

# 块体纳米晶/微米晶复相金属材料 研究现状及其发展趋势

Research Status and Development Trend of Bulk  
Nano/Micro-crystalline Composite Metallic Materials

王鸿鼎, 喇培清, 师 婷, 魏玉鹏, 卢学峰

(兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料国家重点实验室, 兰州 730050)

WANG Hong-ding, LA Pei-qing, SHI Ting, WEI Yu-peng, LU Xue-feng

(State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials,

Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

**摘要:** 本文综述了纳米晶/微米晶复相金属材料的发展历程、微观组织设计、制备方法及其力学性能与变形机制。概述了现有材料体系和制备方法的优点与不足, 指出开发新工艺和进一步优化纳米晶/微米晶复相金属材料的综合性能是未来的发展趋势。

**关键词:** 纳米晶/微米晶复相; 制备方法; 变形机制; 研究现状

**doi:** 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.04.017

**中图分类号:** TG1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)04-0092-05

**Abstract:** This paper reviewed the development and microstructure design of bulk nano/micro-crystalline composite metallic materials, and its fabrication methods and deformation mechanisms. The material systems and the advantages and disadvantages of these methods were discussed. And it is indicated that the nano/micro-crystalline composite metallic materials will focus on developing the new and superior fabrication method, and finding the optimum microstructure parameters to prepare nano/micro-crystalline composite metallic materials which obtain both high strength and good uniform ductility.

**Key words:** nano/micro crystalline composite metal; fabrication method; deformation mechanism; research status

块体纳米晶材料是指晶粒尺寸在纳米量级的材料, 是 20 世纪 80 年代初由德国科学家 H. Gleiter 教授提出的<sup>[1]</sup>。这类固体是由尺寸(至少在一个方向上)为几纳米的结构单元(主要是晶体)所构成的多晶体。由于纳米晶晶粒尺寸小, 大量的原子处于晶粒之间的界面上, 使其在物理、力学和化学性能等方面具备了许多优异的性能<sup>[2]</sup>。在力学性能方面, 纳米晶材料表现出超高的硬度和屈服强度, 是相应的传统微米晶材料的 2~10 倍。C. C. Koch<sup>[3]</sup>对块体纳米晶金属材料力学性能及其变形机理进行了大量理论和实验研究, 发现具有较小晶粒尺寸( $<20\text{nm}$ )的纳米晶金属材料具有很高的屈服强度(2GPa), 晶粒内部位错大幅减少和位错运动的困难使其室温塑性变形机制从位错滑移转变为晶界滑移。但晶界滑移在室温下很难进行因而导致其室温塑性不好, 目前块体单相纳米晶金属材料的室温拉伸伸长率未超过 5%。与微米晶材料相比, 单相纳米晶材料虽然强度提高很大, 但塑性下降太快, 很

难得到实际应用。因此, 如何在保持纳米晶材料超高强度的同时, 使其具有良好的室温延展性是日前纳米晶材料发展中亟需解决的重大瓶颈问题。

## 1 纳米晶/微米晶复相概念的提出

为解决单相纳米晶金属材料室温塑性差的问题, 并把提高塑性的途径建立在可靠的理论基础上, 根据理论模拟和实验研究, 国外学者近期提出了纳米晶/微米晶复相复合, 以提高材料塑性的概念: 在高强度低加工硬化能力的纳米晶基体相中加入低强度高加工硬化能力的微米晶相, 形成复合组织来提高材料的均匀拉伸塑性。

J. Weertman 等<sup>[4]</sup>报道, 纳米结构纯铜由于存在一些大晶粒而具有了一定的塑性, 与之相反, 纳米结构的纯镍由于晶粒较为均匀, 没有大晶粒的存在而表现出脆性。V. L. Tellkamp 等<sup>[5]</sup>, R. W. HAYES 等<sup>[6]</sup>, S. L. SEMIATIN 等<sup>[7]</sup>通过低温球磨+热等静压+挤压的工艺得到纳

米结构纯铝并具有较好的塑性,研究发现组织中存在一定的大晶粒区域。Wang Y. M. 等<sup>[8]</sup>报道了利用低温轧制+短时退火的方法获得了晶粒尺寸双峰分布的纯铜。材料的强度与完全纳米晶铜的强度相比下降不多,但拉伸塑性却明显提高,已接近退火态粗晶铜的室温塑性指标。该文中首次提出的通过实现晶粒尺寸双峰分布结构来解决纳米晶材料低拉伸塑性的途径,引起了广泛的关注。随后, Ma E.<sup>[9]</sup>和 Wang Y. M. 等<sup>[10]</sup>提出了优化纳米晶材料塑性的方法,并指出非均匀组织结构(纳米晶+超细晶或微米晶)是纳米晶材料增塑的有效措施。通过控制微米晶相的体积分数、形状和分布,纳米晶材料仍具有空间和机会来设计性能,得到期望的强度或塑性,亦或是二者的最优组合。利用具有双峰分布的复相组织来提高纳米结构材料塑性的方法较为简捷,是大幅提高材料强度并使其保持较好塑性的可行路线。

2 纳米晶/微米晶复相材料体系、制备方法和力学性能

现有纳米晶/微米晶复相材料体系主要包括铜、镍、钛等纯金属<sup>[11-15]</sup>, 铝基合金<sup>[7,16-20]</sup>, 钛基合金<sup>[21,22]</sup>, 铜铝合金<sup>[23,24]</sup>以及碳钢<sup>[25,26]</sup>等。目前,制备纳米晶/微米晶复相材料的方法与单相纳米晶材料的制备方法类似,主要包括“由小到大”的合成法和“由大到小”的细化法。不同点是前者通过控制纳米晶和微米晶的比例烧结得到块体复相材料,后者则是在得到非平衡的纳米结构后通过控制后续热处理工艺,使部分纳米晶粒优先长大为微米晶而获得复相组织。表1是具有纳米晶/微米晶复相组织的制备体系、典型材料、制备方法以及力学性能,并给出了与之对应的单相纳米晶/微米晶材料的力学性能。

表 1 具有纳米晶/微米晶复相组织的不同制备体系、典型材料、制备方法及力学性能

Table 1 The system, classical material, prepared method and mechanical properties of nano/micro crystal composite

System	Classical material	Prepared method	Mechanical property		
			Nano/micro crystal composite	Nanocrystalline material	Micro-crystal material
Pure metal	Cu <sup>[8]</sup>	Liquid-nitrogen-temperature rolling+annealing	$\sigma_b=430\text{MPa}$ $\delta=65\%$	$\sigma_b=480\text{MPa}$ $\delta=20\%$	$\sigma_b=200\text{MPa}$ $\delta=70\%$
		Mixed of nano/micro powder proportionally+sinter	$\sigma_{0.2}=312\text{MPa}$ $\delta=49\%$	$\sigma_{0.2}=1600\text{MPa}$ $\delta=4\%$	$\sigma_{0.2}=154\text{MPa}$ $\delta=48\%$
	Ni <sup>[13,27]</sup>				
Cu-Al alloy	Cu-11.3wt. %Al <sup>[23]</sup>	High pressure torsion+annealing	$\sigma_b=880\text{MPa}$ $\delta=1\%$	$\sigma_b=1000\text{MPa}$ $\delta=0\%$	
Al-based alloy	Al-7.5Mg <sup>[20]</sup>	Mixed of nano/micro powder proportionally+sinter+hot	$\sigma_{0.2}=554\text{MPa}$ $\sigma_b=738\text{MPa}$ $\delta=5.4\%$	$\sigma_{0.2}=641\text{MPa}$ $\sigma_b=847\text{MPa}$ $\delta=1.4\%$	$\sigma_{0.2}=145\text{MPa}$ $\sigma_b=281\text{MPa}$ $\delta=16\%$
		extrusion			
Ti-based alloy	Ti-47at. %Al <sup>[22]</sup>	MA+ECAP	$\sigma_{bc}=900\text{MPa}$	—	$\sigma_{bc}=250\text{MPa}$
Carbon steel	Low carbon steel	Cold rolling+heat-treatment	$\sigma_b=540\text{MPa}$	$\sigma_b=560\text{MPa}$	$\sigma_b=375\text{MPa}$
	(0.17%C) <sup>[25]</sup>		$\sigma=14\%$	$\delta=12\%$	$\delta=27\%$

Note:  $\sigma_b$ —tensile strength;  $\sigma_{bc}$ —compressive strength;  $\sigma_{0.2}$ —yield strength;  $\delta$ —elongation.

2.1 “由小到大”的合成法

由小到大法的主要过程是将纳米粉末和微米粉末按一定比例混合,球磨然后烧结,再经热挤压等手段得到规则的块体材料,其优点是易于控制纳米晶与微米晶的相对比例,进而控制材料的力学性能,该方法也可用于制备纳米晶/微米晶复相陶瓷材料<sup>[28]</sup>。D. Witkin 等<sup>[29]</sup>利用低温球磨法将 Al-7.5Mg 合金粉末制备成晶粒尺寸小于 80nm 的颗粒,再将其与未经球磨的微米晶粉末均匀混合后在 400℃ 真空条件下烧结成块,经挤压变形获得规则试样。微观组织分析表明,球磨获得的纳米颗粒在高温条件下保持了很好的热稳定性,在烧结过程中并未发生晶粒长大,从而获得了具有双峰分布组织的 Al-7.5Mg 合金。随着大晶粒加入量

的不断增加,它们与完全纳米晶组织的 Al-7.5Mg 相比,材料的抗拉强度由 847MPa(纯纳米晶组织)降低至 734MPa(含有 30% 的微米晶),但断裂伸长率由 1.4% 大幅升高至 5.4%,具有较好的综合力学性能。Zhao Y. 等<sup>[13]</sup>直接将不同粒径的 Ni 粉按一定比例混合,其中低温球磨得到的纳米晶粉末(10nm)占 50%,微米晶粉末占 50%。将混合好的粉末在一定条件下烧结成型,也得到了具有纳米晶/微米晶复相分布的纳米晶纯 Ni 材料。由表 1 可知,单相纳米晶 Ni 虽然强度很高但属于脆性材料,与之相比具有双峰分布的纳米晶 Ni 的拉伸屈服强度是传统微米晶金属 Ni 的两倍以上,而断裂伸长率基本保持不变。

Lui E. W. 等<sup>[22]</sup>通过将微米级粉末高能球磨至纳

米颗粒而后等径角挤压的方法,得到了具有复相增强增塑的 Ti-Al 合金。高能球磨后的 Ti 粉与 Al 粉被打碎并相互冷焊在一起,从而形成新的具有 Ti、Al 双相组织的颗粒。将球磨好的粉末放入 90° 的等径角挤压机中在 350℃ 以 20mm/min 的速率反复挤压 12 道次, Ti-Al 合金的密度达到 99% 以上。球磨后经 12 道次等径角挤压后的合金的压缩屈服强度是未经球磨的材料 3 倍以上。

## 2.2 “由大到小”的细化法

“由大到小”的细化法是指普通块体试样经大塑性变形(如低温冷轧、等径角挤压、高压扭转、平面应变压缩等方法)以获得亚稳态的纳米结构,再通过热处理工艺使部分纳米晶粒优先长大至微米晶(微米晶由再结晶或二次再结晶得到)而获得复相组织,其优点是不宜引入缺陷和杂质且界面清洁。Wang Y. M. 等<sup>[8]</sup>采用低温轧制+短时退火的方法获得了具有晶粒尺寸双峰分布的纳米晶纯铜,具体工艺路线如下:将纯铜在液氮温度下轧制至较大变形量,并形成高密度的纳米级位错网络。在低温下轧制是为了抑制动态回复,并积累更多的位错以达到比室温变形更稳定的状态。经短时退火后,再结晶晶粒具有完美的大角晶界,且大部分晶粒的尺寸处于纳米晶到超细晶的范围之内。通过力学性能测试,发现材料的强度与完全纳米晶铜相比略有下降,但拉伸塑性却明显提高,其室温条件下的断裂伸长率已接近退火态粗晶铜的室温塑性指标。WEN C. E. 等<sup>[30]</sup>通过相似方法制备了具有复相结构的纳米晶金属 Ti,经低温冷轧(变形量 83%)和 300℃ 退火 1h 后,得到屈服强度 926MPa、均匀伸长率为 11% 的高强度和良好塑性兼备的纳米晶金属 Ti 材料。

H. Azizi-alizamini 等<sup>[25]</sup>发明了一种新方法来制备具有双峰晶粒分布的超细晶低碳钢(0.17 C, 0.74 Mn, 0.04 Al, 0.008 P, 0.009 S, 0.0047 N, Fe 余量(质量分数/%))。他将热处理工艺和轧制工艺相结合,得到了具有双峰铁素体-马氏体双相组织。首先,材料在 1000℃ 保温 30min 后冰盐水淬火以得到马氏体组织。然后在 740℃ 保温 10min 后进行第二次冰盐水淬火以得到铁素体-马氏体双相组织。再经 50% 冷轧变形后,双相组织中的铁素体在 500~600℃ 等温退火不同时间后水冷,可以再结晶从而长大形成微米晶并控制其晶粒大小。变形、破碎的马氏体晶粒以再结晶的形式形成超细晶铁素体和马氏体。与单相马氏体超细晶钢相比,具有双峰分布结构的低碳钢具有稳定而连续的屈服现象,没有吕德斯带的产生。S. M. Hosseini 等<sup>[26]</sup>利用相似的方法得到了具有双峰分布的回火马氏体-铁素体双相纳米晶的低碳钢,兼备高强度和良好

塑性。材料的强度提高 1 倍以上(1135MPa),而均匀伸长率仍可达 11.6%。

WANG J. T. 等<sup>[31]</sup>研究发现,将亚共析 Cu-Al 合金以 5GPa 高压扭转,并经过不同温度和时间退火处理,可以得到具有双峰晶粒分布的纳米晶/微米晶组织。该方法首先选择诸如共晶或共析体系合金,制备出含有一定体积分数先析出相(如先共晶相或先共析相)的材料;其次,利用剧烈塑性变形使组织细化至亚微米甚至纳米尺度;最后,将变形后的材料进行退火,使先析出相(先共析或先共晶相)区域的晶粒长大到微米级,而共析或共晶区域的纳米晶/超细晶组织则由于两相的交互钉扎作用而保持在纳米/亚微米尺度,由此获得双峰分布组织。

## 3 纳米晶/微米晶复相材料的变形机制

纳米晶材料由于晶粒细小导致位错的相互作用较少甚至没有,因而造成加工硬化能力的缺失,在弹性阶段结束后,塑性变形以局部变形带的形式展开。宏观的拉伸失效在微观上表现为局部切变带的失效<sup>[27,32]</sup>。研究发现,局部变形带是高强度低塑性的纳米晶材料的典型变形特征。如果不能限制这些局部变形带的迅速扩展,就会造成纳米晶材料过早发生塑性失稳,并发生断裂<sup>[9,10]</sup>。而非均匀的纳米组织结构,即纳米晶/微米晶复相组织中的微米晶区可以通过抑制局部变形带的快速扩展并激发出更多的变形带,从而改善材料的宏观塑性<sup>[33]</sup>。Lui E. W. 等<sup>[22]</sup>认为纳米晶/微米晶复相材料的变形机制仍以位错滑移为主,而多尺度双相结构能够阻碍裂纹的快速扩展。Tellkamp 等<sup>[5-7]</sup>研究指出,由于裂纹快速贯穿纳米晶区域在抵达微米晶区域后,裂纹尖端受到抑制并发生钝化,借助于位错增殖才能通过微米晶区,因而减缓了裂纹扩展,在宏观上提高材料的塑性。Lee Z. 等<sup>[34]</sup>研究了细晶/粗晶复相材料的拉伸变形和断裂的机制,他认为变形过程分为四个阶段。首先,材料中的粗晶区域沿着挤压方向被伸长,当应力达到粗晶的屈服强度时,粗晶区域首先开始发生塑性变形。第二阶段,当应力继续增加而达到纳米晶的屈服强度时,在超细晶区域或超细晶与粗晶的界面上产生空位,同时微米晶带被拉长。第三阶段,随着拉伸应变的增加,裂纹开始从空位延伸到横向载荷轴。然而,裂纹只位于局部的细晶和粗晶区域。裂纹有效地被粗晶带钝化和弥合,偏向和分层在粗晶区和超细晶与粗晶的界面处。最终,各个裂纹相互连接而使粗晶区无法承受更多的载荷时,材料即发生整体断裂。因此,纳米晶/微米晶复相材料的变形机制一般

为:由于微米晶相加工硬化能力强,纳米晶基体相内的局部变形带扩展到微米晶相时受到抑制而难以继续失稳发展,使材料的整体塑性失稳得到抑制,并形成更多新的变形带,从而改善复相材料的塑性。当材料中某一处变形带所遇到的微米晶加工硬化能力耗尽,无法再抑制变形带的失稳扩展时,材料的均匀塑性变形就会终止,材料整体因塑性失稳而导致最终断裂<sup>[24,35]</sup>。

#### 4 现有制备方法存在的问题

通过比较目前的纳米晶/微米晶复相材料的制备方法,可以看到它们各具特色,所制备出的各种纳米晶/微米晶复相材料在综合性能上与传统材料以及单相纳米晶材料相比均有大幅度的提高,在发展传统复合材料与开发新型复合材料方面起着巨大的推动作用。但同时也应该认识到,这些制备技术均存在自身的局限性,其中大多数由于设备昂贵、工艺复杂且难以控制而仍处于实验室研究阶段。“由小到大”法如高能球磨+热等静压等,虽然可以精确控制纳米晶/微米晶相的体积分数等,进而控制复相材料的力学性能,但由于该方法属于合成法,容易在颗粒混合时引入缺陷、杂质及较大的内应力,引起非本征低塑性。而“由大到小”法如低温轧制+短时退火、等径角挤压、高压扭转挤压等要求原始材料的强度较低且易于变形(如纯金属或有色合金),制备的材料种类明显受到限制,且制备出的材料尺寸十分有限。通过该方法得到双峰分布组织还存在较高的内应力和非平衡组织不稳定等缺点。

#### 5 结束语

目前,铁基材料仍旧是应用最为广泛的结构材料,通过纳米化可以优化铁基材料的综合性能,并进一步扩大其使用范围。单相纳米晶铁基材料强度高但塑性差,因此利用具有双峰分布的复相组织来提高纳米结构材料塑性的方法是大幅提高材料强度并使其保持较好塑性的可行路线。但由于铁基材料自身特点(较高的强度和复杂的相变结构),使“由小到大”的纳米晶/微米晶复相金属材料的制备方法很难在铁基材料中得到应用。虽然通过“由大到小”法可以制备出具有双峰分布的纳米晶碳钢材料,但工艺复杂,材料的宏观尺寸较小(直径小于100mm,厚度小于10mm),无法得到实际应用。喇培清等<sup>[36]</sup>发展出的新颖的铝热反应熔化法则可以简单快速地一步制备出大尺寸的纳米晶/微米晶复相铁基材料(直径大于200mm,厚度大于10mm)。铝热反应熔化技术很容易获得具有高冷却

速率的纯净的材料液相,由于铝热反应熔化技术通过选用具有较高纯度的反应物料,在惰性气氛保护下低温进行反应,通过控制熔体冷却过程,延长熔体净化时间和凝固时间,可使熔体中先期有一定的晶核先析出,长大为微米晶相,微米晶间的熔体在后期大量形核时可形成纳米晶相,一步便可形成具有微米晶相和纳米晶相同时存在的复相组织的材料,并使具有纳米晶/微米晶复相组织的铁基材料应用于工业生产成为可能。但该方法仍处于实验室阶段,如何能够批量生产是其亟待解决的问题。

就纯金属和有色合金而言,通过大塑性变形和后续退火处理得到的双峰组织热稳定性较差,且纳米晶/微米晶复相材料的组织参数对加工条件和退火工艺参数较为敏感,相似组织和塑性提升的重现性低,因此有必要进一步优化现有制备工艺并开发新的纳米晶/微米晶复相材料的制备方法。另外,纳米晶/微米晶复相材料的组织参数,如微米晶的体积分数、晶粒形态、纳米晶平均晶粒尺寸、纳米晶/微米晶晶粒双峰分布的宽度等特征,对材料力学性能及其变形机制的影响还缺乏系统的研究。总之,加强纳米晶/微米晶复相材料的制备工艺研究,并寻找性能最优的复相组织参数,研究出兼备高强度和良好塑性的纳米晶/微米晶复相铁基材料是以后的发展重点之一。

#### 参考文献

- [1] GLEITER H, MARQUARDT P. Nanocrystalline structures—an approach to new materials? [J]. Zeitschrift Fur Metallkunde, 1984,75(4):263—267.
- [2] 聂飞龙,魏世成,郑玉峰. 三维块体纳米晶材料的制备及应用[J]. 材料导报,2008,(11):1—7.
- [3] KOCH C C. Nanostructured Materials: Processing, Properties, and Applications[M]. Norwich:William Andrew Pub,2007.
- [4] WEERTMAN J, FARKAS D, HEMKER K, et al. Structure and mechanical behavior of bulk nanocrystalline materials[J]. Mrs Bulletin,1999,24(2):44—50.
- [5] TELLKAMP V L, MELMED A, LAVERNIA E J. Mechanical behavior and microstructure of a thermally stable bulk nanostructured Al alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001,32(9):2335—2343.
- [6] HAYES R W, RODRIGUEZ R, LAVERNIA E J. The mechanical behavior of a cryomilled Al-10Ti-2Cu alloy[J]. Acta Materialia,2001,49(19):4055—4068.
- [7] SEMIATIN S L, JATA K V, UCHIC M D, et al. Plastic flow and fracture behavior of an Al-Ti-Cu nanocomposite[J]. Scripta Materialia,2001,44(3):395—400.
- [8] WANG Y M, CHEN M W, ZHOU F H, et al. High tensile ductility in a nanostructured metal[J]. Nature,2002,419(6910):912—915.
- [9] MA E. Instabilities and ductility of nanocrystalline and ultrafine-

- grained metals[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49(7): 663—668.
- [10] WANG Y M, MA E. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(6): 1699—1709.
- [11] FANG T H, LI W L, TAO N R, et al. Revealing extraordinary intrinsic tensile plasticity in gradient nano-grained copper[J]. *Science*, 2011, 331(6024): 1587—1590.
- [12] YANG D K, HODGSON P D, WEN C E. Simultaneously enhanced strength and ductility of titanium via multimodal grain structure[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(9): 941—944.
- [13] ZHAO Y, TOPPING T, BINGERT J F, et al. High tensile ductility and strength in bulk nanostructured nickel[J]. *Advanced Materials*, 2008, 20(16): 3028—3033.
- [14] RAMTANI S, DIRRAS G. A bimodal bulk ultra-fine-grained nickel: experimental and micromechanical investigations [J]. *Mechanics of Materials*, 2010, 42(5): 522—536.
- [15] ZHANG X F, FUJITA T, PAN D, et al. Influences of grain size and grain boundary segregation on mechanical behavior of nanocrystalline Ni[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(9): 2297—2304.
- [16] CHOKSHI A H, MUKHERJEE A K. A topological study of superplastic deformation in an Al-Li alloy with a bimodal grain size distribution[J]. *Metallurgical Transactions*, 1988, 19(6): 1621—1624.
- [17] HAYES R W, RODRIGUEZ R. The mechanical behavior of a cryomilled Al-10Ti-2Cu alloy [J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(19): 4055—4068.
- [18] LEE Z, RADMILOVIC V, AHN B, et al. Tensile deformation and fracture mechanism of bulk bimodal ultrafine-grained Al-Mg alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 41(4): 795—801.
- [19] TELLKAMP V L, LAVERNIA E J, MELMED A. Mechanical behavior and microstructure of a thermally stable bulk nanostructured Al alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(9): 2335—2343.
- [20] WITKIN D. Al-Mg alloy engineered with bimodal grain size for high strength and increased ductility [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49(4): 297—302.
- [21] LEE D G, LEE Y H, LEE C S, et al. Effects of volume fraction of tempered martensite on dynamic deformation properties of a Ti-6Al-4V alloy having a bimodal microstructure[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(3): 741—748.
- [22] LUI E W, XU W, WU X, et al. Multiscale two-phase Ti-Al with high strength and plasticity through consolidation of particles by severe plastic deformation[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 65(8): 711—714.
- [23] XIA S, VYCHIGZHANINA L, WANG J, et al. Controllable bimodal structures in hypo-eutectoid Cu-Al alloy for both high strength and tensile ductility[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 490(1—2): 471—476.
- [24] XIA S H, WANG J T. A micromechanical model of toughening behavior in the dual-phase composite[J]. *International Journal of Plasticity*, 2010, 26(10): 1442—1460.
- [25] AZIZI-ALIZAMINI H, MILITZER M, POOLE W J. A novel technique for developing bimodal grain size distributions in low carbon steels[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(12): 1065—1068.
- [26] HOSSEINI S M, NAJAFIZADEH A, KERMANPUR A. Producing the nano/ultrafine grained low carbon steel by martensite process using plane strain compression[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(2): 230—236.
- [27] VAN SWYGENHOVEN H, DALLA TORRE F, VICTORIA M. Nanocrystalline electrodeposited Ni: microstructure and tensile properties[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(15): 3957—3970.
- [28] DA-WEI W, HAI-BO J, JIE Y, et al. Mechanical reinforcement and piezoelectric properties of PZT ceramics embedded with nano-crystalline[J]. *Chinese Physics Letters*, 2010, 27: 047701.
- [29] HAN B Q, LEE Z, WITKIN D, et al. Deformation behavior of bimodal nanostructured 5083 Al alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(4): 957—965.
- [30] WEN C E, YANG D K, HODGSON P D. Simultaneously enhanced strength and ductility of titanium via multimodal grain structure[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(9): 941—944.
- [31] WANG J T, XIA S H, VYCHIGZHANINA L V, et al. Controllable bimodal structures in hypo-eutectoid Cu-Al alloy for both high strength and tensile ductility[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 490(1—2): 471—476.
- [32] JIA D, RAMESH K T, MA E. Failure mode and dynamic behavior of nanophase iron under compression[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 42(1): 73—78.
- [33] KIM K B, DAS J, BAIER F, et al. Propagation of shear bands in Ti66. 1Cu8Ni4. 8Sn7. 2Nb13. 9 nanostructure-dendrite composite during deformation[J]. *Applied Physics Letters*, 2005, 86(17): 171909—171911.
- [34] LEE Z, RADMILOVIC V, AHN B, et al. Tensile deformation and fracture mechanism of bulk bimodal ultrafine-grained Al-Mg alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(4): 795—801.
- [35] 夏少华. 微米晶/超细晶复合增塑及其机制研究[D]. 南京: 南京理工大学. 2010.
- [36] LA P Q, WEI Y P, YANG Y, et al. Effect of annealing on microstructure and mechanical properties of bulk nanocrystalline Fe<sub>3</sub>Al alloy with 5 wt. % Cu prepared by aluminothermic reaction[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(24): 7140—7148.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51164022)

收稿日期: 2012-01-11; 修订日期: 2012-10-24

作者简介: 王鸿鼎(1983—), 男, 博士研究生, 主要从事纳米晶金属材料研究, 联系地址: 兰州市七里河区兰工坪路 287 号兰州理工大学材料学院(730050), E-mail: wanghongding@gmail.com

通讯作者: 喇塔清(1971—), 男, 博士, 研究员, 博士生导师, 主要从事纳米晶金属、纳米颗粒和高铝不锈钢的研制与开发, 联系地址: 兰州市七里河区兰工坪路 287 号兰州理工大学材料学院(730050), E-mail: pqla@lut.cn