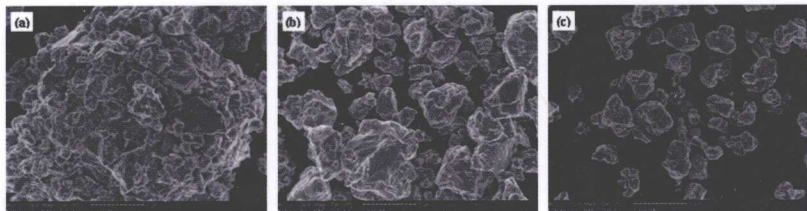


◎任 榕 吴玉程 著

NAMIJING FeAl JINSHUJIAN HUAHEWU JIQI FUHE
CAILIAO DE JIEGOU YANBIAN YU XINGNENG

纳米晶 FeAl 金属间 化合物及其复合材料的 结构演变与性能



合肥工业大学出版社

纳米晶 FeAl 金属间化合物 及其复合材料的结构演变与性能

任 榕 吴玉程 著

合肥工业大学出版社

图书在版编目(CIP)数据

纳米晶 FeAl 金属间化合物及其复合材料的结构演变与性能/任榕,吴玉程著.
—合肥:合肥工业大学出版社,2010.7

ISBN 978-7-5650-0239-7

I. ①纳… II. ①任…②吴… III. ①铁化合物:铝化合物—纳米材料
IV. ①TB383

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2010)第 140738 号

纳米晶 FeAl 金属间化合物及其复合材料的结构演变与性能

任 榕 吴玉程 著

责任编辑 权 怡

出 版	合肥工业大学出版社	版 次	2010 年 7 月第 1 版
地 址	合肥市屯溪路 193 号	印 次	2010 年 7 月第 1 次印刷
邮 编	230009	开 本	720 毫米×1000 毫米 1/16
电 话	总编室:0551-2903038 发行部:0551-2903198	印 张	8.75
网 址	www.hfutpress.com.cn	字 数	134 千字
E-mail	press@hfutpress.com.cn	印 刷	合肥学苑印务有限公司
		发 行	全国新华书店

ISBN 978-7-5650-0239-7

定价: 20.00 元

如果有影响阅读的印装质量问题,请与出版社发行部联系调换。

前 言

任榕博士学位论文研究工作是在吴玉程教授的指导下完成的,本论文基于研究的结果总结而成。此研究得到安徽省自然科学基金(090414193)和(050042076)、合肥工业大学中青年创新群体基金(103-037016)以及合肥工业大学优秀博士学位论文培育项目(103-038904)等项目的支持,围绕机械合金化合成 Fe-Al 二元和四元合金及合金系的合成机理、热处理过程中的动力学及其块体材料的力学性能和强韧化机制等内容进行研究,旨在以机械合金化技术为基础对新型高性能 FeAl 合金及其复合材料进行设计和开发,为拓宽 FeAl 基复合材料种类和进一步提高性能做一些有益的探索。

衷心感谢汤文明教授在论文的完成过程中给予的指导、启发及帮助。在论文的研究和实验工作中,还得到了材料学院黄新民、王文芳、李云、郑玉春、舒霞、程娟文、刘家琴、徐光青等老师热情无私的帮助,合肥工业大学化工学院的唐述培老师在 XRD 分析过程中给予的帮助,中国科学院固体物理研究所孔明光老师在扫描电镜分析上给予的帮助,以及本实验室一起工作学习的实验室成员薛茹君、王德广、王德宝、邓景泉、胡小晔、李东辉、王涂根、汪峰涛、宋林云、洪雨等给予的帮助,在此一并向他们表示诚挚的谢意!

由于作者水平有限,写作中难免出现错误,敬请读者批评指正。

作 者

2009 年 12 月于合肥

目 录

第 1 章 概 论	(001)
1.1 铁铝金属间化合物的研究现状	(001)
1.1.1 FeAl 合金相图和晶体结构	(002)
1.1.2 FeAl 金属间化合物的强度和脆性	(003)
1.1.3 FeAl 金属间化合物脆性的改善方法	(005)
1.1.3.1 细化晶粒	(005)
1.1.3.2 (微)合金化	(005)
1.1.3.3 复合强韧化	(006)
1.1.3.4 强韧化工艺	(007)
1.1.4 FeAl 金属间化合物材料的制备	(008)
1.1.4.1 熔铸法	(008)
1.1.4.2 反应烧结法	(009)
1.1.4.3 机械合金化	(009)
1.1.4.4 自蔓延高温合成法	(010)
1.1.4.5 电场辅助烧结	(010)
1.1.4.6 热压和热等静压法	(011)
1.2 铁铝金属间化合物基复合材料的研究现状	(012)
1.2.1 增强体的选择	(012)
1.2.2 FeAl 基复合材料制备技术	(014)
1.2.2.1 连续纤维增强复合材料	(014)
1.2.2.2 颗粒增强复合材料	(015)

1.3 机械合金化技术及其发展	(018)
1.3.1 机械合金化的合成机理	(019)
1.3.1.1 延性/延性体系	(019)
1.3.1.2 延性/脆性体系	(020)
1.3.1.3 脆性/脆性体系	(020)
1.3.2 机械合金化的特点	(021)
1.3.3 机械合金化的工艺参数	(022)
1.3.3.1 原材料的特性	(022)
1.3.3.2 球磨过程的工艺参数	(022)
1.3.4 MA 法制备材料的优势及需要解决的问题	(023)
1.3.5 机械合金化在 FeAl 基复合材料制备中的应用	(023)
1.4 FeAl 合金及其复合材料的关键技术及工艺路线	(025)
参考文献	(026)

第 2 章 机械合金化及后继热处理过程中 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 二元系的

结构演变与晶粒生长动力学	(038)
2.1 Fe-Al 二元系的机械合金化	(039)
2.1.1 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 球磨产物的物相分析	(039)
2.1.2 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 球磨产物的结构分析	(042)
2.1.3 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 球磨产物的形貌观察	(043)
2.2 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 二元系统的机械合金化机制	(045)
2.3 热处理过程中 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 二元粉体结构的演变	(046)
2.4 热处理过程中 $\text{Fe}_{50}\text{Al}_{50}$ 二元粉体的晶粒长大动力学	(051)
参考文献	(055)

第 3 章 机械合金化与热压烧结制备 FeAl 有序合金的

组织结构和力学性能	(058)
3.1 粉末热压烧结的工艺及组织特征	(059)
3.1.1 烧结前粉末的制备	(059)

3.1.2	粉末的热压烧结工艺	(059)
3.1.3	粉末热压烧结后的组织特征	(060)
3.1.4	热压烧结后试样的物相分析	(062)
3.1.5	烧结试样的成分分析	(063)
3.2	热压烧结后 FeAl 块体材料的性能	(065)
3.2.1	热压烧结后 FeAl 块体材料的性能	(065)
3.2.2	热压 FeAl 块体材料的强韧化机理	(067)
	参考文献	(068)
第 4 章 机械合金化及后继热处理过程中 Fe - Al - Ti - X(X=B,C)		
	四元系的结构演变与晶粒生长动力学	(070)
4.1	Fe _{42.5} Al _{42.5} Ti ₅ B ₁₀ 四元系的机械合金化及后继热处理	(071)
4.1.1	Fe _{42.5} Al _{42.5} Ti ₅ B ₁₀ 四元系的机械合金化	(071)
4.1.2	热处理对 Fe _{42.5} Al _{42.5} Ti ₅ B ₁₀ 粉体结构的影响	(075)
4.2	Fe ₃₅ Al ₃₅ Ti ₁₀ B ₂₀ 四元系的机械合金化及后继热处理	(080)
4.2.1	Fe ₃₅ Al ₃₅ Ti ₁₀ B ₂₀ 四元系的机械合金化	(080)
4.2.2	热处理对 Fe ₃₅ Al ₃₅ Ti ₁₀ B ₂₀ 粉体结构的影响	(083)
4.2.3	Ti、B 的添加对 Fe - Al - Ti - B 四元系的机械合金化及 后继热处理的影响	(086)
4.3	Fe ₃₅ Al ₃₅ Ti ₁₅ C ₁₅ 四元系的机械合金化及后继热处理	(089)
4.3.1	Fe ₃₅ Al ₃₅ Ti ₁₅ C ₁₅ 四元系的机械合金化	(089)
4.3.2	热处理对 Fe ₃₅ Al ₃₅ Ti ₁₅ C ₁₅ 粉体结构的影响	(093)
4.4	Fe - Al - Ti - X(X=B,C) 四元系的机械合金化机制	(096)
4.5	热处理过程中纳米晶 FeAl 的晶粒生长动力学	(096)
	参考文献	(101)
第 5 章 机械合金化与热压烧结制备 TiC/FeAl 复合材料的		
	组织结构和力学性能	(103)
5.1	粉末热压烧结工艺	(104)

5.2	复合材料的组织形貌、物相组成及化学组成分析	(104)
5.2.1	复合材料的组织形貌	(104)
5.2.1.1	复合材料的金相组织分析	(104)
5.2.1.2	复合材料的扫描电镜分析	(105)
5.2.2	复合材料的物相组成	(106)
5.2.3	复合材料的化学成分	(108)
5.3	复合材料的性能	(109)
5.3.1	复合材料的致密度	(109)
5.3.2	复合材料的力学性能	(111)
5.3.2.1	复合材料的硬度(HV)	(111)
5.3.2.2	复合材料的抗弯强度	(112)
5.3.2.3	复合材料的断裂韧性	(112)
5.3.2.4	复合材料的高温抗弯强度	(113)
第6章 机械合金化—热压固结 TiB₂/FeAl 复合材料的		
	微观结构和力学性能	(115)
6.1	粉末热压烧结工艺	(115)
6.2	复合材料的组织形貌、物相组成及化学组成分析	(116)
6.2.1	复合材料的组织形貌	(116)
6.2.1.1	复合材料的金相组织分析	(116)
6.2.1.2	复合材料的扫描电镜分析	(117)
6.2.2	复合材料的相组成	(118)
6.2.3	复合材料的化学成分	(119)
6.3	复合材料的性能	(121)
6.3.1	复合材料的致密度	(121)
6.3.2	复合材料的力学性能	(122)
6.3.2.1	复合材料的硬度(HV)	(122)
6.3.2.2	复合材料的抗弯强度	(122)

6.3.2.3 复合材料的断裂韧性	(124)
6.3.2.4 高温力学性能	(124)
6.4 FeAl 基复合材料的强韧化机理探讨	(125)
6.4.1 细晶的强韧化机制	(125)
6.4.1.1 细晶的强化	(125)
6.4.1.2 细晶的韧化	(126)
6.4.2 陶瓷颗粒的弥散强韧化	(127)
6.4.2.1 陶瓷颗粒的强化	(127)
6.4.2.2 陶瓷颗粒的韧化	(128)
参考文献	(129)

第1章 概 论

金属间化合物主要是指金属元素间、金属元素与类金属元素间形成的化合物,是一类高熔点、低密度、性质介于金属与陶瓷之间的有序结构化合物。金属间化合物具有金属键、共价键和离子键,原子长程排列有序,具有与原金属不同的结晶结构和原子结构,形成了新的有序的超点阵结构。金属间化合物强度高,抗氧化和抗硫化腐蚀性能优良,优于不锈钢和钴基、镍基合金等传统的高温合金,而其韧性又高于普通的陶瓷材料,因此金属间化合物被公认为是航空材料和高温结构材料领域内具有重要应用价值的新材料,可用于航空航天、汽车工业、能量转换系统、过滤材料等领域。目前人们的研究主要集中于 Ni_3Al 、 NiAl 、 Fe_3Al 、 FeAl 、 Ti_3Al 、 TiAl 等金属间化合物。与 $\text{Ti}-\text{Al}$ 系和 $\text{Ni}-\text{Al}$ 系相比, $\text{Fe}-\text{Al}$ 金属间化合物的原料来源丰富,制备成本低,因而具有更广泛的工业应用价值。由于其具有长程有序的特殊结构,从而带来一些特殊的物理、化学和力学性能,如独特的电、热、磁、光、声性质,优良的抗腐蚀性和高温结构性质,较高的比强度和中温强度,而且还表现出反常的屈服行为、独特的形变特征和室温脆性,铁铝金属间化合物在最近的研究中受到极大的重视。

1.1 铁铝金属间化合物的研究现状

由于金属间化合物具有严重的脆性,实用材料研究没有重大突破。1984年国际第一次高温有序金属间化合物学术研讨会召开,引起各国材料学界对金属间化合物研究的重视,一些先进工业国家如美国、日本以及欧洲诸国都有计划地组织了全国性的研究。 $\text{Fe}-\text{Al}$ 金属间化合物合金的研究始

于 20 世纪 30 年代,经历了几次研究热潮。特别是在 20 世纪 70 年代末 80 年代初 Ni_3Al 加 B 取得了突破性的进展;到了 80 年代,Fe-Al 合金作为一类结构材料面向应用得到广泛研究;到了 90 年代,研究人员进一步发现水汽是导致 Fe-Al 合金室温脆性的根本原因。至今为止,人们对 Fe-Al 合金的反常屈服行为、室温脆性、合金成分的理论设计、微合金化对 Fe-Al 性能的影响、Fe-Al 合金的制备工艺方面都进行了较全面的研究。

1.1.1 FeAl 合金相图和晶体结构

Fe-Al 二元系合金相图如图 1-1 所示,表明了 Al 含量在 0~100% 范围内,温度在 673K~2073K 下 Fe-Al 合金平衡态相组成情况。Fe-Al 系金属间化合物包括 Fe_3Al 、FeAl、 FeAl_2 、 Fe_2Al_3 及 FeAl_3 五种典型结构。其中,最受关注的主要是 Fe_3Al 与 FeAl 两种化合物及其合金。FeAl 是本研究的研究对象。

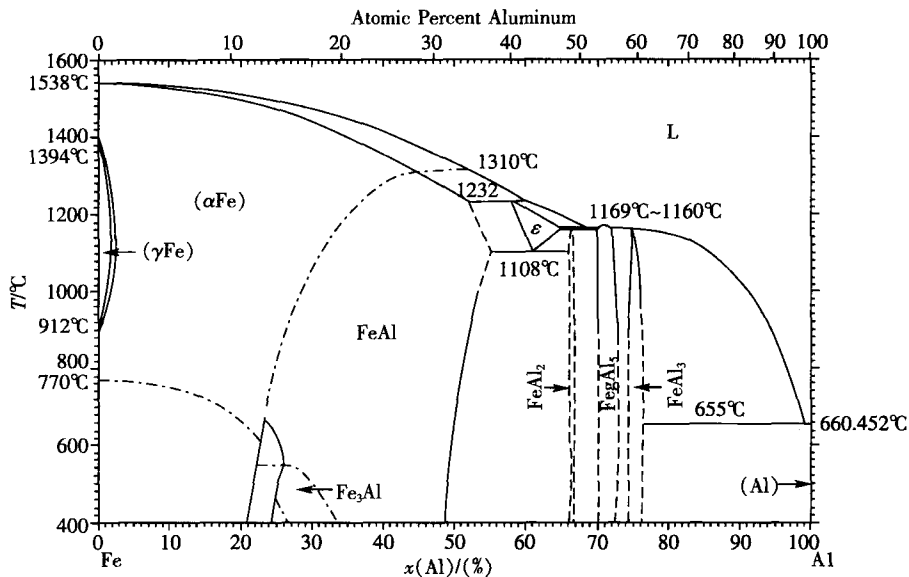


图 1-1 Fe-Al 系二元合金相图

由图 1-1 可以看出,Al 稳定于 α -Fe,在 Al 含量为 18%~20% 以下时,均为无序的含 Al 的 α -Fe 固溶体,具有铁磁性。当 Al 含量高于 18%~20% 时就出现有序化。富 Fe 的 Fe-Al 金属间化合物具有 B2 和 DO_3 两种有序结构,室温下,Al 原子百分比为 22.5%~33% 时为 DO_3 结构,Al 原子百

分比为 33%~51% 时为 B2 结构, 温度在 813K 以上 Al 原子百分比为 22.5%~51% 时均为 B2 结构。因此, 与 DO_3 结构相比, B2 结构具有更宽的成分范围, 更好的相稳定性(约 1473K 下没有相变), 而且可以固溶一定比例的第三组元, 从而可以通过合金化改善其性能。并且, 随着 Al 含量的升高, 不但 Fe-Al 金属间化合物密度降低, 而且抗氧化和抗硫化性能提高, 如 FeAl 在 1300K 以下的循环条件下的抗氧化性以及 900K 熔融硝酸盐中的耐蚀性与 Fe_3Al 相比都有显著提高。因此, 对高 Al 含量的 FeAl 合金的研究正日趋增多。

B2 型 FeAl 金属间化合物为体心立方结构, 在化学计量比下 Al 占据体心位置, Fe 占据顶角位置, Fe 高于计量比时, 多余的 Fe 占据 Al 的亚点阵位置, Al 高于计量比时形成 Al 亚点阵上的一个空位对和 Fe 亚点阵上的一个错排 Al 原子。如图 1-2 所示, B2 和 DO_3 两者之间有着相当大的差别, DO_3 型的结构更为复杂。B2 和 DO_3 都为有序金属间化合物, 有着特殊的原子键模式, 原子间有一定的配比, 电子云有一定的方向性, 类似于共价键, 以至于原子之间产生了相当强的结合力, 具有较高的抗变形能力, 所以两者均具有硬度高、弹性模量高的特性。

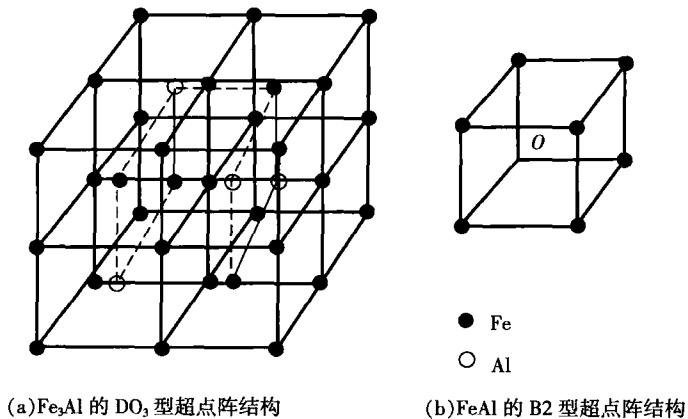


图 1-2 Fe-Al 系晶体结构

1.1.2 FeAl 金属间化合物的强度和脆性

FeAl 金属间化合物的晶胞大、滑移面间隙小、对称性低、位错的柏氏矢量高, 而且滑移系的数量有限, 故位错滑移非常困难, 所以它们的塑性很差。

一般认为金属间化合物的脆性与其结合键的性质、晶体结构、缺陷敏感度以及有序度有关。金属间化合物往往是有序结构,其变形只有通过分隔的超点阵位错滑移进行,位错的滑移势必会破坏有序结构,面缺陷将变成超晶格位错,诱发交叉滑移,位错变成止销形,从而使应变应力增加,所以 FeAl 金属间化合物硬度非常高。但这种复杂体心立方超点阵结构,对称性低、柏氏矢量高,在变形中将导致高的应力,缺乏形变滑移系统,因此 Fe-Al 金属间化合物的脆性也很大。

FeAl 的屈服强度随温度升高先升高后降低,在 873K 左右达到最大值,这是大多数金属间化合物所共有的现象。最近研究表明,这与金属间化合物的位错运动和滑移特性密切相关。FeAl 金属间化合物的室温滑移系为 $\langle 111 \rangle \{110\}$,在高温下则有 $\langle 001 \rangle \{110\}$ 和 $\langle 001 \rangle \{010\}$ 两组滑移系,在室温下,全位错 $a\langle 111 \rangle$ 分解为夹有邻近反相畴 {APB} 的 $a/2\langle 111 \rangle$ 不全位错对;由于位错芯附近的相对位移不仅发生在滑移面上,而且也分布在与它相交的 3 个 $\{110\}$ 面及其顶端所扩展的 $\{112\}$ 面上,因而位错移动较为困难,这是其室温塑性差的原因之一。高温下,其位错滑移机制还有待进一步研究。

许多学者的研究证明,除材料本身的因素外,环境也严重影响金属间化合物的塑性,特别是氢的存在,使金属间化合物的塑性大大降低。FeAl 在不同气氛环境下的力学性能,如表 1-1 所列。由表 1-1 可以看出,FeAl 在氧气中的伸长率比在空气中的伸长率有大幅度的提高,且环境氢脆只影响拉伸强度,而不影响屈服强度。Fe-Al 金属间化合物的水汽诱导脆性的形成原因有:

(1) 水汽在新鲜表面形成物理或化学吸附。

(2) 吸附的水汽与 Al 原子发生表面反应,并导致产生活性 H 原子 ($2Al + 3H_2O \rightarrow Al_2O_3 + 6H^+ + 6e^-$),活性氢原子发生团聚。

表 1-1 环境气氛对 FeAl 合金室温力学性能的影响

合金	环境气氛	$\delta / (\%)$	δ_s / MPa	δ_b / MPa
FeAl	空气	2.2	360	412
	真空 ($< 1 \times 10^{-4} \text{ Pa}$)	5.4	352	501
	氧气 ($6.7 \times 10^4 \text{ Pa}$)	17.6	360	805
	Ar+4% H_2 ($6.7 \times 10^4 \text{ Pa}$)	6.2	379	579
	水蒸气 (67 Pa)	2.4	368	430

(3) 活性氢原子从试样表面向深度方向扩散并建立氢的扩散层。

(4) 氢扩散层导致脆性裂纹形核, 并扩展导致脆断。因此, 高度有序晶格中位错的滑移和变形十分困难, 对微小成分变化极度敏感, 以及对环境的敏感是导致 Fe-Al 金属间化合物脆化的基本原因。

1.1.3 FeAl 金属间化合物脆性的改善方法

1.1.3.1 细化晶粒

随晶粒的细化, 材料强度呈现增加的趋势。此外, 大面积的界面将提供足够的晶界滑移机会, 导致变形增加, 材料的韧性也将显著增加。研究表明, 当金属间化合物晶粒细化到纳米尺度, 将表现为一定的室温塑性, 甚至变成塑性材料。因此, 纳米晶金属间化合物的研究受到关注。有研究表明, 对炉冷 Fe-40Al 合金, 在空气中、室温下测断裂伸长, 当晶粒尺寸为 $220\mu\text{m}$ 时, 伸长率仅为 1%; 而当晶粒尺寸减小到 $15\mu\text{m}$ 时, 伸长率可达 3%。

1.1.3.2 (微)合金化

Fe-Al 金属间化合物的(微)合金化是其强韧化的有效手段之一。合金元素在提高 Fe-Al 金属间化合物的解理强度、晶界强度、降低 APB 能量以及促进交滑移等方面可以获得良好的效果。通常认为, (微)合金强韧化机制主要是通过有序固溶化和沉淀强化实现的。B 是微合金化最常用的元素之一, B 显著偏析于晶界附近的薄层里, 使此处的浓度比基体高出许多倍, 降低氢原子沿晶扩散系数, 抑制了环境氢脆, 提高了晶界断裂强度。但对 B 的增韧机理目前还有争议。Inoue 等用 B 来增韧 Fe-40Al, 发现 B 提高了晶界结合强度, Fe-40Al-0.1B 在空气和油浴中都表现为穿晶断裂。B 能有效抑制由于环境脆性导致的加载速率依赖性, 大大提高材料加载时的临界应力强度, 但 B 并不能改善本征脆性。此外, 微量 B 对 Fe_3Al 的塑性与解理断裂行为影响不大, 过量的 B 提高了高温强度, 但降低了室温和高温塑性。

Ce 等亲氧元素能抑制空洞形成, 改善材料的致密度。同时, Fe_3Al 在 1273K 以上抗氧化性能急剧下降, 氧化层出现裂纹并剥落, 加入少量的 Ce 能使 Fe_3Al 抗氧化性提高一个数量级。张忠铎等的研究表明, 在 Fe-28Al 中加入质量分数为 0.15% 的 Ce 可以细化晶粒尺寸, 起着表面改性作用, 抑

制了合金产生氢脆倾向,提高了合金的室温塑性。柯见洪等研究表明,如果将 C 的质量分数从 $500 \times 10^{-6} \%$ 降至 $50 \times 10^{-6} \%$,可消除沉淀物,且能有效抑制热裂纹的形成,在屈服强度基本保持不变的前提下,使塑性大大增加。微量的 Si 能使 Fe_3Al 金属间化合物在 873K 以上的高温屈服强度和比例极限大幅度提高,但室温脆化严重。Cr 是提高室温塑性最有效的合金元素之一,2%~6% 的 Cr 能起到固溶软化的作用。Makamey 等研究发现,Cr 能明显增强解理强度,且 Cr 能降低 APB 能和促进形变诱发长程有序度降低,改变了位错运动和分解,明显促进交滑移和滑移带分散,减小滑移带位错堆积而增加晶界附近的位错堆积,从而增加晶界附近的位错堆积和应力集中,出现沿晶和解理混合断口。高小玫等用 X 射线谱仪研究了 Cr 对 Fe_3Al 韧化的机理。研究发现,在 Fe_3Al 中加入适量的 Cr,在合金表面形成数量足够、致密的保护氧化膜,可以抑制或推迟 Al 和环境水汽的反应,提高韧性。但 Kmibloe 等的研究表明,Cr 的加入对材料的高温性能不利。姚正军等研究了 Nb 和 Mo 的添加对 Fe_3Al 力学性能的影响。Nb、和 Mo 能显著提高蠕变强度,Mo 同时还能提高 Fe_3Al 合金的有序化温度和再结晶温度,但 Nb 和 Mo 的加入在一定程度上降低了合金的室温塑性,因而 Nb 和 Mo 的加入量不宜过大,其质量分数一般应控制在 2.0% 以下。添加 W 也改善了 Fe_3Al 合金高温力学性能,同时也在一定程度上降低了合金的室温塑性,但危害作用较 Nb 和 Mo 轻。Zhu 等研究表明,Ti 能改善 Fe_3Al 合金的高温强度,但增加了室温脆性,这是由于 Ti 增加了 Fe_3Al 的有序度且 Ti 弥散分散对位错运动起阻碍作用。目前,在 Fe-28Al 的基础上添加微量和适量的合金元素,已发展了一系列 Fe_3Al 金属间化合物。

1.1.3.3 复合强韧化

在 Fe-Al 金属间化合物基体中加入连续(如长纤维)或非连续的增强相(如短纤维、晶须及颗粒等),通过调节复合材料内的应力分布、阻止裂纹扩展和充分发挥增强相的作用,能使 Fe-Al 金属间化合物基复合材料具有良好的综合性能。增强相是主要承载体,界面能有效传递载荷,复合材料的机械性能依赖于增强相的形状、体积分数、尺寸和分布状态。

增强相的引入能够实现 Fe-Al 金属间化合物材料本身所不具备的许多优势,例如 Al_2O_3 、 TiB_2 及 SiC 等,增强颗粒的引入可以大大地提高

Fe-28Al-5Cr金属间化合物的室温和高温力学性能,而且金属Cr、B颗粒的引入能够明显改善Fe-Al金属间化合物的塑性;一定体积分数 Al_2O_3 纤维引入基体形成的复合材料具有较高的断裂强度。因此,Fe-Al金属间化合物基复合材料具有金属间化合物材料所不具备的许多优异的性能,这包括力学性能、物理性能和其他功能特性等,大大扩展了Fe-Al金属间化合物材料作为一种新型材料在军事工业和民用工业中的应用。然而,关于Fe-Al金属间化合物基复合材料,还有很多基础和应用问题没有解决,一些新的复合材料体系仍然需要探索和研究。

1.1.3.4 强韧化工艺

液态成形工艺具有简单、制造成本低且易于制备大尺寸零部件的优点,是制备颗粒增强Fe-Al金属间化合物基复合材料最常采用的方法之一。但由于金属间化合物熔点很高,妨碍了铸锭冶金成型,熔化的金属具有高的反应活性而导致Fe-Al增强相的溶解。另外,含有大量陶瓷增强相的熔体黏度较高,流动性差,从而也导致铸造成型困难。因此,采用液态成型工艺制造颗粒增强Fe-Al金属间化合物复合材料受到一定限制。相比之下,采用粉末固相成型工艺更为常见。其中,粉末冶金工艺可有效地控制微观组织细化晶粒,从而有效提高材料的力学性能。采用该工艺制备的B2结构的Fe-Al合金,室温伸长率可达到12%,屈服强度达到350MPa。快速凝固工艺可更有效地细化晶粒,增加化学均匀性,并可产生非平衡组织。利用该工艺制粉、热压烧结的 Fe_3Al 金属间化合物,其室温伸长率可高达20%,抗拉强度可达960MPa。未经再结晶的拉长晶粒组织对改善塑性有利,无序B2相结构也对塑性有利,为此开发了B2热机械处理工艺,合金的室温塑性可达10%以上,同时强度也得到了提高。热机械处理改变 Fe_3Al 的组织结构,陈国良等将Fe-28Al-5Cr经温轧得到拉长晶粒的组织,再经过973K固溶1h油冷处理,空气中拉伸率达到16.8%;热处理对FeAl合金力学性能有重要影响,因为从高温直接淬火保留了高浓度空位,导致空位强化,塑性降低,因此通过长时间(5天~7天)的退火可改善FeAl的塑性。采用特殊的热处理和表面处理工艺,在试样表面能形成一层致密的并与基体结合良好的氧化层保护膜,可以有效地防止环境氢脆,且具有良好的耐久性。孙扬善对 Fe_3Al 进行了表面镀膜实验,发现经镀膜保护后, Fe_3Al 不仅强度有大幅度

提高,而且室温变形率从 6% 上升到 18%。此外,控制合金有害杂质的含量和制成单晶也能有效地提高合金的性能。

1.1.4 FeAl 金属间化合物材料的制备

制备方法直接影响着 FeAl 金属间化合物的结构、性能及应用。目前 FeAl 金属间化合物的制备方法主要有:冶金熔炼、铸造、轧制、燃烧合成、快速凝固、真空热挤压、热等静压、反应合成、固液反应球磨等。由于 Fe-Al 金属间化合物的熔点高,用熔炼法制备比较困难,并且,熔炼中容易产生成分偏析,用熔铸法制得的金属间化合物存在中温低塑区,加工性能差;用沉积方法可以得到薄膜,不易得到实用的块体材料;化学反应合成因反应剂的加入,需要分离与提纯。相比之下,粉末冶金方法具有易于控制微观结构、成分均匀、无偏析、晶粒细小、可以通过添加合金元素或弥散硬质粒子进行弥散强化等一系列优点,并且可以制备实用的块体结构材料,可以实现近净成型,其后处理也相对简单,解决了加工困难和材料利用率问题,从而为 FeAl 基合金的研究、开发提供了一条新途径。

1.1.4.1 熔铸法

熔铸法的理论依据是平衡相图。当合金的成分一定,可以依据平衡相图来控制熔体的冷却速度,使之得到所需要的组织和性能;还可以依据平衡相图进行热处理,调整组织和性能,它是金属材料的基本制备方法。这种平衡制备方法的优点是效率高、成本低,但铸态组织晶粒粗大,成分偏析,室温塑性低,脆性大;另外,液态金属间化合物的流动性较差,凝固时容易产生缩孔或缩松,产生微裂纹,使铸件的性能降低。改善质量与性能的方法主要包括:合金化细化晶粒,改善组织;采用热机械处理工艺,通过热变形细化晶粒,减缓氢脆。

有文献对 Fe_3Al 合金的铸造性能进行过系统研究。从流动性看, Fe_3Al 是一种流动性较差的合金。合适的合金化不仅可以提高流动性,从而改善材料的充型能力,而且还可以有效地提高合金的压缩强度,如摩尔分数为 0.05 的 Ce 的加入,可使其抗压强度从 2070MPa 增加到 2415MPa。上述铸造技术的开发应用,使铸态 Fe-Al 合金的开发应用具备了前景,如能利用特种铸造技术实现材料的精密成型,不仅能大大提高材料的流动性(压力铸