

# 低密度钢中有序析出相的研究进展

章小峰<sup>✉</sup>, 李家星, 万亚雄, 武学俊, 黄贞益

安徽工业大学冶金工程学院, 马鞍山 243002

随着“减重、节能、降低碳排放”的绿色制造理念越来越深入人心,对传统钢铁材料升级换代的需求显得尤为迫切,第三代汽车用钢已成为各国研发机构和企业关注的焦点。高强度、高韧性、轻量化的先进钢铁材料成为第三代汽车用钢的一个新的研发方向。主要通过添加较多的轻质元素如 Al、Mn、Si 等进行合金成分设计来显著降低钢材密度;同时通过调控基体组织和析出相构成、形态来平衡钢材的强度和塑性,从而使钢具有高的强塑积和低的密度。

本文针对 Fe-Al、Fe-Mn-Al、Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的成分及组织特征,介绍了低密度钢中 Kappa 碳化物、(Fe, Mn)Al、NiAl 型 B2 相、(Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 型 DO<sub>3</sub> 相和 β-Mn 相的晶格参数及相关性能特征。结合国内外对低密度钢的最新研究,着重对低密度钢相图的热/动力学计算、各有序析出相的元素配分和析出行为(特征、形态、大小)、析出相对钢组织演变与强韧性机制的影响等进行了总结,并基于现有的研究,展望了高强度、高韧性、低密度钢进一步的研究方向。

关键词 低密度钢 有序析出相 相图 晶格 元素配分

中图分类号: TG142.1 文献标识码: A

## Research Progress of Ordered Precipitates in Low-density Steels

ZHANG Xiaofeng<sup>✉</sup>, LI Jiaying, WAN Yaxiong, WU Xuejun, HUANG Zhenyi

School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002

With the growing popularity of the green manufacturing concept of “weight reduction, energy saving and carbon emission reduction”, the requirement for upgrading traditional steel materials is particularly urgent. The third generation of automobile steel has become a focus of increasing attention of research and development institutions and enterprises in various countries. As a new research and development direction of the third generation automotive steel, high strength and toughness low-density advanced steel is mainly designed by adding more light elements such as Al, Mn and Si elements into steel, which can significantly reduce the density of steel. The strength and plasticity of steel can be balanced by adjusting matrix structure and precipitated phase composition and morphology, so that it has high strength and plasticity and low density.

In the presentation, the lattice parameters and related properties of Kappa carbides, (Fe, Mn)Al, NiAl-type B2 phase, (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al-type DO<sub>3</sub> phase and β-Mn phase in low-density steels are introduced according to the composition and structure characteristics of Fe-Al, Fe-Mn-Al and Fe-Mn-Al-C low-density steels. Based on the latest research on low-density steels in China and overseas, the thermal and dynamic calculation of phase diagrams of low-density steels, the elemental partition and precipitation behavior (characteristics, morphology, size), the effect of precipitation on the microstructure evolution and strength-toughness mechanism of steels are summarized. Based on current research, the future research directions of high strength, high toughness and low density steels are prospected.

Key words low-density steel, ordered precipitate, phase diagram, crystal lattice, elemental partition

## 0 引言

伴随着先进高强钢的快速发展和广泛应用,作为第三代高强度、高韧性汽车钢的代表,含 Al 低密度钢越来越受到各大钢铁公司、汽车厂家以及科研机构的重点关注<sup>[1-2]</sup>。低密度钢最早由 Korter 和 Ton 于 1930 年提出<sup>[3]</sup>。早期开发的含 Mn、Al 钢(尝试以 Mn、Al 元素替代较贵的 Ni、Cr 元素来生产耐蚀奥氏体不锈钢)的成分借鉴了高锰钢(Hadfield 钢),并通过向高锰钢中加入轻量化元素 Al、Si、C 等形成低密度的 Mn、Al 型廉价不锈钢<sup>[4]</sup>。但直到 2000 年,含 Mn、Al 元素的低密度钢被认为可用于生产轻量化汽车钢,其在汽车结构钢方面的研究才真正受到关注<sup>[5]</sup>。Scripta Materialia 期刊中关于“低密度钢专题”的观点性论文中指出,含高 Al 低密度钢的研究仍然处于初级阶段,还存在大量有待解决的科学问题<sup>[6-8]</sup>。

近几年,关于低密度钢的研究主要集中在成分设计、关键元素的作用、工艺-组织控制、强韧性机制等方面,也在有序析出相与材料体系及基相的关系、碳化物析出行为、析出相

与位错的相互作用及析出相的利用与调控等方面做了不少研究<sup>[9-13]</sup>。本文对低密度钢中有序析出相的特征、类型、作用及国内外相关的研究进展进行了综述,以使未来对该系钢的研究更加清晰、深入。

## 1 低密度钢的材料体系与相构成

### 1.1 低密度钢的成分与基相

固溶 Al 原子的加入会引起 Fe 基体点阵扩张,降低钢的平均物质的量和增大钢的摩尔体积,从而降低钢的密度。室温下,Al 在纯 Fe 中的固溶度约为 9%,在 C 和 Mn 等其他元素存在时,其固溶度可进一步提高。汽车钢轻量化的思路是在 Fe 基中添加 Al、Mn、C、Si 等轻质元素,以显著降低钢材的密度。目前,轻量化钢材的材料体系主要有 Fe-Al、Fe-Mn-Al 或 Fe-Mn-Al-(Si)-C 等<sup>[14]</sup>,在此基础上,为了获得更优异的强韧性和各种工艺性能(如耐蚀性、抗裂性、焊接性等),会基于上述材料体系再选择性地添加适量的 Cr、Cu、Mo、Ni、P、Nb、Co 等元素<sup>[15-21]</sup>。

高锰钢中, Mn 含量一般超过 10%(质量分数,下同), C

基金项目:国家自然科学基金(51674004)

This work was financially supported by the National Natural Science Foundation of China (51674004).

含量也很高(0.90%~1.50%)。要想进一步降低材料的密度,需要添加大量的Al。Al元素改变了钢的组织构成,显著地促进了铁素体的形成。当钢中Al的质量分数大于9%时,为了提高钢材的综合性能,需要添加更多的Mn,形成高Mn(15%~34%)、高Al(~13%)的低密度合金,其密度降低显著(可低至6.5 g/cm<sup>3</sup>)。由于对成本、工艺和综合性能的考量,某些钢的Mn、Al含量需大大降低,形成中Mn(3%~12%)、Al(3%~13%)的低密度钢<sup>[22]</sup>。

对于Fe-Mn-Al-C体系,由于各低密度钢中的Mn、Al含量的差异,其基体组织主要为α铁素体基、γ奥氏体基或α铁素体+γ奥氏体双相等。且由于γ奥氏体钢和α铁素体的密度分别为8.15 g/cm<sup>3</sup>、7.87 g/cm<sup>3</sup>,各元素对复相组织密度的影响通常可以用式(1)、式(2)来计算<sup>[2,5]</sup>:

$$\rho_{\alpha}(\text{g/cm}^3) = 7.87 - 0.098(100\omega_{\text{Al}}) \quad (1)$$

$$\rho_{\gamma}(\text{g/cm}^3) = 8.15 - 0.101 - 0.41(100\omega_{\text{C}}) - 0.0085(100\omega_{\text{Mn}}) \quad (2)$$

式中: $\omega_{\text{Al}}$ 、 $\omega_{\text{C}}$ 、 $\omega_{\text{Mn}}$ 分别表示对应元素在此钢中的质量分数,其前面的数字为系数。

### 1.2 低密度钢中的析出相

Fe-Mn-Al-C低密度钢合金体系的平衡相一般有γ奥氏体、α铁素体、Kappa碳化物、M<sub>3</sub>C碳化物(θ相)、β-Mn等。随Al、C含量的改变,铁素体会发生点阵有序转变,生成DO<sub>3</sub>

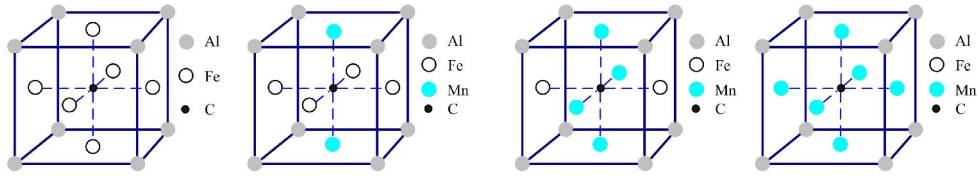


图1 Fe-Mn-Al-C低密度钢中Fe<sub>3-x</sub>Mn<sub>x</sub>AlC(0≤x≤3)碳化物的晶格图<sup>[26]</sup>

Fig.1 Lattice diagram of Fe<sub>3-x</sub>Mn<sub>x</sub>AlC(0≤x≤3) carbide in Fe-Mn-Al-C low-density steel<sup>[26]</sup>

对于Kappa碳化物,其有序化机制和晶格参数的膨胀与合金中C的含量密切相关,是由C原子稳定的有序固溶体。Kappa碳化物从奥氏体母相中析出,C原子的扩散程度对其晶体结构具有重要的影响,有时中心位置C原子缺位。通过原位同步辐射XRD精确测定C、Mn、Al在奥氏体中的含量,并测定奥氏体(220)晶面间距,可以利用式(3)~式(5)对奥氏体、铁素体和Kappa碳化物的晶格常数进行精确计算<sup>[28-29]</sup>:

$$a_{\gamma} = 3.578 + 0.030X_{\text{C}} + 0.0056X_{\text{Al}} + 0.00095X_{\text{Mn}} \quad (3)$$

$$a_{\text{bcc}} = 2.8664 + \frac{(a_{\text{Fe}} - 0.279X_{\text{C}})^2(a_{\text{Fe}} + 2.496X_{\text{C}}) - a_{\text{Fe}}^3}{3a_{\text{Fe}}^2} + 0.06X_{\text{Mn}} \quad (4)$$

$$a_{\text{Kappa}} = 3.6626 + 0.0059X_{\text{C}} \pm 0.0033 \quad (5)$$

式中: $a_{\gamma}$ 、 $a_{\text{bcc}}$ 、 $a_{\text{Kappa}}$ 分别为奥氏体、铁素体和Kappa碳化物的晶格常数,单位为Å; $X_{\text{C}}$ 、 $X_{\text{Al}}$ 、 $X_{\text{Mn}}$ 分别为C、Al、Mn的质量分数。

Kappa碳化物的存在形态不仅与成分体系密切相关,还与低密度钢的工艺有着直接的关联。Li等<sup>[30]</sup>研究了不同条件下高Mn、高Al低密度钢中Kappa碳化物在奥氏体中的固溶、析出规律,通常Kappa碳化物会在奥氏体晶内、晶间析出,晶内析出的Kappa碳化物的固溶温度可由式(6)进行计

结构的Fe<sub>3</sub>Al相和B2结构的FeAl相<sup>[4,11]</sup>。单纯的γ奥氏体或α铁素体低密度钢较少,往往是以γ奥氏体或α铁素体为基相,从中析出各种第二相,形成复相的低密度钢<sup>[23-25]</sup>。对含Al、Mn、C、Si等元素的某种低密度钢而言,根据合金的含量不同,最常见的析出相有Kappa碳化物(简称k碳化物)、Fe-Al系B2与DO<sub>3</sub>相、β-Mn等有序相。

#### 1.2.1 Kappa碳化物

在Fe-Mn-C钢中,会存在一些碳化物,如M<sub>3</sub>C、M<sub>5</sub>C<sub>2</sub>、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>等。但在钢中添加Al后,形成Fe-Mn-Al-C合金体系。随着Al含量的增加(大于6.0%时),富Al、Mn和C的过饱和奥氏体钢在淬火或时效过程中发生调幅分解,且C和Al原子进行有序排列,钢中的析出相由M<sub>3</sub>C型碳化物(Fe、Mn)<sub>3</sub>C转变为Kappa碳化物<sup>[11]</sup>。k碳化物是一种E2<sub>1</sub>型钙钛矿立方晶体结构,分子式为Fe<sub>3</sub>AlC,是在L1<sub>2</sub>型FCC-γ奥氏体的基础上,由Al原子占据立方体的八个顶角,Fe/Mn原子占据六个面心位置,C原子处于立方晶胞的中心位置,形成Fe<sub>3</sub>AlC、Fe<sub>2</sub>MnAlC、FeMn<sub>2</sub>AlC、Mn<sub>3</sub>AlC等L'<sub>12</sub>型立方晶体相<sup>[26]</sup>,其分子式为Fe<sub>3-x</sub>Mn<sub>x</sub>AlC(0≤x≤3),密度为6.53~6.69 g/cm<sup>3</sup>,晶格见图1。根据密度泛函理论(Density functional theory, DFT)计算和物理实验,Kappa碳化物的非化学计量分子式为(Fe, Mn)<sub>4-y</sub>Al<sub>y</sub>C<sub>x</sub>(0.8<y<1.2, 0.42<x<0.71)<sup>[27]</sup>。

算,晶内细小的Kappa碳化物对钢材的屈服强度和韧性有着重要的作用。而随着固溶时间的延长,Kappa碳化物会在奥氏体晶间形核,并沿着奥氏体{100}晶面长大,恶化材料的强韧性。Kappa碳化物与奥氏体存在一定的取向关系,即[100]<sub>k</sub>//[100]<sub>γ</sub>和[010]<sub>k</sub>//[010]<sub>γ</sub>。

$$T_{\text{k}}(\text{K}) = 1010 + 22(100\omega_{\text{Al}}) - 4(100\omega_{\text{Mn}}) \quad (6)$$

式中: $T_{\text{k}}$ 为开氏温度。

#### 1.2.2 B2结构的(Fe, Mn)Al相

Fe-Mn-Al-C系低密度钢在淬火-时效处理时,Fe原子和Al原子在一定条件下容易形成硬而脆的B2结构的(Fe, Mn)Al相,从α铁素体中析出。该有序相为MAI型(M为Fe、Mn、Ni或(Fe, Mn)固溶体)金属间化合物。其中,FeAl相的密度为5.56 g/cm<sup>3</sup>,弹性模量为259 GPa,具有较高的比模量和比强度,且吉布斯自由能相对较低,析出倾向很强。室温条件下的B2相塑性很差,但耐蚀性、抗氧化性和耐磨性优异。与Kappa碳化物不同,B2相不可剪切变形,导致相界面位错塞积,从而提高了含B2相的低密度钢在变形时的加工硬化率。B2相是一种bcc晶格点阵,其晶格如图2所示。

#### 1.2.3 DO<sub>3</sub>结构的(Fe, Mn)<sub>3</sub>Al相

在Fe-Al相图中,Al元素稳定α-Fe,当Al原子分数高于

20%时,会由 bcc 无序结构向有序化转变,形成稳定的  $DO_3$  结构的  $Fe_3Al$  相,其密度为  $6.79 \text{ g/cm}^3$ 。 $DO_3$  相的硬度相对较低(低于 25HRC),但加工硬化速率高、耐磨性好。其稳定性随温度而变,当温度高于  $540 \text{ }^\circ\text{C}$  时,稳定的  $DO_3$  结构的  $Fe_3Al$  相就转化为 B2 结构的  $FeAl$  相,且当 Al 原子分数超过 37% 时,室温下也转变为  $FeAl$  有序相。而当 Al 原子分数在 23%~37% 时,出现 B2、 $DO_3$  结构析出相共存的情况,低于  $540 \text{ }^\circ\text{C}$  下的时效处理会出现  $B2 \rightarrow DO_3$  的缓慢转变。在 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢中,Mn 原子与 Fe 基固溶,形成的  $DO_3$  结构析出相为  $(Fe, Mn)_3Al$ ,其晶体结构如图 3 所示<sup>[31-32]</sup>。

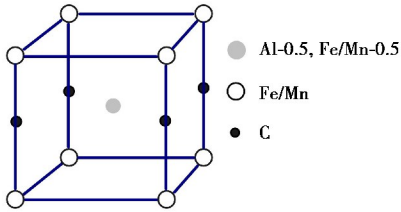


图 2 Fe-Mn-Al-C 低密度钢中 B2 有序相的晶格图<sup>[31-32]</sup>

Fig.2 Lattice diagram of B2 ordered phase in Fe-Mn-Al-C low-density steel<sup>[31-32]</sup>

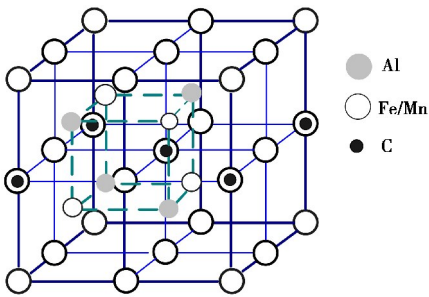


图 3 Fe-Mn-Al-C 低密度钢中  $DO_3$  有序相的晶格图<sup>[31-32]</sup>

Fig.3 Lattice diagram of  $DO_3$  ordered phase in Fe-Mn-Al-C low-density steel<sup>[31-32]</sup>

### 1.2.4 $\beta$ -Mn 相

锰元素是位于元素周期表 VIIB 族的过渡金属,具有  $\alpha$ -Mn(体心立方)、 $\beta$ -Mn(立方体)、 $\gamma$ -Mn(面心立方)和  $\delta$ -Mn

表 1 低密度钢中的基相和析出相的晶格参数

Table 1 Lattice parameters of base phase and precipitated phase in low-density steels

Phase	Molecular formula	Pearson symbol	Space group	Prototype	Lattice parameter $a = b = c / \text{nm}$	Ordered critical temperature/ $^\circ\text{C}$	References
bcc-Fe	$\alpha$ -Fe(Mn, Al)	cI2	$Im\bar{3}m$	W	0.286	—	[31, 35-36]
fcc-Fe	$\gamma$ -Fe(Mn, Al, C)	cF4	$Fm\bar{3}m$	Cu	0.359	—	[31, 35-36]
K Carbide	$Fe_3AlC$	cP5	$Pm\bar{3}m$	$CaTiO_3$	0.372—0.377	825—1 315	[31-32, 35-36]
bcc-B2	FeAl	cP8	$Pm\bar{3}m$	CsCl	0.289—0.291	540—1 200	[31-32, 34-36]
bcc- $DO_3$	$Fe_3Al$	cF16	$Fm\bar{3}m$	$BiF_3$	0.576—0.579	540	[31-32, 35-36]
CUB-Mn	$\beta$ -Mn	cP20	$P4_132$	$\beta$ -Mn	0.629—0.633	727—1 095	[33, 36]

## 2 低密度钢中有序析出相的研究

### 2.1 相图的理论计算与研究

Fe-Al 二元合金中,当 Al 含量大于 1% 时,由液相凝固形成的铁素体在后续温降或热加工过程中不发生  $\delta$  铁素体  $\rightarrow \gamma$  奥氏体  $\rightarrow \alpha$  铁素体相变反应,合金在固态时基体组织均为无序 bcc 结构的铁素体,如图 5a 所示<sup>[38]</sup>。鉴于 Al 元素可以扩大钢的晶格常数,对钢的同素异形体的热力学稳定性有极大

(体心立方)四种同素异构体。在高温情况下,Mn 与 Fe 形成  $\gamma$ (Fe, Mn);而在较低温度下,当合金中 Mn 含量较高(达 35%,质量分数)<sup>[5]</sup>时,容易形成  $\beta$ -Mn 与  $\gamma$ -Fe 共存。 $\beta$ -Mn 每个晶胞中有 20 个原子,Wyckoff 晶体学位点为 8c 和 12d,其晶体结构如图 4 所示<sup>[33]</sup>,密度为  $7.24 \text{ g/cm}^3$ 。高 Mn 低密度钢在过时效处理时,容易在  $\gamma$  奥氏体基体中出现  $\beta$ -Mn 脆性相,严重影响到材料的断裂韧性和冲击性能,基体中的  $\beta$ -Mn 相较多时,体积膨胀严重,会产生较大的组织应力。

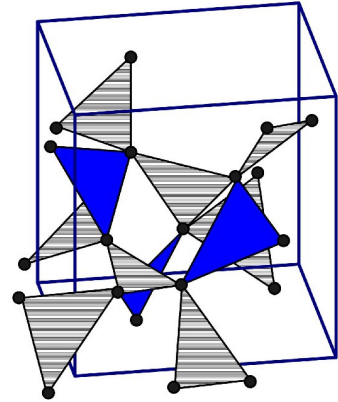


图 4  $\beta$ -Mn 有序相的晶格图<sup>[33]</sup>

Fig.4 Lattice diagram of  $\beta$ -Mn ordered phase<sup>[33]</sup>

### 1.2.5 其他析出相

在 Fe-Mn-Al、Fe-Mn-Al-C-(Si) 等低密度合金体系中,Mn、Al、C 的含量不仅影响基体的构成,也直接影响析出相的类型、形态。成分中各元素配分改变了组织中基相和析出相的晶格点阵、晶格参数、临界转变温度,低密度钢中的各主要相的晶格参数见表 1<sup>[31-36]</sup>。通过科学的成分设计、工艺-组织调控可以获得不同的组织构成和形态,从而实现不同性能要求的汽车用钢的研发。

此外,在某些含 Mn、Al 元素的铁基功能材料或特殊合金中,除了上述相构成外,有些合金体系中会存在 Laves 相<sup>[37]</sup>,但由于该体系钢的主要用途不作为汽车用钢材料,不属于本文论述范围。

的影响,如果过多使用 Al 而没有 C 补偿则将导致铁素体相在固相线以下不同温度均能稳定存在,从而无法使用热处理方式对其进行组织优化。在 Fe-Mn-Al 三元系相图计算方面,对平衡相、有序相的转变温度及有序-无序转变的热力学条件做了很多研究,其有序相主要有 B2、 $DO_3$ 、 $\beta$ -Mn 等<sup>[35, 39-41]</sup>,如图 5b 所示。

钢的成分不同会产生不同的组织和相构成,在高 Al 含量时,通过改变 C、Mn 含量可调控不同相构成。在含 Al 高



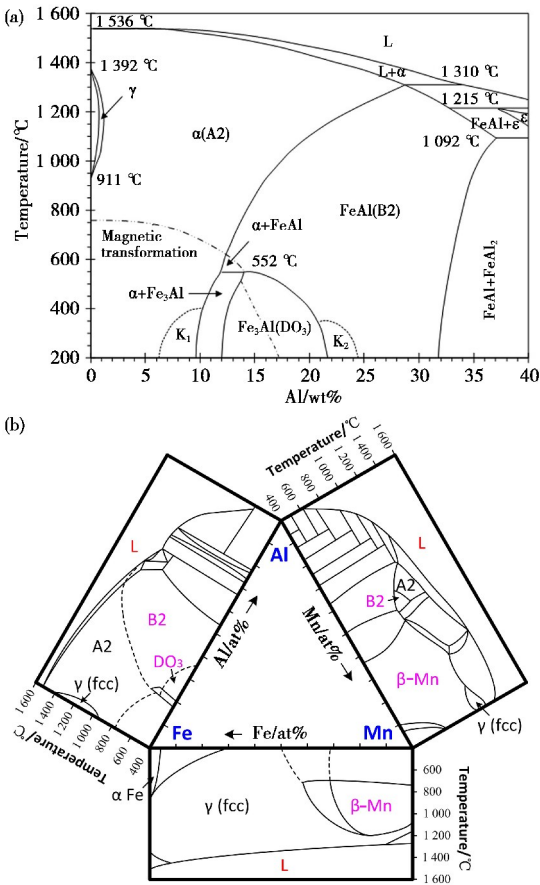


图5 (a) Fe-Al 二元相图与(b) Fe-Mn-Al 三元系相图 [38-41]  
 Fig.5 (a) Binary phase diagrams of the Fe-Al system and (b) Fe-Mn-Al ternary system [38-41]

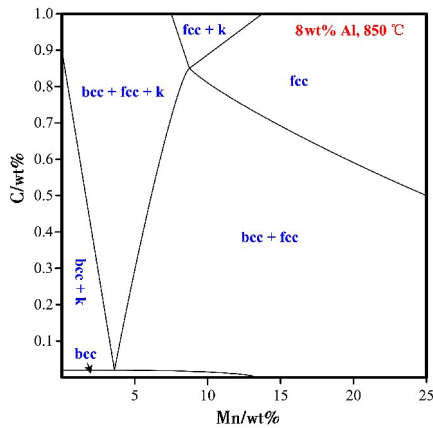


图6 某 Fe-8%Al-xMn-C 低密度钢在 850 °C 等温截面图 [4]  
 Fig.6 An isothermal section of phase fields of Fe-8wt%Al-xMn-C low-density steels at 850 °C [4]

锰钢中, 利用 Al 降低合金密度、增大奥氏体层错能、抑制  $\gamma \rightarrow \epsilon_{hcp}^M$  转变的同时, 还需通过添加适量的 C 元素进行间隙固溶强化, 稳定奥氏体, 降低  $M_s$  点。当掺入的 Al 含量(质量分数)达 6.0% 时, 在 Fe-Mn-Al-C 钢中会存在 Kappa 有序析出相 [42]。Zuazo [4] 对含 8% Al (质量分数) 的 Fe-Mn-Al-C 低密度钢在 850 °C 时的等温处理进行模拟, 截面图如图 6 所示, 可以看出在低 Mn 含量下, bcc 结构相溶解少量的但不可忽略的 C。只要保持低 C 含量, 高 Mn 含量时仍存在 bcc 相。中、

低 Mn 含量时, 增加 C 含量促进了 Kappa 相形成。但随着 Mn、C 含量的增加, 减少或避免了 BCC 相的形成, 形成了 fcc 基低密度钢。

对于有序相的热力学模型, 单纯依靠理想溶液模型、正规/亚正规溶液模型、亚点阵模型等描述有序相显得不够准确。目前, 有序相热力学模型多基于 Bragg-Williams 模型, 如广义结合能模型、Wagner-chottky 式模型、化合物能模型等 [34]。但 Bragg-Williams 模型没有考虑晶格中的短程有序, 不能准确地描述有序/无序转变 [43-45]。而 CSA (Cluster site approximation) 模型可用于描述有序相吉布斯自由能, 考虑了短程有序/无序转变, 对于多组元相图的计算特别适合 [46]。结合多元合金相图的材料计算科学, 基于 DFT 的第一性原理计算与分子动力学, 提出了一种介于热化学、溶液理论、相平衡与相图的计算机耦合的 CALPHAD 技术 (Computer coupling of phase diagrams and thermochemistry)。该技术采用更精确的热力学模型和算法, 可以较准确地预测多元合金的相平衡 [47]。Kim 借助 CALPHAD 技术对 Fe-Mn-Al-C 系进行热力学模型分析与计算, 针对不同 Al 含量的 Fe-(10-40)Mn-Al-C

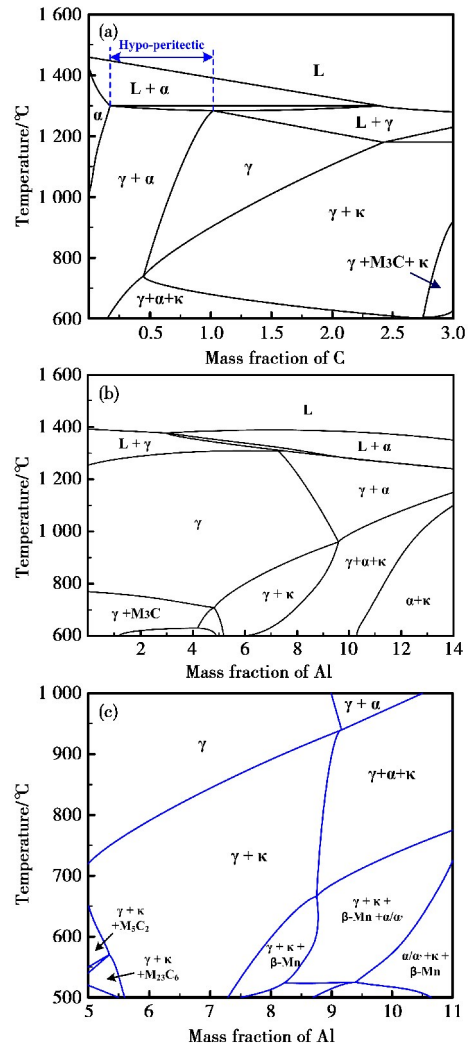


图7 某中、高锰 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的等值线截面相图 [36]: (a) 20Mn-8Al, (b) 20Mn-1C, (c) Fe-30Mn-xAl-1C  
 Fig.7 Calculated isoplethal sections at Fe-Mn-Al-C with medium and high manganese content [36]: (a) 20Mn-8Al, (b) 20Mn-1C, (c) Fe-30Mn-xAl-1C

进行了相图计算<sup>[36]</sup>,并结合 Li 等、Phan 等和 Ishida 等的计算结果<sup>[30,36,48-49]</sup>绘制了  $\gamma$ -Fe、Kappa 碳化物、 $\beta$ -Mn 及其他析出相在不同成分、温度条件下的相平衡图,如图 7 所示。

## 2.2 有序化与析出研究

### 2.2.1 合金元素对有序相的影响

通常的低密度钢成分体系主要有 Fe-Mn-Al-C 系、Fe-Mn-Al(Si)-C 系,关于各合金元素对材料的组织、性能和作用机理的影响研究较多,特别是 Mn、Al、C 元素对基相的构成,对有序相在变形、热处理过程中的形成条件等的影响研究越来越深入<sup>[2,7,30,50]</sup>。在 Fe-Mn-Al-C 体系的基础上,有些低密度钢中添加了 Si, Si 的加入有利于加速 Kappa 碳化物析出和应变加工硬化,并抑制  $\beta$ -Mn 相的形成,促进铁素体中 B2、DO<sub>3</sub> 有序相的析出<sup>[51]</sup>。在 Mn 含量较高时, Si 还阻碍了平面位错滑移,促进了机械孪晶的形成<sup>[52]</sup>。但是如果只有一部分 Si 替代 Al,则会减少 Kappa 碳化物的形成,取而代之的是 (Fe, Mn)<sub>3</sub>(Si, Al)C、DO<sub>3</sub> 型 (Fe, Mn)<sub>3</sub>(Al, Si) 化合物。这些碳化物的生成对中锰低密度钢的强韧性有很大的影响<sup>[53-54]</sup>。而 Song 等<sup>[18]</sup>向 Fe-Mn-Al-C 体系中添加 3% (质量分数) 的 Cu,使得体系中形成了富 Cu 的 B2 有序相, Cu 的加入增强了奥氏体的稳定性,且由于 Cu 溶质原子的拖曳效应延迟了奥氏体的再结晶。因此,向体系中添加 Cu 不仅提高了其应变硬化率,还有利于改善屈服强度。此外, Ni、P、Cr 等对各有序析出相也有非常重要的影响<sup>[55-56]</sup>。

### 2.2.2 C、Mn、Al 元素配分与有序相转化

对于 Fe-Mn-Al-C 合金体系, Al 含量低于 5% (质量分数) 的高锰钢变形时会生成变形孪晶,引起高的应变硬化率。而高铝、高锰 Fe-Mn-Al-C 合金体系的退火产品中会析出 Kappa 碳化物<sup>[2,11]</sup>,当 Al 含量高于 5.5% 且 C 含量高于 0.7% 时,可从奥氏体晶界处析出 Kappa 碳化物;当 Al 含量高于 6.2% 且 C 含量高于 1.0% 时,才可在奥氏体晶内形成弥散分布的纳米级 Kappa 碳化物<sup>[10,30,57]</sup>。Kappa 碳化物并不是直接从奥氏体中析出,而是经过奥氏体的调幅分解和亚稳结构的有序化。Kappa 作为成分体系的函数,其形成、形态与 C、Al 元素密切相关,特别是对其晶体结构和有序化机制具有重要作用<sup>[7,11,30,58-59]</sup>。

奥氏体从 1 373 K 开始空冷时,会形成两种过冷奥氏体:贫 C 区和富 C 区奥氏体。当温度降低到一定程度 (最低 1 093 K),伴随着 C、Mn、Al 原子的有序化反应,过冷奥氏体内温度很低时, (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 亚稳相 (L1<sub>2</sub> 型) 在富 C 区奥氏体中才开始形核、长大, L1<sub>2</sub> 型 (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 相与奥氏体的晶体结构相近<sup>[11]</sup>。当冷却速度很快时 (如淬火), C 原子来不及扩散,形核的 L1<sub>2</sub> 型 (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 亚稳相很难长大,形成细小的颗粒固溶在基体内。经退火处理后,这些细小的 (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 亚稳相会迅速长大,奥氏体中的富 C 原子向中心位置缺位的立方结构 (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 亚稳相扩散,形成 Fe<sub>3-x</sub>-Mn<sub>x</sub>AlC 相,即 Kappa 碳化物,最终形成奥氏体、铁素体、Kappa 碳化物组织。

Kappa 碳化物从奥氏体中析出的过程中,因 Kappa 碳化物/ $\gamma$  奥氏体的晶格失配,有利于 Mn 原子置换 Al 原子的位置,在一定程度上改变了 Al 的化学计量浓度。但 Al 原子含

量增加, Kappa 碳化物/ $\gamma$  奥氏体的晶格失配会明显减轻。即使同样的合金成分,在晶内、晶界处的 Kappa 碳化物形态完全不一样,其元素配分可通过三维原子探针层析技术 (3 dimensional atom probe tomography, 3DAPT) 进行观察分析。利用 3DAPT 技术, Dey 等<sup>[26-27]</sup>、Sohn 等<sup>[42]</sup>对低密度钢中 Kappa 碳化物的 C、Mn、Al 原子化学计量成分和原子占位进行了深入研究,奥氏体晶界处的 Kappa 碳化物可以通过 SEM 进行观察,晶内纳米级的 Kappa 碳化物需要通过 TEM 才能观察到,而纳米尺度空间内的 C、Mn、Al 原子三维位置的重构、晶内化学元素等浓度面分布需要借助 3DAPT 进行表征,如图 8 所示。

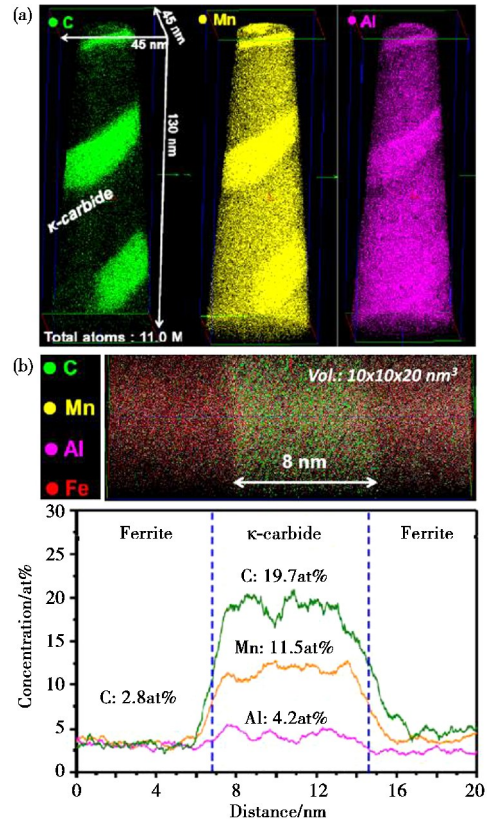


图 8 基于 3DAPT 分析的 Kappa 碳化物中各元素的原子浓度分布图<sup>[42]</sup>: (a) 原子图, (b) 3DAPT 分析的 Kappa 碳化物中的成分分布

Fig.8 Atom maps and chemical composition profiles of Kappa carbide analyzed by 3DAPT<sup>[42]</sup>: (a) atom maps, (b) chemical composition profiles of Kappa carbide analyzed by 3D-APT

在 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢热变形后淬火 (或空冷)、退火处理过程中, C、Mn 是奥氏体稳定元素,在奥氏体中配分较多,而 Al 元素倾向于配分在铁素体中。随着温度的降低,配分在铁素体中的 Al 元素由于局部浓度较高,会与 Fe、Mn 结合形成 B2 结构的 FeAl、DO<sub>3</sub> 结构的 (Fe, Mn)<sub>3</sub>Al 有序相,发生  $\alpha \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$  连续有序转变, B2、DO<sub>3</sub> 有序相会在铁素体中均匀形核并析出。因此在铁素体基、铁素体+奥氏体双相 (Mn 含量低于 18%~22% (质量分数) 时<sup>[60]</sup>) Fe-Mn-Al-C 系低密度钢时效过程中往往存在 B2、DO<sub>3</sub> 有序相,而在奥氏体基低密度钢时效处理后往往仅存在 Kappa、 $\beta$ -Mn 有序相<sup>[61]</sup>。

### 2.2.3 有序相的析出行为与组织形态

#### (1) 有序相的析出特征

Sohn 等<sup>[28,42]</sup>利用热力学软件 Thermo-Calc 计算了中锰低密度合金相图,在基于 XRD 数据并忽略各相原子密度的情

况下,计算出各相的体积分数。如 Fe-3.5Mn-(0—10)Al-0.4C 系合金体系(图 9a<sup>[42]</sup>),当 Al 为 6%(质量分数)、温度降到 800 °C 时,Kappa 碳化物开始析出;700 °C 时,奥氏体完全分解为铁素体和 Kappa 碳化物。这对低密度热带钢的卷曲工艺和组织控制有着直接的影响。在对 Fe-3.5Mn-6Al-0.3C 低密度钢进行等温转变和连续冷却转变的物理实验中

(图 9b)<sup>[42]</sup>,将过冷奥氏体 5% 的转变量的所需时间设定为 Kappa 碳化物转变开始时间,580 °C 时(鼻尖温度) Kappa 碳化物开始转变的孕育期最短,约为 52 s;而从图 9c 可知, Kappa 碳化物在连续冷却速度低于 20 °C/s 时才会较多地析出;当连续冷却速度达 100 °C/s 时,奥氏体不会发生调幅分解,最终组织中只有马氏体生成。

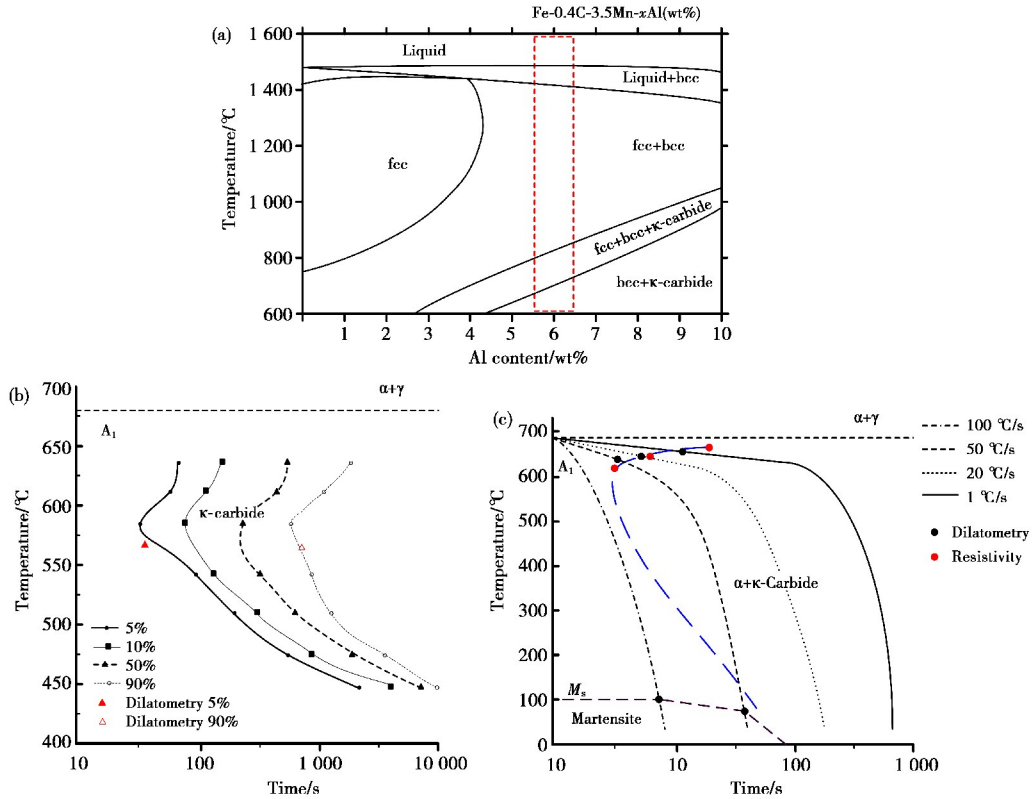


图 9 某中锰低密度钢的(a)中/高温平衡相图、(b)TTT 等温曲线和(c)CCT 曲线<sup>[42]</sup>  
 Fig.9 (a) Medium-high temperature equilibrium phase diagram, (b) TTT isotherm curve and (c) medium CCT curve of a medium manganese low-density steel<sup>[42]</sup>

Liu 等<sup>[62-63]</sup>的研究表明,Fe-28.6Mn-9.8Al-1.0C-0.8Si 钢从 1 200 °C 快速冷却至 800~840 °C, fcc 结构的奥氏体会向 bcc 结构的 α 铁素体(A2 结构)无序转变,C 元素扩散导致奥氏体晶内的 C 含量降低,使得奥氏体向 α 铁素体转变时,铁素体形成元素 Al 向 α 铁素体转移,且在随后的硬化工艺中 α 铁素体析出 B2 型 FeAl 有序相。此时,Kappa 碳化物不会在奥氏体晶内析出,而是在其晶界边缘不连续区形成 α 铁素体+DO<sub>3</sub> 型 Fe<sub>3</sub>Al 相。Acselrad 等<sup>[64]</sup>对高锰 Fe-28% Mn-8.5%Al-1% C-1.25%Si 低密度钢进行等温时效处理,在 450 °C 等温 30 h 后,过时效导致 α 铁素体消失,并析出 DO<sub>3</sub> 相;在 500 °C 时,Kappa 相开始在这些区域中析出,并出现 DO<sub>3</sub>+Kappa 的混合物,一直保持到 850 °C;在 850~900 °C 发生 DO<sub>3</sub>+Kappa→B2 相变。在 900 °C 保温 1 h 后,合金中不再含 Kappa 相;在 1 000~1 050 °C 时,B2 相转变为无序相。即水淬后的 Fe-28%Mn-8.5%Al-1% C-1.25%Si 钢在 450~1 050 °C 内时效,随着温度的升高,连续发生 DO<sub>3</sub>→DO<sub>3</sub>+Kappa→B2→α 转变。图 10 是该钢的等温时效处理结果,AB 曲线为层状基相与碳化物的界线,而 CD 曲线为 Kappa 碳化物低温阶段的分解曲线。其中,在 750~940 °C 长时间的时效处理过程中,会有 B2 型 FeAl 有序相存在;而在低于 650 °C 长时间的时效

处理过程中,会有 DO<sub>3</sub> 型 Fe<sub>3</sub>Al 相存在;介于 650~750 °C, B2 型 FeAl 有序相和 DO<sub>3</sub> 型 Fe<sub>3</sub>Al 相混合存在。

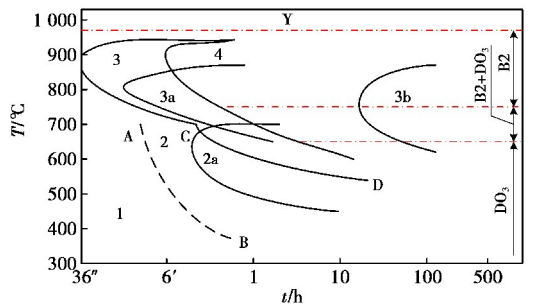


图 10 Fe-28%Mn-8.5%Al-1% C-1.25%Si 固溶合金等温时效的各相的析出规律<sup>[64]</sup>  
 Fig.10 Diagram of decomposition of solid solution in hardened alloy Fe-28%Mn-8.5%Al-1% C-1.25%Si during isothermal holds in the aging temperature range<sup>[64]</sup>

(2) 有序析出相的组织形态

不同合金成分的低密度钢中的 Kappa 碳化物的形态不同,在低 Mn 铁素体基或奥氏体+铁素体双相基钢中, Kappa 碳化物往往会形成层状结构<sup>[65-68]</sup>;而在高 Mn 低密度钢中,容易在奥氏体晶内形成纳米级 Kappa 碳化物,晶内的纳米 Kap-



pa 碳化物既有利于提高钢的强度,又不会损失其韧性<sup>[69]</sup>。

Sohn 等<sup>[28]</sup>对 Fe-0.7C-12Mn-5.5Al 冷带在 640 °C (低于 Kappa 碳化物的溶解温度)下退火处理时,奥氏体基体中呈现出由奥氏体和铁素体团簇区组成的组织,在奥氏体晶界处均匀分布着细小层带状的 Kappa 碳化物和  $\alpha$  铁素体,其中 Kappa 碳化物的体积分数约为 2%。根据晶体结构和晶格参数计算,得出碳化物的晶格参数为 3.726 Å,确认了 Kappa 碳化物和  $\alpha$  铁素体的位向关系,如图 11<sup>[42]</sup>所示。随着退火温度的升高,带状的 Kappa 碳化物将消失,形成  $\alpha$  铁素体+ $\gamma$  奥氏体双相组织。

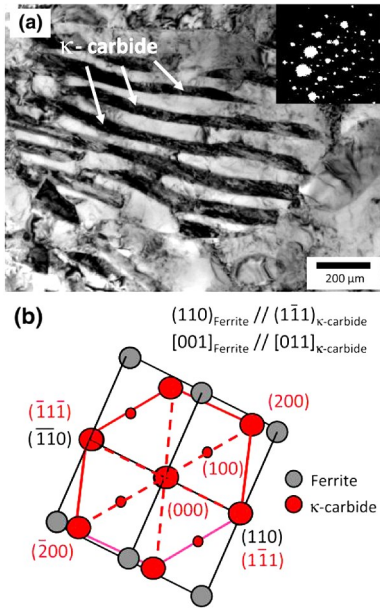


图 11 奥氏体晶界处层状的 Kappa 碳化物和铁素体<sup>[34]</sup>: (a)TEM 明场, (b)SAD 电子衍射图样

Fig.11 Lamellar-shaped phases such as Kappa carbide and ferrite on the austenite grain boundary<sup>[34]</sup>: (a) TEM bright-field images, (b) SAD diffraction pattern

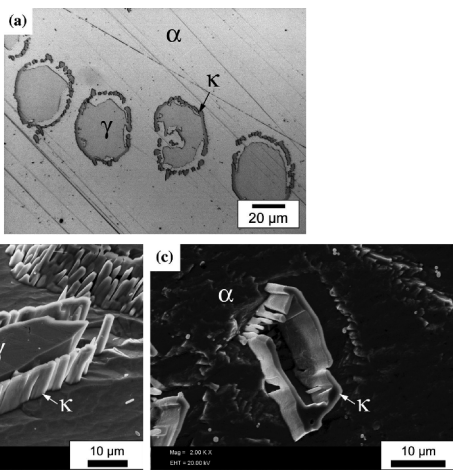


图 12 Fe-2Mn-8Al-0.2C 钢中 Kappa 碳化物的金相组织和 SEM 形貌<sup>[4]</sup>: (a)金相组织, (b) SEM 形貌, (c) 深腐蚀的 SEM 形貌

Fig.12 Microstructures and SEM morphology of Kappa carbide in Fe-2Mn-8Al-0.2C alloy<sup>[4]</sup>: (a) optical micrograph, (b) scanning electron microscopy morphology, (c) SEM micrograph after deep etching

Zuazo 等<sup>[4]</sup>将 Fe-2Mn-8Al-0.2C 合金从 1 400 °C 以 10 °C/s 的速度进行低速冷却,冷至 870 °C 淬火,发现 Kappa 碳化物在  $\gamma$  奥氏体/ $\alpha$  铁素体界面处析出,形成一种非层状共析结

构(图 12a)。通过深蚀刻处理后,可以观察到二维或三维的 Kappa 碳化物沿着奥氏体长轴方向生长(图 12b)。且因 Mn 含量较低,bcc 结构+Kappa 碳化物两相区的等温处理促进了奥氏体的完全分解,形成了一种包覆结构的 Kappa 碳化物(图 12c)。这与 Jeong 等<sup>[70]</sup>研究得出的 Fe-9Mn-6Al-0.15C 低密度钢中 Kappa 碳化物等温析出的形态相似,时效之初并无任何碳化物(图 13a),当该钢在 550 °C 等温时效 1 h 后, $\delta$  铁素体晶界为碳化物形核提供了位置(图 13b),分别在  $\delta$  铁素体晶界、 $\delta$  铁素体- $\gamma$  奥氏体相界、 $\delta$  铁素体- $\alpha$  马氏体相界处析出球状的 Kappa 碳化物(图 13c),且此球状 Kappa 碳化物的析出比在  $\alpha$  铁素体晶界析出的层状 Kappa 碳化物更早,见图 13。与层状 Kappa 碳化物不同,球状 Kappa 碳化物容易在热轧过程中产生裂纹。

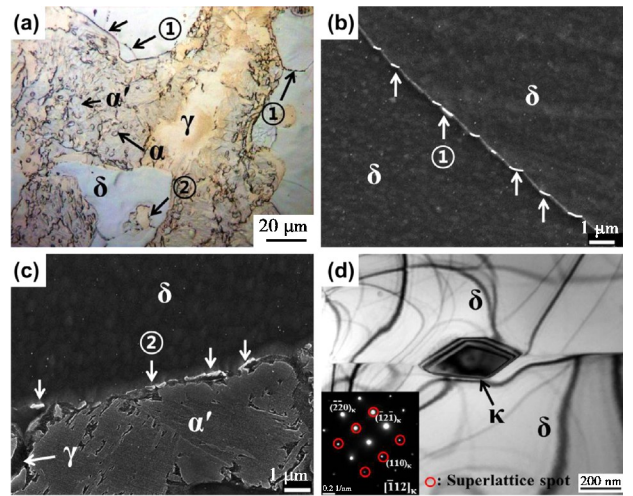


图 13 Fe-9Mn-6Al-0.15C 低密度钢中 Kappa 碳化物等温析出的形态<sup>[70]</sup>: (a) 550 °C 时效 1 h 的金相组织, (b)  $\delta$ -铁素体晶界处碳化物析出的 SEM 形貌, (c)  $\delta$ -铁素体与  $\gamma$ -奥氏体、马氏体相的组织, (d)  $\delta$ -铁素体中碳化物的 TEM 图和 SADP 电子衍射花样

Fig.13 Isothermal precipitation morphology of Kappa carbides in Fe-9Mn-6Al-0.15C low-density steel<sup>[70]</sup>: (a) OM micrograph of the specimen aged at 550 °C for 1 h, (b) SEM micrographs showing carbides precipitated at the grain boundary of  $\delta$ -ferrite, (c) interphase boundaries between  $\delta$ -ferrite and  $\gamma$ -austenite and between  $\delta$ -ferrite and martensite, (d) TEM image and a selected area diffraction pattern (SADP) taken from a carbide precipitated at the grain boundary of  $\delta$

Kim 在 Nature 上发表的有关 HSS 钢 (High-specific-strength steel) 的研究表明<sup>[71]</sup>,添加少量可稳定奥氏体的 Ni 元素使 Al 能够有效地与 Ni 结合形成 B2 结构的 (Fe, Ni) Al 相。该钢成分为 Fe-10Al-15Mn-0.8C-5Ni,为了诱导 B2 粒子在基体中均匀析出,通过控制退火工艺提供有效的 B2 相成核位点,使其在晶界、再结晶奥氏体晶体边缘、变形剪切带处析出,从而控制 B2 相的形态、分布,减轻其对韧性的不良影响。冷轧后退火钢板中的 B2 相有三种不同的形态,分别是残留纵带(1 型)、粒径为 200~1 000 nm 的晶粒(2 型)和粒径为 50~300 nm 的晶粒(3 型),如图 14 所示。

Rahnama 等<sup>[72]</sup>也对 Fe-0.8C-15Mn-10Al-5Ni 低密度钢进行了研究,在对水淬试样进行不同升温速率(2.5 °C/s, 5 °C/s, 7.5 °C/s)下的退火处理(1 050 °C,保温 5 min)中发现了两种不同形态的 B2 相(图 15):一种是在  $\gamma$  奥氏体中形成界面平坦、边缘锋利的三角状 B2 相(图 15a);一种是圆盘状纳米



级 B2 颗粒, 较均匀地分布在  $\alpha$  铁素体内(图 15b)。当以 2.5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  缓慢升温到退火温度时, 三角状和圆盘状的 B2 相均存在。而当升温速率为 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  和 7.5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  时, 因  $\alpha$  铁素体向 B2 相的有序化转变时间缩短, 导致  $\alpha$  铁素体基中弥散均匀分布的纳米级 B2 颗粒消失, 仅在  $\gamma$  奥氏体晶界处析出一些纳米级 B2 相。

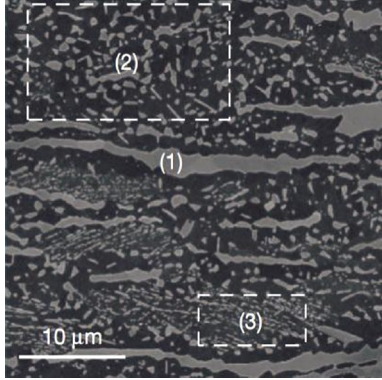


图 14 Fe-10Al-15Mn-0.8C-5Ni 冷轧退火过程中 B2 粒子的析出形态<sup>[71]</sup>  
 Fig.14 Annealed microstructure having fine B2 precipitates in Fe-10Al-15Mn-0.8C-5Ni cold rolling steel<sup>[71]</sup>

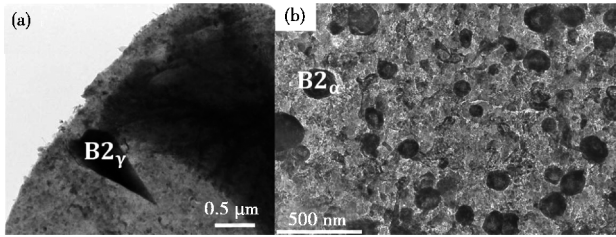


图 15 某低密度钢中 B2 析出粒子的 EBSD 图<sup>[72]</sup>: (a) 三角状的 B2 相, (b) 圆盘状纳米级 B2 颗粒  
 Fig.15 EBSD of B2 precipitated particles in a low-density steel<sup>[72]</sup>: (a) the EBSD maps of triangle-like B2 precipitate, (b) disk-like B2 nano-particles

B2 相的长大符合经典的晶粒长大的动力学方程, 在其有序化温度区间从奥氏体、 $\alpha$  铁素体中析出。当从较高的退火温度空冷到室温时, 具有 bcc 结构的  $\alpha$  铁素体+B2 相会在  $\text{DO}_3$  相有序化温度区间(一般低于 550  $^{\circ}\text{C}$ ) 进一步发生 Fe 和 Al 原子的次近邻有序化, 形成  $\text{DO}_3$  相并长大, 当  $\text{DO}_3$  相长大到一定程度时畴内发生分解。 $\text{DO}_3$  有序相的存在降低了超位错的可动性, 且  $\text{DO}_3$  相超晶格中超位错环的形核能高于 B2 相的形核能, 位错往往在晶内、晶界处聚集, 形成位错网络, 从而进一步阻碍位错的运动。

Lee 等<sup>[73]</sup> 对 Fe-31.4Mn-11.4Al-0.89C 进行 550  $^{\circ}\text{C}$  等温时效处理研究发现, 在 30 min 时, 组织中开始有 Kappa 碳化物析出(图 16a); 而等温 300 min 时, 出现了  $\beta$ -Mn 相的(310)晶面衍射峰,  $\beta$ -Mn 相不仅在奥氏体/铁素体晶界处形核析出, 也在奥氏体/奥氏体晶界处形核析出(图 16b); 随着等温时间的延长(10 000 min), 形成越来越多的、粗大的板条状  $\beta$ -Mn(图 16c、d); 在  $\beta$ -Mn 相中也存在一些细小的 B2、 $\text{DO}_3$  相(图 16d 的局部放大图)。在  $\beta$ -Mn 的形核、长大过程中,  $\beta$ -Mn 相不断地向奥氏体基体中扩散 C 原子, 从而提高了奥氏体和 Kappa 碳化物的晶格参数。

Chen 等<sup>[74]</sup> 对高 Mn 含量的 Fe-30Mn-10Al-2C 低密度钢在 550~800  $^{\circ}\text{C}$  长时间时效处理进行了研究, 并分析了  $\beta$ -Mn

的析出行为, 结果如图 17 所示。基于组织观察及 XRD、EDS 分析发现, 在时效初期,  $\gamma$  奥氏体调幅分解促进了很多贫 C 区和富 Al 区的形成, 为  $\alpha$  铁素体在奥氏体晶界处形核创造了条件(图 17a); 随后, C、Mn 元素不断向  $\gamma$  奥氏体中扩散形成富 Mn 区, 并进一步形成  $\beta$ -Mn 包裹在  $\alpha$  铁素体上, 而 Al 原子从  $\beta$ -Mn 相中向  $\alpha$  铁素体中扩散(图 17b)。因此, C、Mn、Al 元素的配分促进了  $\gamma$  奥氏体的富 C、 $\alpha$  铁素体的富 Al 及  $\beta$ -Mn 相中的 Mn 原子偏聚。只不过 Al、Mn 原子在奥氏体中是短程扩散, 而 C 原子是长程扩散。不同位点的  $\beta$ -Mn 不断合并, 且在各个  $\beta$ -Mn 相的连接处, 许多 Al 原子被排出形成新

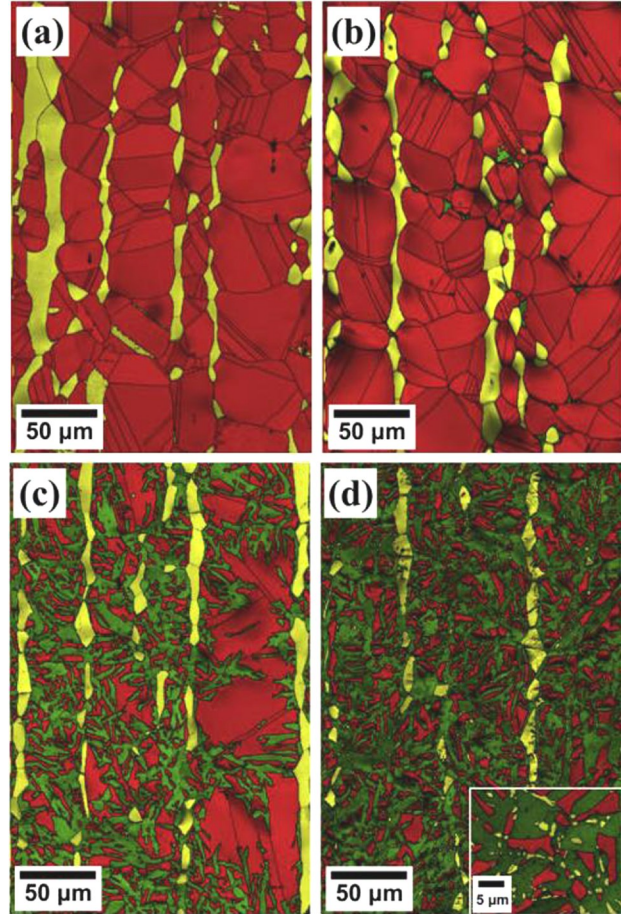


图 16 Fe-31.4Mn-11.4Al-0.89C 低密度钢在不同时效条件下的  $\beta$ -Mn 的 EBSD 图<sup>[73]</sup>: (a) 30 min 时效, (b) 300 min 时效, (c) 1 000 min 时效, (d) 10 000 min 时效

Fig.16  $\beta$ -Mn's EBSD phase map of Fe-31.4Mn-11.4Al-0.89C low-density steel at different aged conditions<sup>[73]</sup>: (a) 30 min specimens, (b) 300 min specimens, (c) 1 000 min specimens, (d) 10 000 min specimens

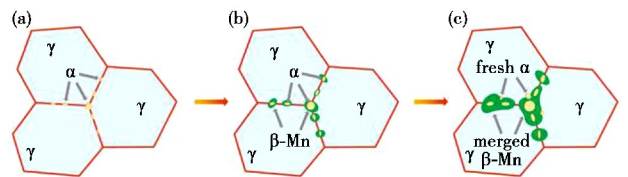


图 17 Fe-30Mn-10Al-2C 低密度钢中  $\beta$ -Mn 的相变行为示意图<sup>[74]</sup>: (a) 贫碳区和富铝区的形成促进了  $\alpha$  铁素体在晶界处形核, (b) 富锰区的形成和  $\beta$ -Mn 的出现, (c) 不同部位形成的  $\beta$ -Mn 合并

Fig.17 Sketches illustrating the  $\beta$ -Mn transformation behavior of Fe-30Mn-10Al-2C steel<sup>[74]</sup>: (a) the formation of C-poor and Al-rich regions promoted that  $\alpha$  nucleated at the grain boundaries, (b) the formation of Mn-rich regions and then  $\beta$ -Mn appeared, (c)  $\beta$ -Mn formed from different sites merge



的 $\alpha$ 铁素体,然后进行新的循环(图17c)。通过长时间的时效处理, $\beta$ -Mn和 $\alpha$ 铁素体相互促进,形成大量的 $\beta$ -Mn。

### 2.3 析出相对强韧性机制的作用

Fe-Mn-Al-C系低密度钢的成分、工艺不同,组织构成、析出相也会不同,从而导致主要的强韧性机制也会有明显不同。当Al含量低于4%(质量分数)时,主要为Al原子的固溶强化,其屈服强度缓慢增加;而只有在Al含量高于4%后,因大量Kappa碳化物析出,其屈服强度显著增强,且Kappa碳化物与位错交互作用提升了加工硬化率,这在高Al低密度钢的变形行为研究中得到了验证<sup>[75-76]</sup>。而随着Al含量的增加,奥氏体中C原子的活性降低,容易在奥氏体内形成纳米级Kappa碳化物,促进了Al原子的固溶,有利于短程有序化(Short range ordering, SRO)的形成。而SRO为奥氏体的调幅分解提供了应变能,容易启动位错滑移。Kappa碳化物与SRO的相互交割形成平面位错的滑移,提高了钢的强韧性<sup>[2]</sup>。

在铁素体+奥氏体双相低密度钢<sup>[77]</sup>、铁素体基低密度钢中,有序析出相的类型、数量对钢的强韧性机制的影响明显。图18是各有序析出相对钢的均匀延伸率(UE)、总延伸率(TE)、屈服强度(YS)、极限抗拉强度(UTS)及硬化率的影响<sup>[2,78]</sup>。

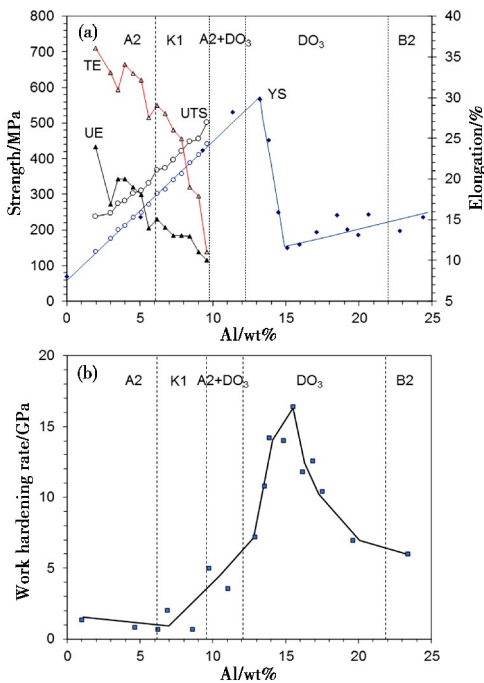


图18 含Al钢中各种晶格的析出相与拉伸性能和加工硬化率的关系<sup>[2,78]</sup>: (a) Al含量与钢拉伸性能的关系, (b) Al含量与加工硬化率的关系

Fig.18 The relations between tensile properties, work hardening rate and Al content in low-density steel with different lattice structure and the solid solution hardening phases<sup>[2,78]</sup>: (a) the influence of Al content on tensile properties, (b) the relations between work hardening rate and Al content

当铁素体基或双相低密度钢经淬火、退火处理时,双相钢中奥氏体基内只有纳米级的Kappa碳化物,而细小的B2相、DO<sub>3</sub>相存在于无序的铁素体基体或双相区。形变奥氏体组织中有大量位错滑移,与Kappa析出相交互作用,位错滑动增强了应变硬化效果<sup>[79]</sup>;而形变铁素体组织中存在大量短

小的超位错和反相畴界,与不可剪切的B2粒子、DO<sub>3</sub>粒子相互缠绕。B2结构的(Fe,Ni)<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>相的形成焓比Fe<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>相的形成焓高,故其结合能也更高<sup>[80]</sup>。具有超晶格的B2相不可被位错剪切(图19a),位错与B2粒子在相界上出现位错塞积或位错弓弯(图19b),超位错对有序相的剪切提高了此类钢材的应变硬化率<sup>[71]</sup>。

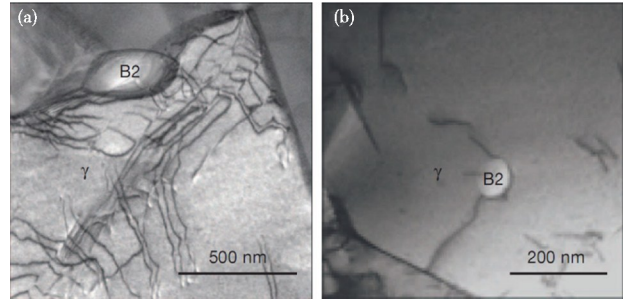


图19 Fe-10Al-15Mn-0.8C-5Ni拉伸变形后B2粒子析出形态及位错塞积<sup>[71]</sup>: (a)在B2颗粒与奥氏体(γ)基体的界面上的位错堆积, (b) B2/γ界面处的位错弓弯

Fig.19 Scanning TEM images of Fe-10Al-15Mn-0.8C-5Ni after tensile deformation showing interaction of dislocations and B2 particles<sup>[71]</sup>: (a) dislocations pile up at the interface of B2 particle and austenite (γ) matrix, (b) a dislocation bows out at the B2/γ interface

当采用Mn来补偿Al对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变过程的影响时,纳米级的Kappa碳化物沉淀会促进热变形时的加工硬化<sup>[81-82]</sup>。高铝、高锰低密度钢的基体组织为奥氏体,随着层错能的增大,奥氏体基低密度钢往往存在相变诱发塑性(Transformation induced plasticity, TRIP)、孪生诱发塑性(Twinning induced plasticity, TWIP)、剪切带变形诱导塑性(Shear-band induced plasticity, SIP)<sup>[84-85]</sup>、微带诱导塑性(Microband induced plasticity, MBIP)<sup>[28,86-87]</sup>、动态滑移带细化(Dynamic slip band refinement, DSBP)<sup>[88]</sup>等强韧性机制。

### 3 结语与展望

(1)低密度钢中的有序相主要包括Kappa碳化物、B2相、DO<sub>3</sub>相和 $\beta$ -Mn相等。当Fe-Mn-Al-C系低密度钢中的Al含量较低时,其组织主要为奥氏体;随着Al含量的增加(>4%,质量分数)会出现铁素体+奥氏体双相组织,甚至主要为铁素体基组织。在Mn含量很高的奥氏体基低密度钢退火时效过程中,会先析出Kappa碳化物,而长时间的时效会析出 $\beta$ -Mn相。在铁素体基、铁素体+奥氏体双相钢的时效处理过程中,会析出B2相、DO<sub>3</sub>相等。

(2)基于DFT的第一性原理计算与分子动力学模拟的发展对深入理解低密度钢中C、Mn、Al元素的配分、多元相图、有序相的析出、位错与有序相的交互作用、钢的强韧性机制有重要的帮助。低密度钢的有序相析出规律有赖于相关模型的完善和精确计算,这是下一步需要重点关注的研究方向。

(3)低密度钢的成分体系、变形和热处理工艺对各有序析出相的形态、数量、位置有重要的影响。通过对各有序相和基相的关系研究和组织调控,分析变形过程中的有序析出相与位错、层错、孪晶的交互作用以及热处理过程中的析出规律,准确地认识各有序相的形成条件、转化规律,有利于深

刻地理解相关的科学问题。

## 参考文献

- Rana R, Lahaye C, Ray R K. *The Minerals, Metals Materials & Society*, 2014,66,1734.
- Chen S P, Rana R, Haldar A, et al. *Progress in Materials Science*, 2017, 89,345.
- Rana R. *The Minerals, Metals Materials & Society*, 2014,66,1730.
- Zuazo I, Hallstedt B, Lindahl B, et al. *The Minerals, Metals Materials & Society*, 2014,66(9),1747.
- Frommeyer G, Drewes E J, Engl B. *Revue De Métallurgie-Internationale Journal*, 2000,97(10),1245.
- Suh D W, Kim N J. *Scripta Materialia*, 2013,68,337.
- Gutierrez-Urrutia I, Raabe D. *Scripta Materialia*, 2013,68,343.
- Rana R, Liu C, Ray R K. *Scripta Materialia*, 2013,68,354.
- Kimura Yoshisato, Handa Kazuyuki, Hayashi Kunio, et al. *Intermetallics*, 2004,12,607.
- Lee Hyuk-Joong, Sohn Seok Su, Lee Sunghak, et al. *Scripta Materialia*, 2013,68,339.
- Cheng Wei-Chun, Cheng Chih-Yao, Hsu Chia-Wei, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 642,128.
- Kim H, Suh D, Kim N. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2013,14(1),1.
- Gutierrez-Urrutia I, Raabe D. *Materials Science and Technology*, 2014, 30,1099.
- Bhattacharya Basudev. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43A,1747.
- Handa Kazuyuki, Kimura Yoshisato, Mishima Yoshinao. In: *Materials Research Society Symposium Proceedings*. Yokohama, 2001, pp.5211.
- Moon Joonoh, Park Seong-Jun, Jang Jae Hoon, et al. *Scripta Materialia*, 2017,127,97.
- Kim Hansoo. *Scripta Materialia*, 2019,160,29.
- Song Hyejin, Yooa Jisung, Kim Sang-Heon, et al. *Acta Materialia*, 2017, 135,215.
- Bartlett L N, Van Aken D C, Medvedeva J, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017,48A,5500.
- Zhou Naipeng, Song Renbo, Song Renfeng, et al. *Steel Research International*, 2018,89,552.
- Chen Chinsung, Lin Chetong, Peng Peiwen, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010,493,346.
- Sutou Yuji, Kamiya Naohide, Umino Reiko, et al. *ISIJ International*, 2010,50(6),893.
- Zhang J L, Raabe D, Tasan C C. *Acta Materialia*, 2017,141,374.
- Seol Jae-Bok, Raabe D, Choi P, et al. *Scripta Materialia*, 2013,68,348.
- Xu Lixiong, Wu Huibin, Wang Xintian. *Acta Metallurgica Sinica (English letters)*, 2018,31,389.
- Yao M J, Dey P, Seol J B, et al. *Acta Materialia*, 2016,106,229.
- Dey P, Nazarov R, Dutta B, et al. *Physical Review B*, 2017,95,104108.
- Sohn Seok-Su, Song Hyejin, Suh Byeong-Chan, et al. *Acta Materialia*, 2015,96,301.
- Choo Woong K, Han Kwan H. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1985,16A,5.
- Li M C, Chang H, Kao P W, et al. *Materials Chemistry and Physics*, 1999,59,96.
- Bo Sundman, Ikuo Ohnuma, Nathalie Dupin. *Acta Materialia*, 2009,57, 2896.
- Ha Min Chul, Koo Jin-Mo, Lee Jae-Kon, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2013,586,276.
- Nakamura H, Shiga M. *Physica B*, 1997,237-238,453.
- Zheng Yibing, Wang Fen, Ai Taotao, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017,710,581.
- Phan Anh Thu, Paek Min-Kyu, Kang Youn-Bae. *Acta Materialia*, 2014, 79,1.
- Kim Min-Su, Kang Youn-Bae. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2015,51,89.
- Risanti D D, Sauthoff G. *Intermetallics*, 2005,13,1313.
- Kubaschewski O. *Iron-Binary phase diagrams, 1st ed*, Springer Verlag, Berlin, 1982.
- Zheng Weisen, Mao Huahai, Lu Xiaogang, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018,742(25),1046.
- Fartushna I, Bajenova I, Khvan A, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018,735,1211.
- Umino R, Liu X J, Sutou Y, et al. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2006,27(1),54.
- Sohn S S, Lee S, Lee B J, et al. *The Minerals, Metals Materials & Society*, 2014,66,1857.
- Zhang F, Huang W, Chang Y A. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 1997,21(3),337.
- Zhang F, Chen S L, Chang Y A, et al. *Intermetallics*, 1997,5(6),471.
- Huang W, Chang Y A. *Intermetallics*, 1998,6(6),487.
- Dai Zhanhai, Lu Jintang, Kong Gang. *Materials Review*, 2006,20(4),94 (in Chinese).  
戴占海,卢锦堂,孔纲. *材料导报*, 2006,20(4),94.
- Aireza Rahnama, Richard Dashwood, Seetharaman Sridhar. *Computational Materials Science*, 2017,126,152.
- Ishida K, Ohtani H, Satoh N, et al. *ISIJ International*, 1990,30(8),680.
- Rigaud Vincent, Daloz Dominique, Drillet Josée, et al. *ISIJ International*, 2007,47(6),898.
- Kim C W, Terner M, Lee J H, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019,775,554.
- Lehnhoff G R, Findley K O, de Cooman B C. *Scripta Materialia*, 2014, 92,19.
- Kim C W, Kwon S I, Lee B H, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2016,673,108.
- Heo Yoon-Uk, Song You-Young, Park Seong-Jun, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012,43A,1731.
- Sarkar A, Sanyal S, Bandyopadhyay T K, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2017,703,205.
- Lee J W, Wu C C, Liu T F. *Scripta Materialia*, 2004,50,1389.
- Medvedeva N I, Howell R A, Van Aken D C. *Physical Review B*, 2010, 81,2105.
- Liu Degang, Cai Minghui, Ding Hua, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2018,715,25.
- Lu W J, Zhang X F, Qin R S. *Ironmaking and Steelmaking*, 2015,42 (8),626.
- Lee Jaeun, Park Siwook, Kim Hwangsun, et al. *Metals and Materials International*, 2018,24,702.
- Hwang Si Woo, Ji Jung Hoon, Lee Eui Gil, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2011,528,5196.
- Lee Keunho, Park Seong-Jun, Moon Joonoh, et al. *Scripta Materialia*, 2016,124,193.
- Chao C Y, Hwang C N, Liu T F. *Scripta Materialia*, 1996 34(1),75.
- Liu T F, Chou J S, Wu C C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1990,21A,1891.
- Acselrad O, Kalashnikov I S, Silva E M, et al. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006,48(11-12),543.
- Hiroaki Ishii, Kenji Ohkubo, Seiji Miura, et al. *Materials Transactions*, 2003,44(9),1679.
- Seo C H, Kwon K H, Choi K, et al. *Scripta Materialia*, 2012,66,519.
- Zhang Mingda, Cao Wenquan, Dong Han, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2016,654,193.
- Zhang Mingda, Xu Haifeng, Cao Wenquan, et al. *ISIJ International*, 2016,56(5),861.
- Lin Chih-Lung, Chao Chuen-Guang, Juang Jenh-Yih, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014,586,616.
- Jeong Junyeong, Lee Chan-Young, Park Il-Jeong, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013,574,299.
- Kim Sang-Heon, Kim Hansoo, Kim Nack J. *Nature*, 2015,518,77.
- Alireza Rahnama, Stephen Spooner, Seetharaman Sridhar. *Materials Letters*, 2017,189,13.
- Lee Keunho, Park Seong-Jun, Lee Jaeun, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016,656,805.
- Chen X P, Xua Y P, Ren P, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2017,703,167.
- Wu Z Q, Ding H, An X.H, et al. *Materials Science and Engineering A*, 2015,639,187.
- Wu Z Q, Ding H, Li H Y, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2013,584,150.



- 77 Ha Min Chul, Koo Jin-Mo, Lee Jae-Kon, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 586, 276.
- 78 Morris D G, Munoz-Morris M A, Requejo L M. *Materials Science & Engineering A*, 2007, 460-461, 163.
- 79 Choi Kayoung, Seo Chang-Hyo, Lee Hakcheol, et al. *Scripta Materialia*, 2010, 63, 1028.
- 80 Bruer J, Grun A, Sommer F, et al. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2001, 32B(5), 913.
- 81 Choo W K, Kim J H, Yoon J C. *Acta Materials*, 1997, 45(12), 4877.
- 82 Lu W J, Zhang X F, Qin R S. *Materials Letters*, 2015, 138, 96.
- 83 Hong Seokmin, Lee Junghoon, Lee Byeong-Joo, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 587, 85.
- 84 Zhang Xiaofeng, Yang Hao, Leng Deping, et al. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2016, 23(9), 963.
- 85 Frommeyer G, Brüx U. *Steel Research International*, 2006, 77, 627.
- 86 Christian Haase, Christoffer Zehnder, Tobias Ingendahl, et al. *Acta Materialia*, 2017, 122, 332.
- 87 Yoo J D, Hwang S W, Park K T. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40, 1520.
- 88 Welsch E, Ponge D, Hafez Haghighat S M, et al. *Acta Materialia*, 2016, 116, 188.

(责任编辑 李 敏)



**Xiaofeng Zhang** is an associate professor and graduate student instructor in School of Metallurgical Engineering of Anhui University of Technology. He received his B.E. degree from Wuhan University of Science and Technology in 1998 and received his Ph.D. degree in Material Processing Engineering, Huazhong University of Science and Technology, in July 2008. He worked in Anhui University of Technology in August of the same year. During his tenure, he conducted postdoctoral re-

search at Nanjing University of Science and Technology from 2013 to 2016. His main research work is to control the structure and properties of advanced automotive steel materials. In recent years, more than 20 papers have been published in the field of advanced steel materials.

章小峰,安徽工业大学冶金工程学院副教授、硕士研究生导师。1998年本科毕业于武汉科技大学,2008年7月在华中科技大学材料加工工程专业取得博士学位,同年8月到安徽工业大学任职。任职期间,于2013—2016年在南京理工大学进行博士后研究工作。主要从事先进汽车用钢材料组织性能控制方面的研究工作。近年来,在先进钢铁材料领域发表论文20余篇。