

Cu, Fe 元素含量对喷射成形 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金 组织和性能的影响^①

沈 军 范洪波 曹福洋 崔成松 蒋祖龄 李庆春
(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

摘 要 采用喷射成形技术制备了不同成分的 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ (摩尔分数, %) 合金快速凝固材料。重点研究了 Cu, Fe 元素含量对合金微观组织、力学性能以及断裂机制的影响。研究结果表明, $x < 2$ 时, 可有效避免粗大的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 平衡相形成; $x = 1.5$ 时, 合金具有较好的综合力学性能, 合金的抗拉强度、屈服强度、延伸率和弹性模量分别可达 643 MPa, 558.4 MPa, 8.4% 和 80.4 GPa。

关键词 快速凝固 喷射成形 高强铝合金 微观组织 力学性能

中图法分类号 TG146.2

喷射成形是一种先进的材料制备技术, 它将金属的雾化过程和雾化后微小液滴射流的成形过程结合在一起, 只经一道工序即可直接制备出结构致密、晶粒细小、无宏观偏析的快速凝固近终形坯件, 从而使坯件的组织和性能得到明显改善^[1, 2]。该工艺避免了粉末冶金技术中氧化严重、工序繁杂等缺点, 可较大幅度地提高劳动生产率、降低生产成本^[3-5]。因此喷射成形技术自问世以来得到了世界各国研究及生产机构的广泛重视^[6], 并且成功地应用于高强度铝合金零件的开发和研制之中^[7]。本文介绍用喷射成形技术制备的多组元高合金元素含量的 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金材料, 及 Cu, Fe 元素含量对该合金系的微观组织、力学性能的影响以及断裂机制等。

1 实验材料与方法

喷射成形 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合

金的实测化学成分与名义成分如表 1 所示。快速凝固 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金材料的制备是在哈尔滨工业大学金属精密热加工国防科技重点实验室的喷射成形快速凝固装置上进行的。试验中的主要工艺参数参见文献[8]。

致密化采用 400 °C 热挤压工艺, 挤压比为 17:1, 挤压后的棒材直径为 15 mm。微观组织分析采用 Philips CM12 型透射电镜, 断口分析采用 S-570 型扫描电镜, 拉伸试验是在 Instron 电子拉伸试验机上进行的。

2 实验结果与分析

2.1 Cu, Fe 元素含量对喷射成形合金微观组织的影响

合金中各种元素的含量对材料的组织特征具有显著的影响。图 1 所示为喷射成形 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金 ($x = 0.5, 1.5, 3$) 沉积坯的显微组织形貌。当 $x = 0.5$ 时

① 收稿日期: 1999-01-15 沈 军, 男, 33 岁, 工学博士, 副教授

表 1 实验用合金的名义及实测化学成分(质量分数, %)

Table 1 Nominal and actual chemical compositions of experimental alloys(mass fraction, %)

Brand of alloy		Alloying element					
		Cu	Fe	Ni	Ce	Zr	Al
Al _{96.5} Cu ₁ Fe _{0.5} Ni ₁ Ce _{0.5} Zr _{0.5}	Nominal	2. 21	0. 97	2. 00	2. 44	1. 59	Bal.
	Actual	2. 01	0. 70	2. 16	2. 40	1. 54	Bal.
Al ₉₅ Cu ₂ Fe ₁ Ni ₁ Ce _{0.5} Zr _{0.5}	Nominal	4. 30	2. 00	2. 00	2. 40	1. 60	Bal.
	Actual	4. 15	1. 98	2. 04	2. 41	1. 62	Bal.
Al _{93.5} Cu ₃ Fe _{1.5} Ni ₁ Ce _{0.5} Zr _{0.5}	Nominal	6. 41	2. 82	1. 97	2. 36	1. 54	Bal.
	Actual	6. 38	2. 81	2. 01	2. 24	1. 57	Bal.
Al ₉₂ Cu ₄ Fe ₂ Ni ₁ Ce _{0.5} Zr _{0.5}	Nominal	8. 30	3. 80	1. 90	2. 30	1. 50	Bal.
	Actual	8. 16	3. 94	2. 02	2. 42	1. 52	Bal.
Al _{90.5} Cu ₅ Fe _{2.5} Ni ₁ Ce _{0.5} Zr _{0.5}	Nominal	10. 33	4. 54	1. 19	2. 28	1. 48	Bal.
	Actual	10. 07	4. 57	1. 89	2. 33	1. 50	Bal.
Al ₈₉ Cu ₆ Fe ₃ Ni ₁ Ce _{0.5} Zr _{0.5}	Nominal	12. 19	5. 37	1. 89	2. 24	1. 46	Bal.
	Actual	11. 99	5. 46	1. 94	2. 36	1. 54	Bal.

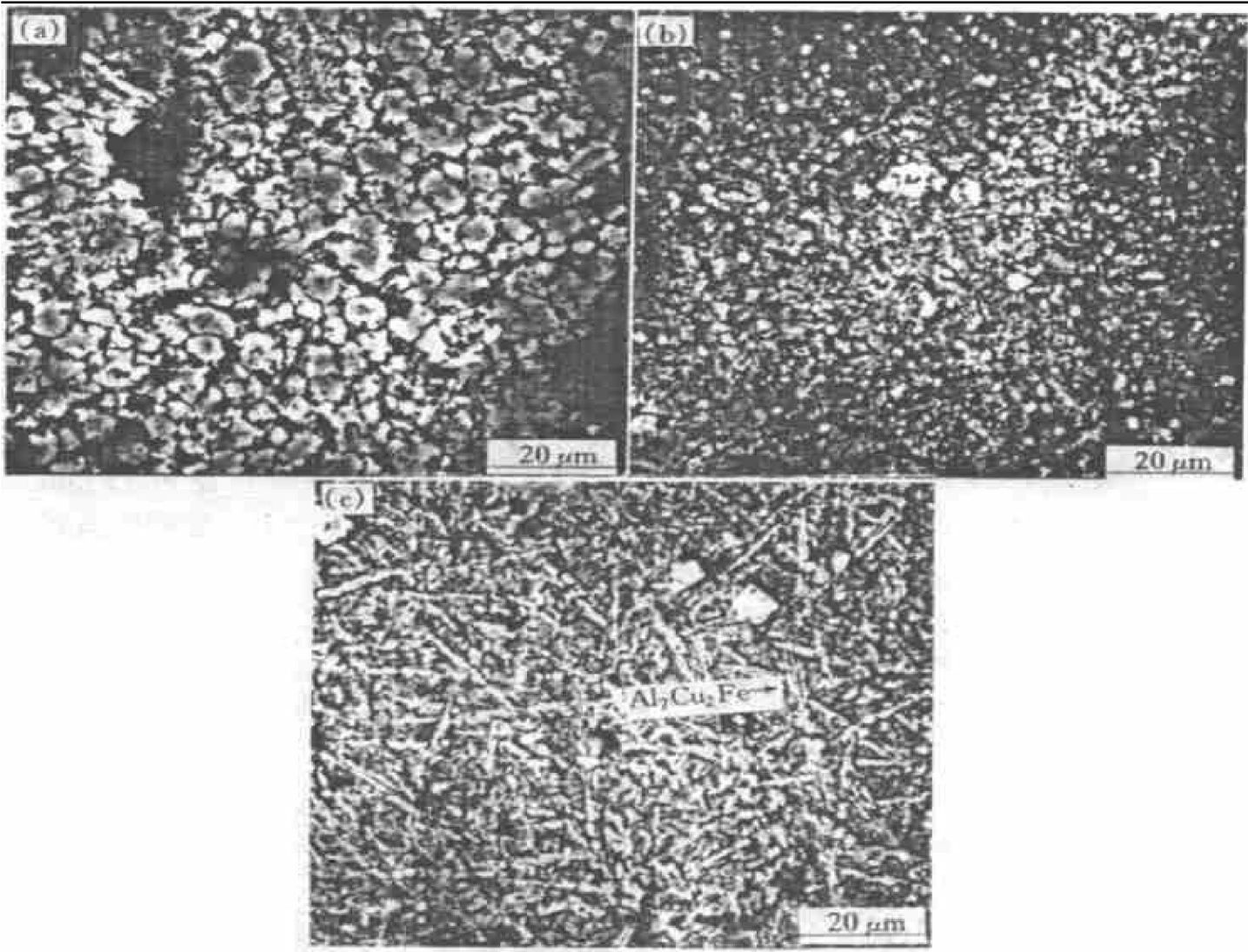


图 1 喷射成形 Al_{98-3x}Cu_{2x}Fe_xNi₁Ce_{0.5}Zr_{0.5}合金的 SEM 组织形貌

Fig. 1 SEM images of spray formed Al_{98-3x}Cu_{2x}Fe_xNi₁Ce_{0.5}Zr_{0.5}
(a) $-x = 0.5$; (b) $-x = 1.5$; (c) $-x = 3$

时, 由于合金元素的含量较低, 大部分合金元素固溶在基体中, 因此可以看到明显的基体晶粒组织, 晶粒尺寸为 $2\sim 5\mu\text{m}$ 左右(图 1(a))。当 $x = 1.5$ 时, 由于合金元素含量的提高, 部分未能固溶的合金元素形成粒状弥散相。经分析^[8], 该相为具有立方晶体结构和晶格常数为 0.852nm 的 $\text{Al}_{17}\text{Cu}_4\text{FeNiCe}$ 相, 由于该相的大量析出掩盖了晶界, SEM 电镜下无法观察到晶粒的存在(图 1(b))。当 $x = 3$ 时, 由于 Cu 与 Fe 元素含量的增加, 过量的合金化元素将以 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 平衡相的形式析出。图 2 为该相的 TEM 像及 SAED 花样。研究表明该相具有四方晶体结构, 晶格常数为 $a = 0.632\text{nm}$ 及 $c = 1.472\text{nm}$, 是难以变形的硬脆相。可以看出, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相比较粗大, 呈长棒状分布于基体中, 由于尺寸较大, 在扫描电镜中即可看到, 如图 1(c)。Cu 与 Fe 元素含量进一步提高, 大量的未能固溶的合金化元素将形成杂乱分布的细小针状相。而在 $x = 1.5$ 合金中未发现该相的出现, 因此作者认为 $x < 2$ 时, 可以有效抑制该相的形成。该相属难以变形的硬脆相, 含量较多时将后续挤压工艺及最终力学性能产

生不利影响。从合金沉积坯的 SEM 形貌上来看, 随着 Cu 与 Fe 合金化元素含量的提高, 喷射成形 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{NiCe}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金组织的变化规律为: 明显的晶粒组织 $\rightarrow$ 粒状弥散析出相 $\rightarrow$ 细小针状平衡相。

2.2 Cu, Fe 元素含量对喷射成形合金力学性能的影响

喷射成形及热挤压后的 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{NiCe}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金的室温拉伸性能如图 3 所示。随着合金元素含量的提高, 合金的抗拉强度(σ_b)和屈服强度($\sigma_{0.2}$)先上升、后降低, 并在 $x = 1.5$ 处出现最大值。而且合金的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 几乎具有相同的变化趋势。合金的弹性模量随 x 值的增大单调上升, 不同合金成分下 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{NiCe}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金的弹性模量(E)均超过 75GPa (图 3(b)), 高于普通铝合金的弹性模量值($\sim 70\text{GPa}$)。合金的延伸率随 x 的增加单调下降, 当 $x < 1$ 时, δ 值的下降幅度较大; $x > 1$ 时, δ 值的变化趋于平缓(图 3(a))。以上分析结果表明, 本实验条件下, $x = 1.5$ 合金具有较好的综合力学性能, 各项性能指标分别达 $\sigma_b = 643\text{MPa}$, $\sigma_{0.2} = 558.4$

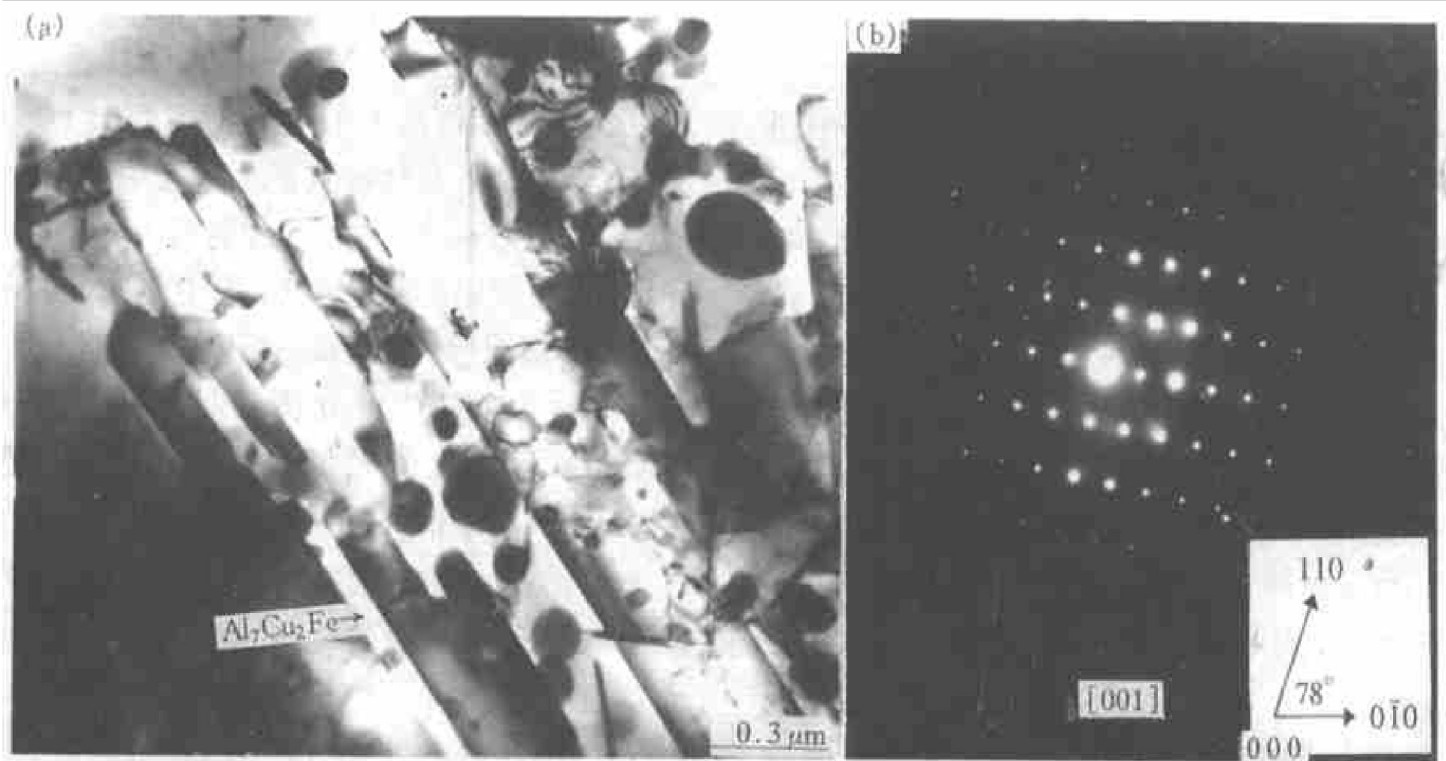


图 2 沉积态组织中 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 平衡相的 TEM 像及 SAED 图

Fig. 2 TEM photo (a) and SAED pattern (b) of $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase in deposit

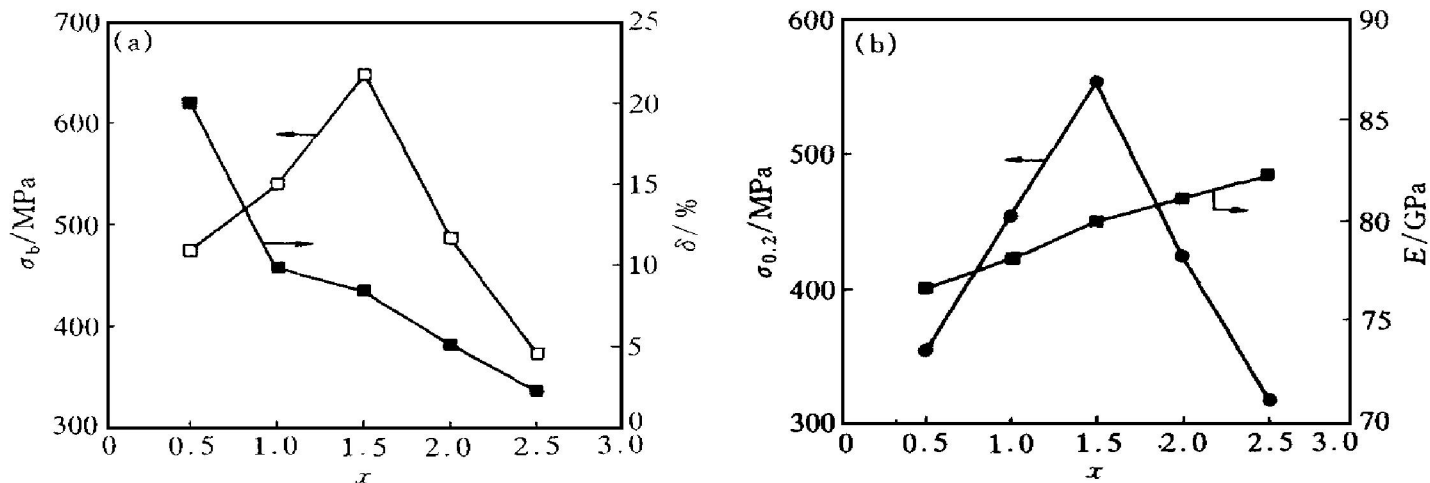


图3 喷射成形及热挤压后 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金的室温拉伸性能
随 Cu, Fe 合金元素含量的变化关系

Fig. 3 Room temperature tensile properties of spray formed and hot extruded $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ alloys vs content of Cu and Fe alloying element

MPa, $\delta = 8.6\%$, $E = 80.4 \text{ GPa}$ 。

2.3 Cu, Fe 元素含量对喷射成形合金断口组织的影响

图4为喷射成形及热挤压后 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ ($x = 0.5, 1.5, 2.5$) 合金的室温拉伸断口形貌。由图可见, $x = 0.5$ 和 1.5 两种合金的断口中(图4(a), (b))均分布着较深的韧窝, 表现出微孔聚集长大的韧性断裂特征。 $x = 0.5$ 合金断口中微孔边缘有许多锥状突起, 整个断口表面较平坦, 撕裂棱不明显(图4(a)), 为典型的穿晶韧窝型断裂, 其中韧窝尺寸在 $0.1 \sim 0.2 \mu\text{m}$ 左右。断口表面上存在细小弥散分布的球状析出相, 能谱分析结果表明该相为 $\text{Al}_{17}\text{Cu}_4\text{FeNiCe}$ 相, 其尺寸与韧窝尺寸相当, 韧窝底部没有发现碎裂的第二相, 因此可以认为韧窝是由于弥散相与基底界面脱离而形成的。其形成原因为: 位错引起的应力集中, 或在高应变条件下因第二相与基体塑性变形不协调而产生分离。弥散相在拉伸过程中不发生碎裂, 表明该相具有较高的强度。微孔长大的同时, 几个相邻微孔之间的基体横截面积不断缩小, 最终形成颈缩, 表现在断口组织上出现锥状突起, 表明拉伸过程中塑性变形主要靠基体传递。

与 $x = 0.5$ 合金相比, $x = 1.5$ 合金断口组织中微孔数量明显增多(图4(b)), 断口表面锥状突起较大, 韧窝尺寸与弥散强化相尺寸相当。该合金属于穿晶和沿晶混合型断裂机制。与 $x = 0.5$ 合金相比, 由于弥散相体积分数的提高, 形变过程中, 位错滑移阻力增大, 因而强度明显增大。另外由于参与形变的基体数量的减少, 使合金的塑韧性随 x 的增大呈下降的趋势(如图3所示)。

图4(c)、(d)为 $x = 2.5$ 合金的断口组织形貌。可以看到粗大的脆性断裂裂纹(图4(c))。该裂纹是在材料致密化过程中形成的。试样在拉伸过程中, 初始裂纹将成为裂纹扩展源, 使合金塑韧性明显降低。图4(d)为裂纹附近的断口组织形貌。由该图可以观察到长条状粗大的析出相, 能谱分析结果表明该相为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 平衡相。该相与基体组织结合处有裂纹出现, 表明该相属于难加工的硬脆相。由于该相的出现, 合金在热挤压过程中易于形成挤压裂纹, 因而成为拉伸试样的裂纹源, 严重地恶化了合金的性能。由于该相的出现, 对于高体积分数的 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ ($x > 2$) 合金来说, 强度和韧性均大幅度地降低。因此, 由于 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的存在而形成的挤压裂

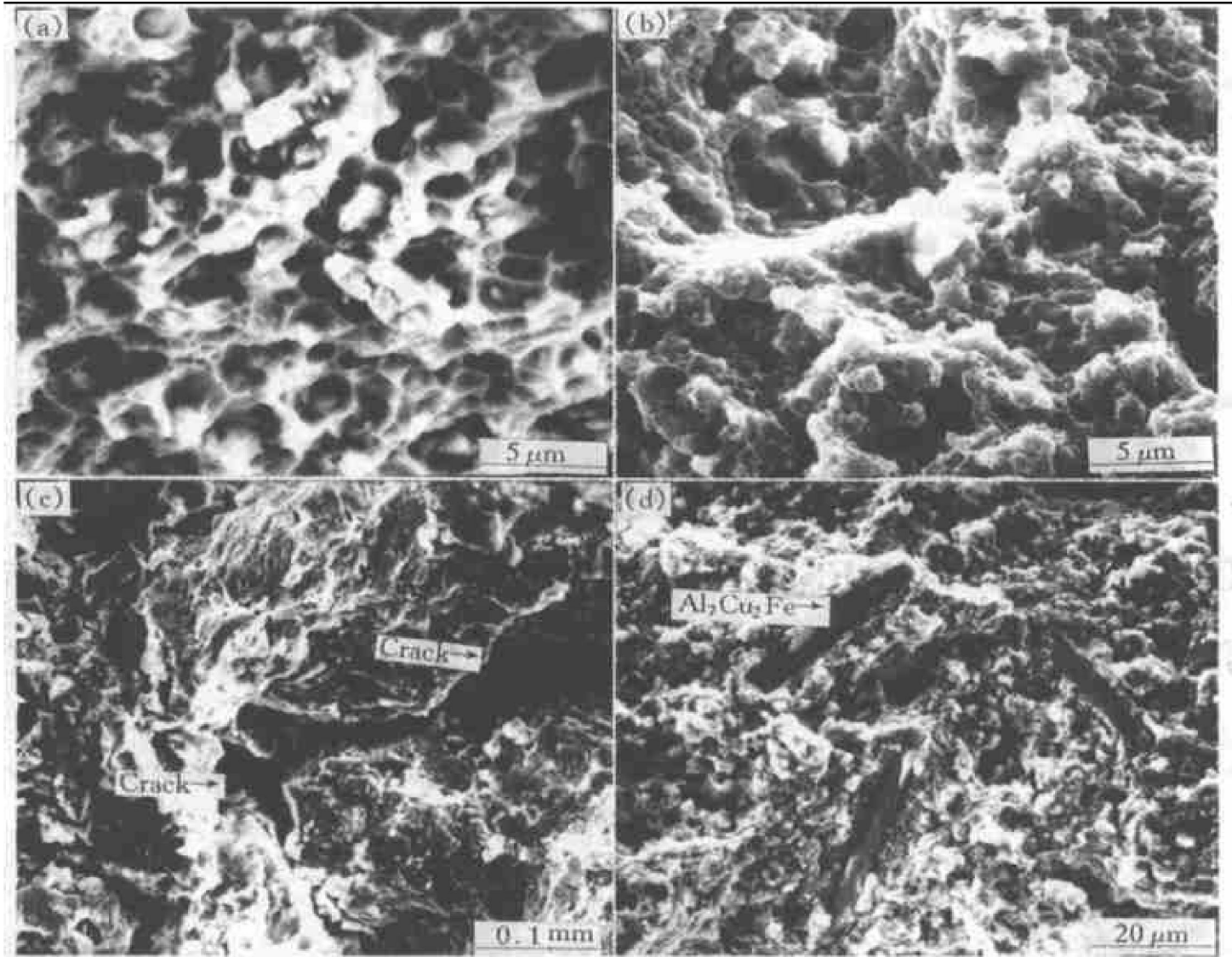


图4 喷射成形及热挤压后 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金的拉伸断口形貌

Fig. 4 Morphologies of tensile fracture surface of spray formed and hot extruded $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ alloy

(a) $x = 0.5$; (b) $x = 1.5$; (c), (d) $x = 2.5$

纹是该合金的强度及塑、韧性均降低的直接原因。

3 结论

(1) 随着 Cu 和 Fe 合金化元素含量的提高, 喷射成形 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金沉积态组织的变化规律为: 明显的晶粒组织 $\rightarrow$ 粒状弥散析出相 $\rightarrow$ 细针状平衡相。

(2) 随合金元素含量(x)的提高, 沉积坯组织中析出粗大的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 平衡相, $x < 2$ 时, 可有效避免该相的形成。

(3) 喷射成形 $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金的室温拉伸性能随合金化元素含量的增加先增高后降低, 并在 $x = 1.5$ 时达到极大值。此时 $\text{Al}_{93.5}\text{Cu}_3\text{Fe}_{1.5}\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ 合金的抗拉强度、屈服强度、延伸率和弹性模量分别可达 643 MPa, 558.4 MPa, 8.4% 和 80.4 GPa。

(4) $x \leq 1.5$ 时合金呈现典型的韧性断裂特征; $x \geq 2$ 时, 由于粗大的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的出现, 致密化过程中将产生挤压裂纹, 由于材料在拉伸变形过程中存在明显的裂纹源而表现出脆性断裂的特征, 同时材料的强度大幅度下降。

REFERENCES

- 1 Lavernia E J, Ayers J D and Srivatsan T S. *Inter Mater Rev*, 1992, 37(1): 1– 15.
- 2 Leatham A G and Lawley A. In: *Proc 1st Int Conf on Spray Forming*, Section 1. Neath, UK: Osprey Metals Ltd, 1991: 235– 244.
- 3 Lavernia E J and Grant N J. *Mater Sci Eng*, 1988, 98: 381– 387.
- 4 Fielder H C, Sawyer T F, Kopp R W *et al.* *J Metals*, 1987, 64(8): 28– 35.
- 5 Sano H, Tokizane N, Ohkubo Y *et al.* In: *Proc 2nd Int Conf on Spray Forming Spray*, Section 4. Neath, UK, 1993: 207– 217.
- 6 Leatham A G. In: *Proc 2nd Int Conf on Spray Forming*, Section 4. Neath, UK: 1993: 129– 138.
- 7 Shen Jun and Li Qingchun. In: *The 4th Youth Symposium on Material Science*. Wuhan, 1993, 10: 124.
- 8 Fan Hongbo. PhD Dissertation. Harbin: Harbin Institute of Technology, 1998: 76.

INFLUENCE OF CONTENT OF Cu AND Fe ON MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF SPRAY FORMED $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ ALLOYS

Shen Jun, Fan Hongbo, Cao Fuyang, Cui Chengsong, Jiang Zuling and Li Qingchun
College of Materials Science and Engineering,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China

ABSTRACT $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ alloys have been prepared by means of spray forming technique and the influence of the content of Cu and Fe on the microstructures, mechanical properties and fracture mechanism has been investigated. Observation results showed that the $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase can be avoided by keeping $x < 2$ for spray formed $\text{Al}_{98-3x}\text{Cu}_{2x}\text{Fe}_x\text{Ni}_1\text{Ce}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$ alloys; the $x = 1.5$ alloy possesses the better mechanical properties with ultimate strength of 643 MPa, yield strength of 558.4 MPa, elongation of 8.4% and elastic modulus of 80.4 GPa.

Key words spray forming high-strengthened aluminium alloy microstructure mechanical properties

(编辑 袁赛前)