

德国的蒂森公司开发了名为 Stripcam 的热轧带钢力学性能预报系统。该系统的物理冶金子程序是用 Fortran 语言编写的, 界面的输入输出是用 Visual Basic 语言编写的。这套系统运行在 Microsoft Windows 环境下的 PC 机上, 输出的结果采用了 Microsoft Excel 的形式, 根据用户的要求不同, 计算时间在 20 秒到 10 分钟之间变化。这套软件界面友好, 易于操作。此外北美、日本等国家的钢铁公司也开展了相应的研究工作。

1.2 国内研究进展

中科院金属研究所在国家 973 项目支持下, 开展了带钢组织性能预报工作, 结合工艺和物理冶金模型, 开发了模拟软件 ROLLAN, 现已在鞍钢使用, 离线/在线预报误差可以满足抽检的需要, 为提高轧钢控制水平, 优化工艺参数起到了不可替代的作用。东北大学、北京科技大学、北京钢铁研究总院也采用物理冶金/神经网络等方法开展了模拟工作。这些工作得到了宝钢、鞍钢、珠钢等的大力配合, 现工作正在进行之中。

组织性能预报工作存在的主要问题是预报的精度不是十分理想。对于 C-Mn 钢和微合金钢能够满足少检甚至免检的要求, 但对于合金钢, 如管线钢种, 预报还有难度。此外, 生产线的控制水平、检测系统的稳定性和连铸坯的质量都会对结果有影响。在未来几年, 模拟的重点是提高预报精度, 扩展钢种和规格。现有模型比较好的预报了抗拉强度和屈服强度, 但延伸率的结果预测不够准确, 原因是延伸率不仅取决于成分、相分数、晶粒度, 还取决于卷取温度、精轧温度等工

艺参数，甚至强度的影响。但无论如何，组织性能预报将是提升钢铁行业水平的一个重要标志，会受到工业界的日益重视。

2 连铸坯加热晶粒长大过程模拟与验证

除薄板坯连铸连轧工艺外,连铸坯通常都要重新加热到高于奥氏体化的温度,进行均热和扩散处理,使组织和成分均匀。这个过程保温温度和时间是重要的,它影响后续的组织演变和力学性能。但是这个过程的晶粒度对后续过程影响不大,因为经过多次道的再结晶,初始晶粒度的影响几乎不存在。图 2-1 表示实际加热炉中加热气氛和板坯表面的温度随时间的变化,加热开始时刻,表面温度不可避免地高于板坯内部的温度,但经过预热阶段和加热阶段后,在炉子的均温区,沿板坯厚度方向得到均匀温度,板坯加热温度可以通过热电偶进行实际测量。

钢坯在轧制之前要加热到 1200℃ 以上并保温一定时间,在加热到共析温度,约 727℃ 时材料要发生奥氏体化转变,这个过程称作再奥氏体化过程。一般将此过程分成两部分,一是珠光体的溶解,一是铁素体的相变,第一步过程在高于共析温度时发生,铁素体中渗碳体的溶解,由于渗碳体片间距较短,这个过程较快。第二个过程可在一定的温度范围内发生,且受到共析转变线的限制。这个过程发生碳从富碳的奥氏体向先共析铁素体扩散,是个扩散型的相变过程。奥氏体化过程结束之后,材料处在约 950℃ 以上的高温区,奥氏体要发生晶粒长大。

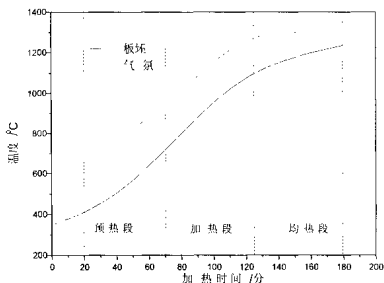


图 2-1 加热炉中板坯温度和加热气氛温度的变化

2.1 晶粒长大动力学参数的确定

为确定晶粒长大模型中的参数,采用实验方法,对 Q235 普碳钢进行热模拟实验。试样分别加热到 950℃、1000℃、1050℃、1100℃、1200℃、1250℃,保温时间分别为 10s、20s、40s、80s、120s,然后淬火,将试样切割、抛光、腐蚀,测量马氏体的晶粒尺寸。晶粒长大动力学公式中的系数可根据实验结果运用回归分析等方法确定。另一个实验,将试样随炉升温至 1200℃,保温分别为 10min、20min、30min,淬火,测量晶粒度,作为对公式参数的修正。经过测量所得的不同加热温度,保温时间试样淬火后的马氏体组织见图 2-2。

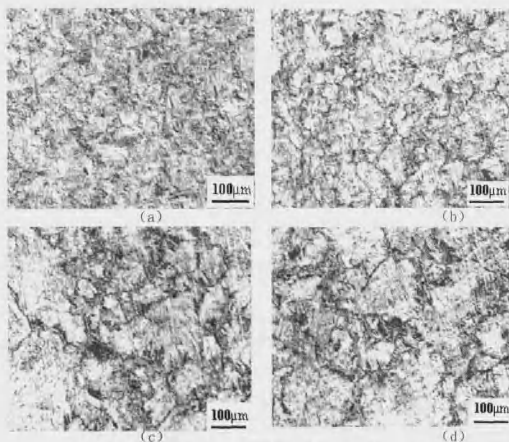


图 2-2 不同加热温度、保温时间时的马氏体组织

(a) 950°C, 10s (b) 950°C, 20s (c) 950°C, 80s (d) 950°C, 120s

从图中可以看出，随保温时间的延长，晶粒尺寸逐渐增加。经过定量金相分析，得到不同马氏体晶粒的尺寸，即原始奥氏体晶粒尺寸，见图 2-3。

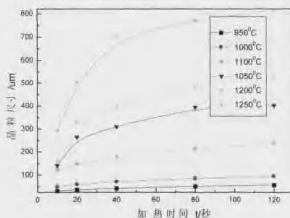


图 2-3 晶粒尺寸与保温时间和加热温度的关系曲线

由图中可见加热温度与保温时间对晶粒尺寸的影响，发现不同峰值温度情况下晶粒平均直径 D 与时间 t 之间是非线性关系。经过分析，所得的晶粒长大动力

学方程可确定为：

$$D_1^{3.7} - D_0^{3.7} = (5.6_{164}^{+12.7}) \times 10^{15} \left[\exp \left(\frac{(-494000 \pm 15000)}{RT} \right) \right] t \quad (2-1)$$

奥氏体的晶粒长大主要发生在加热的初期约在 950℃ - 1150℃ 范围内，温度再升高，晶粒的长大速率降低，处于晶粒的均匀化阶段，其在 1200℃ 加热的最后阶段的晶粒尺寸约在 400 μ m-900 μ m 之间。

3 带钢轧制过程模拟与验证

对再结晶的计算机模拟可分为随机模型和物理冶金模型。在工业生产中,人们通常是用物理冶金模型,因为它能很直观地反映变形工艺条件、初始组织和再结晶后组织的关系。其不足之处是不能描绘再结晶形貌的演变过程及再结晶组织在空间的分布情况。而蒙特卡罗(Monte Carlo)模型和元胞自动机(Cellular Automaton)模型的优点是能很好地再现再结晶过程中的组织演变,给人以非常直观的形象。但由于模型中各参数的准确确定较难,计算量大,耗费机时多,以致不能满足工业生产控制的要求。而基于经验的物理冶金模型恰恰能满足这一要求。

工业生产中热变形的应变速率和温度大都是连续变化的,应变速率和温度对再结晶行为的影响可用 Zener Hollomon 参数 Z 来综合评定。当 Zener Hollomon 参数 Z 从小变大时,晶粒内的位错密度增加,产生新的亚晶界面,使晶粒细化。但要达到稳定状态,必须重新调整 Zener Hollomon 参数 Z ,如应变速率从 $10^{-3} / \text{s}$ 增加到 $10^{-1} / \text{s}$,需要 $0.2 \sim 0.3$ 的应变,应力-应变曲线才能达到新的稳态。工业生产中这样的情况是很普遍的,如热轧过程中,后道次的应变速率较前道次的高,而热轧温度较前道次的低。当 Zener Hollomon 参数 Z 从较大值变小时,随着应变速率和位错密度的降低,一些亚晶界开始消失,直到等轴亚晶粒和位错墙形成。

Sahn & Sellars 等学者研究了连续变化的 Zener Hollomon 参数 Z 对随后的静态再结晶的影响。研究表明:变形过程中增加应变速率,再结晶速度较以恒定应变速率变形的再结晶快;而降低应变速率时,再结晶速度较恒定应变速率变形时的再结晶慢。不管是应变速率增加或降低,只要改变应变速率,再结晶后的晶粒要比恒定应变速率变形时的再结晶的晶粒细,他们将这归因于变化的应变速率使晶粒间位相差更大,因而形核位置更多。

总结各家开发的再结晶过程的物理冶金模型,其形式基本相似,只是在不同的材料中各模型的参数所取的数值有所差别。

与其它再结晶模型相比,金属研究所开发的 Rollan 软件所用的再结晶模型在形式上类似于其它模型,但在模型中的系数是不同的。特别是当精轧过程中发生再结晶愈来愈困难,只发生部分再结晶时,现有模型在预测变形晶粒和再结晶晶粒混合组织的晶粒时不准确, Rollan 软件改进了部分再结晶模型。再结晶模型主要参考了 Sellars 和 Hodgson 的模型,模型中的系数通过实验测定反推获得,再用反推得到的系数预测再结晶情况与新的实验结果对比,对模型系数反复修正。为了能准确预测热轧过程中的再结晶组织演变, Rollan 软件专门开发了热轧过程的温度模型、应变模型和应变速率模型。除此之外, Rollan 软件还开发了预测轧制力的模型。总结所用热轧模型如下:

(1) 再结晶模型

再结晶类型判别

$$\varepsilon_c = 3.9 \times 10^{-4} \cdot D_0^{0.5} \cdot Z^{0.18} \quad (3-1)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp(300000 / RT)$$

$\varepsilon_p > \varepsilon_c$: 动态再结晶

$\varepsilon_p < \varepsilon_c$: 静态再结晶

静态再结晶体积分数

$$X_v = 1 - \exp \left[-0.693 \left(t / t_{0.5} \right)^n \right], \quad n = 1 \quad (3-2)$$

$$t_{0.5} = 2.3 \times 10^{-10} \varepsilon^{-2.5} d_0^2 \exp \left(\frac{230000}{8.314 \cdot T} \right)$$

静态再结晶后晶粒度

$$d_{\text{SRX}} = 3.43 \cdot d_0^{-0.4} \cdot \varepsilon^{-0.5} \cdot \exp \left(-450000 / RT \right) \quad (3-3)$$

静态再结晶后晶粒长大模型

$$d^2 = d_{\text{SRX}}^2 + 4.0 \times 10^{-7} (t_p - 4.30 t_{0.5}) \exp \left(\frac{-113000}{RT} \right) \\ (t_p - 4.30 t_{0.5} < 1s) \quad (3-4)$$

$$d^7 = d_{\text{SRX}}^7 + 1.5 \times 10^{-27} (t_p - 4.30 t_{0.5}) \exp \left(\frac{-400000}{RT} \right) \\ (t_p - 4.30 t_{0.5} > 1s) \quad (3-5)$$

动态再结晶+伪动态再结晶后的晶粒度

$$d_{\text{DRX}} = 2.6 \times 10^{-4} \cdot Z^{-0.23} \quad (3-6)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp \left(300000 / RT \right)$$

伪动态再结晶后的晶粒长大模型

$$d^2 = d_{\text{DRX}}^2 + 1.2 \times 10^{-5} (t_p - 2.61 t_{0.5}) \exp \left(\frac{-113000}{RT} \right) \\ (t_p - 2.61 t_{0.5} < 1s) \\ d^7 = d_{\text{DRX}}^7 + 8.0 \times 10^{-20} (t_p - 2.61 t_{0.5}) \exp \left(\frac{-400000}{RT} \right) \\ (t_p - 2.61 t_{0.5} > 1s) \quad (3-7)$$

$$t_{0.5} = 0.4 \times Z^{-0.8} \exp \left(\frac{240000}{8.314 \cdot T} \right)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp \left(300000 / RT \right)$$

应变累积与平均晶粒度计算模型

$$\varepsilon_{a,i+1} = \varepsilon_{i+1} + (1 - X_i) \varepsilon_i \quad (3-8)$$

$$d_{0,i+1} = x_i^{2/3} \cdot d_{R,i} + (1 - x_i)^2 \cdot d_{0,i} \quad (3-9)$$

(2) 热轧温度模型

空冷模型

$$\Delta\theta_{cal} = Lct_{lay} \left[\{(\theta_{cal} + 273)^{-3} + \frac{6Ep_{con}Sig_{con}T_{cal}}{Cp_{con}Gam_{con}H_{cal}}\}^{-1} - (\theta_{cal} + 273) \right] \quad (3-10)$$

$\Delta\theta_{cal}$: 温度差 [°C]

θ_{cal} : 初始温度 [°C]

Ep_{con} : 辐射率 [-]

Sig_{con} : 玻耳兹曼常数 [kcal/m²hr°C⁴]

T_{cal} : 时间差 [hr]

Cp_{cal} : 比热 [kcal/kg°C³]

Lct_{lay} : 温度学习系数 [-]

H_{cal} : 厚度 [mm]

水冷模型

$$\Delta\theta_{cal} = lct_{lay} [(\theta_{cal} - \theta_w) \{ \exp(\frac{-2Aah_{lay}T_{cal}}{Cp_{con}Gam_{con}H_{cal}}) - 1 \}] \quad (3-11)$$

θ_w : 水温 [°C]

Aah_{lay} : 传热系数 [kcal/m²hr°C]

Gam_{con} : 比重 [kg/m³]

其它参数同上

轧辊接触传热模型

$$\Delta\theta_{cal} = \frac{\beta(\theta R - \theta_{cal})}{\{H_{cal}(i-1) + 2H_{cal}(i)\} / 3} \sqrt{\frac{ksT_{cal}}{Pai_{cal}}} 4 \quad (3-12)$$

θR : 轧辊温度 [°C]

ks : 导温系数 [m²/hr]

T_{cal} : 轧辊接触时间 [hr]

Pai_{con} : 圆周率

变形生热模型

$$\Delta\theta_{cal} = \frac{Lcf_{ln} Km_{cal} \ln(H_{cal}(i-1) / H_{cal}(i))}{Cp_{con} Gam_{con}} J1 \cdot 10^6 \quad (3-13)$$

$\Delta\theta_{cal}$: 变形引起的温升 [°C]

Km_{cal} : 变形抗力参数 [kg/mm²]

$J1$: 转换常数 [1 / 427]

摩擦生热模型

$$\Delta\theta_{cal}^f = \left\{ \frac{Pw_{cal} / H_{cal} V_{cal} W_{cal}}{Cp_{con} Gam_{con}} J2 - \Delta\theta_{cal} \right\} \beta \quad (3-14)$$

$$\beta = \frac{\lambda_r / \sqrt{kr}}{\lambda_s / \sqrt{ks} + \lambda_r / \sqrt{kr}}$$

$\Delta\theta_{cal}^f$: 摩擦引起的温升 [°C]

Pw_{cal} : 功率 [kw]

V_{cal} : 轧制速度 [m/sec]

W_{cal} : 宽度 [m]

$J2$: 转换常数 (0.293) [kcal/sec/kw]

(3) 应变、应变速率模型

$$St_{cal}(i) = \ln\left[\frac{1}{1-r}\right] \quad (3-15)$$

$$r = \frac{H_{cal}(i-1) - H_{cal}(i)}{H_{cal}(i-1)}$$