

Ag 对 NiAl 合金组织和性能的影响

Effect of Ag Alloying on Microstructure and Properties of NiAl Intermetallic Compound

周 健, 郭建亭, 李谷松 (中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

ZHOU Jian , GUO Jian-ting, LI Gu-song

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

摘要: 研究了 Ag 对 NiAl 合金显微组织和压缩性能的影响。结果表明: NiAl-Ag 合金是由 NiAl 和富 Ag 的固溶体两相组成, 富 Ag 相随 Ag 含量的增加而增加。Ag 在 NiAl 合金中的固溶度很低, 它们组成了伪二元偏晶体系。少量 Ag 的加入提高 NiAl 合金的强度, 而大量 Ag 的加入则降低其强度。这种强化与弱化效果归因于 Ag 的固溶强化和塑性第二相 (富 Ag 相) 的软化作用。Ag 合金化能显著提高 NiAl 合金的室温压缩塑性。

关键词: NiAl; 金属间化合物; Ag; 显微组织; 压缩性能

中图分类号: TG 132.3; TG 113.25 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381 (2002) 03-0007-03

Abstract: In this paper, the effects of Ag on microstructures and compressive properties of NiAl intermetallic compound were investigated. The present results show that the NiAl-Ag alloys are consisted of two phases: β -NiAl and Ag-rich solid solution. The amount of the second Ag-rich phase increases with increasing Ag content. Ag has very low solubility in NiAl and they form pseudo-binary monotectic systems. The addition of 0.5-1 (atom fraction/%) Ag to NiAl increases its strength with the addition of more than 1 (atom fraction/%) Ag decreases its strength. The strengthening and weakening effects come from solid solution hardening and second ductile phase softening. In addition, Ag alloying can improve the room temperature compressive ductility of NiAl.

Key words: NiAl; intermetallic compound; Ag; microstructure; compressive properties

B2 结构的有序金属间化合物 NiAl 具有熔点高, 密度低, 热导率良好和抗氧化性优异而成为有望替代 Ni 基高温合金的新型高温结构材料。然而, 低的室温塑性和高温强度阻碍了它的实用化^[1,2]。在过去的几十年里, 人们通过合金化显著地改善了 NiAl 合金的室温和高温性能, 并成功制取了蠕变强度能够与 Ni 基高温合金相比的 NiAl 基合金^[3]。R. D. Noob 等人总结了各种合金元素在 NiAl 中的行为^[4]。他们把这些元素分为三类: Ti, Zr, Hf, Nb 和 Ta (A 类) 在 NiAl 中的固溶度很低, 常以 Hume-Rothery 相 (Ni₂AlX) 和 Laves 相 (NiAlX) 三元金属间化合物形式存在, 显著提高 NiAl 的蠕变强度^[5,6]; V, Cr, Mo, W (B 类) 与 NiAl 形成伪二元共晶系, 共晶组织改善 NiAl 的室温韧性^[7,8]; Fe, Co, Cu (C 类) 在 NiAl 中有很高的固溶度, 大量加入 NiAl 中, 形成塑性的第二相而提高其室温塑性^[9-12]。值得注意的是, Ag 在 NiAl 中的合金化行为尚不知道。因此, 本工作的目的是研究 Ag 对 NiAl 显微组织和性能的影响。

1 实验材料和方法

采用高纯 Ni, Al 和 Ag, 在氩气保护下, 利用非自耗 W 电极, 在水冷铜坩埚中熔炼不同 Ag 含量的合金锭, 合金成份如表 1 所示。每个合金锭反复熔炼三

表 1 合金的成份 (原子分数, %)

Table 1 Compositions of alloy (atom fraction/%)

合金	元素		
	Ni	Al	Ag
No. 1	50.0	50.0	0.0
No. 2	49.75	49.75	0.5
No. 3	49.5	49.5	1.0
No. 4	47.5	47.5	5.0
No. 5	45.0	45.0	10.0

次以保证其均匀性。由于合金锭的质量损失小于 0.5%, 所以认为与名义成份一致。选择部分合金锭进行均匀化处理, 制度是: 1200 ℃, 4 h, F.C. (炉冷)。

利用光学显微镜, X 射线衍射, 电子探针显微分析研究了合金的显微组织和相组成。利用线切割加工切割尺寸为 $4\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 6\text{ mm}$ 的压缩试样。压缩实验在 G1 b1 1500 试验机上进行。实验温度从室温到 1000°C , 初始应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。在均匀变形和体积守恒的假定下, 将自动记录的载荷-位移曲线转换为真应力-真应变曲线。

2 实验结果和分析

2.1 显微组织

图 1a ~ c 给出几种不同 Ag 含量合金的典型铸态组织。No. 3, No. 4 和 No. 5 合金的平均晶粒度分别是 150, 30 和 $10\mu\text{m}$ 。合金由两相组成, 白色第二相的数量随 Ag 含量的增加而增多。对于 No. 3 合金, 在晶界和晶内只有少量的第二相。对 No. 4, No. 5 合金, 第二相在晶界处形成不连续的网状且晶内有大量分布均匀的析出颗粒。图 2a ~ c 给出了相应合金均匀化处理后的组织。可以看到, 合金的平均晶粒尺寸发生长大。此外, 对于高 Ag 含量合金, 晶界和晶内的第二相

发生聚集粗化。No. 2 合金几乎是单相的, 很少观察到第二相存在。为了确定合金的相组成, 对它们进行了 X 射线衍射分析和电子探针分析。结果表明, 合金是由 NiAl 和富 Ag 的固溶体组成。图 3 给出合金的 X 射线衍射谱。在 NiAl-Cr 伪二元共晶系中, 富 Cr 相内有更加细小的 NiAl 析出物^[13]。与 NiAl-Cr 系不同, 富 Ag 相内没有细小析出物。另外, 利用电子探针分析测定了 Ag 在 NiAl 中的固溶度。铸态下, Ag 的固溶度小于 1% (原子分数); 在均匀化处理状态下, Ag 的固溶度大约为 0.3% (原子分数)。由此可知, Ag 在 NiAl 中固溶度很低。根据 Ni-Al, Ni-Ag, Al-Ag 二元相图^[14], 可以推测 NiAl-Ag 合金的凝固过程。高温下 (大于 1638°C), Ni, Al, Ag 均是液相, 随着温度降低到 1638°C , 首先生成 NiAl 化合物, 温度继续下降, Ni 元素和 Al 元素不断消耗, 与此同时, Ag 元素被排斥到固液界面前沿。在凝固过程中, Ag 在 NiAl 基体的溶解度也不断下降, 最终形成了晶界处的富 Ag 相和晶内的析出颗粒。

另一个需要讨论的问题是 Ag 和 Cu 在 NiAl 中

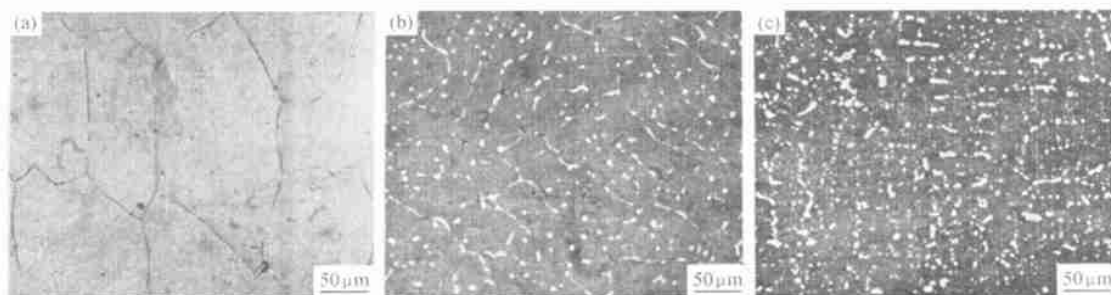


图 1 铸态合金的组织

Fig. 1 Microstructure of the as-cast alloys (a) NiAl-1Ag; (b) NiAl-5Ag; (c) NiAl-10Ag

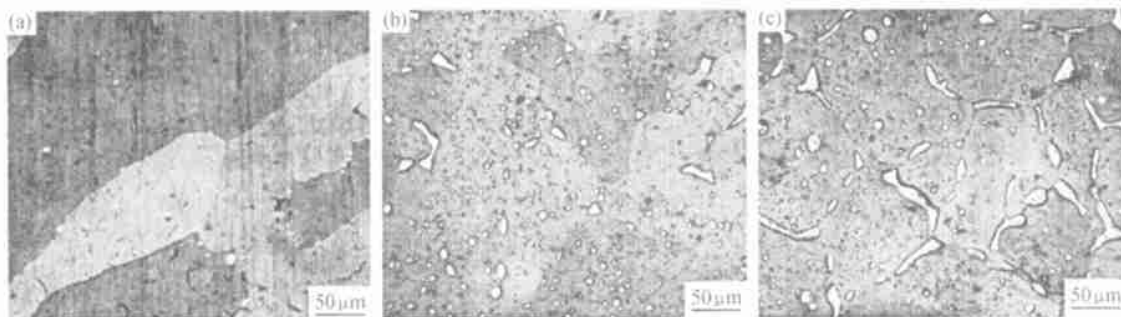


图 2 均匀化合金的组织

Fig. 2 Microstructure of the homogenized alloys (a) NiAl-1Ag; (b) NiAl-5Ag; (c) NiAl-10Ag

的不同的合金化行为。Cu 和 Ag 处于元素周期表的同

一副族内, 应该具有相似的物理、化学性能。然而, 如

前所述, Cu 在 NiAl 中有很高的固溶度, 可以达到 23% (原子分数)^[15], 而 Ag 的固溶度却不到 1% (原子分数)。众所周知, 中间相的形成与各个组元的价电子, 相对原子半径和电负性有关。Cu 与 Ag 有相同的外层电子结构, 所以, 它们在 NiAl 中不同的合金化行为可能归因于相对原子半径和电负性差值。Ni, Cu 和 Ag 的原子半径分别为 115pm, 117pm 和 134pm, 电负性分别为 1.75, 1.75 和 1.42^[16]。显然, Ag 和 Ni 之间的差异远大于 Cu 和 Ni 之间的差异。因此, Ag 和 Cu 在 NiAl 中不同的合金化行为是由它们的原子半径和电负性差异造成的。

2.2 力学性能

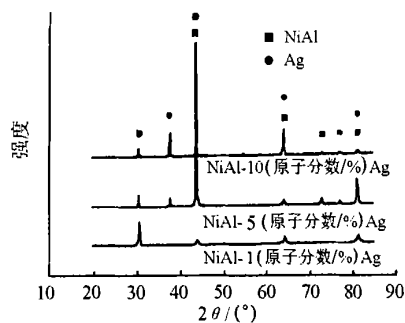


图3 合金的X射线衍射谱

Fig.3 XRD patterns of the alloys

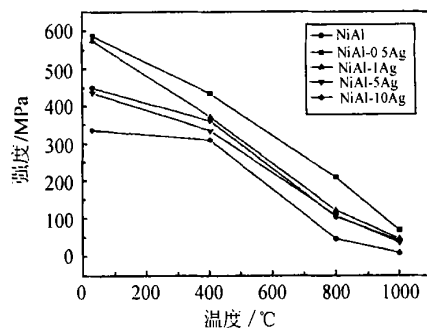


图4 合金的压缩强度与温度的关系

Fig.4 Temperature compressive yield strength of the alloy as a function of the temperature

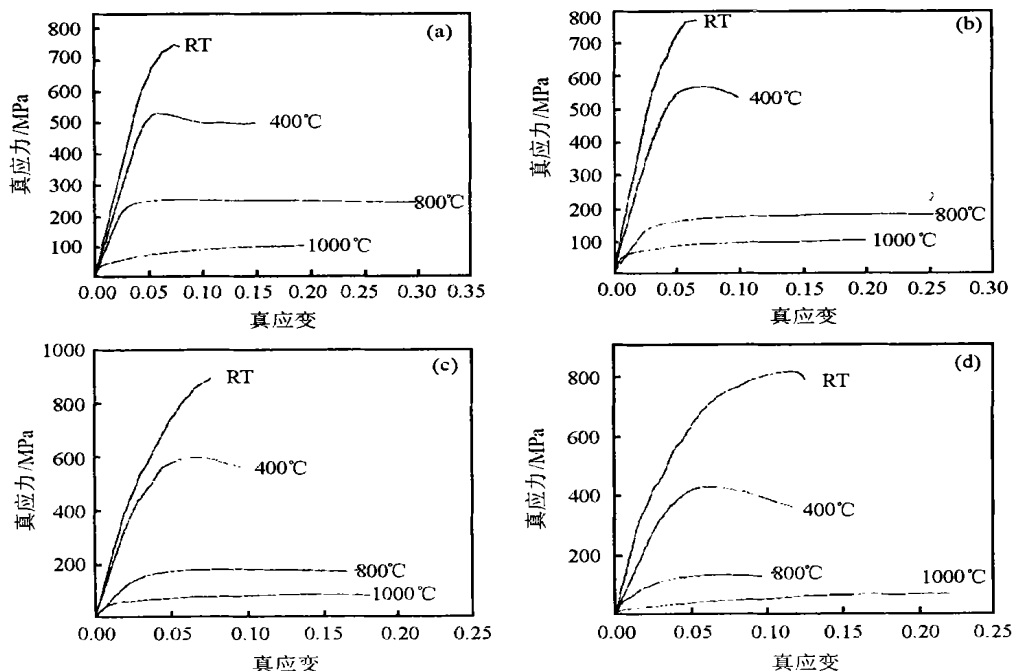


图5 合金的压缩真应力-应变曲线 (a) No.2合金; (b) No.3合金; (c) No.4合金; (d) No.5合金

Fig.5 True compressive stress-strain curves of the alloy at various temperatures

(a) NiAl-0.5Ag; (b) NiAl-1Ag; (c) NiAl-5Ag; (d) NiAl-10Ag

(下转第13页)

表 3 合金碳化物含量分布 (质量分数, %)

Tabl 3 Carbide Amount Distribution in
tested Alloy (mass fraction/%)

试样	晶界 碳化物含量	晶内 碳化物含量	碳化物总量	化学分析 碳化物量
W8	0.46	0.01	0.47	0.47
W100	0.39	0.33	0.72	0.73
W500	0.48	0.27	0.75	0.72
W1000	0.74	0	0.74	0.75
Y100	0.68	0.01	0.69	0.69
Y500	0.64	0.10	0.74	0.71
Y1000	0.19	0.67	0.86	0.79

4 结论

(1) 合金试样在 800~8~1000 无应力时效条件下, 随着时效时间的延长, 其高温拉伸强度连续下降; 在 8~500 区间时效, 随着时效时间的延长, 试样的延伸率递增, 经 1000 时效后的延伸率比经 500 时效后的低; 在 100~1000 应力时效条件下, 其抗拉强度先增后减, 其屈服强度和延伸率均连续下降。

(2) 合金在 8~500 区间无应力时效, 随着时间延长, γ 相含量略有增加, 其高温强度下降可能与 800 下长时间时效导致 γ 相粗化有关; 经 1000 无应力时效后, γ 相含量最低, 并对应最低的高温强度。应力时效试样中 γ 相含量对性能影响的特点不明显。

(3) 在应力时效条件下, 合金中 γ 与碳化物两相总量最高者的高温拉伸强度最高塑性较低。无应力时效试样的变化规律则与此相反。

(4) 应力时效使晶界碳化物含量减少, 而无应力时效使晶界碳化物含量增加, 两者都导致高温拉伸强度下降。

参考文献

[1] 郑运荣, 张德堂. 高温合金与钢的彩色金相研究 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1999: 10—14; 140—198.

[2] Xu S, Dickson J I, Koul A K. Metall Mater Trans, 1998, 29A: 2687—2695.

[3] El-Magd E, Nicolini G, Farag M. Metall Mater Trans, 1996, 27A: 747—756.

[4] Ang Liu T M, Was G S. Metall Trans, 1990, 21A: 2097—2107.

[5] Garossant T J. Metall Trans, 1986, 17A: 2075—2080.

[6] Murata Y, Suga K, Yukawa N. J. Mater Sci, 1986, 21: 3653—3660.

[7] 李春元, 王恩辉. 钢铁研究总院学报, 1985, 5(2): 183—189.

[8] 刘艳, 彭志方, 任遥遥, 王延庆. 金属学报, 2002, 38(2): 131—134.

收稿日期: 2001-09-18; 修订日期: 2002-01-11
作者简介: 彭志方 (1954-), 男, 汉族, 教授, 主要从事高温金属材料方面的研究, 联系地址: 武汉大学动力与机械学院材料工程系 (430072)。

* * * * *

(上接第 9 页)

3 结论

(1) NiAl-Ag 合金由 NiAl 和富 Ag 的固溶体相组成, 富 Ag 相随 Ag 含量的增加而增加。

(2) Ag 在 NiAl 合金中的固溶度很低, 并且 Ag 和 NiAl (Ni/Al=1/1) 形成伪二元偏晶体系。

(3) Ag 能够显著改善 NiAl 合金的室温压缩塑性。

参考文献

[1] R D Noddy, R R Bowman, M V Nathal. Int Mater Rev, 1993, 38: 193.

[2] D B Miracle. Acta Metall Mater, 1993, 41: 649.

[3] R Darolia. J Mater, 1991, 43: 44.

[4] R D Noddy, R R Bowman, M V Nathal. NASA Technical Paper, 1994, (4): 3398.

[5] J D Wittmberger, R D Noddy. Metall Mater Trans, 1996, 27A: 2628.

[6] K Ogasawara, Z Horita, M Nemoto. Mater Sci Eng, 1997, 239—240A: 472.

[7] H E Clinch, J L Walter, E Lifshitz, R R Russell. Metall Trans, 1971, 2: 189.

[8] D R Johnson, X Fei Chen, B F Oliver, R D Noddy, J D Wittmberger. Intermetallics, 1995, 3: 99.

[9] S Gupta, P Munro, I Bakker. Scr Metall, 1989, 23: 897.

[10] S Gupta, P Munro, I Bakker. Mater Sci Eng, 1991, 131A: 27.

[11] K Isida, R Kainuma, N Ueno, T Nishizawa. Metall Trans, 1991, 22A: 441.

[12] Sung Joon Jon, Hu-Chul Lee. Mater Sci Eng, 1993, 153A: 392.

[13] C Y Cui, Y X Chen, J T Guo, D X Li, H Q Y. Mater Lett, 2000, 43: 303.

[14] Toddus B. Massalski, Binary Alloy Phase Diagram, 1996, Second edition: 8, 64, 181, Thermodynamic Materials Information Society.

[15] H Jacobi, H J Engell. Acta Metall, 1971, 19: 701.

[16] Johnson A. D., Lang's Handbook of Chemistry, 1979.

基金项目: 国家自然科学基金重大项目 59895152 和国家 863 计划项目 715-005-0030 资助

收稿日期: 2001-09-20; 修订日期: 2002-01-08
作者简介: 周健 (1970-), 男, 博士研究生, 从事高温合金和金属间化合物的研究, 联系地址: 沈阳中国科学院金属研究所六室 (110016)。