

国家高技术新材料领域 1992 年学术交流论文选集

先进材料进展

国家高技术新材料领域专家委员会 编

科学出版社

国家高技术新材料领域 1993 年学术交流论文选集

先进材料进展

国家高技术新材料领域专家委员会 编

科学出版社

(京)新登字 092 号

内 容 简 介

本书是由国家高技术新材料领域专家委员会组织有关专家撰写的论文集,共收集论文 51 篇,分别介绍了金属材料、无机材料、高分子材料、光电子材料等领域所取得的科研成果及最新进展,阐述了先进材料的特点、性能、应用及发展前景,探讨了有关先进材料领域中的前沿课题等。本书内容丰富、层次分明,具有较强的实用性。

本书可供从事材料科学、机械、电子、航空、航天等研究的科技人员及高等院校有关专业的师生参考。

国家高技术新材料领域 1993 年学术交流论文选集

先 进 材 料 进 展

国家高技术新材料领域专家委员会 编

责任编辑 童安齐

科 学 出 版 社 出 版

北京东黄城根北街 16 号

邮政编码:100717

北京朝阳大地印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

×

1995 年 2 月第 一 版 开本:787×1092 1/16
1995 年 2 月第一次印刷 印张:19.1 插页:2
印数:1—1170 字数:443 000

ISBN 7-03-004367-7/TB·122

定价:30.00 元

论文评选委员会

主 任 郭景坤

委 员 (按姓氏笔画为序)

王占国 石力开 刘其贤 李成功 陈难先

汪宗荣 姚 熹 益小苏 漆宗能 熊家炯

编 辑 陈辛尘 袁新泉 黄聪明 梁昭峰

序 言

自古以来,人类文化的进步都是以材料的发展为其标志.科学是人类对自然界的认识,技术是在这种认识基础上的再创造,而材料的发展则保证了科学技术的实现,是它们发展的物质基础.因此,从这个意义上说,材料在科学技术的发展中是起了基础和先导作用的.当然,确切地说材料科学也是科学技术大家庭中的一员,它的发展亦依从于其它科学技术的发展.彼此是相辅相成的关系.这种关系在现代科学技术的发展中表现得尤为突出.因而,人们对先进材料的发展倾注了极大的注意和期望.本书以“先进材料进展”命名,其目的就是通过它来介绍先进材料的最新成果以及它在其它科学技术领域中的作用,指出先进材料本身的发展趋向及其它科学技术领域对先进材料要求的倾向.本书并不求全,但求新.希望本书对从事材料研究、教学或生产的人员有所启示,对其它科学技术领域的科技人员起到信息沟通和相互启发的作用.由于本书强调“新”和“进展”,因此在编撰过程中,难免有疏漏和不周之处,希望广大读者不吝指正.

郭景坤

1994年5月18日

目 录

第一部分 金属材料

非连续增强剂增强的铝基复合材料的断裂与疲劳研究.....	王中光(3)
含 Fe 的 Ni-Al 系金属间化合物的组织结构与力学性能	郭建亭 王淑荷 等(7)
Ti10Nb45Al 及 Ti18Nb48Al 金属间化合物研究	张卫军 陈国良 等(13)
Al ₆₇ Mn ₈ Ti ₂₅ 合金变形的位错机制	陈世朴 吴晓华 等(18)
Ni-Al 基金属间化合物的热腐蚀	吴维莹 曾潮流 等(23)
快速冷凝 Al-Fe-(Ti) 中的共晶组织	汤亚力 沈宁福(31)
铝锂合金 2091 超塑成形后的性能研究	宋飞灵 毛文锋 等(37)
不同摩擦条件对超塑胀形壁厚均匀性的影响	张凯锋 王长文 等(41)
SiC _p /Al MMC 在高压拉伸及压缩时的塑性行为	刘 兵 金其坚(44)

第二部分 高分子材料

高分子材料的表面改性背景形势与研究现状	益小苏 邹湘坪(53)
PMR 型聚酰亚胺的亚胺化反应研究	许英利 王幼甫(62)
热致液晶聚合物的序态结构研究	余其汝 范大熙 等(67)
刚性链侧链型液晶高分子的稀溶液性质	宛新华 章 斐 等(73)
TLCP/PES 原位复合材料的流变性能、微观结构和力学性能	益小苏 王惠民 等(83)
有机电子器件材料的合成及其膜性能	刘云圻 李晓玲 等(88)
极化聚合物和光波导	叶 成 冯知明 等(94)
聚双氟苯乙炔衍生物的分子设计与性能	郑国启 张亚东 等(101)
4-正丁氧基-羰基-甲基-尿烷聚二乙炔的合成和性质	余从煊 郝光富 等(105)
新型可溶性氧钒酞菁(HDVPC)的三阶非线性光学性能研究	邱 玲 沈玉全 等(110)
酞菁 LB 薄膜的气敏特性及其稳定性	张立功 范 翔 等(115)
纳米微粒有机光电导体研究 I 微米级 β -CuPc/P(NVK-BMA)	
单层双极性光电导体	潘道成 王宗光(118)
金属有机铁电液晶的分子设计、合成和介晶性研究	张良辅 黄德建 等(124)

第三部分 无机材料

SiC _p -Si ₃ N ₄ 基复合材料性能与结构	陈 源 黄莉萍 等(135)
SiC 片晶+Al ₂ O ₃ 颗粒补强 Y-TZP 复合材料	洪金生 黄校先 等(139)
低温烧结高性能 MLC	毛祖佑 桂治轮 等(143)
Pb(Mg _{1/3} ·Nb _{2/3})O ₃ 电致伸缩陶瓷 B 位离子	

有序度与性能关系研究	温保松	刘吟梅 等(150)
空间光调制器用 PLZT 薄膜研究	罗维根	丁爱丽 等(156)
多离子束反应共溅射技术制备 (Pb,La)TiO ₃ 铁电薄膜 及薄膜物化结构表征	肖定全	朱建国 等(161)
微乳法制备 PbTiO ₃ 超细粒子	马季铭	齐利民 等(170)
MOD 法制备 PLT 铁电薄膜的初步研究	任 巍	刘 芸 等(177)
金属-非金属复合材料显微物理力学	南策文	张清杰 等(181)
过剩压驱动下金刚石晶种生长的特性	罗湘捷	丁立业 等(186)
等离子体法合成碳化硅超细粉末及其烧结性能	郑国梁	邢阳川 等(191)
激光诱导有机硅烷烷合成纳米 Si/N/C 粉	梁 勇	李亚利 等(200)
不熔炭化对大直径中间相沥青碳纤维结构和性能的影响	查庆芳	史景利 等(211)

第四部分 光电子材料

GaSb 的 MOVPE 生长	陆大成	汪 度 等(221)
2—5 μ m GaInAsSb 红外材料的 MOCVD 研究	金亿鑫	张宝林 等(226)
MOCVD GaInAsSb 光探测器材料制备中的若干重要问题	彭瑞伍	韦光宇 等(231)
优质及高浓度掺钛蓝宝石晶体及其应用	邓佩珍	柴 耀 等(240)
温梯法生长大尺寸 Nd:YAG 晶体	周永宗	邓佩珍 等(245)
用于高功率 CO ₂ 工业激光窗口和透镜材料 KCl 晶体 防潮阻反膜研究	吕反修	程德刚 等(252)
离子束溅射沉积高质量激光薄膜	谭淞生	王效东 等(256)
金刚石薄膜热导率的光热偏转法测量	崔景彪	王冠中 等(262)
光子选通光谱烧孔研究	虞家琪	黄世华 等(266)
有机频域光存储材料的 PHB 光谱研究	陈凌冰	赵有源 等(273)
稀土离子掺杂的 ZnS 薄膜的电致发光特性及能量传递	钟国柱	(279)
提高 MX 络合物的三阶光学非线性的途径	孙 鑫	于志刚 等(285)
三元 III—V 半导体合金外延层的有序结构	顾秉林	倪 军(288)
强激光诱导的材料界面不稳定性	冯 澎	陈难先(291)
Er ³⁺ 掺杂石英光纤及其光学特征	张剑平	戴康勤 等(295)

第 一 部 分
(PART ONE)

金 属 材 料
(METALLIC MATERIALS)

非连续增强剂增强的铝基复合材料的断裂与疲劳研究^①

王 中 光

(中国科学院金属研究所材料疲劳与断裂国家重点实验室, 沈阳 110015)

摘要 本文对硅酸铝($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$)短纤维增强或碳化硅(SiC)颗粒增强的铝基复合材料的断裂韧性和疲劳行为进行了研究. 结果表明, 随着增强剂体积分数的增加, 材料的疲劳裂纹扩展门限值增大, 断裂韧性降低, 疲劳裂纹更易于在基体中产生, 短裂纹长大时与微观结构有显著的交互作用.

关键词 金属基复合材料 断裂韧性 疲劳裂纹

一、引 言

金属基复合材料的断裂和疲劳行为的研究关系到复合材料的使用可靠性和寿命预报. 目前对金属基复合材料还没有统一的测试断裂韧性的方法或标准. 长期以来人们还一直是沿用测定金属材料断裂韧性的标准(例如 ASTM E399 等)来测定金属基复合材料的断裂韧性^[1,2]. 但是, 完全按经典的试验标准来正确地测定金属基复合材料的断裂韧性几乎是不可能的, 一个主要的原因就是由于材料内部残余应力的影响所造成的裂纹尖端沿厚度方向的非平面性问题^[2].

对金属基复合材料的疲劳行为研究目前主要集中在疲劳裂纹门限值及其扩展规律上, 而对初始阶段的裂纹萌生及长大行为的研究却非常少. 但是, 正像 Williams^[3]所说的, 绝大多数金属基复合材料的疲劳寿命主要耗散在裂纹的萌生阶段. Kumai 等人^[4]曾对一种理想化的短纤维增强复合材料的裂纹萌生进行了观察.

本文针对非连续增强剂增强的铝基复合材料的断裂韧性、疲劳裂纹萌生及长大、疲劳门限值附近裂纹扩展行为进行了实验测试与分析.

二、实验材料与方法

采用硅酸铝($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$)短纤维增强的 ZL109 铝基复合材料用于断裂韧性的测试. 试样尺寸及测定方法详见参考文献 [5]. 在实验过程中, 同步配合声发射仪对材料随载荷变化的微观损伤及断裂过程进行监测.

对疲劳裂纹萌生及疲劳门限值的测量分别采用的材料为 $\text{SiC}_p/5083\text{Al}$ 基复合材料和 $\text{SiC}_p/6061\text{Al}$ 基复合材料. 试样尺寸及测定方法详见参考文献 [6].

^① 本研究由国家高技术新材料计划提供资助, 合同号 863-715-12-10-02.

三、试验结果与讨论

(1) 断裂韧性.

对于硅酸铝短纤维增强的铝基复合材料的断裂韧性测试结果见表 1, 从中可以看出当纤维含量增加时, 该材料的断裂韧性下降. 另外, 当在这种复合材料中加入 3% 的 SiC 颗粒, 成为短纤维与颗粒共同增强的铝基复合材料时, 其断裂韧性比未加入 SiC 颗粒的复合材料 (增强剂体积分数为 6%) 低, 但比相同体积分数 (9%) 的单一硅酸铝短纤维增强的复合材料的断裂韧性好. 这说明对于一定的增强剂体积含量, 材料内部含适量的碳化硅颗粒能对材料的韧性有一定的提高.

表 1 $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2) / \text{ZL109}$ 复合材料的断裂韧性

纤维体积含量 (%)	6	8	9	(6+3) SiC _p
断裂韧性 ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	12.2	11.2	10.5	10.9

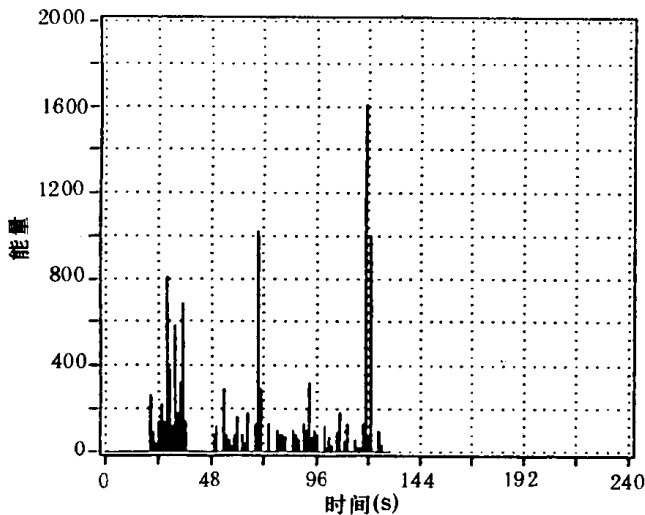


图 1

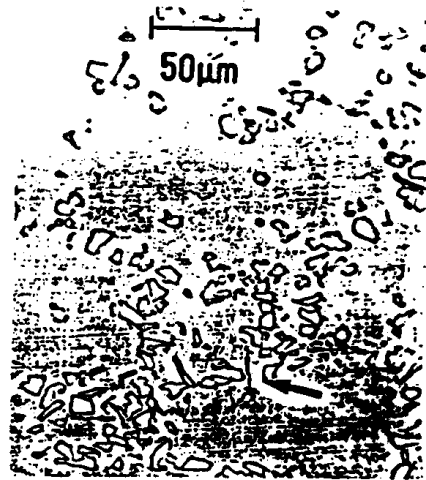


图 2

利用声发射技术进行断裂韧性监测的结果见图 1. 可以看出复合材料整个断裂过程分两个阶段. 第一阶段是在占断裂时间的 20—50% 期间, 出现基体塑性形变与开裂的信号, 这一阶段后期还伴随少量的局部纤维断裂和纤维与基体界面脱粘现象. 第二阶段主要是大范围的界面破坏和纤维断裂. 从中还可看出, 声发射监测技术与断裂机构联系起来对断裂韧性的测定能更细致、更微观地了解材料在不同载荷下的内部损伤及最后的失稳断裂过程.

(2) 疲劳裂纹萌生与扩展.

通过对 15Vol% 的 SiC 颗粒增强的 5083Al 合金的疲劳裂纹萌生的实验研究可以看到 (图 2), 在这种复合材料中, 疲劳裂纹更易于在铝合金基体相中萌生, 这是因为金属基复合材料内部存在的热残余应力引起在基体内部预先存在的拉应力, 增强剂内部为压应力的结果^[7]. 在外加拉伸载荷作用下裂纹更易在基体中产生. 另外, 两相材料之间较好的界面结合也对裂纹萌生位置有一定的影响. 裂纹一旦萌生后, 其长大的机制与一般长裂纹的扩展相比有特殊的规律, 但并不具备一般认为的初始高长大速率的特征 (图 3), 而是一个逐渐长大的过程. 观察还表明, 当疲劳裂纹很短时, 裂纹呈锯齿状向前生长, 与微观结构有明显的交互作用, 随

裂纹长度的增加这种交互作用变得不明显.

表 2 SiC_p/6061Al 复合材料的疲劳门限值

Vol% SiC _p	15		5	0
门限值 $\bar{D}_p$ (μm)	5	16	5	--
$\Delta K_{th, nomi, trans}$ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	2.8	2.9	1.7	1.5
$\Delta K_{th, eff, trans}$ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	2.0	2.0	1.5	1.5
$\Delta K_{th, nomi, along}$ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	2.6	3.2	1.9	1.5
$\Delta K_{th, eff, along}$ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	2.6	3.1	1.7	1.5

对 SiC_p/6061Al 复合材料的疲劳裂纹门限值的测定结果参见表 2, 可以看到具有较高含量增强颗粒的复合材料具有较高的疲劳裂纹扩展门限值, 而且沿着挤压方向的试样比横向试样有着更高的疲劳裂纹扩展阻力. 横向试样中的疲劳裂纹在门限值附近有更明显的闭合效应.

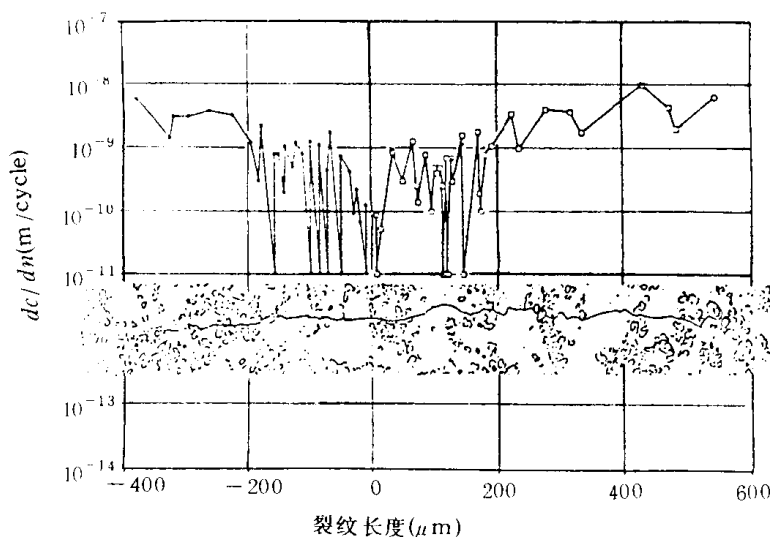


图 3

四、结 论

(1) 当硅酸铝短纤维含量增加时, 复合材料的断裂韧性下降. 用适量的 SiC 颗粒代替一些硅酸铝短纤维可使复合材料的断裂韧性有一定的提高.

(2) 对 SiC_p/5083Al 复合材料, 疲劳裂纹易于在基体中产生, 短裂纹长大时与微观结构有显著的交互作用, 但不具备一般金属材料中的初始高长大速率的特征.

(3) SiC 颗粒含量增加, 复合材料的疲劳门限值增大, 而且沿着挤压方向的试样比横向试样有着更高的疲劳裂纹扩展阻力.

参 考 文 献

- [1] W. A. Logsdon and P. K. Liaw, Eng. Fract. Mech., 24(1986), 737.
- [2] B. Roebuck and J. D. Lord, Mater. Sci. Tech., 6(1990), 1199.
- [3] D. R. Williams, Ph. D Thesis, Northwestern University, USA(1985).
- [4] S. Kumai, et al., Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 13(1990), 511.

- [5] Z. G. Wang, et al. ,Proc. of APCSF'93, Japan, July 1993.
- [6] Z. M. Sun, et al. ,Proc. of Fatigue'93, Canada, May 1993.
- [7] S. X. Li, L. Z. Sun, Z. M. Sun and Z. G. Wang, Scr. Metall. Mater. ,25(1991),2431.

Fracture and Fatigue Behavior of Discontinuously Reinforced Al Composites

Wang Zhongguang

*(State Key Laboratory for Fatigue and Fracture of Materials,
Institute of Metal Research, Academia Sinica, Shenyang 110015, PRC)*

Abstract The fracture toughness and fatigue behavior of the $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ short fiber or SiC particulate reinforced aluminium composite were studied. The results indicated that the fatigue crack threshold increased with increasing the volume fraction of reinforcements, whereas the fracture toughness had an opposite tendency. The fatigue cracks initiated preferentially in the Al matrix. When the short crack grows, it has a strong interaction with the microstructure.

Key Words Metal matrix composite Fracture toughness Fatigue crack

含 Fe 的 Ni-Al 系金属间化合物的组织结构与力学性能^①

郭建亭 王淑荷 李 辉 贺连龙

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110015)

摘要 本文采用光学显微镜、扫描电镜、电子探针、X 射线衍射、化学萃取相分析和高分辨电镜综合分析研究了合金的微观组织结构, 并测试了从室温到 950℃ 合金的力学性能。结果表明 NiAl-30Fe 合金的组织是由 β' 相和 $\gamma + \gamma'$ 相组成, 塑性的 $\gamma + \gamma'$ 相能阻止裂纹扩展, 有利于合金塑性的提高。Ni₃Al-15Fe 合金组织是由 γ' 和 β' 相组成, 经高温处理后, 在 β' 相中析出短棒状 δ 相和颗粒状 γ' 相, 而在 γ' 相中析出针状 γ 相。条带状 β' 相和短棒状的 δ -NiMo 相能明显提高合金强度。

关键词 Ni-Al 系金属间化合物 微观组织结构 力学性能

一、引言

为了克服 Ni₃Al 和 NiAl 的室温脆性, 人们首先考虑的是合金化。加入适量的 Fe 改善 Ni₃Al 和 NiAl 的塑性已取得明显进展, 同时强度也获得了有效提高。然而, 对 NiAl-Fe 合金的组织, 文献中有不同报道。NiAl-15-30at%Fe 合金热加工并热处理后的组织, Guha^[1]认为是由 β' -NiAl 和 γ' -Ni₃Al 两个有序相组成, 而 Ishida^[2]则认为是 β' 有序相和 γ 无序相组成。NiAl-Fe 的组织到底是由什么相构成以及它们对力学性能的影响有必要进行深入研究。对于 Ni₃Al-Fe 合金, 文献 [3, 4] 中虽然报道了其铸态组织由 γ' 和 β' 相组成, 但对热加工后的组织, 特别是 β' 和 γ' 相本身的相变及其与力学性能的关系还没有开展研究。因此, 本文将着重探讨含 Fe 的 Ni-Al 系金属间化合物的组织结构及其对力学性能的影响。

二、试验方法

试验合金用 25kg 真空感应炉熔炼, 其化学成分对 Ni₃Al-Fe 合金和 NiAl-Fe 合金分别为: Al19.6, Mo2.0, Zr0.17, Fe14.8, Y0.003, B0.073, C0.26, Ni63.094 (at%); Ni50, Al20, Fe30, Y0.01 (wt%)。铸态合金棒在 500 吨挤压机上一次挤压成型, 挤压温度 1100℃, 挤压比 5.6:1。Ni₃Al-Fe 合金经 1050℃4h 炉冷、NiAl-Fe 经 1050℃1h 空冷热处理。合金不同温度下的力学性能在日本岛津 DCS-25T 电子拉力试验机上进行测试。采用光学显微镜、扫描电镜、电子探针、X 射线衍射、化学萃取相分析和高分辨电镜综合分析研究合金的微观组织结构。

① 本研究由国家高技术新材料计划和国家自然科学基金委提供资助, 合同号 863-715-16-01-01。

三、试验结果与讨论

(1) NiAl-Fe 合金.

NiAl-Fe 合金的铸态组织见图 1 (a). 从图中可以看出, 该组织由粗大的块状相和共晶组成, 块状相尺寸约 $60\mu\text{m} \times 150\mu\text{m}$, 共晶中条状相间距约 $3-10\mu\text{m}$. X 射线衍射分析表明, 该组织由 B_2 结构的 β' 相和无序的 γ 相构成. β' 相的晶格常数 a 为 0.2871nm , γ 相的晶格常数 a 为 0.3591nm . 电子探针测定 5—8 点的相平均成分见表 1, 可以看出, 块状相为 β' 先共晶相, 共晶中黑色条状相也是 β' 相, 共晶中白相为 γ 相. 显微硬度测量表明, β' 相的平均硬度为 442HV , 而 γ 相为 261HV . 铸态组织经热挤压破碎成为一种条带状组织, 见图 1 (b). 黑灰色相为 β' 相, 白色相为 γ 相. 经测定 β' 相约占 $70\text{Vol}\%$, γ 相约占 $30\text{Vol}\%$. 经 1050°C 热处理后发生了完全再结晶, 晶粒变细. NiAl 含 $15-30\text{at}\%\text{Fe}$ 合金经热轧或热挤压后的组织, 文献中有两种报道. Ishida^[2]等人认为该组织由 β' 和 γ 相组成, Guha^[1]等人认为由 β' 和 γ' 相组成. 为了进一步搞清热变形后 NiAl-Fe 合金的组织结构, 我们采用高分辨电镜对这种组织结构进行深入研究^[5].

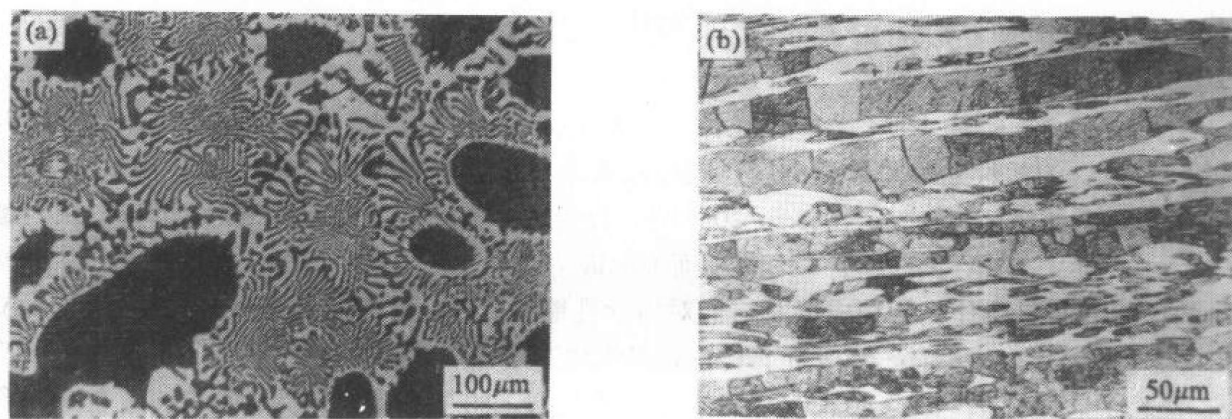


图 1 NiAl-Fe 合金的组织
(a) 铸态组织; (b) 挤压态组织

表 1 电子探针分析结果 (at%)

分析位置	Al	Fe	Ni
块状相	19.42	27.18	53.40
共晶中白相	8.16	45.18	46.47
共晶中黑条相	20.23	26.2	53.57

γ 相区的 $[001]$ 晶带轴电子衍射花样表明, 存在有超点阵衍射斑点, 见图 2. 图中说明有 $L1_2 \gamma'$ 相存在, 但不能否定没有 γ 相存在, 因为 γ 相的衍射斑点总是与 γ' 相的强斑点重叠. 明场观察表明, γ 相有许多非常细小的颗粒状沉淀, 用 γ' 相的 100 超点阵斑点成像所得暗场相表明, γ 相中的颗粒状细小沉淀都成为白色斑点, 说明它们是 γ' 相, 其尺寸约 $5-10\text{nm}$, 见图 3 (a), (b). (001) 高分辨电子显微相给出显微结构的细节, 见图 4. 字母表示的粗的点阵

条纹区与有序的 $L1_2$ 相的点阵间距 0.36nm 相符, 细的点阵条纹点阵间距 0.18nm 与无序 γ 相一致, 从图 4 可清楚地看出 γ' 相弥散分布在 γ 相中, 且 γ 基体与 γ' 沉淀之间有固定取向关系, 即 $\langle 100 \rangle_\gamma \parallel \langle 100 \rangle_{\gamma'}$, $\{001\}_\gamma \parallel \{001\}_{\gamma'}$. 通过多种方法研究的结果表明, NiAl-Fe 合金热挤压组织是由 B_2 结构的 β' 相和含有 $L1_2$ 结构的 γ' 相的无序 γ 相组成, 且彼此相间呈条带分布.

挤压态 NiAl-Fe 合金经 1050°C 1h 空冷热处理后, 从室温至 950°C 拉伸性能的变化见图 5 (a). 可以看出, 室温延伸率已达 5%, 面缩率达 6.7%, 与 NiAl 室温延伸率接近于零相比, 塑性已大为改善. 室温拉伸断口形貌观察表明, 粗大 β' 相呈穿晶解理断裂, 而 $\gamma + \gamma'$ 相呈韧窝状塑性断裂. NiAl-Fe 合金拉伸断裂试样的纵截面观察发现, 裂纹通常都在脆性的 β' 相中形成, 并终止在 β' 与 $\gamma + \gamma'$ 的相界面, 这说明塑性的 $\gamma + \gamma'$ 相能够阻止 β' 相中形成的裂纹扩展, 是 NiAl-Fe 合金塑性改善的重要原因.

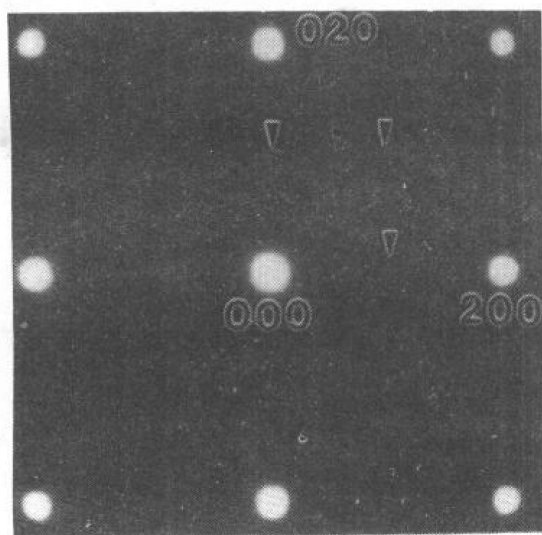


图 2 $[001]$ 品带轴电子衍射花样

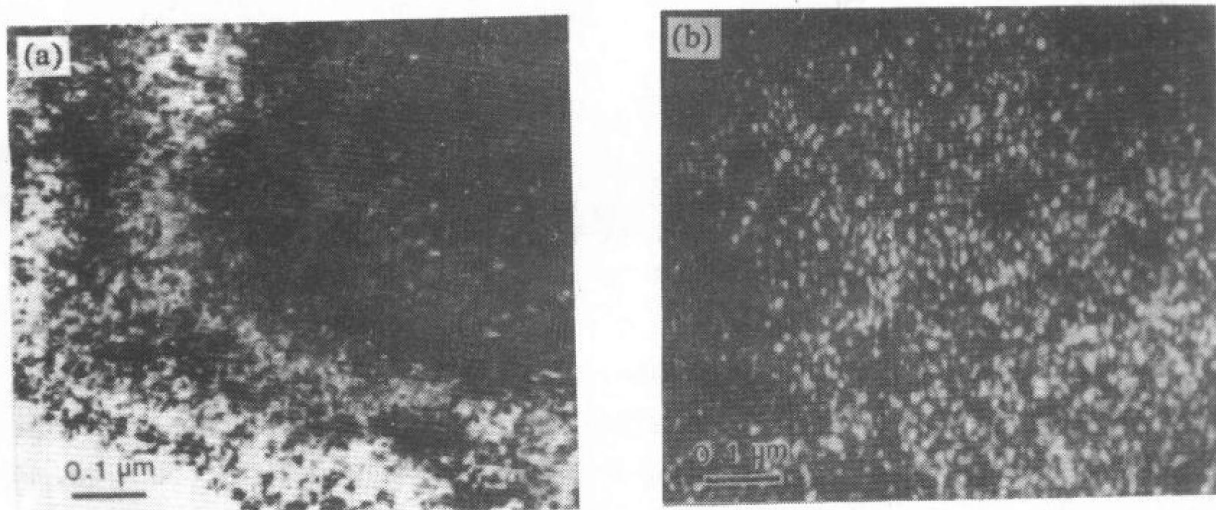


图 3 塑性相的明场 (a) 和暗场 (b) 相

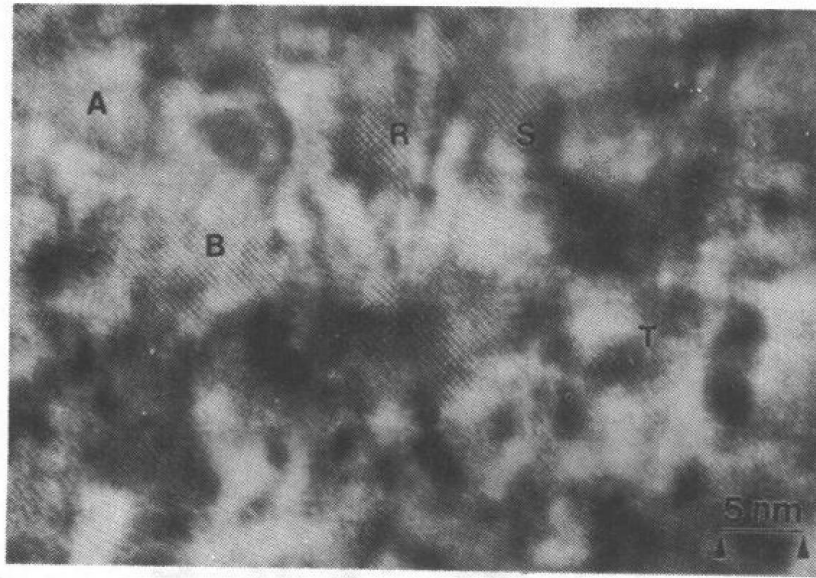


图4 γ 相的滑 (001) 取向高分辨电子显微相

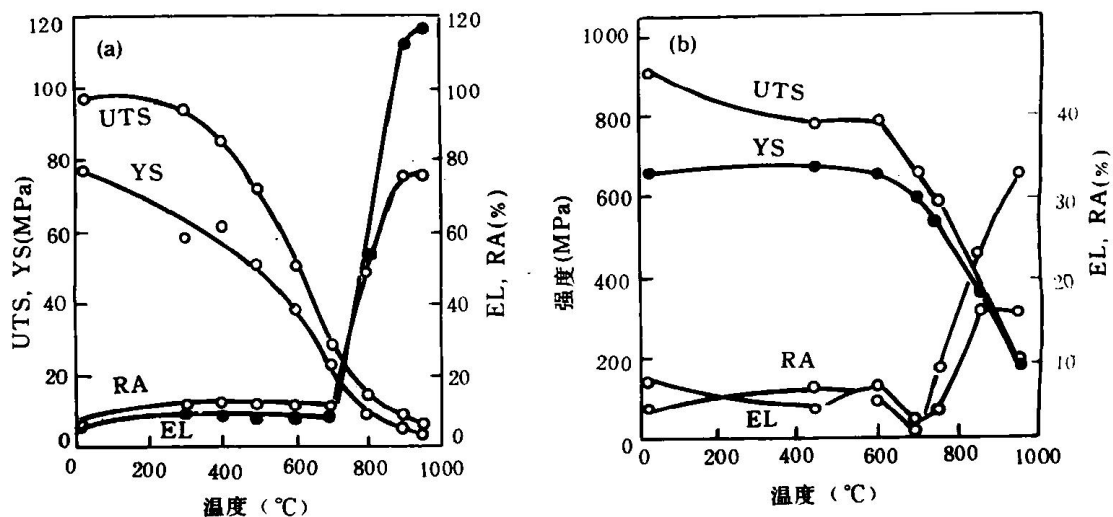


图5 (a) NiAl-Fe 合金经 1050°C 1h 空冷热处理后拉伸性能随试验温度的变化;

(b) Ni₃Al-Fe 合金经 1050°C 4h 炉冷热处理后拉伸性能与温度的关系

(2) Ni₃Al-Fe 合金.

Ni₃Al-Fe 合金挤压态的金相组织见图 6 (a). 从图中可以看出, 黑色条带相沿挤压方向分布在白色基体相中. 经 X 射线衍射分析表明, 该组织由 $L1_2$ 结构的 γ' 相和 B_2 结构的 β' 相组成. 表 2 电子探针分析结果表明, 黑色条带相是 β' -NiAl 相, 而白色基体相是 γ' -Ni₃Al 相, 前者约占 40%, 后者约占 60%. 合金的平均晶粒尺寸约 14 μ m. 经 1050°C 1h 热处理后, 扫描电镜观察发现, 在 NiAl 相内及 NiAl 与 Ni₃Al 相界, 有短棒状相析出, 如图 6(b) 所示. 将此试样经化学萃取相分析, 结果表明短棒相是 δ -NiMo 相, 属正方晶系, $a=0.935\text{nm}$, $c=0.485\text{nm}$.