

Fe-Mn-Al-C 系低密度钢开发中数值模拟的应用

王英虎^{1,2}

(1 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 成都 610000;
2 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 鞍山 114009)

摘 要 借助 FactSage 与 JMatPro 数值模拟软件对 Fe-(5~15) Mn-(6~12) Al-(0.5~1.0) C 系低密度钢的密度、凝固及冷却路径、相变及析出相进行了研究。利用 FactSage 软件中的 FSstel 数据库对该体系的垂直截面相图进行计算, 分析了 Mn、Al 及 C 元素对凝固及冷却过程中相变及析出相的影响, 并得到了 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的平衡凝固相变路径图。结果表明, Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢由 1 600 °C 平衡冷却至 600 °C 的过程中完整的平衡相变路径为: 液相→液相+铁素体→液相+铁素体+奥氏体→铁素体+奥氏体→奥氏体→奥氏体+ κ -碳化物→铁素体+奥氏体+ κ -碳化物。C 和 Mn 含量提高可扩大奥氏体相区, 具有稳定奥氏体的作用。Al 含量增加缩小奥氏体相区, 具有稳定铁素体的作用。 κ -碳化物的析出温度随着 Al 与 C 含量的增加而升高, Al 与 C 均可促进 κ -碳化物析出。JMatPro 计算 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的密度为 7.05 g/cm³, 试验测得钢的密度为 7.00 g/cm³。

关键词 Fe-Mn-Al-C 低密度钢 κ -碳化物 析出行为 相变 凝固模式 相图计算

Application of Numerical Simulation during Development of Fe-Mn-Al-C Low Density Steel

Wang Yinghu^{1,2}

(1 Chengdu Advanced Metal Material Industrial Technology Research Institute Co Ltd, Chengdu 610000;
2 State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009)

Abstract The density, solidification and cooling path, phase transformation and precipitates phase of Fe-(5~15) Mn-(6~12) Al-(0.5~1.0) C low density steel are studied by FactSage and JMatPro numerical simulation software. The vertical sections of phase diagram of this system is calculated by using the FSstel database of FactSage software. Based on these vertical sections, the influence of Mn, Al and C is analyzed in the phase transformations and precipitates phase during solidification and cooling to get a diagram of the equilibrium phase-transformation path of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel. The results indicate that the full-phase transformation path of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel during the cooling process from 1 600 °C to 600 °C is Liquid→Liquid + Ferrite→Liquid + Ferrite + Austenite→Ferrite + Austenite→Austenite→Austenite + κ -carbide→Ferrite + Austenite + κ -carbide. With the increase of C and Mn contents, the austenite phase zone can be enlarged and the austenite can be stabilized. With the increase of Al contents, the austenite phase zone can be reduced and the ferrite can be stabilized. The precipitation temperature of κ -carbide increases with the increase of Al and C content, and Al and C can promote the precipitation of carbides κ -carbide precipitation. The density of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel calculated by JMatPro is 7.05 g/cm³, and the density of steel measured by experiment is 7.00 g/cm³.

Material Index Fe-Mn-Al-C Low Density Steel, κ -Carbide, Precipitation Behavior, Phase Transformation, Solidification Mode, Phase Diagram Calculation

研究表明, 一辆汽车的自重每减少 10%, 其燃油消耗可以减少 6% 至 8%, 尾气排放可降低 5% 至 6%; 而每减少 1 L 的燃油消耗, 会少排放 2.45 kg 的二氧化碳^[1-3]。由于节能环保的需要, 汽车轻量化已经成为世界汽车发展的方向。钢材的密度仅需降低 10% 就可以保持甚至显著提高钢材在汽车工业中应用的优越性和竞争力^[4]。汽车钢材结构件的轻量化方法主要有两种: (1) 通过采用提高钢材的强塑性, 减轻其厚度以达到减重的效果, 当钢板的厚度分别减小 0.05、0.1、0.15 mm 时, 汽车车身质量可分别减轻 6%、12%、18%^[5]。(2) 更有效的轻量化方

法是在维持良好力学性能的基础上降低钢材的密度, 开发出一种集低密度与良好强塑性于一身的钢板。经研究发现, 向钢中添加一定量 Al、Mn、C 与 Si 等轻质元素后, 可使钢材在保持良好强塑性的同时, 具备低密度的特征^[6]。添加高含量的轻质元素可增大钢材的晶格常数并且可凭借较低的原子量降低其密度, 这就是 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的开发研究思路。在对低密度钢开发的过程中可以通过试验与二元、三元相图相结合的方式成分设计, 但随着合金元素数量与含量的增加, 简单的二元、三元相图已经不能满足新型低密度钢材材料开发的需求。现以

相变热力学为基础的多元体系热力学模拟计算软件(如 FactSage、JMatPro、Thermo-Calc、Pandat 等)逐渐得到冶金与材料领域学者的认可与重视^[9]。本文采用 FactSage 8.0 与 JMatPro 7.0 软件对 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的密度、凝固与冷却路径、相变与析出行为进行了计算,并结合试验数据验证了热力学计算结果,为低密度钢材料的开发应用、合金成分设计及热加工工艺制定提供了基础理论数据。

1 研究方法

试验所用的材料为实验室条件下制备的低密度钢,采用 VIM-450 真空感应炉冶炼,容量为 150 kg,铸锭重 125 kg。使用 ELTRA CS800 型红外碳硫仪测定其 C 和 S 元素的含量,使用 ONH-2000 型氧氮氢分析仪测定其 O、N 和 H 元素的含量,使用 IRIS Intrepid II XSP 型 ICP 光谱仪测得 Al 元素的含量,使用 OBLF QSN750 型光谱仪测得其他元素的含量,得到钢的化学成分如表 1 所示。采用 FactSage 8.0 热力学软件对试验钢的相变过程及析出行为进行计算,计算过程使用了 FactSage 8.0 软件中的 Equilib 与 Phase Diagram 模块^[10],采用专门用于计算钢铁材料相图的 FSstel 数据库,成分以单位克(g)进行输入,压力设置为 1 个标准大气压(101.325 kPa),在平衡条件下对数据库中存在的相不加任何条件限制,通过对计算结果的分析,讨论 Fe-Mn-Al-C 多元系中的 Mn、Al 及 C 元素对试验钢凝固冷却过程平衡相组成和相变的影响,并得到了具体的平衡相变路径图,主要研究了奥氏体和铁素体的平衡相转变及 κ -碳化物的析出规律。

本文使用 [元素] 表示对应元素的含量,如 C 的含量表示为 [C],使用 [C]-T 表示多元体系中除了 C 和基体元素 Fe 之外其他元素含量一定时的垂直截面图,其他情况以此类推。采用 JMatPro 7.0 软件对试验钢的室温(25 °C)密度进行计算,计算过程使用了 JMatPro 7.0 软件中的 Stainless Steel 数据库,试验钢成分以质量百分数进行输入。采用 PANalytical XPert MPD Pro 型 X 射线衍射仪分析试验钢的相组成,测量角度为 30°~90°,扫描速度为 10 °/min。金相试样经砂纸磨制、抛光后用 2% 的硝酸酒精溶液腐蚀,然后采用 CARL ZEISS Axio Imager A 1mm 光学显微镜与 JEOL JSM-6390LV 扫描电镜对试验钢的组织形貌进行观察,并用扫描电镜配套的 EDS 能谱仪分析析出相的成分。试验钢在马弗炉 1 000 °C 固溶 30 min 后水淬,再经 500 °C 时效处理 3、5、7、9、11、13 h 后空冷,按照标准 GB/T 228.1-2010《金属

表 1 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢化学成分/%

Table 1 Chemical composition of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel /%

C	Mn	Al	P	S	O	N	H
0.80	12.00	8.50	0.008	0.002	0.002	0.003	0.000 6

材料拉伸试验第 1 部分:室温拉伸试验方法》,采用直径 $\Phi 5$ mm 的棒状试样在 UTM5105X 型电子万能试验机上测试其力学性能。

2 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢平衡凝固冷却相变与析出路径

使用 FactSage 软件计算 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢由 1 600 °C 高温液相冷却至 600 °C 的平衡相图,计算结果如图 1 所示。由图 1 可以看出,合金溶液在 1 点温度发生液固相变,生成高温铁素体;溶液冷却至 2 点时,发生液相+铁素体 $\rightarrow$ 奥氏体,奥氏体的晶核通常优先在铁素体的晶界上形成并长大。合金溶液在 3 点完全转变为固相,在 3 点温度以下,合金不再有液相出现,合金在 4 点温度以下会发生同素异构铁素体 $\rightarrow$ 奥氏体转变;当合金冷却至 5 点时开始生成 κ -碳化物,在 6 点温度发生同素异构奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体转变。

凝固相变与析出路径是研究钢铁合金组织转变和分析凝固组织的依据^[11]。由图 2 可以看出,Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的平衡凝固和冷却相变路径为:液相 $\rightarrow$ 液相+铁素体 $\rightarrow$ 液相+铁素体+奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体+奥氏体 $\rightarrow$ 奥氏体 $\rightarrow$ 奥氏体+ κ -碳化物 $\rightarrow$ 铁素体+奥氏体+ κ -碳化物。由图 1(b)可以看出,试验钢的凝固相变与析出路径受碳含量的影响,当碳含量小于 A 点时,试验钢中没有单相奥氏体出现,其析出路径为:液相 $\rightarrow$ 液相+铁素体 $\rightarrow$ 液相+铁素体+奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体+奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体+奥氏体+ κ -碳化物。当碳含量大于 A 点时,试验钢中出现单相奥氏体区,其析出路径为:液相 $\rightarrow$ 液相+铁素体 $\rightarrow$ 液相+铁素体+奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体+奥氏体 $\rightarrow$ 奥氏体 $\rightarrow$ 奥氏体+ κ -碳化物 $\rightarrow$ 铁素体+奥氏体+ κ -碳化物。

3 合金元素对 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢相变及析出行为的影响

3.1 [Al]-T 垂直截面相图

为分析 Al 含量对相组成和相变的影响,运用 FactSage 软件计算 Fe-12Mn-xAl-(0.8/1.0)C 低密度钢多元系中所有相随 Al 含量的变化曲线,分别得到 C 的质量分数为 0.8% 和 1.0% 时 600~1 600 °C

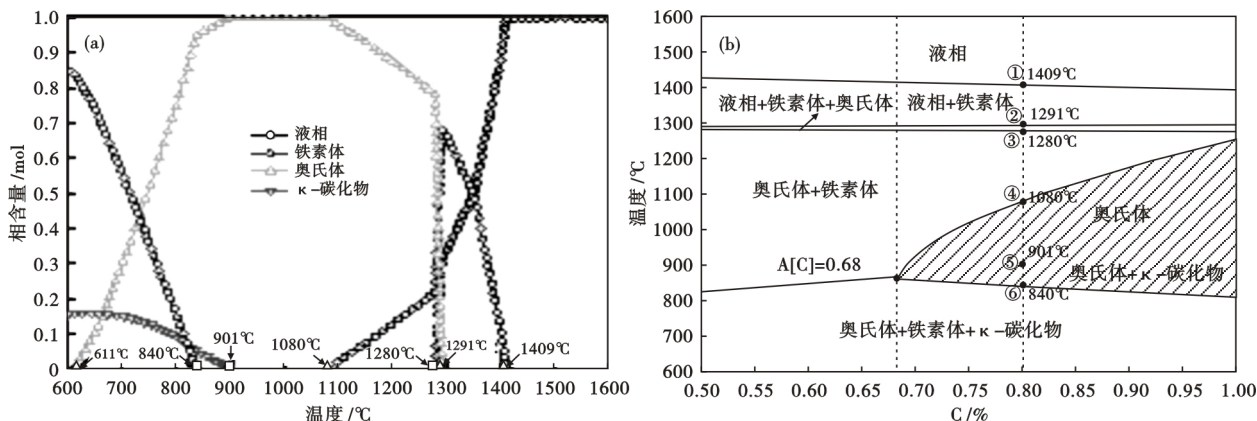


图 1 FactSage 软件计算所得 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 体系的 (a) 各平衡相含量与温度的关系图; (b) 相变与碳含量的关系图

Fig. 1 Graphs of equilibrium phases of (a) relationship of content of each equilibrium phases vs temperature; (b) phase transition vs carbon content of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C system calculated by FactSage software

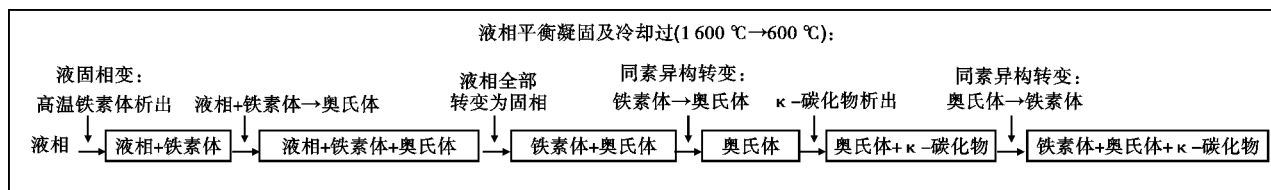


图 2 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 体系的平衡凝固及冷却相变路径图

Fig. 2 Phase transition path diagram of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C system during equilibrium solidification and cooling

的 [Al] - T 垂直截面图, 如图 3 所示。由图 3 可知, κ -碳化物的析出温度随着 Al 含量的增加而升高, 因此 Al 含量增加可促进 κ -碳化物生成。 κ -碳化物的相组成为 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Al})\text{C}_x$, 是钙钛矿结构的近程有序第二相, 很多学者认为细小且弥散的 κ -碳化物是由调幅分解形成的, 而非形核长大形成, 关于 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Al})\text{C}_x$ 中 x 的取值, Sato^[14] 得出的 x 值为 0.4, 而 Storchak^[15] 得到的 x 值为 0.66, 由于 Fe-Mn-Al-C 低密度钢中有大量的 Al 与 C 元

素, 导致弥散分布的 κ -碳化物成为一种独特的强化机制。Al 是形成并稳定铁素体相的元素, 随着 Al 元素增加, 奥氏体相区缩小, 铁素体相区增加。Al 含量增加还会增加高锰钢的层错能, 有利于形变孪晶形成, 提高材料的强塑性^[12]。C 是奥氏体稳定化元素, 由图 3 (a, b) 可以看出, C 含量从 0.8% 增加到 1.0%, 其奥氏体相区面积显著增大。

3.2 [Mn] - T 垂直截面相图

为分析 Mn 对 Fe- x Mn-(8/9) Al-0.8C 低密度钢

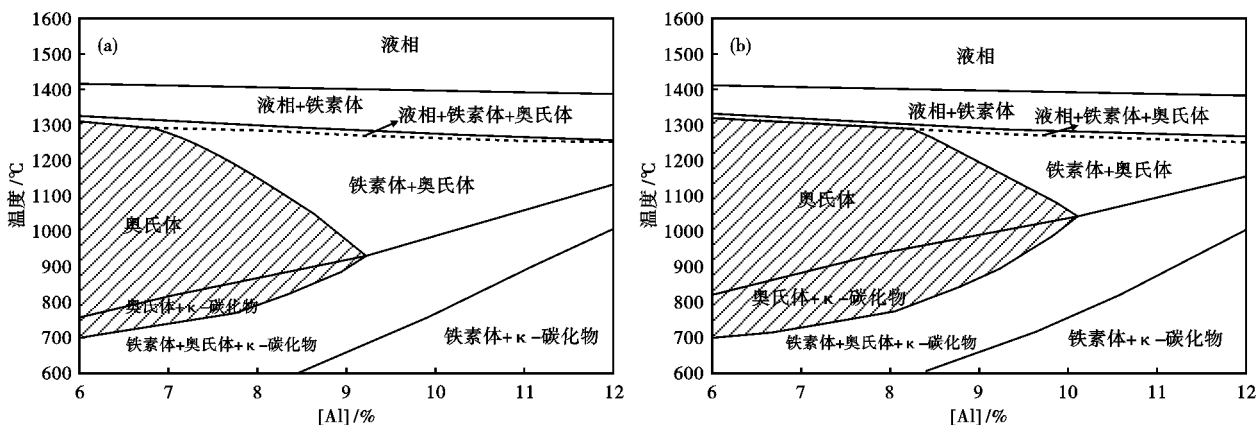


图 3 Fe-12Mn- x Al-(0.8/1.0) C 体系截面图: (a) [C] = 0.8%; (b) [C] = 1.0%

Fig. 3 Vertical section of Fe-12Mn- x Al-(0.8/1.0) C system: (a) [C] = 0.8%; (b) [C] = 1.0%

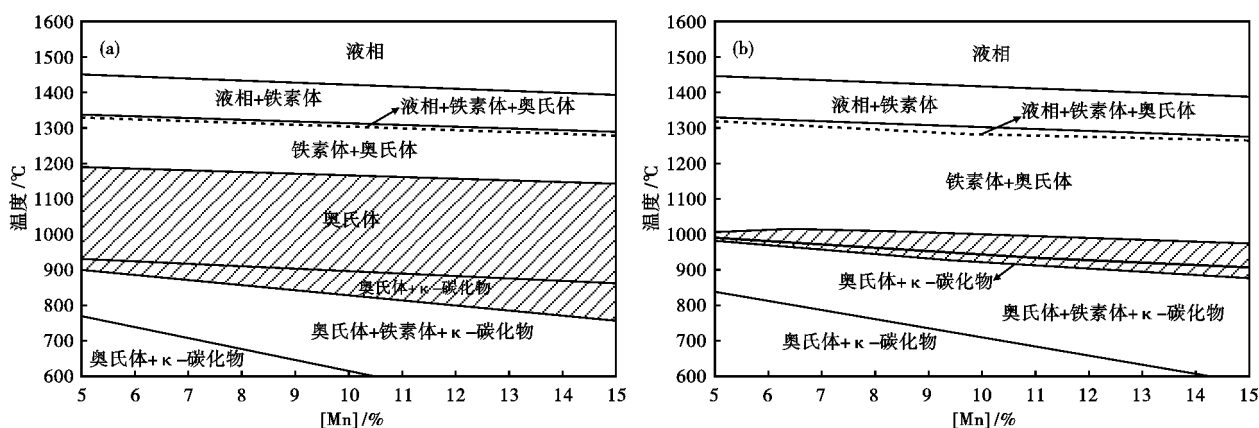


图 4 Fe-xMn-(8/9) Al-0.8C 体系截面图: (a) [Al] = 8%; (b) [Al] = 9%

Fig. 4 Vertical section of Fe-xMn-(8/9) Al-0.8C system: (a) [Al] = 8%; (b) [Al] = 9%

多元系不同温度下的平衡相组成和相变的影响,运用 FactSage 软件计算不同 Al 含量的 [Mn]-T 垂直截面图。由图 4 可以看出,随着 Mn 含量增加,奥氏体单相区与奥氏体+ κ -碳化物双相区增大,这说明 Mn 元素在低密度钢中具有稳定并扩大奥氏体相区的作用。另外, Mn 元素可以使 Ms 点降低,以固溶态存在时可以强化基体,增加材料的层错能,使其在变形过程中产生密集孪晶,显著提高低密度钢的延伸率。在钢铁材料中, Mn 含量过高容易形成穿晶组织结构,使焊接性能大幅下降,导热性能降低,不利于材料综合性能的改善。Al 是形成并稳定铁素体相的元素,随着 Al 含量增加(8%→9%),奥氏体单相区与奥氏体+ κ -碳化物双相区面积减小十分明显,这与图 3 的计算结果是相同的。

3.3 [C]-T 垂直截面图

为分析 C 对 Fe-12Mn-(8/9) Al-xC 低密度钢多元系不同温度下的平衡相组成和相变的影响,运用 FactSage 软件计算不同 C 含量的 [C]-T 垂直截面

图。由图 5 可以看出,随着 C 含量增加,单相奥氏体区与奥氏体+ κ -碳化物双相区明显增大,这说明 C 元素是奥氏体稳定化元素,随着奥氏体中含 C 量增加,当钢快速冷却时,可以使奥氏体保留于室温,在 Al 与 Mn 含量较高的 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢中,奥氏体相化学成分不稳定,增加 C 含量有利于提高低密度钢的力学性能。当低密度钢作为成形用钢时,其含 C 量不能太高, C 含量太高会对钢材的焊接性能和成形性能造成不利影响。Al 和 C 元素合金化的低密度钢在热处理过程中通常会产生 κ -碳化物,由图 5 可以看出,随着 C 含量增加, κ -碳化物的析出温度升高,这说明 C 对 κ -碳化物析出具有促进作用。 κ -碳化物的大小和形貌会强烈地影响 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的强韧性,在基体内均匀弥散分布的纳米级 κ -碳化物起强化效果,对塑性降低不是很明显,但晶界粗大的片状或带状的 κ -碳化物,会使材料产生脆性断裂并严重损害其强韧性,为了避免 κ -碳化物在晶界大量产生,应合理设计低密度

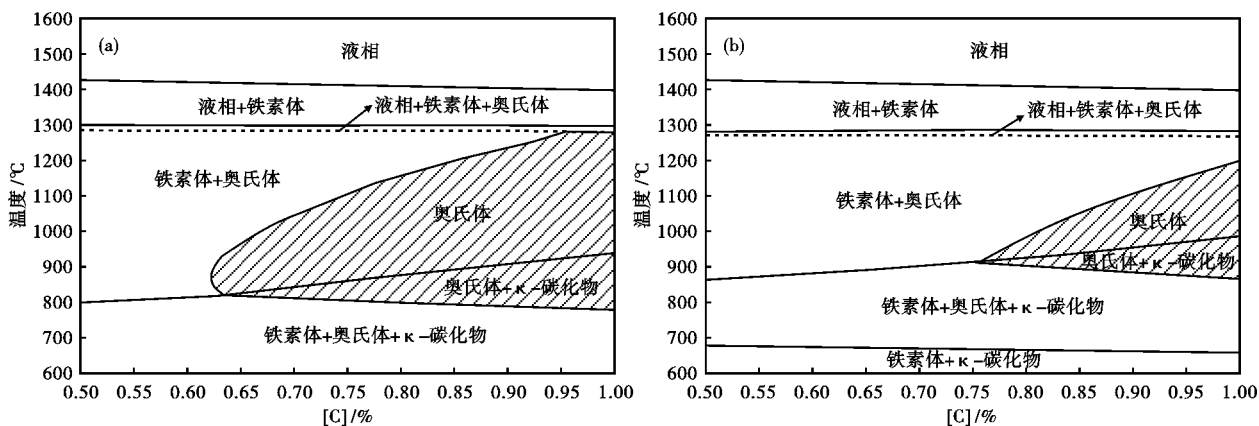


图 5 Fe-12Mn-(8/9) Al-xC 体系截面图: (a) [Al] = 8%; (b) [Al] = 9%

Fig. 5 Vertical section of Fe-12Mn-(8/9) Al-xC system: (a) [Al] = 8%; (b) [Al] = 9%

钢中的 C 含量^[3]。

4 合金元素对 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢密度的影响

密度低是 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的一个很重要特性,是其应用到汽车行业的重要原因。将比 Fe (7.8 g/cm^3) 密度低的元素例如 Al (2.7 g/cm^3), Si (2.3 g/cm^3), Mn (7.21 g/cm^3) 和 Cr (7.19 g/cm^3) 等添加到材料中可以降低其密度,其密度得以降低的主要原因是这些轻量化的元素本身的密度较低并且改变了材料的晶格常数,有研究发现,12% 的 Al 可以导致钢的密度降低 17%,其中晶格膨胀贡献 10%,原子质量的减少贡献 7%^[4]。采用 JMatPro 软件对 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的密度进行计算,由图 6 可以看出 Al, C 和 Mn 含量增加导致钢材的密度呈直线下降,其中 Al 元素对于钢的密度降低有着很强的影响,所以 Al 元素已经成为低密度钢中主要的合金元素。通过各元素影响的线性拟合,得出 Fe-(5~15) Mn-(6~12) Al-(0.5~1.0) C 系低密度的密度可以表示为:

$$\rho_{\text{Fe-12Mn-xAl-0.8C}} (\text{g/cm}^3) = 7.81 - 0.09 [\text{Al}] \quad (1)$$

$$\rho_{\text{Fe-xMn-8.5Al-0.8C}} (\text{g/cm}^3) = 7.098 - 0.0053 [\text{Mn}] \quad (2)$$

$$\rho_{\text{Fe-12Mn-8.5Al-xC}} (\text{g/cm}^3) = 7.06 - 0.0215 [\text{C}] \quad (3)$$

由式(1), (2), (3) 可以发现每增加 1% 的 Al, 会降低 0.09 g/cm^3 的密度, 每增加 1% 的 C, 会降低 0.0215 g/cm^3 的密度, 每增加 1% 的 Mn, 会降低 0.053 g/cm^3 的密度。研究表明^[15-17], 低密度钢中每增加 1% 的 Al, 会降低 0.101 g/cm^3 的密度, 每增加 1% 的 C, 会降低 0.41 g/cm^3 的密度, 每增加 1% 的 Mn, 会降低 0.0585 g/cm^3 的密度。通过文献数据与 JmatPro 计算结果对比可以发现, Al 与 Mn 元素对低密度钢密度的影响计算结果与文献数据很接

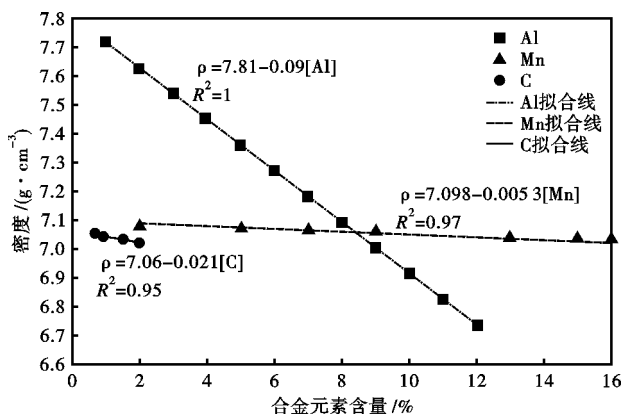


图 6 合金元素含量对 Fe-Mn-Al-C 低密度钢密度的影响

Fig. 6 Effect of alloying elements content on density of Fe-Mn-Al-C low density steel

近,但 C 元素对低密度钢密度的结果相差很大,这可能是受 JmatPro 软件数据库的影响,也可能是受多种元素耦合作用的影响。采用 JmatPro 计算得出 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的密度为 7.05 g/cm^3 ,而通过试验测得其密度为 7.00 g/cm^3 ,试验结果与计算仅相差了 0.05,由此可见通过 JmatPro 计算 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的密度具有一定的参考价值,但仅计算 C 元素对密度的影响时,其结果相差较大。

5 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢试制结果

5.1 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢组织

图 7 为 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的微观组织,由图 7 可以看出,试验钢铸态组织由铁素体与奥氏体构成,在连续的奥氏体基体上分布着带状铁素体,带状铁素体会割裂奥氏体基体的连续性,在材料变形时会对奥氏体变形起阻碍作用,影响其力学性能。图 7 为 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的 XRD 图谱,由图 7 可以看出,试验钢由奥氏体、铁素体与 κ -碳化物三相组成,这与 FactSage 的计算结果是一致的,通过峰值对比可以发现,Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢铸态组织中奥氏体相的含量明显要高于铁素体,这主要是由于 C 和 Mn 具有扩大奥氏体相区,稳定奥氏体相的作用, C 与 Mn 的加入会使奥氏体在室温下也具有非常好的稳定性。通过 XRD 文件可以计算出奥氏体和铁素体的晶格常数,由计算结果可知:奥氏体的晶格常数为 $3.664 \text{ \AA}$,铁素体晶格常数为 $2.898 \text{ \AA}$,奥氏体和铁素体的晶格常数由于 C、Mn 与 Al 的加入都有所扩张,这说明晶格扩张是导致试验钢密度下降的一个重要原因。

对晶界析出的第二相进行能谱分析,如图 8 所

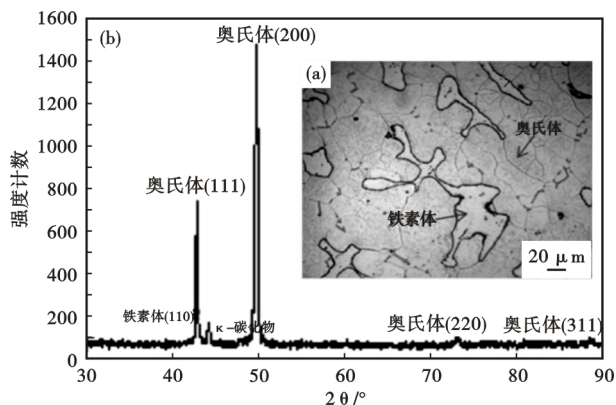


图 7 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢微观组织 (a) 及 XRD 分析 (b)

Fig. 7 Microstructure (a) and XRD analysis (b) of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel

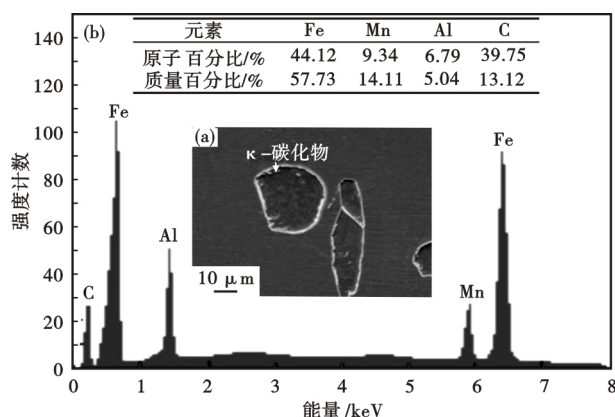


图 8 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢析出相形貌(a) 及 EDS 分析(b), SEM

Fig. 8 Morphology of precipitated phase (a) and EDS analysis (b) of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel, SEM

示。结果表明,晶界析出的第二相主要由 Fe、Mn、Al 与 C 几种元素组成,结合 XRD 分析结果与 FactSage 计算结果可以得出,其晶界间存在的析出相为 κ -碳化物 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Al})\text{C}_x$ 。由于 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢中 C 含量较高, κ -碳化物在铸态试验钢晶界处形核长大,对其综合力学性能会产生一定影响,所以在成分设计时,应尽量降低 Fe-12Mn-8.5Al- α C 系低密度钢中的 C 含量。

5.2 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢力学性能

Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢铸态及 500 °C 时效热处理后的力学性能如表 2,应力-应变曲线如图 9 所示。由图 9 可以看出,试验钢应力-应变曲线的典型特点是没有明显的屈服平台,铸态的抗拉强度为 522 MPa,屈服强度为 506 MPa,断后伸长率为 13.2%,其铸态力学性能较低,这只要是因为铸态的组织非常不均匀,在连续的奥氏体上分布着不均匀带状铁素体,割裂了奥氏体的连续性,奥氏体基体和带状铁素体之间的变形协调性较差,在材料变形时,带状铁素体会对奥氏体变形起阻碍作用,严重影响材料的力学性能。试验钢经固溶时效处理后的力学性能得到了明显改善,其抗拉强度、屈服强度与断后

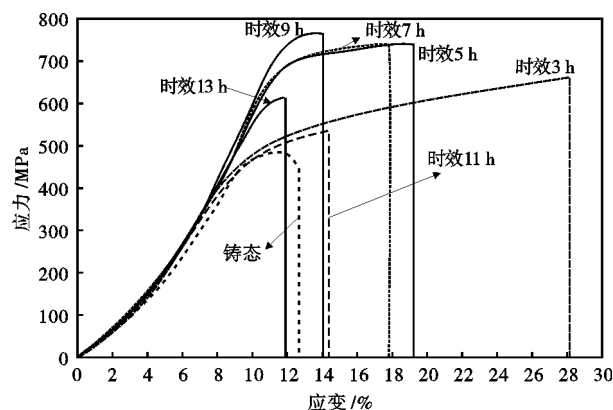


图 9 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢铸态和 500 °C 时效后的应力-应变曲线

Fig. 9 Stress-strain curves of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel casting and aged at 500 °C

伸长率明显提高,试验钢在时效 3 h 后的断后伸长率最高,达到了 28.2%,塑性最好,在时效 9 h 后的抗拉强度与屈服强度最高,分别为 766 MPa 和 702 MPa,时效强化效果明显。经研究表明,如果钢材的密度降低 10%,那么就可以保持甚至提高钢材在汽车工业中应用的优越性和竞争力,根据国际上对低密度汽车钢的研究,将抗拉强度小于 270 MPa 的成为低强度钢,抗拉强度在 270 ~ 700 MPa 为高强度钢,抗拉强度在 700 MPa 以上的为超高强度钢,本文设计的 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的力学性能已到达高强度钢的强度要求,可以为汽车轻量化材料使用方面提供更多的选择。

6 结论

(1) κ -碳化物的析出温度随着 Al 与 C 含量的增加而升高,Al 与 C 元素均可促进 κ -碳化物生成。Al、C 和 Mn 元素含量增加导致钢材的密度下降,其中 Al 对于钢的密度降低有着很大的影响。采用 JmatPro 计算得出 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的密度为 7.05 g/cm³,试验测得的密度为 7.00 g/cm³,试验结果与计算仅相差了 0.05,由此可见用 JmatPro 计算 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的密度具有一定的参考价值。

(2) Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的平衡凝固冷却相变路径为:液相→液相+铁素体→液相+铁素体+奥氏体→铁素体+奥氏体→奥氏体→奥氏体+ κ -碳化物→铁素体+奥氏体+ κ -碳化物。Mn 具有稳定生产奥氏体的作用,其含量的变化只对 Fe-(5~15)Mn-(6~12)Al-(0.5~1.0)C 系低密度钢相变温度产生影响,不会影响平衡相组成和相变

表 2 Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Fe-12Mn-8.5Al-0.8C low density steel

工艺	抗拉强度/ MPa	屈服强度 ($R_{p0.2}$)/MPa	HRC 硬度值	断后伸长率 (A_{50})/%
铸态	522	506	14.2	13.2
500 °C 时效				
3 h	656	631	15.0	28.2
5 h	736	678	16.1	20.1
7 h	738	683	18.3	16.1
9 h	766	702	19.5	14.2
11 h	536	465	20.0	13.5
13 h	611	583	24.5	11.7

路径。C 具有强烈稳定奥氏体的作用, Al 具有强烈稳定生产铁素体的作用, C 与 Al 含量改变会影响试验钢的相变路径, 当 C 含量较低或 Al 含量较高时, 试验钢中单相奥氏体相区消失, 只存在铁素体与奥氏体双相区。

(3) Fe-12Mn-8.5Al-0.8C 低密度钢的微观组织

参考文献

- [1] 康永林. 汽车轻量化先进高强度钢与节能减排 [J]. 钢铁, 2008, 43(6): 1-7.
- [2] 唐 荻, 米振莉, 陈雨来, 国外新型汽车用钢的技术要求及研究开发现状 [J]. 钢铁, 2005, 40(6): 1-5.
- [3] 马鸣图, 吴宝榕. 双相钢物理和力学冶金 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2008.
- [4] 张磊峰, 宋仁伯, 赵 超, 等. 新型汽车用钢-低密度高强韧钢的研究发展 [J]. 材料导报, 2014, 28(10): 111-129.
- [5] Sohn S S, Lee S and Lee B J, et al. Microstructural Developments and Tensile Properties of Lean Fe-Mn-Al-C Lightweight Steels [J]. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 2014, 66(9), 1857-1867.
- [6] 刘少尊, 厉 勇, 王春旭, 等. 固溶处理对 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢组织与性能的影响 [J]. 金属热处理, 2015, 40(9): 120-124.
- [7] 郎宇平, 陈海涛, 翁宇庆, 等. 热力学计算在高氮奥氏体不锈钢研究中的应用 [J]. 材料工程, 2013, 1(5): 16-22.
- [8] Bale C W, Belisle E and Chartrand P, et al. FactSage Thermochemical Software and Databases [J]. Calphad, 2002, 26(2): 189-220.
- [9] 邓振强, 刘建华, 何 杨, 等. FeCrAl 不锈钢的平衡凝固相变与析出行为 [J]. 工程科学学报, 2017, 39(5): 71-81.
- [10] Sato K, Tagawa K and Inoue Y. Age Hardening of an Fe-30Mn-9Al-0.9C Alloy by Spinodal Decomposition [J]. Scripta Metallurgica, 1988, 22(6): 899-902.
- [11] Storchak N A and Drachinskaya A G. Strengthening Nature of Fe-Mn-Al-C Alloys during Aging [J]. Fizika Metallov Metallovedenie, 1997, 44: 373-380.
- [12] Min C H, Koo J M and Lee J K, et al. Tensile Deformation of a Low Density Fe-27Mn-12Al-0.8C Duplex Steel in Association with Ordered Phases at Ambient Temperature [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 586(6): 276-283.
- [13] Umino R, Liu X J and Sutou Y. Experimental Determination and Thermodynamic Calculation of Phase Equilibria in the Fe-Mn-Al System [J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2006, 27: 56-62.
- [14] Chu C M, Huang H and Kao P W, et al. Effect of Alloying Chemistry on the Lattice Constant of Austenitic Fe-Mn-Al-C Alloys [J]. Scripta Metallurgica Et Materialia, 1994, 30(4): 505-508.
- [15] Frommeyer G, Drewes E J and Engl B. Physical and Mechanical Properties of Iron-Aluminium-(Mn, Si) Lightweight Steels [J]. Revue De Metallurgie - International Journal of Metallurgy, 2002, 97(10): 1245-1253.
- [16] Lehnhoff G R, Findley K O and Cooman B. The Influence of Silicon and Aluminum Alloying on the Lattice Parameter and Stacking Fault Energy of Austenitic Steel [J]. Scripta Materialia, 2014, 92: 19-22.

王英虎(1992-), 男, 硕士(2018 年河北工业大学), 副研究员, 2015 年唐山学院(本科)毕业, 金属材料 and 加工技术研究。E-mail: hihihowareyou@163.com

收稿日期: 2021-06-05

欢迎订阅 2022 年《特殊钢》杂志

全国各地邮局均可订阅(可破订)

邮发代号: 38-183

定价: 16.00 元/期 96.00 元/年

邮编: 435001

地址: 湖北省黄石市黄石大道316号、大冶特殊钢股份有限公司《特殊钢》杂志社

电话: 0714-6297386 6297313 0714-6297888-8010