

等原子比 NiAl 多晶合金的超塑性行为*

杜兴蒿^{1,2)} 郭建亭¹⁾ 周彼德²⁾

1) 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

2) 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001

摘要 研究了等原子比 NiAl 多晶材料在不同的温度及应变速率条件下的拉伸行为。结果表明, 在温度为 1100 °C 及应变速率为 1.67×10^{-4} — $1.67 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 挤压态等原子比 NiAl 多晶材料表现出超塑性行为, 拉伸延伸率均超过 200%, 最大达到 210%, 且应变速率敏感指数均大于 0.3。对其超塑性的变形机制进行了初步探索。

关键词 NiAl, 超塑性, 金属间化合物

中图分类号 TG135.3, TG113.25 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2001)-02-0144-03

SUPERPLASTIC BEHAVIOR OF POLYCRYSTALLINE STOICHIOMETRIC NiAl

DU Xinghao^{1,2)}, GUO Jianting¹⁾, ZHOU Bide²⁾

1) Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

2) Department of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001

Correspondent: GUO Jianting, professor, Tel: (024)23843531-55493, Fax: (024)23891320,

E-mail: jtguo@imr.ac.cn

Manuscript received 2000-11-14

ABSTRACT Tensile behavior of polycrystalline stoichiometric NiAl was investigated as a function of temperature and strain rates. Superplastic behavior with a maximum elongation of 210% extruded NiAl was observed over a strain rate range from $1.67 \cdot 10^{-4}$ to $1.67 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ at 1100 °C and the strain rate sensitivity exponent is beyond 0.3. The mechanism of superplasticity was also suggested.

KEY WORDS NiAl, superplasticity, intermetallics

B2 型晶体结构金属间化合物 NiAl 由于具有一系列先进的力学、化学及物理性能, 例如高熔点、低密度、高导热性及很好的抗腐蚀抗氧化性和很高的刚度, 使之极有希望成为在高温条件下使用的高性能的结构材料。然而, 等原子比多晶 NiAl 材料在低温条件下塑性和韧性很差, 限制了该合金在实际中的应用, 而且使材料难于加工成形。

等原子比 NiAl 多晶体依靠 $\{100\}\{hkl\}$ 滑移系来变形, 它们只能提供三个可动滑移系, 不满足大量塑性变形至少需要 5 个独立滑移系的条件 (Van Misses criterion), 而达到韧脆转变温度时, 变形与热激活机制紧密相关, 对于多晶材料, 位错在晶界附近区域的攀移弥补了各晶粒中独立滑移系不足的缺点, 从而塑性得到大幅度提高^[1], 而

等原子比多晶 NiAl 材料在更高的温度条件下变形行为研究很少, 超塑性行为更无人问津。近年来, 人们相继在金属间化合物 Ni_3Al ^[2], Cu_3Ti ^[3], Ni_3Si ^[4], TiAl ^[5], Ti_3Al ^[6], FeAl ^[7] 及 Fe_3Al ^[8] 的单相组织发现超塑性行为。超塑性被认为是解决脆性材料难于加工成形的最好办法之一, 超塑性正在这些材料的加工成形中发挥巨大作用。文献 [9]—[11] 研究表明相继在 NiAl 合金系 Ni-25Al-25Cr, Ni-28.5Al-20.4Fe-Y(Ce) 和 Ni-20Al-30Fe 中发现超塑性行为, 并深入研究了超塑性变形机理。然而, 这些合金属于两相或三相 NiAl 合金, 单相 NiAl 多晶合金是否具有超塑性, 这是人们极为关注的问题。为此, 本文着重考察了等原子比 NiAl 多晶单相材料在高温条件下的拉伸行为, 探索了该合金的超塑性的变形行为与变形机制, 为材料的加工成形提供新的途径。

1 实验方法

纯金属元素 Ni 和 Al 按等原子比例配制后, 在真空感应炉中熔炼, 铸成直径 100 mm×120 mm 的圆锭, 外

* 国家自然科学基金 59801010, 国家重大基金项目 59895152 和国家 863 计划项目 715-005-0030 资助

收到初稿日期: 2000-11-14

作者简介: 杜兴蒿, 男, 1969 年生, 博士生

包低碳钢套, 然后在 1000 ℃ 左右以 16:1 的挤压比挤压成直径 30 mm 圆柱棒, 而后空冷至室温。挤压棒的钢皮用 30% HNO_3 +30%HCl+40% H_2O 溶液腐蚀掉, 再经 900 ℃, 1 h 的去应力退火, 用线切割加工成平板拉伸试样。标距段尺寸为 2 mm×2 mm×10 mm, 试样长度方向平行于挤压方向。拉伸测试在 SHIMADZU AG-250KNE 试验机上进行。测试温度范围为 900—1100 ℃、应变速率为 1.67×10^{-4} — 1.67×10^{-2} s^{-1} 。真应力-真应变曲线由实验机自动采集数据而得。

2 实验结果

2.1 拉伸行为

等原子比 NiAl 多晶材料在不同温度及应变速率条件下的拉伸延伸率见图 1。从图上可以看出, 拉伸延伸率对于温度很敏感, 在 900—1000 ℃ 范围内, 延伸率变化较小, 而在 1000—1100 ℃ 范围内, 延伸率大幅度升高, 在 1100 ℃ 条件下延伸率都超过 200%, 最高达到 210%。对拉伸试样进行动态观察, 延伸率达到 180% 试样仍均匀变形, 而后发生明显颈缩, 直到断裂。在实验温度条件下, 拉伸延伸率对于应变速率并不十分敏感, 在同样的温度条件下, 应变速率改变, 试样的延伸率变化较小。

2.2 真应力-真应变行为

等原子比 NiAl 多晶材料在 1100 ℃ 及不同应变速率条件下的拉伸真应力-真应变曲线见图 2。从图可知, 应力值随应变速率的减小而降低。在应变初期产生应变硬化行为, 当应变达到 26%—47% 时, 应力达到峰值, 而后进入稳态流变阶段, 并伴随微弱的应变软化。试样在此状态下可进行均匀变形至很大应变而不发生断裂, 具备超塑性变形的表现形态^[12]。

2.3 应变速率敏感指数

将真应力-真应变曲线变化比较稳定的一段换算成 $\ln \sigma^{-1}-\epsilon$ 曲线, 曲线上的斜率即为应变速率敏感指数 m 值^[13], 所得到的 m 值可见表 1。可见, m 值随着温度

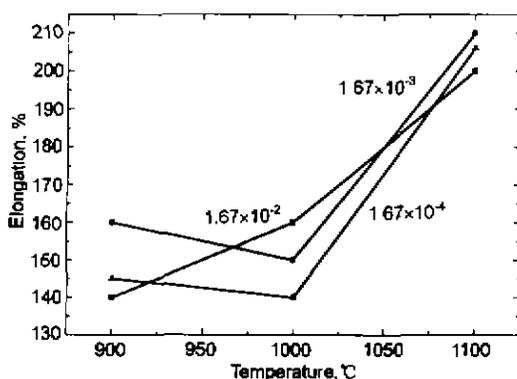


图 1 NiAl 的拉伸延伸率与温度及应变速率的关系

Fig.1 The elongations vs strain rate and temperature for NiAl alloy

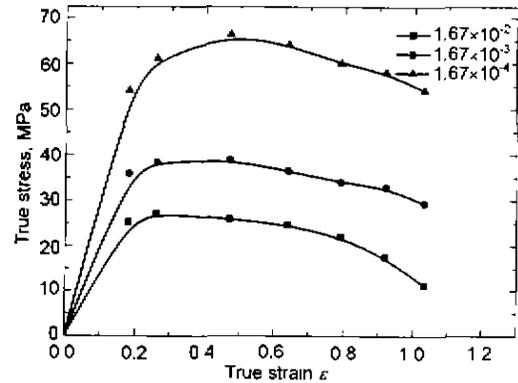


图 2 NiAl 在 1100 ℃ 及不同应变速率的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of tested NiAl

表 1 在不同温度及应变速率下的 m 值

Table 1 The values of strain rate sensitivity exponent m as a function of temperature and initial strain rate

Temperature, ℃	Initial strain rate, $10^{-3}/\text{s}$		
	0.167	1.67	16.7
900	0.25	0.23	0.27
1000	0.31	0.30	0.29
1100	0.30	0.34	0.33

的升高而增加。在一定条件下, 应变速率敏感指数大于 0.30, 最大值为 0.34, 满足超塑性变形的条件。

3 讨论

挤压态等原子比单相 NiAl 多晶材料的初始晶粒度在 20 μm 左右, 远大于传统组织超塑性所需晶粒度在 10 μm 以下的条件。实验结果表明, 这种较大晶粒组织材料具有较高的 m 值和延伸率, 满足超塑性变形的标准, 因此较大晶粒状态等原子比 NiAl 多晶材料在一定的条件下具有超塑性变形的能力。

B2 型晶体结构 NiAl 的层错能为 500—800 mJ/m^2 , 因此, 在高温塑性变形过程中位错不易分解, 可以通过交滑移或攀移避开障碍, 直到与其它位错相遇并互相缠结在一起, 偏聚成群形成位错亚结构, 发生动态回复。Yaney 等^[15]研究了等原子比 NiAl 材料的高温压缩变形行为, 认为 NiAl 在高温变形过程中形成稳定的亚晶粒, 在一定的应变内产生稳定的流变。Yang^[16]和 Ball 等^[17]也在 NiAl 的高温变形过程中也观察到清晰的位错网及亚晶粒。以上现象表明 NiAl 的高温变形是受扩散控制的过程, 但是 m 值大于 0.3, 因此单纯依靠体扩散过程发生的蠕变变形对变形量贡献不可能如此之大。从 NiAl 超塑性变形的真应力-真应变曲线可以看出, 在屈服后出现轻微的应力软化现象, 其原因在于变形过程中发生了动态再结晶。Li 等^[7]和 Lin 等^[8]研究

了大晶粒 FeAl 及 Fe₃Al 的超塑性行为, 认为超塑性变形机制为动态回复及再结晶, 此过程导致的软化与硬化在一定程度上互相抵消, 从而使大晶粒 FeAl 及 Fe₃Al 呈现超塑性行为. 因此, NiAl 在超塑性变形中也发生动态回复和再结晶过程, 从而吸收了变形中的应变能, 产生了超塑性流动. 有关变形过程中组织及亚结构的演化过程有待进一步探讨.

4 结论

等原子比金属化合物 NiAl 多晶合金在高温区具有超塑性变形行为. 在 1100 °C 时最大延伸率达到 210%, 应变速率敏感指数为 0.34. 超塑性是由变形过程中发生的动态回复与再结晶来实现的.

参考文献

- [1] Noebe R D, Cullers C L, Bowman R R. *J Mater Res*, 1992; 17: 605
- [2] Kim M S, Hanada S. *Mater Trans JIM*, 1989; 30: 77
- [3] Kim W Y, Hanada S. *Scr Mater*, 1997; 37: 1053
- [4] Takasugi T, Hanada S. *Scr Mater*, 1991; 25: 889
- [5] Imayer T M, Kabyshe O A. *Acta Mater*, 1992; 40: 581
- [6] Yang H S, Jing P, Mukherjee A K. *Mater Sci Eng*, 1992; 153: 457
- [7] Li D Q, Shan A D, Lin D L. *Scr Mater*, 1995, 33(4): 681
- [8] Lin D L, Li D Q, Liu Y. *Intermetallics*, 1998; 6: 243
- [9] Chen R S, Guo J T, Yin W M, Zhou J Y. *Acta Metall Sin*, 1998; 34: 1121
(陈荣石, 郭建亭, 殷为民, 周继扬. 金属学报, 1998; 34: 1121)
- [10] Zhou W L, Guo J T. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 995
(周文龙, 郭建亭. 金属学报, 1999; 35: 995)
- [11] Zhou W L, Guo J T. *Acta Metall Sin*, 2000, 36: 796
(周文龙, 郭建亭. 金属学报, 2000; 36: 796)
- [12] Lin Z R. *The Principle and Application of Metal Superplastic Formation*. Beijing, The Aviation Industry Press, 1990: 11
(林兆荣. 金属超塑性成形原理及应用. 北京 航空工业出版社 1990: 11)
- [13] Wu S D. *The Principle of Metall Superplastic Formation*. Beijing: National Defense Industry Press, 1997: 66
(吴诗悼. 金属超塑性变形理论. 北京 国防工业出版社, 1997. 66)
- [14] Miracle D R. *Acta Metall Mater*, 1990; 41: 649
- [15] Yaney D L, Nix W D. *J Mater Sci*, 1988; 23: 3088
- [16] Yang W J, Dodd R A. *Metall Sci J*, 1973; 7: 41
- [17] Ball A, Smallman R S. *Acta Metall*, 1967; 14: 1349