

SiC_p/Al基复合材料的 结构、力学与腐蚀性能

贺春林 才庆魁 著



東北大學出版社
Northeastern University Press

SiC_p/Al 基复合材料的 结构、力学与腐蚀性能

贺春林 才庆魁 著

东北大学出版社

· 沈 阳 ·

© 贺春林 才庆魁 2008

图书在版编目 (CIP) 数据

SiC_p/Al 基复合材料的结构、力学与腐蚀性能 / 贺春林, 才庆魁著. —沈阳: 东北大学出版社, 2008.3

ISBN 978-7-81102-516-3

I. S… II. ①贺… ②才… III. ①陶瓷复合材料: 金属复合材料—结构力学 ②陶瓷复合材料: 金属复合材料—腐蚀 IV. TB333

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2008) 第 033151 号

内容提要

本书共分 5 章。系统介绍了颗粒增强金属基复合材料的发展现状、SiC 颗粒增强铝基复合材料的制备、组织与力学性能、织构、耐蚀性能、复合材料阳极氧化膜的制备工艺、成膜机制、微结构特征及耐蚀性等。

本书可作为高校材料科学与工程专业的高年级本科生、研究生的参考读物, 也可供从事相关专业的科技人员使用。

出版者: 东北大学出版社

地址: 沈阳市和平区文化路 3 号巷 11 号

邮编: 110004

电话: 024—83687331 (市场部) 83680267 (社务室)

传真: 024—83680180 (市场部) 83680265 (社务室)

E-mail: neuph@neupress.com

http://www.neupress.com

印刷者: 沈阳中科印刷有限责任公司

发行者: 东北大学出版社

幅面尺寸: 170mm × 228mm

印 张: 9.5

字 数: 180 千字

出版时间: 2008 年 3 月第 1 版

印刷时间: 2008 年 3 月第 1 次印刷

责任编辑: 牛连功 向 荣

责任校对: 郎 昆

封面设计: 唐敏智

责任出版: 杨华宁

ISBN 978-7-81102-516-3

定 价: 32.00 元

前 言

材料是科学技术发展的基础。现代科学技术的发展,对材料性能提出了更高的要求,希望材料既具有某些特殊性能又具有良好的综合性能。显然,传统的单一材料已难以满足这些需要。因此,人们将注意力转向先进复合材料。先进复合材料包括陶瓷基、高分子基和金属基复合材料,其中后者因具有高比强度、高比刚度、耐磨损、耐高温等一系列优点,成为航空航天、先进武器等尖端技术领域的理想材料。在近二三十年来,金属基复合材料越来越受到世界各科技发达国家的重视。

颗粒增强金属基复合材料由于具有优异的物理和力学性能、可用传统的金属加工工艺来制造和加工、成本低廉等一系列特点,因此,近二十多年来得到了迅速发展。纳米材料技术以及原位复合制备技术的迅速发展,使得这类材料的性能不断改善,应用领域不断扩大。但是,增强颗粒的引入,又使复合材料具有非均质结构,导致复合材料的耐蚀性能有不同程度的下降,同时也对复合材料的腐蚀防护技术提出了更高的要求。高性能的材料制备工艺和高效性的腐蚀防护技术是颗粒增强金属基复合材料的研究热点和难点,决定着材料的应用前景。

本书是作者多年来从事金属基复合材料相关理论与应用研究所取得成果以及所掌握资料的系统归纳和总结,力图反映这一领域的最新研究成果。全书共5章,内容包括:颗粒增强金属基复合材料的制备工艺、结构特征、强化机制、铝基复合材料的腐蚀与防护研

究进展等；超细 SiC 颗粒增强铝基复合材料的制备、微结构、力学性能以及强化机制；颗粒尺寸对铝基复合材料织构的影响；颗粒增强铝基复合材料的腐蚀性能及腐蚀机制；铝基复合材料阳极氧化膜的制备工艺、结构特征、成膜机制、耐蚀性能等。

由于作者水平所限，书中难免有疏漏、不妥和错误之处，敬请读者批评指正。

感谢沈阳大学出版基金的资助。

谨向书中所引文献的作者们深表谢意！

作 者

2008 年 1 月

目 录

第1章 绪 论	1
1.1 引 言	1
1.2 颗粒增强金属基复合材料的制备工艺	2
1.2.1 液相工艺	2
1.2.2 固相工艺	3
1.2.3 双相工艺	4
1.3 颗粒增强金属基复合材料界面	4
1.3.1 界面结合形式	4
1.3.2 界面对金属基复合材料性能的影响	5
1.4 金属基复合材料的微观结构	6
1.4.1 增强相	6
1.4.2 位 错	7
1.4.3 晶粒结构	7
1.4.4 时效析出相	8
1.4.5 织 构	8
1.5 金属基复合材料的强化机制	9
1.5.1 微观力学强化机制	9
1.5.2 微观结构强化机制	11
1.6 颗粒增强金属基复合材料的显微损伤	15
1.6.1 基体破坏	15
1.6.2 增强相断裂	16
1.6.3 界面破坏	17
1.7 铝基复合材料的腐蚀	17
1.7.1 SiC/Al 复合材料的腐蚀	17
1.7.2 Gr/Al 复合材料的腐蚀	20
1.7.3 Al ₂ O ₃ /Al 复合材料的腐蚀	21
1.7.4 B/Al 复合材料的腐蚀	21
1.7.5 TiC/Al 复合材料的腐蚀	21

1.7.6 影响铝基复合材料腐蚀的因素	22
1.8 铝基复合材料的腐蚀控制	23
1.8.1 Al MMCs 保护方法分类	23
1.8.2 Al MMCs 腐蚀控制研究现状	24
本章参考文献	27
第 2 章 SiC_p/Al 基复合材料的制备、组织与力学性能	42
2.1 引言	42
2.2 复合材料的制备	42
2.2.1 原材料的选择	42
2.2.2 SiC _p /Al MMCs 的制备	44
2.3 SiC _p /Al MMCs 的微结构	45
2.3.1 纳米复合材料的微结构	45
2.3.2 亚微米复合材料的微结构	49
2.3.3 微米复合材料的微结构	51
2.4 复合材料的拉伸性能	53
2.4.1 拉伸性能测试	53
2.4.2 纳米复合材料的拉伸性能	53
2.4.3 亚微米复合材料的拉伸性能	54
2.4.4 微米复合材料的拉伸性能	55
2.5 不同颗粒尺寸增强 MMCs 拉伸性能比较	56
2.5.1 SiC _p /Al MMCs 的屈服强度和最大拉伸强度	56
2.5.2 SiC _p /Al MMCs 的相对延伸率和断面收缩率	57
2.6 SiC _p /Al MMCs 拉伸断口形貌	58
2.6.1 纯 Al 拉伸断口形貌	59
2.6.2 纳米 SiC _p /Al MMCs 拉伸断口形貌	59
2.6.3 亚微米 SiC _p /Al MMCs 拉伸断口形貌	61
2.6.4 微米 SiC _p /Al MMCs 拉伸断口形貌	61
2.7 拉伸结果讨论	64
2.7.1 SiC _p /Al MMCs 的屈服强度	64
2.7.2 SiC _p /Al MMCs 的最大拉伸强度、延性和拉伸断口形貌	68
2.8 SiC _p /Al MMCs 的硬度-强度关系	71
2.9 SiC _p /Al MMCs 的弹性性能	74
2.9.1 弹性模量和泊松比的测量方法	74

2.9.2 SiC_p/Al MMCs 的弹性模量和泊松比	74
2.10 小 结	76
本章参考文献	77
第 3 章 SiC_p/Al 基复合材料的织构	81
3.1 晶粒三维取向分布函数分析法简介	81
3.1.1 晶粒三维取向分布函数	81
3.1.2 利用极图求算 ODF	82
3.2 SiC_p/Al 基复合材料织构研究现状	84
3.3 材料与织构表征方法	84
3.4 SiC_p/Al MMCs 织构	85
3.5 结果讨论	87
3.5.1 含有第二相不变形颗粒的金属的变形过程	87
3.5.2 SiC 颗粒尺寸对织构的影响	89
3.5.3 SiC 颗粒体积分数对织构的影响	91
3.6 小 结	92
本章参考文献	93
第 4 章 SiC_p/Al 基复合材料的耐蚀性	95
4.1 引 言	95
4.2 材料与耐蚀性表征方法	96
4.2.1 材 料	96
4.2.2 极化曲线和电化学阻抗谱测试	96
4.2.3 浸泡实验	97
4.2.4 腐蚀形貌观察	97
4.3 轧制态 $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ MMC 的耐蚀性	97
4.3.1 极化曲线	97
4.3.2 电化学阻抗谱	98
4.3.3 腐蚀失重	98
4.3.4 腐蚀形貌	100
4.4 挤压态 $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ MMCs 的耐蚀性	103
4.4.1 腐蚀行为	103
4.4.2 腐蚀形貌	106
4.5 小 结	110

本章参考文献	110
第 5 章 SiC_p/Al 基复合材料的阳极氧化	113
5.1 概 述	113
5.2 阳极氧化膜的制备工艺与表征方法	114
5.2.1 阳极氧化膜的制备	114
5.2.2 阳极氧化膜耐蚀性的表征	114
5.2.3 阳极氧化膜的厚度和表面形貌观察	115
5.3 阳极氧化膜的电位-时间曲线	115
5.4 阳极氧化膜的耐蚀性	116
5.4.1 阳极氧化膜的点滴试验	116
5.4.2 阳极氧化膜的极化行为	117
5.4.3 阳极氧化膜的电化学阻抗谱	119
5.5 阳极氧化膜结构	127
5.5.1 阳极氧化膜的表面及断面形貌	127
5.5.2 阳极氧化膜的 TEM 形貌	132
5.5.3 电流密度对 MMC 阳极氧化膜形貌的影响	134
5.5.4 SiC 颗粒尺寸对 MMC 阳极氧化膜厚度的影响	136
5.6 SiC _p /Al MMCs 阳极氧化膜形成机制	138
5.7 小 结	141
本章参考文献	142

第1章 绪论

1.1 引言

现代科学的发展和技术的进步,对材料性能提出了更高的要求,希望材料既具有某些特殊性能又具有良好的综合性能。显然,传统的单一材料已难以满足这些需要。由于合成一种新的单一材料,使之满足各种高要求的综合指标,难度相当大,因此人们将注意力转向先进复合材料。利用复合材料所特有的复合效应,进行优化设计,可容易地产生原组成材料所不具备的、并能满足实际需要的特殊性能和综合性能。当前,国际上的材料科学家普遍认为,人类已经从合成材料的时代进入复合材料时代^[1,2]。根据国际标准化组织的定义,复合材料是由两种或两种以上物理或化学性质不同的物质复合而成的一种多相固体材料。

先进复合材料包括陶瓷基、高分子基和金属基复合材料^[1],其中后者因具有高比强度、高比刚度、耐磨损、耐高温、导电性和导热性好、膨胀系数低,尺寸稳定性高,以及不吸潮、不老化、不放气和良好的疲劳性能与断裂性能等一系列优点,成为航空航天、先进武器等尖端技术的理想材料^[2],在近二十多年来,越来越受到世界各科技发达国家的重视。

人们最初对金属基复合材料(Metal matrix composites, MMCs)的兴趣来源于高强度的陶瓷或金属纤维增强金属,随后发现短纤维也能显著地提高金属的强度和模量^[3],后来又发现在金属中加入 SiC 和 Al₂O₃ 等廉价的颗粒也能有效地提高其强度、刚度、耐磨性,改变材料的热膨胀和导电性^[4-6],而且材料各向同性;同时它们还可用传统的金属加工工艺如粉末冶金、铸造、挤压、轧制、锻造等方法来制造^[6,7],从而大大降低成本。所以,20世纪80年代中期以来,颗粒增强金属基复合材料得到了迅速发展。从目前情况看,复合材料可望作为新一代性能优异的结构材料广泛用于航空、航天、汽车、电子、先进武器、体育等领域。

但是,MMCs的发展历史毕竟还很短,目前,其制备工艺尚不成熟,材料体系仍很有限,材料性能还不够稳定,相关的基础理论也有待完善^[8],因此有必要对 MMCs 进行深入的基础研究。

1.2 颗粒增强金属基复合材料的制备工艺

1.2.1 液相工艺

1.2.1.1 液态金属-增强相混合工艺^[9,10]

向液态金属中加入增强颗粒的方法有：

- (1) 以惰性气体为载体，用喷枪将增强颗粒注入液态金属中；
- (2) 在液态金属充型时，向金属液流中加入增强颗粒；
- (3) 向液态金属中加入增强颗粒，并加以机械搅拌；
- (4) 向液态金属中加入基体金属颗粒和增强颗粒组成的小预制块，并进行机械搅拌；
- (5) 利用离心加速度使增强颗粒分散于液态金属中；
- (6) 用往复运动杆将增强颗粒推入液态金属中；
- (7) 在用超声波搅动液态金属的同时，加入增强颗粒；
- (8) 零重力工艺——此工艺需超真空及长时间的高温。

用上述工艺可以将 SiC 及 Al₂O₃ 等颗粒加入 Al 基体中制成 MMCs^[11]，但这种方法还存在一些问题，如增强颗粒易聚集、重力沉降、基体金属的二次相析出、界面反应较严重等。

1.2.1.2 压力浸渗工艺^[8,12,13]

该工艺是先将增强体制成预制件，再将预制件放入模具后，以惰性气体或机械装置为压力媒体将金属液压入预制件的间隙，凝固后即形成复合材料。这种方法工艺简单，但预制件中的气体不易在凝固前排出，容易造成气孔与疏松，同时预制件也易产生变形和偏移。因此在此基础上，又提出了真空压力浸渗工艺^[13]，即将预制件放入位于承压容器中的模具内，抽出预制件内的气体后，用力将金属熔体由通道压入模具内，使之浸渗预制件。这种方法需要专用设备，但制品质量好，而且增强体含量可以很高。

1.2.1.3 无压浸渗工艺^[14,15]

Lanxide 公司开发的无压浸渗工艺(PrimexTM)是先将增强粒子等冷压成坯，然后将压坯浸在 Al-Mg 合金熔体中，熔体在 N₂ 气氛下浸渗至压坯中。用此方法可制备颗粒很细(小于 1μm)的 SiC 和 Al₂O₃ 增强 Al MMCs。在一定条件下，浸渗速度可达每分钟几厘米。该法在制备增强相含量高的 MMCs 时很有优势。

1.2.1.4 放热弥散工艺

放热弥散 XD(Exothermic Dispersion)技术是美国 Martin Marietta 公司开发出的一种使陶瓷颗粒在金属液中自生的工艺^[16]。其原理是将各种增强相的组元物料与金属基体粉末按一定比例均匀混合并压制成坯,加热至金属或合金的熔点以上某一温度,借助粉末间发生的放热反应生成所需的增强颗粒,弥散分布于金属基体之中。该技术具有增强相颗粒在基体中分布均匀、颗粒与基体界面干净、增强相体积分数和尺寸可控等优点,因而得到广泛应用。利用 XD 技术可以制备 TiC/Al ^[17-19], TiB_2/Al ^[20-23]等多种 MMCs。

1.2.2 固相工艺

1.2.2.1 粉末冶金工艺

粉末冶金是一种成熟的工艺方法。将金属与陶瓷颗粒混合、压实、除气、烧结成复合材料坯锭,再通过挤压、轧制、锻造、拉拔等二次加工成型材和零件^[1,24-29]。粉末冶金法适于任何合金粉末和增强物,二者的比例可按需要任意改变,增强物的含量不受工艺方法的限制,所选用的颗粒大小也可以在较大范围内改变。

该法中,合金粉末和增强物混合均匀是整个工艺的关键,因此应使二者的粒度相差不要太大^[30],如对 SiC/Al 的粒度比为 0.7:1 比 0.3:1 更易混合均匀^[16]。另外,也应注意粉末材料中常有很细的氧化物颗粒存在^[16,31]。

该法成本高,工艺及装备复杂,但制品质量好。

1.2.2.2 高能高速固结工艺^[28]

这种方法是在短时间内使陶瓷和合金粉末的混合物受到高脉冲电流的放电作用后,迅速提高能量,并在较小外力作用下,使之固结成复合材料的工艺^[32,33]。高能量高速度脉冲有利于将冷模中的导电粉体快速加热至指定温度,从而控制相变和组织粗化,这是常规粉末冶金工艺无法实现的,但此工艺的潜在用途还有待开发。高能高速固结工艺可使 MMCs 的相对密度达 95% 以上, Marcus 等^[32]用此工艺制备了 SiC/Al MMCs。

1.2.2.3 动力成形工艺(Dynamic Powder Compaction)^[28,34]

传统的粉末冶金法在高温下需有较长时间的固结过程,因而常使组织粗大。动力粉末压制是相对上述静力压制而言的,它是利用爆炸、气体驱动枪或电磁力等方式产生的强烈冲击波在瞬间通过粉末,对粉末产生高压,引起粉末颗粒间的剪切和颗粒表面的熔化,从而导致颗粒的黏结。在动力成形过程中,冲击波能量主要消耗在颗粒的表面,而此时颗粒内部温度仍然很低,于是最终

压坯的组织仅在局部发生改变。动力成形的优点是可以保留粉末的亚稳态。其缺陷是在高压施加和释放过程中,易产生裂纹^[34],且本征的组织特征发生明显的改变。

1.2.3 双相工艺

1.2.3.1 Osprey 沉积工艺^[16,28,35,36]

这种方法是将增强相注入熔化的合金液流中,然后用惰性气体使混有增强相的合金液流雾化,颗粒与半固态的雾化液滴共同沉积在基底上而形成复合材料。该工艺的特点是增强相与基体熔液接触时间短,因此二者之间的反应易于控制,且适用于多种增强相。沉积的复合材料相对密度达到 95%~98%,需进行二次加工以实现完全致密化。由于喷粉和材料复合一步完成,且制造成本位于粉末冶金和铸造法之间,因而具有广阔的发展前景。

1.2.3.2 可变的的多相共沉积工艺

可变的的多相共沉积工艺(Variable Co-deposition of Multiplephase Materials)^[28,37]基本与 Osprey 沉积工艺相同,不同点是增强颗粒是在液流被雾化后的途中从不同方向加入,并可同时加入几种增强颗粒。

1.2.3.3 半固态复合铸造^[28,38]

该工艺是将增强颗粒加入到强烈搅拌的半固态合金熔体中制成半固态复合材料浆液,再压铸成型。该工艺的优点在于通过部分凝固粒子对增强体的分散和捕捉作用,可将润湿性不好的增强颗粒加入到合金熔体中,并能防止颗粒的聚集和上浮,而使之均匀地分散。

1.3 颗粒增强金属基复合材料界面

1.3.1 界面结合形式

MMCs 的优异性能除主要取决于各组分的结构和性能外,在很大程度上还受到界面状态特征的影响^[1]。因此,界面问题一直是复合材料领域极为重要的研究课题^[8,39]。研究表明, SiC/Al MMCs 界面结合机制可分为五种。

(1) 机械结合。基体与增强相表面之间的机械咬合,如台阶状界面或锯齿状界面^[40-43]。

(2) 化学结合。基体与增强相表面之间发生电子转移,形成界面原子键合^[44]。在界面上, SiC 与 Al 有固定的晶体学位向关系^[44,45]或择优位向关

系^[46,47]。

(3) 界面扩散结合。即 Al 向 SiC 的单向扩散, 引起界面结合^[48]。这种扩散仅在粉末冶金 SiC/Al MMCs 界面出现^[48]。事实上, 许多研究^[49-51]认为, 在温度接近 650℃ 时, SiC/Al 界面是化学稳定性的, 即使温度接近 2000℃, 界面扩散也非常少^[51]。

(4) 反应结合。基体与增强相发生化学反应, 生成新相, 如 Al_4C_3 ^[51,52], Si ^[52], MgO 或 MgAl_2O_4 ^[40,53]。

(5) 混合结合。这是一种非常重要的结合, 因为在实际情况中, 经常会发现界面是由几种方式联合起作用的^[46,47,53]。

尽管对复合材料界面已进行了大量的研究, 但由于复合材料界面区结构非常复杂, 尺寸非常细小, 仅为纳米级^[8,44,54], 同时又由于受基体的成分、增强相的成分及表面性质、复合材料的制备方法及对复合材料所进行的热处理^[42]等诸多因素影响, 因此目前对界面的认识还很有限, 难以满足控制界面状况、提高材料力学性能的要求。

1.3.2 界面对金属基复合材料性能的影响

复合材料界面对其性能影响很大。界面的机能可归纳为以下几种效应。

(1) 传递效应。基体可通过界面将外力传递给增强相, 起到基体与增强相之间的桥梁作用。

(2) 阻断效应。适当的界面有阻止裂纹扩展、中断材料破坏、减缓应力集中的作用。

(3) 不连续效应。在界面上产生物理性能的不连续性和界面摩擦出现的现象, 如抗电性、电感性、磁性、耐热性等。

(4) 散热和吸收效应。光波、声波、热弹性波、冲击波等在界面产生散射和吸收, 如透光性、隔热性、隔音阻尼性、耐机械冲击及耐热冲击等。

(5) 诱导效应。复合材料中的一种组元(通常是增强体)的表面结构使另一种(如高分子基体)与之接触的物质结构由于诱导作用而发生变化, 由此产生的高弹性、低膨胀性、耐冲击性和耐热性等。

界面上产生的这些效应, 是任何单相材料所不具备的特性, 对复合材料具有重要作用。例如: 颗粒弥散增强金属基复合材料中, 颗粒可以阻止位错移动, 从而提高其强度; 在纤维增强复合材料中, 纤维与基体的界面可以阻止裂纹的进一步扩展。因此, 对于复合材料, 改善界面性能对提高材料性能有重要作用。

关于 MMCs 界面结构与性能之间关系的研究已有大量报道^[53]。研究表

明, 界面结构对 MMCs 的性能影响极大。例如, 对反应结合界面, 通常不希望增强相有过多的反应发生, 因为化学反应会使增强相的强度降低。同时, 也不希望在基体中形成脆性反应层, 因为这会为微裂纹提供萌生和扩展源, 导致基体破坏。不过, 如果在界面形成一层薄而光滑的界面反应层, 则适于保持增强相的强度。已有不少研究工作提出各种对增强相表面作涂层处理的工艺, 使涂层既改善了界面润湿性又起到反应阻挡层作用, 取得一定效果。其中, 复合梯度涂层能起到良好的综合作用^[55], 但这种方法工艺复杂, 难以大量应用。界面结合强度也对 MMCs 产生很大的影响, 因为界面具有双层作用: 一方面, 起传递应力的作用, 使增强体承担主要载荷; 另一方面, 又以界面脱黏和增强体的拔出方式来使裂纹偏转和吸收能量。实验证明, 确实存在最佳界面结合状态^[54]。然而, 由于界面的复杂性, 一时难以从理论上取得界面优化的判据, 即使界面结合力的测定, 也没有满意的方法^[8]。另外, MMCs 也存在着界面残余应力, 它对性能也有影响。然而, 目前仅能用 X 射线衍射的 $\sin^2\psi$ 法测量残余应力, 而并非真正的界面残余应力。由于对界面结合强度和残余应力的认识上存在困难, 使得在界面状况对力学性能的影响问题上, 只能停留在定性或半定量的水平, 因而目前也就无法进行真正意义上的界面设计。

1.4 金属基复合材料的微观结构

颗粒增强 MMCs 主要的结构特征是增强颗粒的分布以及由增强相引起的基体微观结构的改变, 其中颗粒的分布取决于材料的制备工艺。

1.4.1 增强相

MMCs 增强相的分布状况取决于材料的制备工艺, 它对基体的微观结构会产生影响。若增强相分布均匀, 则最终 MMCs 将具有良好的力学性能。相反, 若增强相分布不均匀, 则会使这些性能在局部发生改变^[56], 甚至导致材料过早地失效^[57]。

通常, 铸造 MMCs 中的增强相分布呈各向同性; 由于增强颗粒有利于基体晶粒从熔体中形核, 因此晶粒较小。共喷射成形材料组织均匀, 晶粒细小, 增强颗粒呈均匀弥散分布。熔体浸渗制品中的增强相的分布情况由事先的预制件决定, 其基体结构可通过调整工艺参数进行控制。原位复合材料的相分布由标准的冶金工艺方法学确定, 可以形成呈弥散分布的非连续或连续增强体。粉末工艺制品中的增强相可以达到非常均匀的分布, 但应注意金属粉末表面的氧化物, 挤压后这些氧化物以细小条带形式沿挤压方向排布。挤压结构为大的拉

长晶粒和细小的亚晶。尽管在增强颗粒附近亚晶尺寸减少，但在整个材料中亚晶结构却呈均匀分布^[58]。

1.4.2 位错

MMCs从最后的加工温度冷却下来时，因增强相与基体的热胀系数存在差异，会在材料中建立起应力场。残余热应力可通过扩散或位错形核得到松弛。这些效应的大小取决于增强相的大小、形状和体积分数以及材料加工温度和冷却速度^[59,60]。伴随着热错配引起的基体应变，位错在增强颗粒上形核，尤其易在应力很大的晶须端部或颗粒的尖角处形核^[4,61,62]，并以棱位错环的形式释放^[63,64]。而在等轴颗粒上，因应力场较小，从而导致仅有少量位错形核。

冷却后的位错分布取决于位错移动的距离。尽管人们在位错移动距离问题上还存在分歧，但普遍认为，这个距离与颗粒或晶须的直径大小为同一量级。如对铝基体，在晶须端部，这个距离为晶须直径的2~3倍^[65,66]。

除增强相处的残余应力外，位错移动距离还与基体的形变特征及流变应力有关。例如，对于高层错能的铝基体来说，释放的位错趋于形成缠结，这在高位错密度区域与晶须端部尤其明显。缠结会降低后面位错的迁移率，因此使位错释放距离减少。高的基体流变应力会阻碍位错移动^[67]。有时，增强颗粒或晶须附近的基体流变应力会很高，结果导致位错被束缚在增强相附近。

除位错形核方式外，有时热应力还以扩散的形式松弛^[67]，这在小增强颗粒周围处尤为突出。

1.4.3 晶粒结构

铝MMCs在制备后，需进行固溶或时效处理。在此过程中，通常会发生再结晶。颗粒对再结晶的影响与其粒度有关。当颗粒尺寸较大(约大于 $1\mu\text{m}$)时，颗粒会促发形核^[68]。不过，如果增强颗粒相距很近，则亚晶生长所必需的再结晶形核将会受到阻碍，从而不出现再结晶^[16]。但当颗粒体积分数 V_p 与粒径 d 之比 $V_p/d > 0.1\mu\text{m}^{-1}$ 时，再结晶将受阻^[16,68]。然而对大多数实用的MMCs，该比值常小于 $0.1\mu\text{m}^{-1}$ 。

再结晶MMCs的晶粒尺寸 D 与增强颗粒粒度 d 之间关系为^[16]

$$D = d \left(\frac{1 - V_p}{V_p} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (1.1)$$

由式(1.1)可知， V_p 增高和 d 减小均使 D 变小。因为颗粒在晶界上的曾

纳(Zener)钉扎作用, 满足式(1.1)后的晶粒生长将受到抑制, 亚晶的极限晶粒度为 $2d/3V_p$ 。

由于增强颗粒在促使新晶粒形核和使最终的细小晶粒稳定方面都非常有效, 因此 MMCs 是潜在的超塑性材料^[16]。另外, 由 Hall-Petch 关系可知, 由增强相引起的晶粒细化可增加基体的屈服强度。

1.4.4 时效析出相

MMCs 的时效析出过程强烈地影响材料的力学行为, 因而得到广泛的研究^[69-73]。通常, 增强相的存在会使时效动力学增强。其原因是热错配在颗粒与基体界面处产生大量的位错, 而时效析出相在这些位错上易于形核。于是, 对位错形核敏感的析出相(如 θ' 和 S') 在增强颗粒附近的析出明显增多^[74,75]。另外, 粉末冶金材料中细小的氧化物也会影响时效动力学。这些颗粒同界面相一样, 作为空位阱使空位浓度降低。与失配应力的塑性松弛相关的位错移动也会使空位消除^[16]。空位浓度的变化对 Al-Cu 合金 GP 区的形成和低温时效行为尤其有影响^[16]。复合材料中, 界面上会出现溶质偏析^[76], 其分布可能受基体中残余应力的影响。复合材料中, 高密度位错也能加快溶质扩散^[77]。在某些合金中, 当时效温度较高、时效时间较长时, 析出可能会在增强颗粒界面处出现。

可见, 时效析出行为取决于许多因素, 包括基体、加工历史及时效温度。不过, 尽管 MMCs 的时效动力学会改变, 但其峰时效特性通常与非增强金属一致, 尤其对于液态工艺制备的 MMCs, 更是如此。

1.4.5 织 构

具有高层错能材料(如纯铝)的冷轧织构具有铜型轧制织构。这种织构可用欧拉空间的取向管描述, 接近 $\{110\} \langle 112 \rangle$, $\{123\} \langle 634 \rangle$ 和 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 取向(所谓的黄铜织构和铜织构)^[78]。

第二相小颗粒的加入会使织构增强^[79,80]。相反, 不论材料中是否有小颗粒, 大颗粒或晶须均会使织构减弱^[81,82]。织构减弱是由于在大颗粒或晶须周围形成了变形区, 在这些区域, 织构不是随机的, 而是漫散的变形织构。这种变形区的形成会引起冷轧织构的总体减弱, 减弱程度随增强相体积分数的增加而增加, 但对增强相的尺寸不是很敏感^[82]。除了通常的织构组分外, 在冷轧晶须增强铝 MMCs 中还发现 $\{100\} \langle uvw \rangle$ 组分^[81]。

复合材料再结晶织构由立方织构、保留下来的冷轧组分和随机织构组分构成。这些组分与再结晶形核地点的取向有关。再结晶形核地点为原始晶界或晶内位置, 在晶须或颗粒增强 MMCs 中, 还出现在其他地方。由于这些地点大