图书基本信息

- 书名: <<纳米材料成形理论与技术>>
- 13位ISBN编号:9787560334707
- 10位ISBN编号:7560334709
- 出版时间:2012-8
- 出版时间:哈尔滨工业大学出版社
- 版权说明:本站所提供下载的PDF图书仅提供预览和简介,请支持正版图书。

更多资源请访问:http://www.tushu007.com

书籍目录

第1章绪论1.1纳米材料成形技术的作用与地位1.2纳米材料相关技术国内外研究现状1.2.1纳米陶瓷材料 制备及成形技术 1.2.2纳米晶金属材料制备及成形技术 1.2.3金属基纳米复合材料制备及成形技术 1.3纳 米材料的主要发展方向 1.3.1纳米材料的微纳成形技术 1.3.2纳米材料构件的批量快速制造技术 1.3.3纳米 材料成形技术的产业化 1.3.4纳米材料的变形机制 参考文献 第2章纳米复相陶瓷制备及塑性成形 2.1概述 2.2纳米陶瓷复合粉体的制备 2.2.1 Y3O3及Al2O3纳米陶瓷粉体的制备及表征 2.2.2 Al2O3—ZrO3纳米复 合粉体的制备及表征 2.3纳米复相陶瓷粉体的烧结 2.3.1 3Y—TZP / Al2O3复相陶瓷粉体烧结 2.3.2 Si2N2O—Si3N4复相陶瓷粉体烧结 2.3.3 内晶型结构及形成机理探讨 2.4陶瓷塑性成形中的摩擦与流动应 力 2.4.1坯料与模具间的摩擦分析 2.4.2陶瓷高温变形中的流动应力分析 2.5复相陶瓷超塑成形 2.5.1 3Y 瓷的塑性变形 2.6复相陶瓷的变形织构 2.6.1压缩变形 2.6.2高温变形织构化 2.6.3极图分析 2.6.4陶瓷变形 过程中组织形态演变机理 2.7复相陶瓷的织构与力学性能 2.7.1织构化复相陶瓷的力学性能 2.7.2织构化 陶瓷显微组织和力学性能的关系 参考文献 第3章纳米晶NiAl—Al2O3粉体及其复合材料的制备与成形 3.1概述 3.2纳米晶NiAI—Al2O3复合粉体制备 3.2.1纳米晶NiAl粉体的机械合金化 3.2.2纳米NiAl基复合粉 体制备 3.3 NiAI—AI2O3纳米复合粉体的热压烧结 3.3.1热压烧结工艺 3.3.2热压烧结块体材料的显微组织 3.4 NiAl—Al2O3纳米复合粉体的电脉冲烧结 3.4.1电脉冲烧结工艺 3.4.2电流烧结块体材料的显微组织 3.4.3 电流烧结块体材料显微组织特点 3.5 NiAl—Al2O3复合材料前缘模拟件的烧结—锻造 3.5.1成形工艺 3.5.2前缘模拟件的显微组织分析 3.6 NiAl—Al2O3复合材料的力学性能 3.6.1 概述 3.6.2 NiAl—Al2O3的力 学性能及其强化机制 3.6.3 NiAI—Al2O3复合材料的压缩变形行为 3.7 NiAI—Al2O3复合材料抗氧化性能 3.7.1 NiAI—AI2O3复合材料的高温氧化性能 3.7.2抗氧化性能的增强机制 3.7.3前缘模拟件的氧化测试 3.7.4稀土元素钇对NiAl—Al2O3复合材料抗氧化性能的影响 参考文献 第4章纳米镍及其复合材料的制备 与成形 4.1概述 4.2脉冲电沉积制备纳米镍及其复合材料 4.2.1 脉冲电沉积制备纳米Ni和ZrO2 / Ni纳米复 合材料 4.2.2脉冲电沉积制备SiCp / Ni纳米复合材料 4.2.3脉冲电沉积制备Fe78Si9B13 / Ni层状复合材料 第5章纳米陶瓷粉末注射成形 索引

章节摘录

版权页: 插图: 纳米材料的晶粒长大受温度作用明显,两者的晶粒尺寸都随着温度的升高而增大。 在应变速率为1.67 × 10—3s—1,温度低于450 时,ZrO2 / Ni纳米复合材料变形后的晶粒尺寸均要小于 纳米Ni。

值得注意的是,ZrO2/Ni纳米复合材料在该条件下的延伸率更高,因此同样应变速率下受温度的作用 时间更长。

例如在450 应变速率为1.67×10—3s—1,纳米Ni经过了53min(包括拉伸实验开始前的15min保温时 闻)的变形时间,晶粒长大到2.5μm;ZrO2/Ni纳米复合材料经过了75.5min(包括拉伸实验开始前 的15min保温时间),晶粒长大至1.8μm。

可见,纳米复合材料的组织稳定性要远高于纳米纯金属,这主要取决于ZrO2颗粒对晶界的钉扎作用。 众所周知,组织超塑性是一种与材料微观组织密切相关的变形行为。

纳米复合材料第二相的加入提高了内部组织的晶粒稳定性,因此更适合用于超塑成形。

电沉积纳米材料在酸性水溶液中进行的,这就不可能避免析氢反应的发生,阴极上析出的氢气泡与镍 离子共同沉积形成沉积产物中细小的空洞。

Petegem等人应用了透射电镜(TEM)和正电子湮没法(PAS)观察了纳米Ni晶粒内部的空位情况,发现即使是全致密电沉积Ni也会存在着1~2 nm的空洞,这在一定程度上影响了纳米材料的力学性能。此外,本书的拉伸实验是在没有保护气氛的加热炉中进行的。

在变形过程中,试件表面发生了氧化,出现脆性的NiO相,这对于本实验中厚度仅为120 µ m的拉伸试 件的影响是严重的。

随着拉伸的继续进行,氧化物不能很好地协调周围韧性基体的变形,最终形成裂纹。

除了上述两条纳米Ni和ZrO2 / Ni纳米复合材料共有的断裂方式,对于复合材料还要考虑增强相ZrO2颗粒的断裂以及基体Ni晶粒与增强相ZrO2颗粒之间界面的断裂。

如果增强相ZrO2颗粒的变形程度与基体Ni晶粒变形不匹配,就会在界面上产生应力集中。

如果ZrO2与Ni之间的界面强度足够高,那么应力将会被转移到坚硬的ZrO2颗粒上,这样只有该应力值 超过ZrO2本身的强度才会一起断裂;如果ZrO2与Ni之间的界面强度在某些因素(比如温度)的影响下 ,应力将会在此交界处引发微裂纹,裂纹围绕着两者的界面生长聚集,引发材料的最终断裂。

观察图4.43(g)、(h)两组图片可以发现,当温度升高至500 时,纳米Ni和ZrO2 / Ni纳米复合材料 在断口反映出的晶粒尺寸相似,而空洞数量后者更高,这样的组织表现与前面拉伸实验测得的延伸率 相吻合。

纳米Ni在500 ,应变速率I.67 × 10—3 s—1时的断裂延伸率为200%,而ZrO2 / Ni纳米复合材料获得的 断裂延伸率为185%。

由此可以对增强相ZrO2颗粒在超塑性变形中有一个全面的认识,均匀弥散分布的ZrO2颗粒能够有效地 抑制基体Ni晶粒的长大,从而保持超塑性变形所需要的稳定组织,但是这一有益的影响还受到温度因 素的限制,过高温度将会使得增强相的钉扎作用降低;此外一旦ZrO2与Ni之间的界面强度降低,将会 增加新的断裂源。

在实验中还发现了这样一种现象,图4.43(a)、(b)中纳米Ni拉伸试件在320 以应变速率1.67×10 —3s—1拉伸,断裂延伸率为32%,ZrO2/Ni纳米复合材料在该条件下拉伸,断裂延伸率为40%,仅稍 高于材料的室温延伸率,远低于370 以上时材料展现的超塑性延伸率。

观察此时的断口却不是室温下的韧窝聚集型,而和高温相似,表现出沿晶断裂的特征。 说明材料的断裂模式是由温度控制的,和变形量没有明显的因果关系。

编辑推荐

《航天科学与工程专著系列:纳米材料成形理论与技术》主要供从事材料与成形技术相关的高等院校、 研究院所的师生和研究人员,以及与材料成形技术有关的企业技术人员参考。

版权说明

本站所提供下载的PDF图书仅提供预览和简介,请支持正版图书。

更多资源请访问:http://www.tushu007.com