

材料性能计算及其在加工模拟中的应用

郭战利^{1*}, G. Kang², N. Saunders¹, J.P. Schillé¹

(¹ Sente Software Ltd., Guildford GU2 7YG, U.K. ² Marketing Lab, 1408 Dunsan-Dong, Seo-Gu, Daejeon, 302-700, Korea)

摘要: 计算机辅助工程 (CAE) 模拟是材料加工工艺设计的先决条件。可靠的模拟必需以准确的材料数据为基础。所需的材料数据包括物理性能如热膨胀系数和导热系数, 以及力学性能如强度和流动应力曲线。钢铁材料的加工模拟还需要了解相转变动力学, 即 TTT/CCT 转变曲线, 和相变潜热。当前 CAE 模拟所面临的一个问题是材料数据的严重缺乏, 因而通过开发计算机模型来计算材料性能成了众望所归。本文第一部分总结了最近开发的材料性能计算模型, 并以 22MnB5 钢为例说明了合金的组织 and 性能随温度、时间、冷却速率和应变速率的变化关系。第二部分以该合金的热加工模拟为例介绍了计算得到的材料性能数据在 CAE 模拟中的应用。此模拟耦合了传热、材料变形和固态相变三个物理过程。最后讨论分析了相变塑性应变对残余应力及弹性回弹得影响。

关键词: 材料性能, CAE 模拟, 相变动力学, 流动应力曲线, 热加工

Materials Properties and Its Applications in Processing Simulation

Zhanli Guo¹, G. Kang², N. Saunders¹, J.P. Schillé¹

(¹ Sente Software Ltd., Guildford GU2 7YG, U.K. ² Marketing Lab, 1408 Dunsan-Dong, Seo-Gu, Daejeon, 302-700, Korea)

Abstract: Computer-aided-engineering (CAE) simulation has become an essential precondition for a good process design. To achieve reliable CAE simulations, accurate material data is a pre-requisite. The material data required include physical properties such as coefficient of thermal expansion and thermal conductivity, and mechanical properties such as strength and flow stress curves. In the cases of steels, one usually has to know the transformation kinetics, i.e. TTT/CCT curves, and the heat evolution during transformation as well. Traditionally such material data are gathered through experimental means, which has significant disadvantages in that not all of the required data are readily available, and measurement of high temperature properties is expensive. It is therefore highly desirable to develop computer models that can calculate the relevant material properties required by hot forming simulation, or processing simulation in general. The first part of the paper briefly describes the development of a computer model that can provide many of the properties required by processing simulation. The second part features a case study, where the calculated material properties have been used to simulate the hot stamping process of an automotive part. The simulation is carried out with coupled analysis of heat transfer, deformation and phase transformation. Simulation results show that transformation plasticity lowers the residual stress level and accordingly the amount of springback. Good agreement was found between the simulated and experimentally observed final shape.

Key words: Material data; CAE simulation; TTT/CCT diagrams; Flow stress curves; Hot stamping

* 联系人: 郭战利. 第一作者: 郭战利 (1972—), 男, 博士

引言

计算机辅助工程 (CAE) 模拟是材料生产加工和工艺设计优化中必不可少的步骤 [1,2]。可靠的加工模拟必须以准确的材料性能数据为基础。模拟所需要的性能参数种类很多, 包括物理性能如密度、热膨胀系数、热传导系数、杨氏模量和泊松比等, 以及力学性能如强度和应力应变曲线等。没有这些材料数据, CAE 模拟就不能进行。然而现实中拥有这些性能数据的材料数目非常有限, 而且通常存在数据不完整或不同性能数据来源不同等问题。数据不完整体现在只有室温数据而高温数据缺乏, 或者只有强度数据而没有流动应力曲线。性能数据来源不同可以是不同性能的测量所选用材料的化学成分不同 (都在合金成分许可范围之内), 也可以是材料成分相同但其组织状态不同。即使在许可范围内的成分波动就有可能对材料性能有严重的影响[3], 因此就更不用说选用其它国家标准中等同型号材料的性能数据来对自己国家的材料进行加工模拟了。目前加工模拟的实际状况通常是: 能有足够的材料数据使得模拟软件能够运行就已经很幸运, 人们根本没有什么选择空间。

在材料性能模拟软件出现之前, 实验测量是获得准确性能数据的唯一手段。这种方法即耗时费力又浪费资源。而且通过实验手段获得模拟所需要的所有材料数据是不现实的。这是因为决定材料性能的组织是由合金成分和热处理或机械处理过程所决定。即使组织维持不变, 其性能也是温度的函数, 力学性能如流动应力曲线还是应变速率的函数。通过实验手段获得所有相关数据是不切实际的。进一步讲, 并不是所有性能参数都是可以通过实验测量获得的, 例如凝固过程中“糊状区”中的液态相的性能。综上所述, 通过开发计算机模型来完成相关材料性能的预测, 是解决加工模拟中材料数据缺乏问题的根本途径。性能模拟计算的目的是对实验测量的完全否定, 而是希望通过减少实验量以达到节省开发时间和人力物力的目的。

本文介绍了最近开发的材料性能计算模型以及所计算的性能数据在加工制程模拟中的应用。第一部分简单回顾了性能计算方法以及相关材料模型的建立[4]。并以本文热加工模拟案例所采用的 22MnB5 钢为例, 对热加工模拟所需的各种材料性能进行了计算。第二部分将这些计算得性能数据应用到热加工模拟中, 并对模拟结果进行了讨论分析。

1 材料性能的计算方法

材料性能计算主要包括三个步骤, 第一步是组织计算, 即通过热力学相平衡计算结合相转变动力学计算来获得材料在特定条件下或工艺过程中的相组成及相成分; 第二步是基于每一个相的化学成分计算该相的相关性能; 第三步是根据材料的相组成及每个相的性能利用混合定律计算出材料的整体性能。

1.1 热力学相平衡及相变动力学

相平衡的计算过程其实就是在寻找一个合适的相含量及相成分的搭配, 以使得整个系统的能量最低。相平衡计算有两个基本要求, 一是需要合适的热力学模型对合金系统中可能存在的相进行准确的热力学描述, 经过校验的热力学数据存储在特定的热力学数据库中; 二是必须有一个合适的计算平台或算法来进行自由能的最小化计算。热力学计算, 有时也称为相图计算, 发展到今天已经有非常成熟的理论和方法, 感兴趣的读者请参阅文献[5]。

热力学相平衡计算的是系统最稳定时的组织状态。但生产实践中材料可能处于亚稳定或非稳定状态, 所以不仅需要了解系统所能达到的最稳定状态, 还需要了解系统完成此转变的过程, 即相转变动力学, 也就是通常所说的 TTT/CCT 转变曲线。相转变动力学可以有不同的模型来描述, 例如可用来描述析出物形成动力学的 Johnson-Mehl-Avrami 模型[6]。本文研究对象是 22MnB5 钢, 所以下对描述钢铁的等温时奥氏体分解的 Kirkaldy 模型加以简单介绍。在温度 T 时形成相含量 x 的时间 τ 可以如下计算[7,8]:

$$\tau(x, T) = \frac{1}{\beta 2^{(N-1)/2} D \Delta T^q} \int_0^x \frac{dx}{x^{2(1-x)/3} (1-x)^{2x/3}} \quad (1)$$

其中 β 是材料常数, N 是奥氏体的 ASTM 晶粒尺寸, D 是与奥氏体成分相关的扩散系数, ΔT 是过冷度(即 T 与 A_{e3} 的温差), q 是与扩散机制有关的材料常数。Kirkaldy 模型从最初仅适用于低合金钢经过很多人的改进到后来发展到可应用于中低合金钢[9]。经过 Saunders 等人进一步改进的 Kirkaldy 模型可以适用于高合金钢包括工具钢等[10]。本文采用了此模型来描述奥氏体分解的相变动力学。

马氏体相变的重要参数是其转变开始温度 M_s 。比较公认的观点是马氏体相变是位移型相变, 其转变进程只与温度有关而不是时间的函数。本文采用的是基于 Koistinen-Marburger[11]模型的改进模型:

$$f_M = 1 - \exp\left(-c(T - M_s)\sqrt{M_s}\right) \quad (2)$$

其中 f_M 是完成的马氏体量, c 是材料常数。因为 M_s 强烈依赖于奥氏体成分, 所以获得准确的奥氏体成分很重要。如果在马氏体转变开始时已经有其它相如碳化物或铁素体等的存在, 那么应用合金成分得到的 M_s 温度就会不准确。

1.2 固溶相的成分性能关系

固溶相的性能和其化学成分密切相关, 这种成分-性能关系可以用以下公式来描述:

$$P = \sum_i x_i P_i^0 + \sum_i \sum_{j>i} x_i x_j \sum_v \Omega_{ij}^v (x_i - x_j)^v \quad (3)$$

其中 P 是该项的整体性能, P_i^0 是该相中元素 i 纯元素形态时的性能, x_i 与 x_j 是该相中元素 i 和 j 的摩尔百分比, Ω_{ij}^v 是衡量元素 i 和 j 相互作用的系数。 v 是阶数, 其数值一般不超过 2。当 $v=0$ 时上式即简化为线性混合定律。此公式包含了每一个元素对该性能的贡献以及元素之间相互作用对所研究性能的影响。事实表明当对公式中的相关参数经过标定后, 该公式可以比较准确的计算相关的材料性能。大量的实验数据被用来对这些参数进行标定, 标定好的参数存在特定的数据库中。合理的利用相关物理性能参数之间的关系可以减少所需创建数据库的数量。相的密度和其摩尔体积以及热膨胀系数是可以相互转化的, 所以只需要建立一个数据库来描述。

1.3 材料整体的性能

通过步骤 1.1 可以得到材料的相组成, 而步骤 1.2 提供了每一个相的相关性能。基于这些信息, 可以通过使用恰当的混合定律来计算材料的整体性能。根据性能受组织形貌影响的大小, 所采用的混合定律可以是简单的线性关系或复杂的非线性关系。对包含 α 相和 β 相的双相组织来说, 考虑了组织的拓扑结构的非线性性能描述为[12,13]:

$$P_t = x_\alpha P_\alpha + x_\beta P_\beta + P_{III} F_s \quad (4)$$

其中 P_t 为合金的总体性能, x_α 和 x_β 与 P_α 和 P_β 分别是 α 相和 β 相的相含量和性能 ($x_\alpha + x_\beta = 100\%$), F_s 是组织的分散度, P_{III} 是与组织拓扑结构有关的性能。线性混合定律为方程(4)的一个特例。

能够通过这种方法描述的材料性能包括材料密度, 杨氏模量等物理和热物理性能。对力学性能来说, 能否应用混合定律取决于其物理背景, 即强化机制。如果合金是一个双相钢, 则混合定律是可行的[6]。但假如合金组织是基体相中存在析出物, 则强化机制为固溶强化加上析出强化, 混合定律就不再适合。析出强化模型已经被成功的应用在镍基合金的强度计算中[14]。

2 材料性能的计算实例

热冲压成型是一种先进的制造工艺。通过高温区成型和模具中快冷来实现强度高达 1500MPa 的部件生产[15,16]。本文模拟的热加工过程是 V 型冲压成型, 包含加热炉预热, 热变形及冷却, 和卸载等主要工序, 如图 1 所示。其中涉及到的物理过程包括: 热量传输, 机械变形和固态相变。研究的合金为 22MnB5 钢, 其化学成分为 (wt%): Fe-0.24C-0.17Cr-1.14Mn-0.27Si-0.036Ti-0.003B-0.015P-0.001S。模拟此工艺过程所需的材料性能可以归为三类: 相变动力学, 物理性能和力学性能。

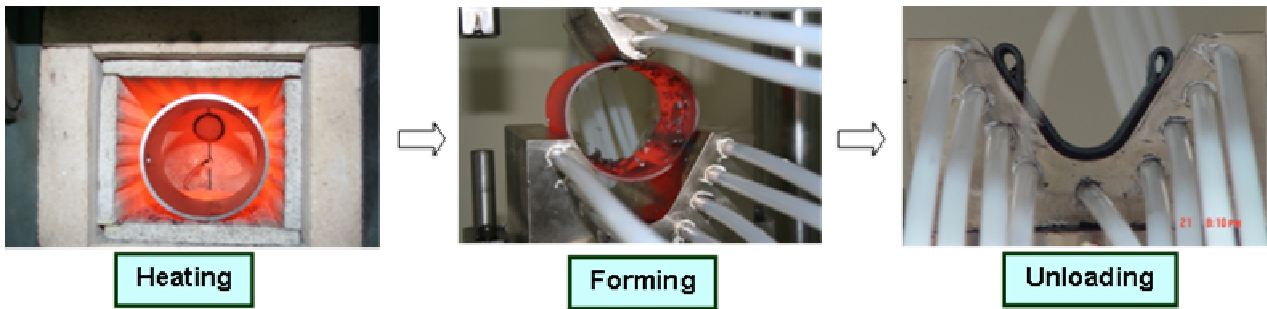


图1, V型加工成型的主要步骤: 加热过程, 热加工成型(及冷却)和卸载。

2.1 相变动力学

图2是合金22MnB5在等温或连续冷却过程中的相转变曲线,即TTT/CCT曲线。奥氏体化温度是900°C,其奥氏体晶粒尺寸为33微米,相当于ASTM 7.5。图3是合金在两个冷却速度,10和50°C/s时的相转变过程,提供了较CCT曲线更详细的相转变信息。由此可知,要完成100%的马氏体相变其冷却速度至少要50°C/s或更高。因为不同冷却速度时马氏体转变开始前形成的铁素体含量不同,直接导致了剩余的未转变的奥氏体的碳含量不同,所以对应10和50°C/s冷却的Ms温度分别为370和390°C。当现实中的冷却过程非常复杂时,也可以通过本模型计算得到实时的相转变过程。文献[17]中给出了在测量Jominy硬度曲线过程中,距离冷却端不同位置的冷却曲线、相组成及硬度值。

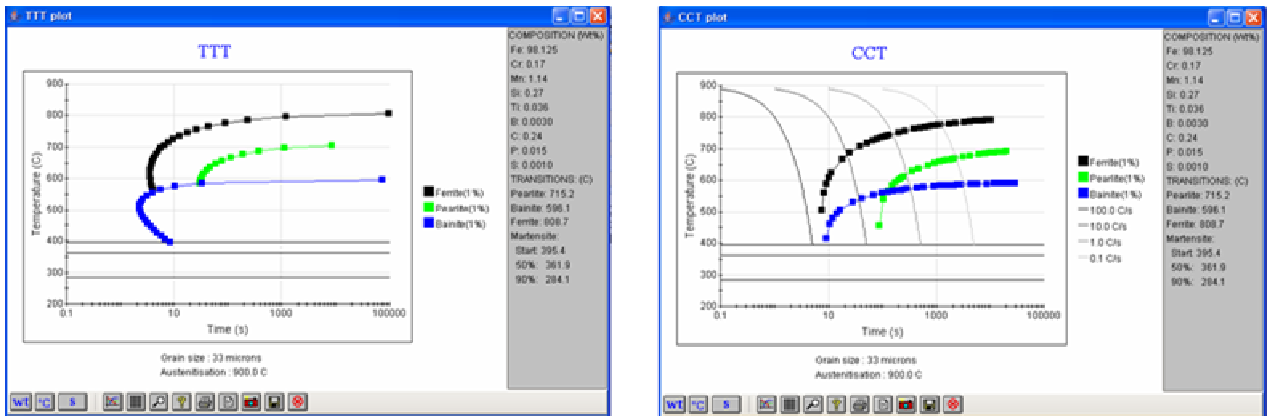


图2, 合金22MnB5的TTT/CCT曲线, 由软件JMatPro计算得到。

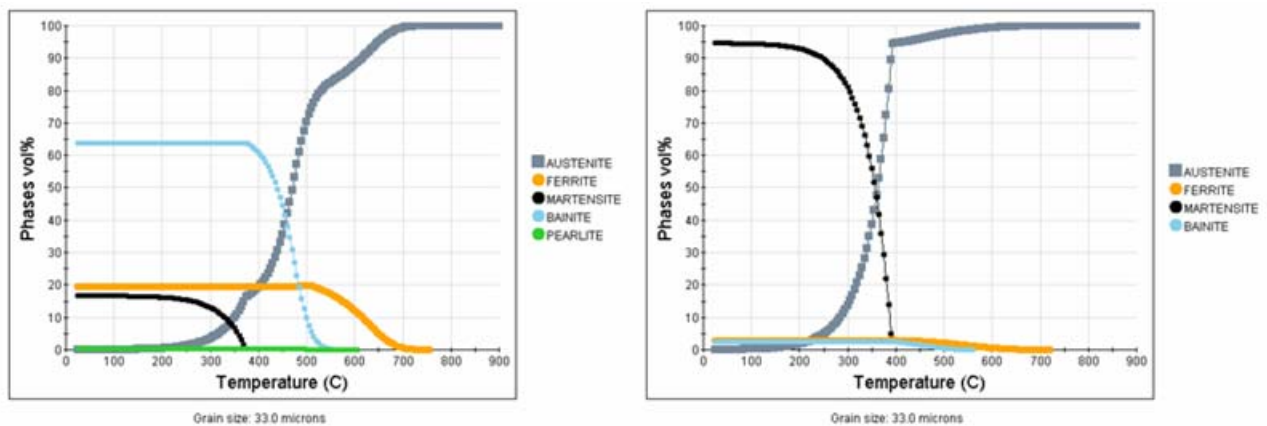


图3, 合金22MnB5在冷速为10和50°C/s的冷却过程中的相转变。

2.2 物理性能

热加工模拟所需的物理性能参数包括摩尔体积、热传导系数、杨氏模量和比热。在不同冷却速度时，相同温度所对应的的组织可能并不相同，因而材料性能随温度变化的关系随冷却速度的变化而不同。图 4 以摩尔体积和热传导系数为例，揭示了合金 22MnB5 在不同冷却速度时性能随温度的变化曲线。冷却速度为 10°C/s 时得到组织中每个相的性能，以摩尔体积为例，见图 5(a)。

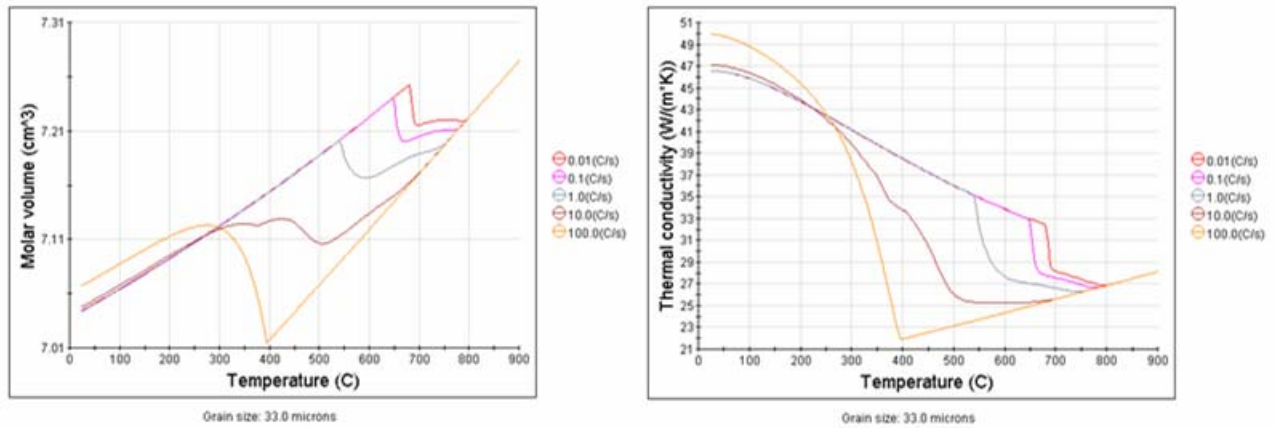


图4. 合金22MnB5对应五个冷却速度时的摩尔体积和热传导系数随温度的变化关系。

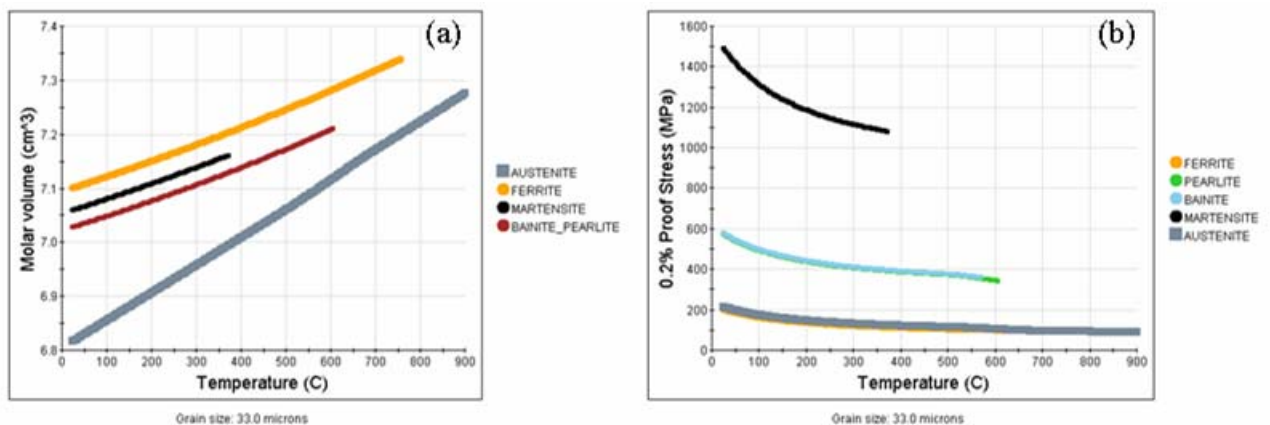


图5. 合金组织中每个相的摩尔体积和屈服应力。

2.3 力学性能

图 5(b)是每个相的屈服强度随温度的变化曲线，对应的应变速率为 $3 \cdot 10^{-5}$ /s，即通常拉伸试验的应变速率 0.002/min。一般认为贝氏体相应比珠光体相的强度要高，但文献[18]中的数据表明，当贝氏体被珠光体+铁素体替代时所引起的整体硬度变化很小。也就是说，珠光体的强硬度可能和贝氏体相当。热加工模拟所需的力学性能数据除了强度之外，还包括流动应力曲线。流动应力曲线是温度和应变速率的函数，其计算模型见文献[19]。在不同的温度和应变速率时，流动应力曲线可以有非常不同的形状，见图 6。通常 CAE 模

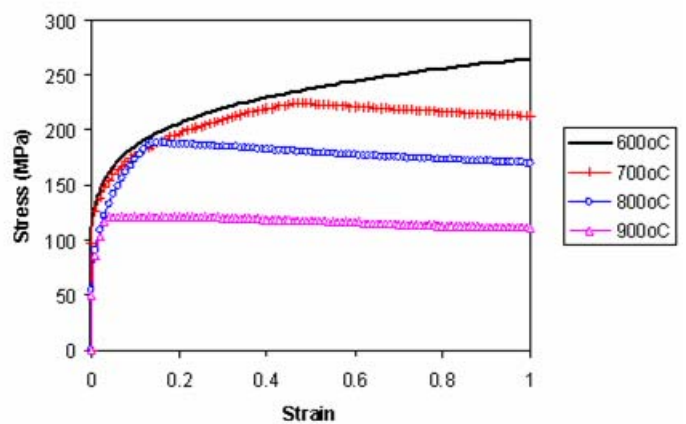


图6. 不同温度时的流动应力曲线，对应变速率为 0.1 s^{-1}

拟的流动应力曲线是通过本构方程来描述。本构方程有很多种，而且经常为了拟和不同的试验数据而进行各种各样的修改。模拟人员不仅需要确定所采用的本构方程，更需要确定该方程中的所有未知参数。本文采用的流动应力计算模型从根本上解决了所有与本构方程选择和参数赋值相关的问题。

3 材料性能计算在加工模拟中的应用

3.1 热加工过程及其模拟

热加工过程中涉及到的物理过程包括：热量传输，机械变形和相转变。相变的模拟前面已经介绍，这里简单介绍热量传输和机械变形的描述和模拟。

3.1.1 热量传输模拟

温度场由以下方程控制[20]：

$$\rho c \dot{T} = \frac{\partial}{\partial x_i} \left(k \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) + \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p + \sum L_{IJ} \dot{\zeta}_{IJ} + \dot{Q} \quad (5)$$

其中 ρ , c , k , 和 L_{IJ} 分别代表密度，比热，热传导系数和由 I 相到 J 相的转变潜热。 ζ_{IJ} 是形成 J 相的量， σ_{ij} 和 ϵ_{ij}^p 是应力和塑性应变， Q 是外界热源。上式右边第一项是热传输的 Fourier 定律，第二，第三和第四项分别是因为塑性变形（机械能转化为热能），相变相关的热量吸收或释放，和从外界热源所获得的热量。

3.1.2 机械变形模拟[2,21,22]

为了准确地描述局部的应力-应变关系，冷却过程中产生的总应变可以看成是来自几个方面的贡献。因为 CAE 模拟需要描述应变随时间的变化，这里采用了应变速率的概念。总应变速率描述如下：

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^e + \dot{\epsilon}_{ij}^p + \dot{\epsilon}_{ij}^\theta + \dot{\epsilon}_{ij}^r + \dot{\epsilon}_{ij}^{lp} \quad (6)$$

其中 ϵ_{ij}^e , ϵ_{ij}^p , ϵ_{ij}^θ , ϵ_{ij}^r 和 ϵ_{ij}^{lp} 分别代表来自弹性，塑性，热效应，相变和相变塑性等因素的贡献。每个因素的贡献计算如下。

3.1.2.1 弹性应变

弹性应变速率的描述来自于各向同性材料通用的 Hooke 定律对时间求导：

$$\dot{\epsilon}_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \dot{\sigma}_{ij} - \frac{\nu}{E} \dot{\sigma}_{kk} \delta_{ij} \quad (7)$$

其中 δ_{ij} 是 Kronecker δ 函数， ν 为泊松比， E 是杨氏弹性模量。

3.1.2.2 塑性应变

塑性变形速率可以从屈服函数得到，取以下形式：

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (8)$$

其中 λ 是比例常数， F 是屈服函数。屈服函数由很多种，本文采用的是 von Mises 屈服准则。

3.1.2.3 热应变

热应变是由于原子间距随温度变化而变化引起。每一个相的热应变速率可由以下公式获得：

$$\dot{\epsilon}_{ij}^\theta = \alpha (T - T_0) \delta_{ij} \quad (9)$$

其中 α , T 和 T_0 分别是热膨胀系数，温度和参考温度。

3.1.2.4 相变应变

此应变是由于奥氏体，铁素体，珠光体，贝氏体和马氏体的摩尔体积不同而引起。奥氏体向其它相的转变必然会导致附加的形变。此应变速率可有以下公式描述：

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^r = \sum \beta_{IJ} \dot{\xi}_{IJ} \delta_{ij} \quad (10)$$

其中 β_{IJ} 是假设发生 100% 的由 I 相到 J 相转变时导致的膨胀系数。 $\dot{\xi}_{IJ}$ 可定义为转变速率。

3.1.2.5 相变塑性应变

当因为相变过程引起的应力存在时，一般公认会在偏应力分量存在的方向会存在一个不可逆变形。这个现象即便是在弹性区也会发生，称之为相变塑性。相变塑性对残余应力和变形的影响不可忽视，其对总应变的贡献称为相变塑性应变。因为由 I 相到 J 相转变而引起的塑性应变速率定义如下：

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pp} = 3K_{IJ}(1 - \xi_{IJ}) \dot{\xi}_{IJ} \dot{s}_{ij} \quad (11)$$

其中 K_{IJ} 和 s_{ij} 分别为对应由 I 相到 J 相转变的相变塑性应变系数和偏应力因子。对应奥氏体→马氏体相变的 K_{IJ} 数值为 $5 \times 10^{-5} \text{MPa}^{-1}$ 。

3.2 模拟结果分析

CAE 模拟所用软件为 DEFORMTM-HT，应用了其二维模拟的功能。材料假定为各向同性。计算第一步是根据接触状态和环境影响对部件进行热分析，即获得温度场。然后基于随温度变化的材料性能对部件进行机械变形分析，这中间包含了相转变分析。下一步在根据新的接触状况，材料状况和环境进行新一轮的温度场分析，如此下去直至工艺完成。基于左右对称的原则模拟了半个部件，网格为四方形共 552 个单元。

图 7 对应的是淬火开始约 1.6 秒后，即开始有马氏体形成时，的温度场，冷却速度分布以及马氏体的形成及分布情况。温度最先低于 M_s 的部位即马氏体开始形成的位置。高于 50°C/s 的冷速有效的抑制了其它扩散型相变产物的形成。与所示位置相当的外壁区域的瞬时冷速最快，但其温度并不是最低。

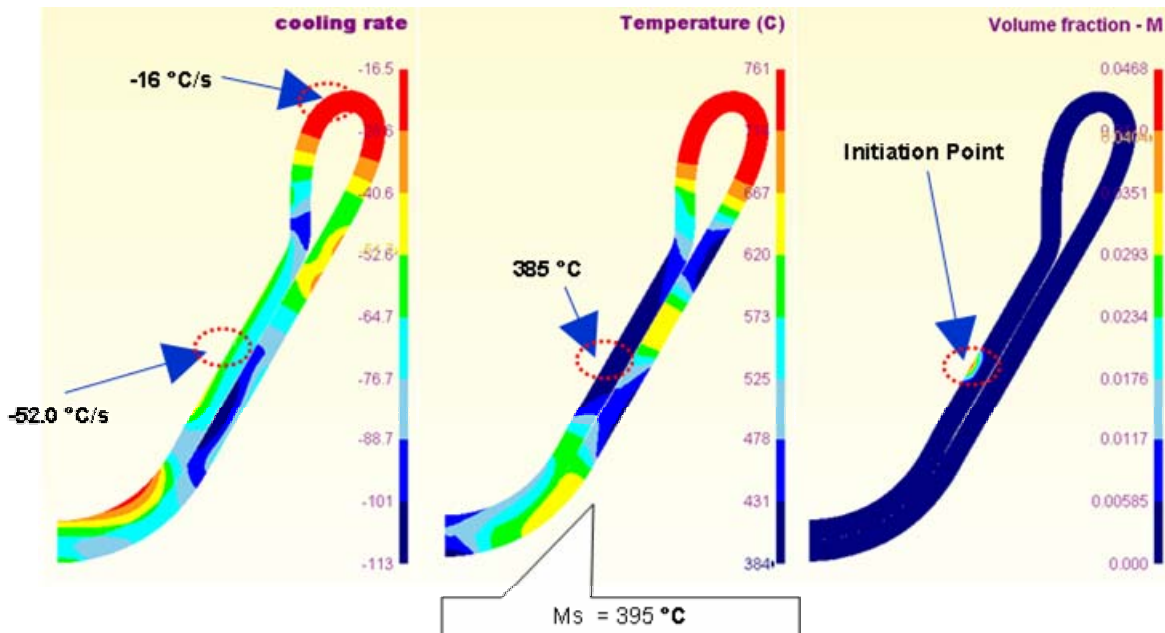


图7，马氏体相开始形成时对应的温度场及冷却速率分布，对应冷却开始后约1.6秒。

部件的冷却过程非常复杂，而且不同位置的冷却曲线也可能有很大差异。图 8 模拟了部件两个位置的冷却过程。左图是冷却速率随时间的变化，右图是由于冷却历史不同而导致的组织不同，即马氏体形成分数的不同。位置 1 对应组织为 98%马氏体+2%奥氏体，而位置 2 的组织为 82%马氏体+8%铁素体+9%贝氏体+1%奥氏体。

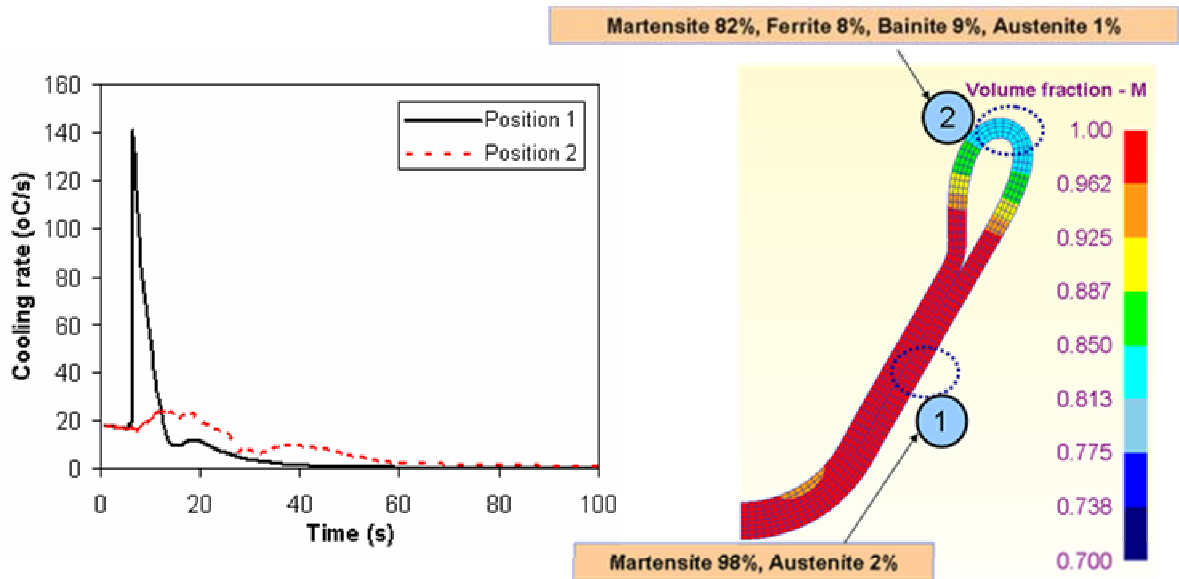


图8. 不同位置对应的不同冷却曲线及冷却后的组织

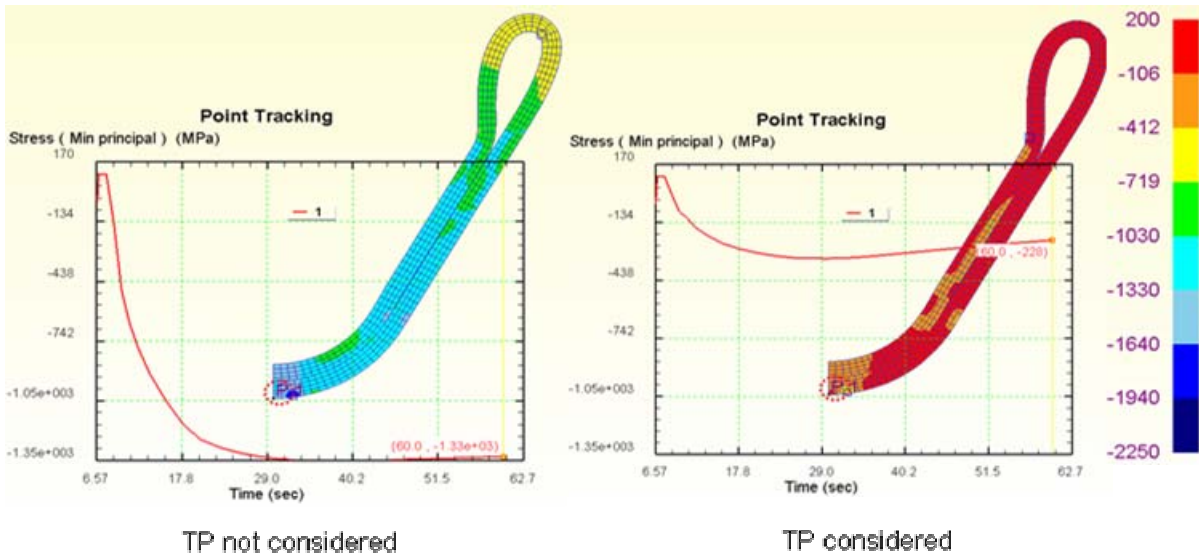


图9, 相变塑性应变对模拟分析结果的影响, 曲线为位置1的最小主应力在冷却过程中的变化。

图 9 对比了考虑相变塑性与否对模拟结果的影响。采用点跟踪的方法揭示了位置 1 的最小主应力在冷却过程中随时间的变化。对应 60 秒时的压应力分别为 1330MPa 和 228MPa。所以如果不考虑相变塑性对总体应变的贡献，部件中的残余应力将严重高估。基于这种模拟的设计将是不可靠的。

图 10 是对回弹效应的模拟结果。计算结果为从 60°回弹到 62°，而对应的实验测量为由 60°到 61.5°，两者非常接近。

4 结 论

材料性能数据的缺乏是当前 CAE 模拟所面临的一个共同问题。软件 JMatPro 的开发从很大程度上提供了一个解决此问题的方法。通过开发材料性能计算模型进行组织模拟和

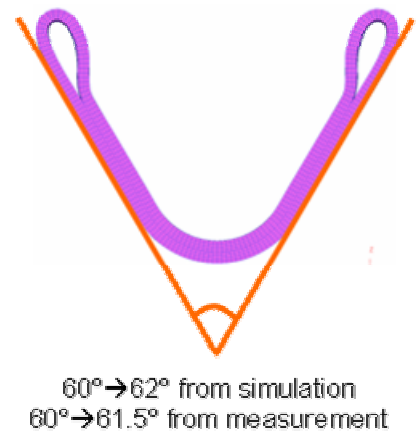


图10, 模拟和试验测量的回弹效应比较。

性能模拟, JMatPro 现在能够计算许多 CAE 模拟所必需的物理性能和力学性能。这些性能的计算是基于相平衡热力学, 相转变动力学, 和材料的组织性能关系, 因而性能对合金成分和加工过程的依赖都得到了合理的体现。

CAE 模拟的可靠性还很大程度上取决于对所涉及物理过程以及它们之间的相互作用的正确的描述。如在本研究中, 如果忽视了形变力学中相变塑性对应变的贡献, 模拟得到的残余应力将被严重高估。基于这样 CAE 模拟的工艺设计也会因此而不可靠。

总之, CAE 模拟取决于很多因素。过去当得到与实验不相吻合的模拟结果时, 材料数据的不足或不准确通常是第一个被归咎的因素。JMatPro 的出现使得获得可靠的自我一致和性能数据成为可能, 当再有模拟与实验不相吻合时, 更多的努力可以集中在 CAE 模拟的其他方面。

References

- [1] 钟万镒, CAE: 事关国家竞争力和国家安全的战略技术 – 关于发展我国 CAE 软件产业的思考, 中国科学院, 2007, **22**(2): 115-119
- [2] Tang S C and Pan J. *Mechanics modeling of sheet metal forming*. SAE International, Warrendale P.A., 2007
- [3] Guo Z, Saunders N, Miodownik A P and Schillé J P. *Materials Science and Engineering A*, 2005, **413-414**: 465-469
- [4] <http://www.sentesoftware.co.uk/biblio.html>, A collection of papers on the development and application of JMatPro (Most of the papers below authored by Saunders and Guo can be downloaded from this website), Sente Software Ltd., 2009
- [5] Saunders N and Miodownik A P. *CALPHAD – Calculation of Phase Diagrams*, Pergamon Materials Series vol.1, ed. Cahn R W, Elsevier Science, 1998
- [6] Li X, Miodownik A P and Saunders N. Modelling of materials properties in duplex stainless steels, *Materials Science and Technology*, 2002, **18**: 861-868
- [7] Kirkaldy J S, Thomson B A and Baganis E A. in: *Hardenability concepts with applications to steel*, eds. Kirkaldy J S and Doane D V, Warrendale, PA: AIME, 1978: 82
- [8] Kirkaldy J S and Venugopalan D. in: *Phase transformations in ferrous alloys*, eds. Marder A R and Goldstein J I, AIME, Warrendale, PA: AIME, 1984: 125
- [9] Lee J L and Bhadeshia H K D H. *Materials Science and Engineering A*, 1993, **171**: 223
- [10] Saunders N, Guo Z, Li X, Miodownik A P and Schillé J P. The calculation of TTT and CCT diagrams for general steels, Internal report, Sente Software Ltd., 2004
- [11] Koistinen D P and Marburger R E. *Acta Metall.*, 1959, **7**: 59
- [12] Fan Z, Tsakirooulos P and Miodownik A P. *Journal of Materials Science*, 1994, **29**: 141
- [13] Fan Z. *Phil. Mag. A*, 1996, **73**: 1663
- [14] Guo Z, Saunders N, Miodownik A P and Schillé J P. Quantification of high temperature strength of nickel-based superalloys, *Materials Science Forum*, 2007, **546-549**: 1319-1326
- [15] Altan T. Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts - Part I: Process methods and uses, *Stamping Journal*, Dec. 2006: 40-41
- [16] Altan T, Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts - Part II: Microstructure, material strength changes during hot stamping, *Stamping Journal*, Jan. 2007: 14-15
- [17] Guo Z, Saunders N, Miodownik A P and Schillé J P. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, to appear in 2009, **4**(3-4)
- [18] Material Specification Sheet of 20MnCr5 Alloy, Saerstahl AG.

-
- [19] Guo Z, Saunders N, Schillé J P and Miodownik A P. Modelling high temperature flow stress curves of titanium alloys, in: MRS International Materials Research Conference, 9-12 June, 2008, Chongqing, China.
- [20] Arimoto K, Lambert D, Li G, Arvind A and Wu W T. SFTC Paper #347, Scientific Forming Technologies Corporation.
- [21] Arimoto K, Kim H, Narazaki M, Lambert D and Wu W T. SFTC Paper #370, Scientific Forming Technologies Corporation.
- [22] Kang S H and Im Y T. Journal of Materials Processing Technology, 2007, **192–193**: 381–390

投稿人联系方式:

Zhanli Guo (郭战利)

Sente Software Ltd., Surrey Technology Centre, 40 Occam Road, Guildford, GU2 7YG, Surrey, U.K.

Tel: +44-1483-685 475

Fax: +44-1483-685 472

Email: z.guo@sentesoftware.co.uk

or zhanliguo@gmail.com