

# 基于 Thermo-Calc 的中锰中铝 Fe-Mn-Al-C 低密度钢 类 Schaeffler 相图绘制与评估

张明达<sup>1 2)✉</sup>, 胡春东<sup>1)</sup>, 曹文全<sup>1)</sup>, 董 瀚<sup>1)</sup>

1) 钢铁研究总院特殊钢研究所, 北京 100081 2) 清华大学材料学院, 北京 100084

✉ 通信作者, E-mail: 15901022010@139.com

**摘 要** 含铝低密度钢由于其较好的综合力学性能和低密度特征引起结构钢领域研究人员的广泛关注. 本文利用 Thermo-Calc 热力学计算软件结合 TCFE 7 数据库, 计算中锰中铝含量 Fe-Mn-Al-C 钢在不同温度的热力学平衡状态, 总结其两相区相比比例的变化规律, 通过平移和修正等处理方法, 绘制针对中锰中铝钢合金成分和相设计的类 Schaeffler 相图. 结合马氏体转变温度的计算讨论对应不同合金成分条件下相种类存在可能, 并通过已有材料的相比比例和相形貌实验结果分析绘制的类 Schaeffler 相图的准确性和适用性. 绘制的 Fe-Mn-Al-C 类 Schaeffler 相图可以直观地提供不同合金成分所对应的相比比例、相种类等信息, 可用于新型含铝低密度钢的合金设计.

**关键词** 合金钢; 低密度; 锰; 铝; 相图

**分类号** TG142.33

## Plotting and evaluation on the Schaeffler diagram of Fe-Mn-Al-C low-density alloys with medium manganese and aluminum contents based on Thermo-Calc software

ZHANG Ming-da<sup>1 2)✉</sup>, HU Chun-dong<sup>1)</sup>, CAO Wen-quan<sup>1)</sup>, DONG Han<sup>1)</sup>

1) Special Steel Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

2) School of Material Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China

✉ Corresponding author, E-mail: 15901022010@139.com

**ABSTRACT** Low density steels attract the attention of structural steel researchers due to their good comprehensive mechanical properties and low density characteristic. In this study, the thermodynamic equilibrium states of Fe-Mn-Al-C alloys with medium manganese and aluminum contents at different temperatures were calculated by Thermo-Calc software with TCFE 7 date base. The statistical data of phase ratio in the dual phase region were summarized and then processed by translation and correction methods to plot the Schaeffler diagram, which is applicable to design the composition and phase ratio of Fe-Mn-Al-C alloys with medium manganese and aluminum contents. Possible phases in these steels with different compositions were discussed according to the calculation of martensitic transformation temperatures. The accuracy and applicability of the Schaeffler diagram were verified by the experimental phase ratio and phase type of several typical Fe-Mn-Al-C alloys. The information of phase ratio and phase type in Fe-Mn-Al-C alloys can be obtained easily from the plotted Schaeffler phase diagram.

**KEY WORDS** alloy steel; low density; manganese; aluminum; phase diagrams

钢铁材料作为工业中用量最大的基础材料之一, 正朝着更高强度、更高塑性、较低成本、易加工成型等

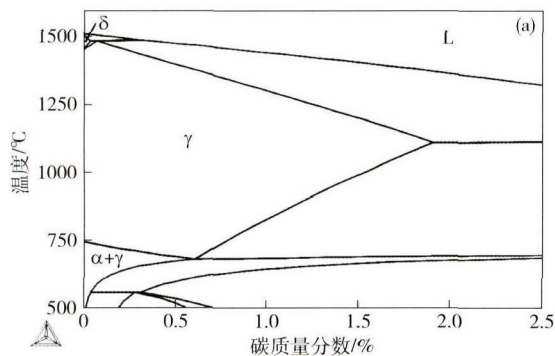
方向发展。高性能钢的使用可以在保证力学性能的基础上显著降低汽车、机械等所需的原料数量和加工成本,充分提高能源利用率并降低环境污染,增加钢铁材料与轻金属、复合材料等的竞争优势。

近年来,另一种提高钢铁材料性能的新思路引起钢铁结构材料研究人员的关注——低密度钢<sup>[1]</sup>。它主要通过向钢中加入 Al、Si、Mn 等轻量化合金元素使合金钢的密度降低。这一系列合金钢不仅具有较高强度、良好塑性和一定的耐蚀性能,而且其所具有的低密度特征迎合了钢铁材料作为结构材料的未来发展需求,使得含铝低密度钢成为当前国际上新型钢铁材料的研发新热点之一。在这个合金体系中,引入多种合金元素进行组织和性能的调控成为其主要的研究方向。韩国学者在 Fe-Mn-Al-C 合金体系中添加 Ni 的新型 B2 析出物强化研究处在低密度钢研究的前沿地位,较新的研究成果发表在《Nature》上<sup>[2]</sup>。

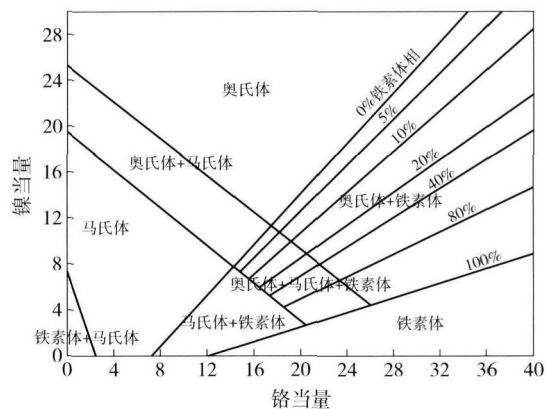
## 1 Fe-Mn-Al-C 低密度钢和传统 CrNi 不锈钢的分类和 Schaeffler 相图

低密度合金钢含有 Al、Mn、C、Si 等多种合金元素,是一个复杂的合金系统。根据基体相的实际组成可以将 Fe-Mn-Al-C 低密度合金结构钢分成三类:铁素体低密度钢、双相低密度钢和奥氏体低密度钢。Fe-Al 合金是最简单的低密度钢之一,其所具有的高电势特征使得其可以主要作为高温抗氧化和耐腐蚀结构材料,但是较差的热加工性能和较低的室温塑性限制其在室温环境下应用。在 Fe-Al 合金的基础上形成的一系列含一定 Mn 含量的奥氏体或者双相低密度合金钢成为具有较好发展前景的轻量化结构材料,加入 C、Mn 等合金元素可以扩展和稳定 Fe-Al 合金的奥氏体相区,明显提高和改善合金的力学性能<sup>[3-8]</sup>。

传统 CrNi 不锈钢一般也以基体相种类进行分类,



围绕传统不锈钢的基体相种类与合金成分的对应关系研究已经比较系统。传统不锈钢利用 Schaeffler 相图整合不同合金元素对组织种类和比例的作用,将其分成奥氏体形成元素(镍当量)和铁素体形成元素(铬当量)两大类。传统不锈钢的基体种类和数量可以直接通过对应的当量公式和 Schaeffler 相图查询和评估<sup>[9-12]</sup>。典型 Schaeffler 相图如图 1 所示<sup>[13]</sup>:



镍当量 =  $\% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0.5 \times \% \text{Mn}$ , 铬当量 =  $\% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \times \% \text{Si} + 0.5 \times \% \text{Nb}$

图 1 适用于传统高 CrNi 不锈钢的典型 Schaeffler 相图

Fig. 1 Schaeffler phase diagram of the traditional Cr-Ni stainless steel

典型传统 Schaeffler 相图更偏重高 Cr 和高 Ni 合金含量的传统不锈钢,但是针对少数合金元素,例如硅、钼和铝对于典型 Schaeffler 相图的影响目前分歧较大。并且,典型 Schaeffler 相图的应用受限于部分合金成分范围(高铬高镍+少量其他合金元素)和较严格的热处理温度范围(1050~1100℃)。直接对含铝低密度 Fe-Mn-Al-C 钢套用典型 Schaeffler 相图出现明显的不匹配和不适用。

Fe-Mn-Al-C 合金体系中锰和铝对相种类和相比例方面的影响存在与传统 CrNi 不锈钢相似的变化规律。如图 2 低碳中锰钢和含铝低碳中锰钢的热力学计算相图所示,铝显著地促进钢中铁素体相的形成,质量

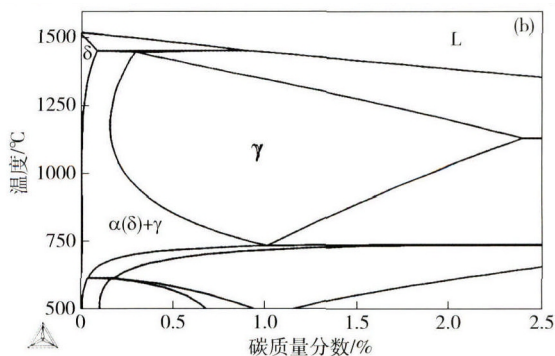


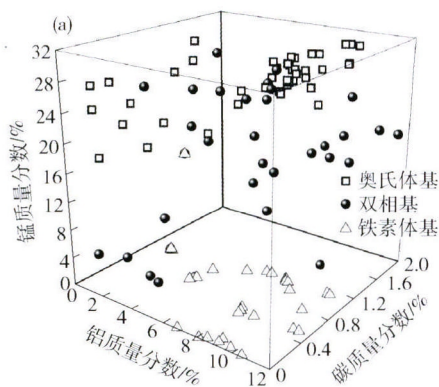
图 2 热力学计算相图。(a) 5Mn-Fe-C; (b) 5Mn-3Al-Fe-C

Fig. 2 Calculated phase diagrams: (a) 5Mn-Fe-C; (b) 5Mn-3Al-Fe-C

分数为3% Al合金元素的加入引起高温 $\delta$ 铁素体区的明显扩大和 $\alpha(\delta) + \gamma$ 两相区的扩展连接. 在TRIP钢和TWIP钢的研究中, 普遍认为锰元素起到明显扩大和稳定奥氏体区的作用. 文献资料显示, 结合Schaeffler相图, 以铝元素和锰元素为主要合金元素讨论对Fe-Mn-Al-C合金体系影响的相关研究鲜有报道. 借用类似Schaeffler相图分析方法对Fe-Mn-Al-C合金体系进行研究具有重要的指导意义. 本文结合热力学计算软件Thermo-Calc和最新版TCFE 7数据库(由CISRI-TCS联合开放实验室提供)计算并绘制针对中锰(质量分数约2%~8%)中铝(质量分数约0~5%)含量的Fe-Mn-Al-C合金体系在900、1000、1100和1200℃四个温度的类Schaeffler相图, 为该体系的合金成分设计与选择提供支持.

## 2 实验材料及方法

Thermo-Calc 是一个通用的热力学计算软件, 可



用于计算不同种类材料中各种热力学性质、热力学平衡、局部平衡、化学驱动力以及各种稳定/亚稳相图、多类型材料多组元体系的性质图等. 本文利用热力学计算软件Thermo-Calc + 最新版TCFE 7数据库对Fe-Mn-Al-C合金系统进行热力学平衡计算.

图3(a)为已有文献资料中含铝低密度钢合金成分统计分布示意图. 图中高锰高碳(左上区域)主要为单相奥氏体基体, 而高铝低锰(右下区域)则以铁素体基为主, 双相基成分分布于两者之间, 贯穿坐标原点和高锰高铝高碳的中心区域. 考虑到最新版TCFE 7数据库的铝含量上限限制和适中的锰元素对控制两相区的作用, 本研究选取C质量分数0~0.4%和Al质量分数0~5%的成分范围区间, 结合中等质量分数2%、5%和8% Mn的成分选取, 计算每个成分点在典型温度(900、1000、1100和1200℃)的热力学平衡状态, 统计并评估其相比比例变化规律.

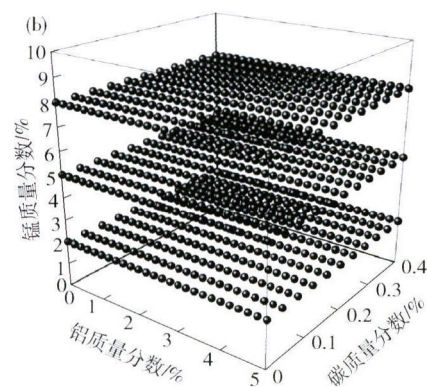


图3 合金成分. (a)文献资料统计结果分布; (b)热力学计算选取结果分布

Fig. 3 Compositions of alloys: (a) statistical results in literatures; (b) selected results of thermodynamic calculations

将计算并统计的相比比例数据转换成等高线图表示其对应成分的奥氏体相比比例, 并利用平移和修正等手段整合成同时评估碳、锰和铝合金元素的类Schaeffler相图, 使得通过合金成分即可直接读取和估计钢中组织的相种类和相比比例. 关于类Schaeffler相图的适用性和更多相种类的评估也被探索性讨论. 为验证类Schaeffler相图的准确性, 部分中锰中铝含量钢种的相比比例通过金相组织图像进行实测, 金相试样使用4%硝酸乙醇溶液腐蚀, 根据金相照片中不同相的灰度差别, 使用图像分析软件选取和统计分析.

## 3 实验结果

### 3.1 合金元素对中锰中铝Fe-Mn-Al-C合金相比比例的影响

图4为Mn的质量分数为5%时, 不同平衡温度下奥氏体相比比例随铝含量和碳含量变化的分布示意图.

整体上相比比例示意图呈现出左上单相奥氏体区(比例值接近1), 右下单相铁素体区(比例值接近0)的明确分布, 中间的两相区域表现出规律的相比比例逐渐过渡的变化趋势. 高温条件下相比比例线斜率较平直, 而低温条件下随着C含量的增加, 相比比例线斜率有逐渐减小的趋势. 随着热力学计算平衡温度的提高, 相转变的起始点和相转变线整体右移. 不同于传统CrNi典型Schaeffler相图, 示意图并未出现左下角的铁素体+马氏体两相区.

不同锰含量对相比比例随铝含量和碳含量变化的影响如图5所示. 锰元素的增加引起相转变起始点和相转变线的整体右移. 低锰的相比比例线平直度较好, 而高锰含量引起高碳区域相比比例变化的局部异常.

### 3.2 Fe-Mn-Al-C类Schaeffler相图绘制

将不同的合金元素含量按照传统CrNi典型Schaeffler相图的相关公式系数进行Cr当量和Ni当量计算, 整合得到的相比比例结果不能良好对应, 尤其是不

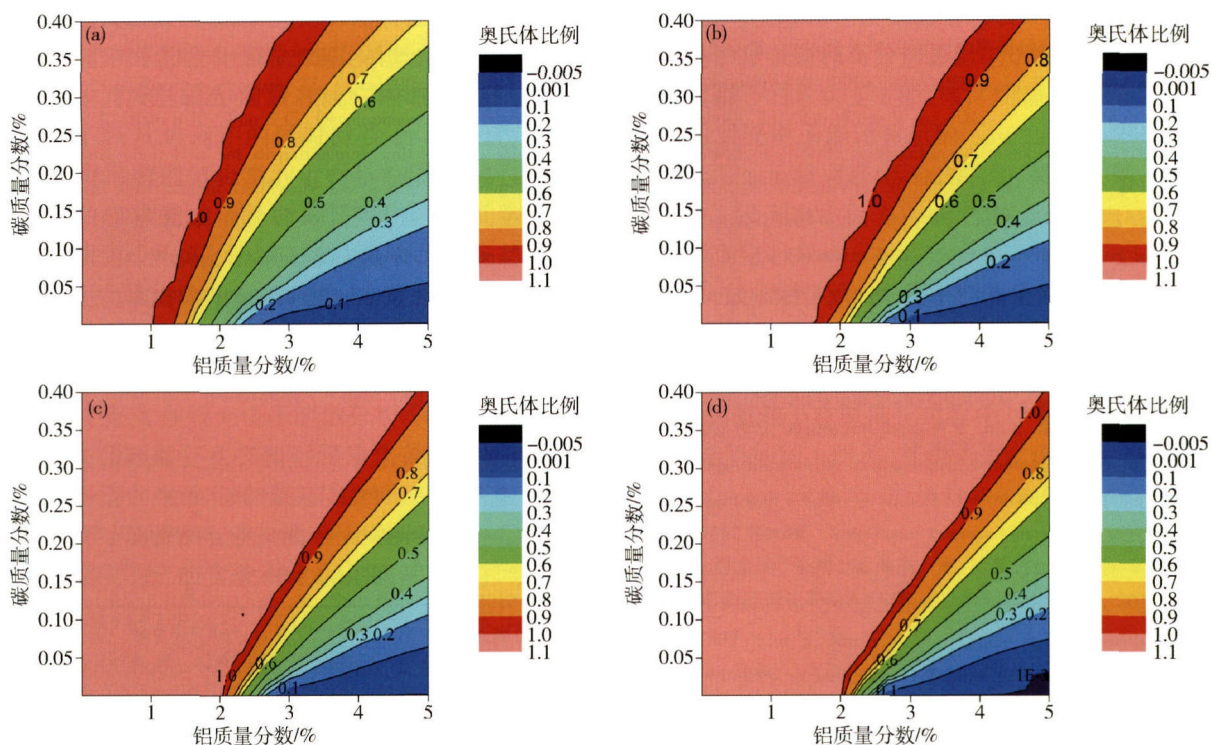


图4 质量分数5% Mn 在不同温度下不同碳含量和铝含量的奥氏体相比比例示意图. (a) 900 °C ; (b) 1000 °C ; (c) 1100 °C ; (d) 1200 °C  
 Fig. 4 Phase ratio diagrams of austenite at different temperatures, different carbon and aluminum contents with a manganese content of 5% : (a) 900 °C ; (b) 1000 °C ; (c) 1100 °C ; (d) 1200 °C

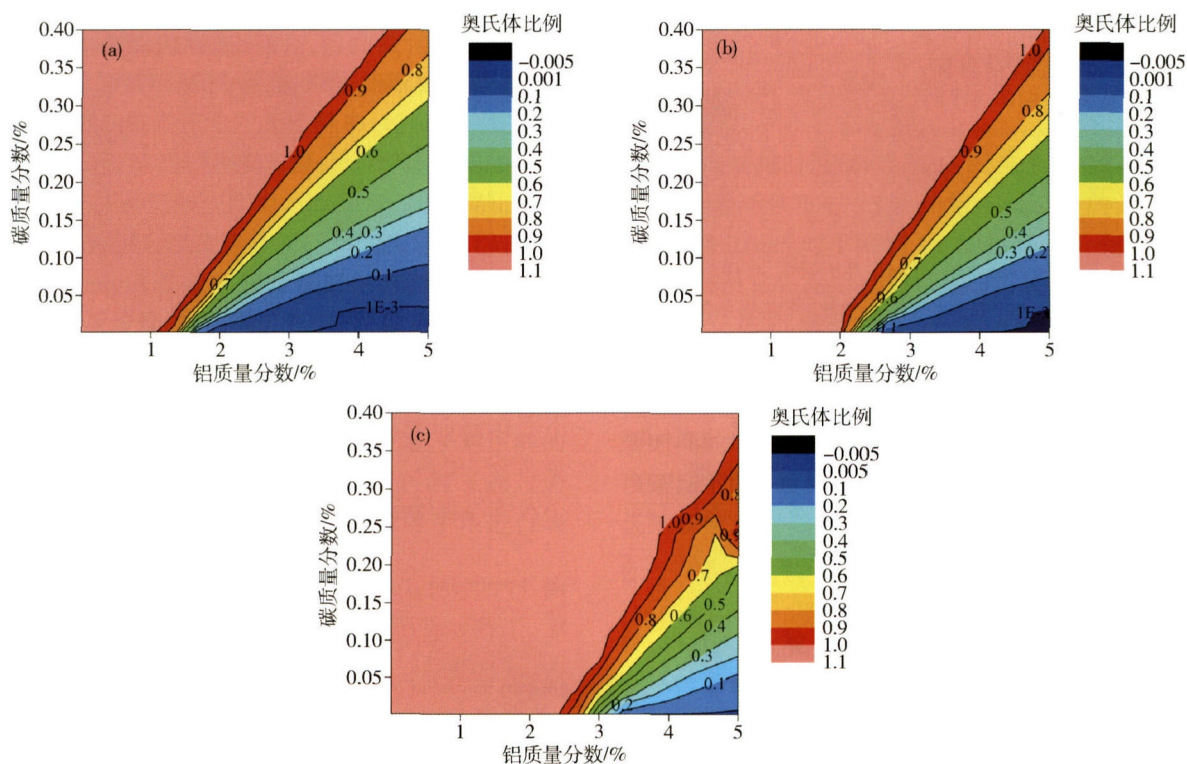


图5 不同质量分数 Mn 在 1200 °C 下不同碳含量和铝含量的奥氏体相比比例示意图. (a) 2% ; (b) 5% ; (c) 8%  
 Fig. 5 Phase ratio diagrams of austenite at 1200 °C with different manganese contents of Mn : (a) 2% ; (b) 5% ; (c) 8%

同锰合金元素含量对相比比例线的影响不能较好重合. 从已有中锰中铝含量的相比比例随碳含量和铝含量的变

化示意图中可以看出, 锰元素的影响主要体现在相转变起始点和相转变线的整体向右侧平移. 故在现有热

力学计算结果的基础上, 改变传统 Schaeffler 相图的 Cr 当量和 Ni 当量转换方法, 通过对不同锰含量计算相比比例示意图的横坐标平移进行整合, 以不同的相比比例区和相比比例线达到最大重合为最优, 从而将相比比例数据通过 C 质量分数和  $\text{Al}-x\text{Mn}$  质量分数作为横纵坐标绘制出  $x$  为单位质量分数 Mn 引起的平移系数。主要以奥氏体相的 0.2、0.5 和 0.8 比例线为平移量的主要考

核指标。随着锰含量的提高, 测量单位锰含量下相同相比比例线上典型选取点的横坐标平移平均值和标准偏差, 如图 6(a) 所示。其他温度也通过相同的方法确定单位锰含量引起相比比例线的平移系数, 如图 6(b) 所示。随着温度的降低, 锰元素引起的相比比例线平移量逐渐降低, 平移系数随温度的升高呈现出单调下降的线性关系。

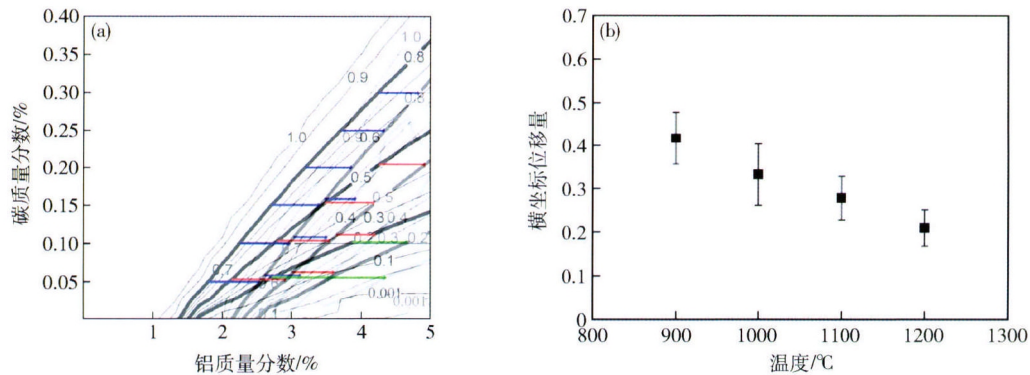


图 6 锰对相比比例线平移的影响。(a) 1200 °C 时不同锰含量引起相比比例线(绿色线 0.2; 红色线 0.5; 蓝色线 0.8)平移; (b) 不同温度下平移量示意图

Fig. 6 Effect of Mn on the translation of phase ratio lines: (a) translation of phase ratio lines (green: 0.2; red: 0.5; blue: 0.8) at 1200 °C; (b) translation amount at different temperatures

通过对不同锰含量的相比比例示意图进行对应系数的横坐标平移, 以  $\text{Al}-x\text{Mn}$  含量作为横纵坐标绘制的

新相比比例图可以较好重合。900、1000、1100 和 1200 °C 的平移处理相比比例示意图如图 7 所示。

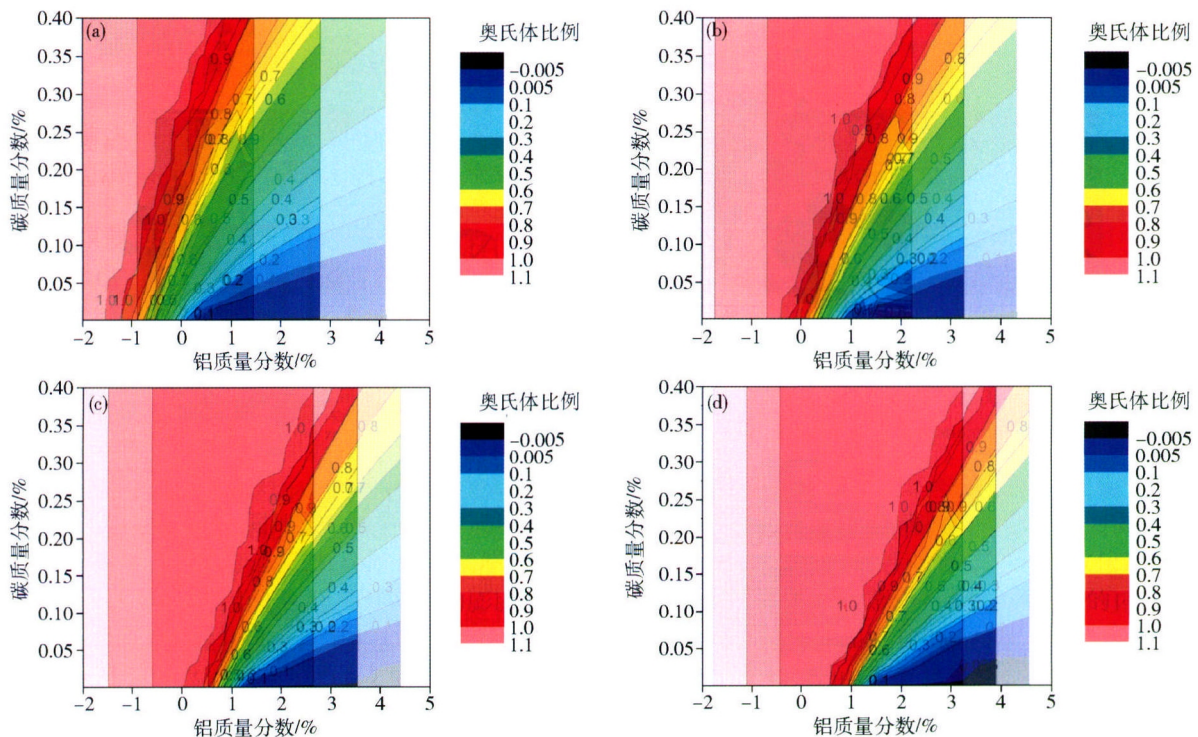


图 7 不同合金元素含量在不同温度下平移横坐标合成的奥氏体相比比例示意图。(a) 900 °C; (b) 1000 °C; (c) 1100 °C; (d) 1200 °C

Fig. 7 Resultant phase ratio diagrams of austenite at different temperatures with different element contents: (a) 900 °C; (b) 1000 °C; (c) 1100 °C; (d) 1200 °C

根据不同温度的相比比例合成示意图而绘制对应的类 Schaeffler 相图如图 8 所示。随着温度的增加,两相区被推移至右侧,且相比比例线分布更加密集,表现出合金元素对于两相比比例变化的敏感性提高。随着温度提高,相图中高铝含量端铁素体相区出现特征平台。不同温度下热力学平衡状态的奥氏体相和铁素体相的比

例关系可以在较快的冷却速度下保留至室温,铁素体相不发生相转变,奥氏体相有可能发生奥氏体向马氏体的部分或完全转变,这与奥氏体的稳定性以及冷却方式有关,奥氏体是否转变或者转变量的多少需要结合具体情况分析。

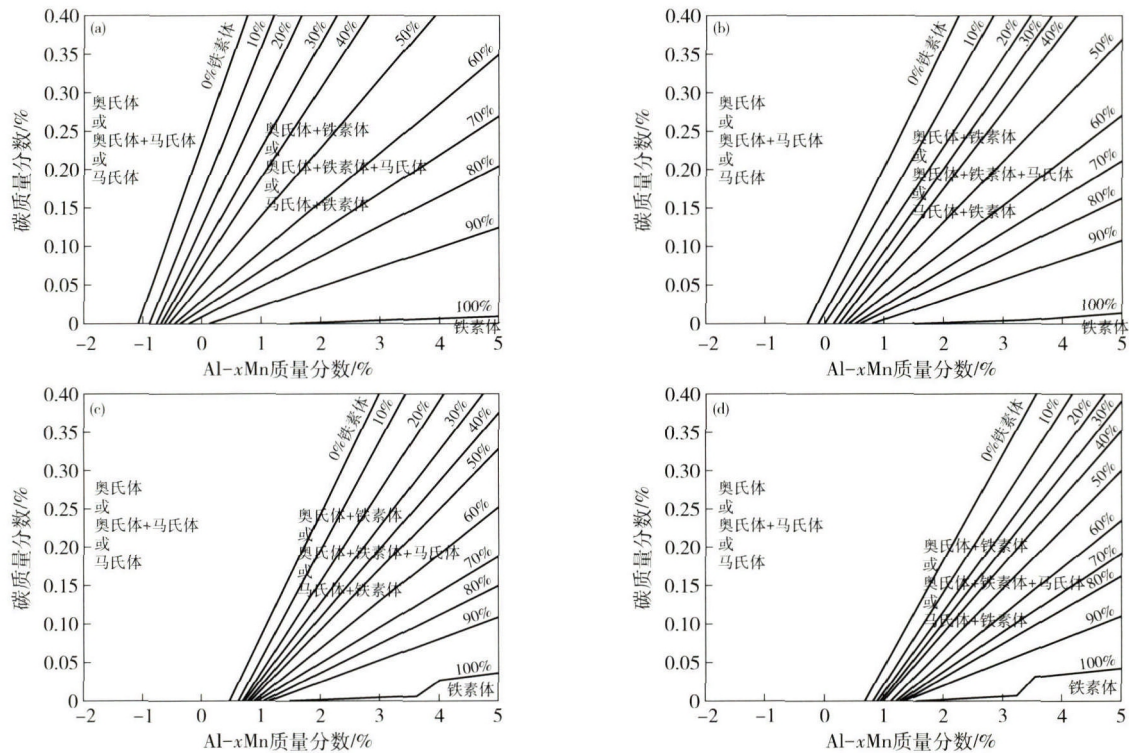


图 8 不同温度下以 Al-xMn 和 C 为横纵坐标的类 Schaeffler 相图。(a) 900 °C; (b) 1000 °C; (c) 1100 °C; (d) 1200 °C ( $x$  依次为 -0.417、-0.333、-0.278 和 -0.210)

Fig. 8 Schaeffler phase diagrams of Fe-Mn-Al-C alloys at different temperatures: (a) 900 °C; (b) 1000 °C; (c) 1100 °C; (d) 1200 °C ( $x$ : (a) -0.417, (b) -0.333, (c) -0.278, and (d) -0.210)

### 3.3 Fe-Mn-Al-C 类 Schaeffler 相图相种类评估

典型 Schaeffler 相图中除了相比比例的表征外,更多的相种类信息也可以根据成分初步判断和估计。主要相种类区域按照奥氏体是否转变为马氏体分为单相奥氏体区、奥氏体+马氏体区和单相马氏体区。相种类分界线与奥氏体的稳定有关,通常由对应成分的  $M_s$  和  $M_f$  温度确定。对于 Fe-Mn-Al-C 类 Schaeffler 相图的相种类判断也可采用相似的方法。由于中高铝低密度钢正处在研究和发展的初级阶段,围绕高铝含量的马氏体转变温度的测试和计算参考较少,如 Yang 等<sup>[14]</sup>对大量钢铁材料  $M_s$  点和成分进行回归和拟合,得到的  $M_s$  温度计算公式具有广泛适用性,但是缺乏对 Fe-Mn-Al-C 合金体系的针对性。姜越等<sup>[15]</sup>的工作中总结了大量马氏体转变温度的计算公式,尽管马氏体转变温度公式给出铝元素的影响系数,但是总结的公式中铝含量的应用范围一般较低(质量分数一般

低于 0.5%) 对于本研究不具有可用性。本文主要使用 Dai 等<sup>[16]</sup>对于奥氏体钢中马氏体转变温度( $M_s$  和  $M_{es}$  温度)的计算和拟合结果,该模型公式包含部分高铝含量的成分(最高铝质量分数达 8% 左右),并且计算值与实际测量值的拟合度较高。针对 Fe-Mn-Al-C 合金体系的简化公式如下:

$$T_{M_s} = 1185 - 199.8w(C) - 21.7w(Mn) - 1.9w(C) \times w(Mn) - 14.4[w(Mn) \times w(Al)]^{1/2} - 410, K; \quad (1)$$

$$T_{M_{es}} = 390 - 710.5w(C) - 12.4w(Mn) - 22.7w(Al) + 11.6w(C) \times w(Mn) - 3.7[w(Mn) \times w(Al)]^{1/2} + 277, K. \quad (2)$$

式中  $T_{M_s}$  和  $T_{M_{es}}$  分别表示奥氏体转变为  $\alpha$  马氏体和  $\varepsilon$  马氏体的温度,  $w$  为奥氏体相中固溶存在合金元素的质量分数。以室温为相转变假设温度时,绘制的不同锰含量条件下 C 含量与 Al 含量的对应关系曲线如图 9 所示。图 9(a) 为本文绘制的类 Schaeffler 相图对

更多合金元素含量的扩展图. 向更高合金元素含量拓展的相图可以看出, 中锰中铝含量条件下, 奥氏体的稳定性较低, 使得高温条件下的奥氏体在一般冷却条件下冷却至室温时几乎全部转变为马氏体. 随着钢中锰含量的增加, 高温奥氏体的稳定性有上升趋势, 即室温马氏体转变线向左下移动. 可以认为在中锰中铝含量下相种类中几乎没有或只有少量奥氏体, 而这类合金钢的奥氏体转变相种类的差别主要体现在马氏体种类

的不同上.  $M_s$  转变线离中锰中铝成分区域较远, 而  $M_{\varepsilon s}$  转变线分割了绘制的类 Schaeffler 相图, 马氏体的种类与对应成分所计算的  $M_s$  和  $M_{\varepsilon s}$  温度的具体数值有关. Dai 等<sup>[16]</sup>认为: 当  $T_{M_s} \gg T_{M_{\varepsilon s}}$  时,  $\gamma$  主要向  $\alpha$  马氏体转变; 当  $T_{M_{\varepsilon s}} \gg T_{M_s}$  时,  $\gamma$  主要向  $\varepsilon$  马氏体转变; 当  $T_{M_{\varepsilon s}} \approx T_{M_s}$  时,  $\gamma$  主要向  $\alpha$  和  $\varepsilon$  马氏体转变; 当  $T_{M_s} (T_{M_{\varepsilon s}}) < 4 \text{ K}$  时, 认为马氏体不易形成.

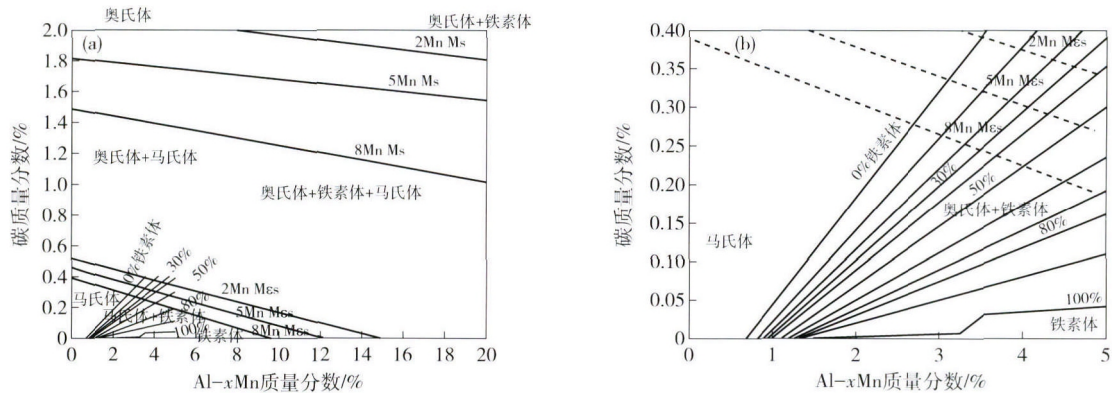


图 9 考虑  $M_s$  和  $M_{\varepsilon s}$  的 1200 °C Fe-Mn-Al-C 类自绘 Schaeffler 相图. (a) 拓展图; (b) 原始图

Fig. 9 Schaeffler phase diagrams of Fe-Mn-Al-C alloys with calculated  $M_s$  and  $M_{\varepsilon s}$ ; (a) expansile; (b) original

4 讨论

对比几种中锰中铝含量热轧和热锻钢的实测相比

例和类 Schaeffler 相图, 读取数据结果如表 1 所示.

表 1 中可以看出, 实际相比比例测试结果与类 Schaeffler 相图能够基本吻合, 说明基于 Thermo-Calc

表 1 几种中锰中铝 Fe-Mn-Al-C 钢相比比例

Table 1 Measured phase ratio of Fe-Mn-Al-C steels with medium manganese and aluminum contents

| 碳质量<br>分数/% | 铝质量<br>分数/% | 锰质量<br>分数/% | 热轧或热<br>锻温度/°C | 冷却方式 | 实测铁素体相<br>体积分数/% | Schaeffler 相图铁素<br>体相体积分数/% |
|-------------|-------------|-------------|----------------|------|------------------|-----------------------------|
| 0.05        | 3.0         | 5.0         | 1200           | 空冷   | 41.23            | 45~55                       |
| 0.10        | 3.0         | 5.0         | 1200           | 空冷   | 23.86            | 15~25                       |
| 0.15        | 3.0         | 5.0         | 1200           | 空冷   | 11.10            | 5~15                        |
| 0.20        | 3.0         | 5.0         | 1200           | 空冷   | ≈0               | 0                           |
| 0.30        | 3.0         | 5.0         | 1200           | 空冷   | 0                | 0                           |
| 0.05        | 3.0         | 5.0         | 1100           | 空冷   | 47.63            | 45~55                       |
| 0.20        | 4.0         | 5.0         | 1100           | 空冷   | 32.56            | 20~30                       |

热力学计算软件和 TCFE 7 数据库而绘制的中等锰铝含量的 Fe-Mn-Al-C 合金系钢类 Schaeffler 图具有较好的准确性. 钢中奥氏体在空冷条件下获得的马氏体转变也得到证实, 如图 10 所示, 在这一系列中锰中铝钢中, 奥氏体相几乎全部转变为马氏体. 随着钢中合金元素的变化, 马氏体的形貌发生一定变化. 低碳低铝的钢中马氏体更多表现出板条形貌, 随着钢中碳含量的增加, 针状马氏体结构逐形成; 而 0.20C5Mn4Al 成分下, 由于铝含量的增加, 马氏体形貌表现与前者的明

显不同. 从对应成分的  $M_s$  和  $M_{\varepsilon s}$  温度的计算结果来看,  $M_s$  温度范围大部分在 500 ~ 600 K 左右,  $M_{\varepsilon s}$  温度范围在 350 ~ 500 K 左右, 两者差距相对不大, 虽然马氏体的形貌有所不同, 但是大部分应以  $\alpha$  马氏体为主. 实际马氏体的形成和转变还与保温温度、固溶和配分状态、冷却速率、冷却介质等多种因素有关. 更准确的马氏体种类判断需要更多的高铝 Fe-Mn-Al-C 合金体系热力学数据的补充.

综上所述可以看出, 基于 Thermo-Calc 热力学计算软

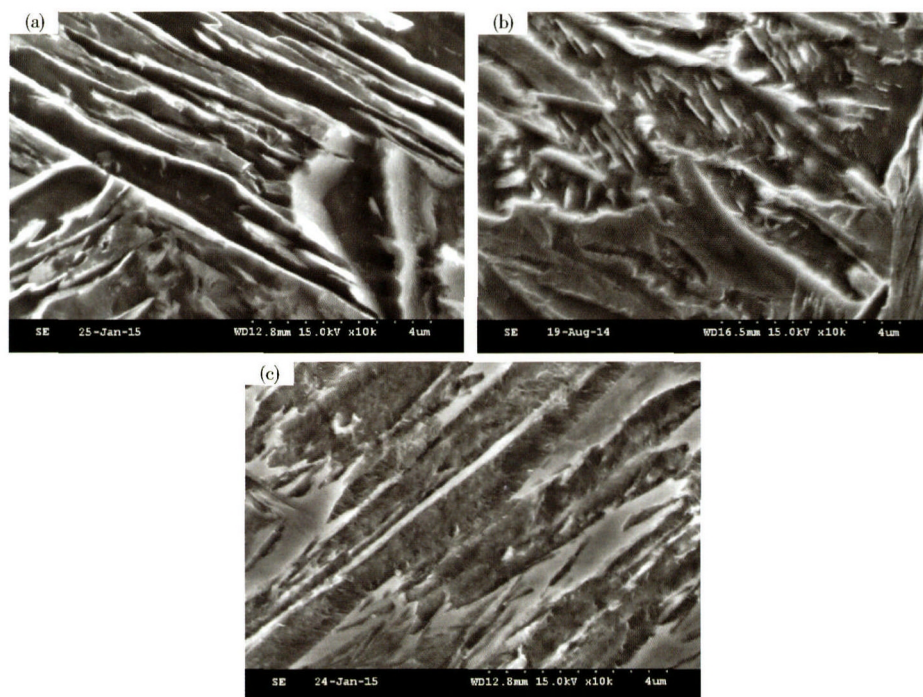


图 10 几种不同成分 Fe-Mn-Al-C 钢中马氏体形貌的差别: (a) 0.05C5Mn3Al; (b) 0.20C5Mn3Al; (c) 0.20C5Mn4Al

Fig. 10 Morphology of martensite in several Fe-Mn-Al-C steels with different compositions: (a) 0.05C5Mn3Al; (b) 0.20C5Mn3Al; (c) 0.20C5Mn4Al

件和 TCFE 7 数据库绘制的类 Schaeffler 相图可以用于中锰(质量分数约 2% ~ 8%) 中铝(质量分数约 0 ~ 5%) 合金体系低密度钢铁材料的设计和参考。

## 5 结论

(1) 在 Thermo-Calc 和 TCFE 7 数据库对大量热力学平衡态数据的计算和统计基础上,针对中锰中铝含量的类 Schaeffler 相图通过平移和修正的方法绘制。对比和观察类 Schaeffler 相图可以看出温度和碳、锰合金元素对奥氏体形成有明显的促进作用,铝明显促进铁素体的形成。

(2) 对于中锰中铝合金体系,钢中奥氏体从高温冷却时绝大部分转变为马氏体。马氏体的种类随着合金成分、冷却方式等因素的不同而有差异,更准确的  $M_s$  和  $M_{f5}$  温度公式有利于马氏体种类和数量的评估。

(3) 已有相比比例数据和相形貌数据验证了类 Schaeffler 相图较好准确性,表明类 Schaeffler 相图的潜在工程应用价值。

## 参 考 文 献

- [1] Suh D W, Kim N J. Low-density steels. *Scripta Mater*, 2013, 68(6): 337
- [2] Kim S H, Kim H, Kim N J. Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility. *Nature*, 2015, 518(7537): 77
- [3] Rana R, Liu C, Ray R K. Low-density low-carbon Fe-Al ferritic steels. *Scripta Mater*, 2013, 68(6): 354
- [4] Park S J, Hwang B, Lee K H, et al. Microstructure and tensile behavior of duplex low-density steel containing 5mass% aluminum. *Scripta Mater*, 2013, 68(6): 365
- [5] Dobrzański L A, Borek W. Mechanical properties and microstructure of high-manganese TWIP, TRIP and TRIPLEX type steels. *J Achiev Mater Manuf Eng*, 2012, 55(2): 230
- [6] Kim H, Suh D W, Kim N J. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. *Sci Technol Adv Mater*, 2013, 14(1): 014205
- [7] Yang F Q, Song R B, Sun T, et al. Microstructure and mechanical properties of Fe-Mn-Al light-weight high strength steel. *Acta Metall Sin*, 2014, 50(8): 897
- [8] Qin X M, Chen L Q, Di H S, et al. Effect of deformation temperature on tensile deformation mechanism of Fe-23Mn-2Al-0.2C TWIP steel. *Acta Metall Sin*, 2011, 47(9): 1117
- [9] Chen S R, Davies H A, Rainforth W M. Austenite phase formation in rapidly solidified Fe-Cr-Mn-C steels. *Acta Mater*, 1999, 47(18): 4555
- [10] de Lima M S F, Sankaré S. Microstructure and mechanical behavior of laser additive manufactured AISI 316 stainless steel string-

- ers. *Mater Des*, 2014, 55: 526
- [11] Lee S, Lee C Y, Lee Y K. Schaeffler diagram for high Mn steels. *J Alloys Compd*, 2015, 628: 46
- [12] Park J Y, Ahn Y S. Effect of Ni and Mn on the mechanical properties of 22Cr micro-duplex stainless steel. *Acta Metall Sin Engl Lett*, 2015, 28(1): 32
- [13] Zhao X C, Song W S, Yang Z Y, et al. *High Strength Ultra High Strength Stainless Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008  
(赵先存, 宋为顺, 杨志勇, 等. 高强度超高强度不锈钢. 北京: 冶金工业出版社, 2008)
- [14] Yang H S, Jang J H, Bhadeshia H K D H, et al. Critical assessment: martensite-start temperature for the  $\gamma \rightarrow \epsilon$  transformation. *Calphad*, 2012, 36: 16
- [15] Jiang Y, Yin Z D, Zhu J C, et al. Quantitative analysis on effect of alloying elements on Ms temperature of maraging stainless steel. *Spec Steel*, 2003, 24(6): 9  
(姜越, 尹钟大, 朱景川, 等. 合金元素对马氏体时效不锈钢 Ms 温度影响的定量分析. 特殊钢, 2003, 24(6): 9)
- [16] Dai Q X, Cheng X N, Zhao Y T, et al. Design of martensite transformation temperature by calculation for austenitic steels. *Mater Charact*, 2004, 52(4-5): 349