

文章编号: 1004-0609(2004)S1-0128-10

燃烧合成熔化制备块体纳米结构材料和金属间化合物基复合材料及其摩擦学性能^①

薛群基, 喇培清

(中国科学院兰州化学物理研究所 固体润滑国家重点实验室, 兰州 730000)

摘 要: 利用燃烧合成熔化技术在 300 ℃ 以上加温以及惰性气氛保护条件下熔化制备了晶粒尺寸小于 10 nm、厚度大于 3 mm、具有优异力学和抗磨损性能的 Ni_3Al , Fe_3Al , WC_x 块体纳米结构材料, 并且利用此法制备了微观组织特征良好、增强相含量可在较大范围内调整, 且具有良好力学和抗磨损性能的陶瓷相增强的铝化物、硅化物基复合材料。燃烧合成熔化技术具有低能耗、低污染和生产效率高等优点。对几类金属间化合物摩擦学性能的研究表明, 其磨损性能具有反温度和速度效应, 即随温度、速度的升高其磨损量反而下降, 磨损机理以微断裂、疲劳磨损为主; 复合化、纳米化是提高其抗磨性的有效途径。

关键词: 燃烧合成; 金属间化合物; 纳米材料; 磨损

Combustion synthesized bulk nanocrystalline materials and intermetallic matrix composites and their tribological properties

XUE Qun-ji, LA Pei-qing

(State Key Lab for Solid Lubricating, Lanzhou Physics-Chemistry Research Institute,
Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China)

Abstract: Ni_3Al , Fe_3Al and WC bulk nanocrystalline materials with crystal size of less than 10 nm and bulk thickness of 3 mm, which also have excellent mechanical properties and wear resistance, were prepared by combustion synthesis in inert atmosphere and at above 300 ℃. By this means, aluminides, silicates base composites with homogeneous microstructure, adjustable strengthening phase content, good mechanical properties and wear resistance can also be prepared. Therefore, combustion synthesis has the merits of low energy consumption, low pollution and high efficiency. Studies on the wear properties of the above intermetallics show that their wear loss decreases with temperature and velocity increasing, and the wear mechanism are mainly micro crack and fatigue wear. The wear resistance can be improved by nanocrystallized, composited method.

Key words: combustion synthesis; intermetallics; nanocrystalline; wear

1 先进材料的发展

先进材料是指相对于传统材料具有优异性能的材料, 先进材料是现代科学技术发展的物质基础与先导。先进材料研究发展的主要推动力是新的材料理论的诞生、生产技术领域提出的新的需求以及新的材料制备技术的发明。材料科学与技术工作者的

职责是研究、提出新的材料理论, 应用已有的材料理论解决生产技术领域发展中提出的材料问题, 发现、发明新的材料制备技术。

先进材料科学与技术的研究目前围绕以下几个方向深入发展:

- 1) 新的材料理论, 例如凝聚态物理, 超分子化学, 仿生学, 原子、分子物理, 表面科学。
- 2) 新的材料体系, 例如先进金属间化合物材

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50005021)

作者简介: 薛群基(1942-), 男, 研究员, 中国工程院院士。

料, 先进陶瓷材料, 先进碳材料, 纳米结构材料, 先进高分子材料。

3) 传统材料性能的提高, 例如超级钢铁材料, 材料表面工程技术, 金属及有机物基复合材料。

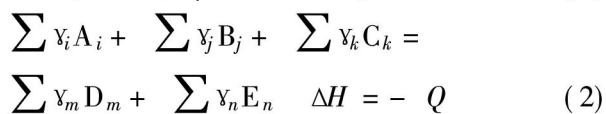
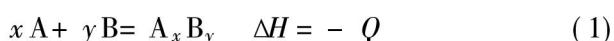
4) 新的材料制备技术, 例如快速凝固技术, 燃烧合成技术, 自组装技术。

5) 发展趋势: 微细化, 复合化, 多功能化。

低成本与高性能是许多先进材料发展中普遍存在的主要难题之一, 例如目前在金属间化合物基复合材料和块体纳米结构材料的制备中存在低成本与高性能的矛盾。本文作者介绍的燃烧合成熔化技术是解决此类材料制备中低成本与高性能矛盾的技术之一。

2 燃烧合成熔化技术

燃烧合成也称为自蔓延高温合成, 是 20 世纪 70 年代发展起来的合成高熔点材料的一项新技术。该技术的原理是: 热力学上可生成目标产物、并伴有热量释放的物质混合物, 其表面某一区域在外界瞬时热源作用下达到相互间反应可进行的温度而发生反应, 未反应区域在已反应区释放的热量的作用下继续引发反应, 最终形成目标产物, 仅有单质参加的反应可由式 (1) 表示, 而有复杂化合物参加的反应可由式 (2) 表示:



式中 ΔH 为反应焓变, Q 为热量; A 代表 TiO_2 , ZrO_2 , CaO , B_2O_3 , SiO_2 , La_2O_3 , ZrF_4 , KBF_4 等; B 代表 Mg , Ca , Al , Zr 等; C 代表 C , B , Si , N_2 等; D 代表碳化物、硅化物、硼化物、氮化物; E 代表氧化物、卤化物; γ 为物质的摩尔分数。

燃烧合成技术所需设备简单, 仅需要具有保护性气氛的反应容器和一瞬时热源; 合成过程在几秒之内可完成; 此外在较高反应温度的作用下材料中的低熔点相挥发使合成的材料具有高的纯洁度, 因此低成本、节能、高效、合成材料质量高成为其鲜明的优点。

燃烧合成反应的反应温度由式 (3) 和 (4) 计算可得, 式 (3) 适用于产物无熔化的反应, 而式 (4) 适用于产物有熔化的反应。在计算中假定所有反应放出的热量都用来加热产物, 即反应是在封闭系统中进行的, 另外假定 Δc_p 不随温度变化。

$$\Delta H_{f, T_0}^\ominus = \int_T^{ad} c_{p, s} dT \quad (3)$$

$$\Delta H_{f, T_0}^\ominus = \int_T^m c_{p, s} dT + \int_m^{ad} c_{p, l} dT + \Delta H_m \quad (4)$$

$$\Delta H_{f, T_0}^\ominus = \Delta H_{f, 298 K}^\ominus + \int_{298}^0 \Delta c_p dT \quad (5)$$

式中 Δc_p 是产物与反应物间的比热容差; $c_{p, s}$, $c_{p, l}$ 分别是产物固相和液相的比热容; ΔH_m 为产物的熔化焓; $\Delta H_{f, 298 K}^\ominus$ 为标准状态下反应的热焓; $\Delta H_{f, T_0}^\ominus$ 为在 T_0 温度时反应的热焓; T_{ad} 为反应温度。

从式 (3) 可看出对产物无熔化的燃烧合成反应, 当将反应物料预热到一定温度时将发生产物的熔化现象; 从式 (4) 可看出当反应热焓足够大时, 反应产物可完全熔化, 经理论计算有些单质反应及大部分氧化物生成反应中都发生产物熔化现象。

产物完全熔化的燃烧合成反应被定义为燃烧合成熔化反应, 表 1 列出了一些燃烧合成熔化反应及其反应温度。利用燃烧合成熔化反应来制备先进材料的方法称为燃烧合成熔化技术。

本文中作者主要介绍通过利用燃烧合成熔化液相的相互作用及对液相凝固过程的控制, 获得具有高性能的块体纳米结构材料与金属间化合物基复合材料。

3 燃烧合成熔化制备块体纳米结构材料

纳米结构材料具有良好的力学性能, 例如纳米晶金属材料的拉伸强度比微米晶金属材料有较大提高, 而纳米晶陶瓷材料的室温断裂韧性比微米晶陶瓷材料也有大幅度的提高^[1-4]。晶粒尺寸的纳米化有望解决先进陶瓷、金属间化合物材料中普遍存在的室温脆性问题。

但是, 传统的从纳米颗粒出发的热压工艺存在制备技术复杂、成本高、材料质量不高(例如材料中存在大量空洞)、颗粒纳米尺寸难以保持等缺点。而最近几年发展起来的大变形法很难得到晶粒尺寸小于 100 nm 的材料, 并且基本局限于金属材料。因此, 至今还没有一种获得块体纳米结构材料的简便工艺, 这一问题严重地阻碍着纳米晶材料的基础研究与工程应用^[3, 4]。

根据金属材料的凝固理论, 纯净材料液相凝固时具有大的过冷度, 其过冷度大约是其平衡熔点的

表 1 燃烧合成熔化反应及其反应温度

序号	反应式	产物	反应温度 / K	产物熔点 / K
1	$2\text{MoO}_3 + 4\text{Al} + \text{C} = \text{Mo}_2\text{C} + 2\text{Al}_2\text{O}_3$	Mo_2C	5 200	2 573
2	$3\text{CrO}_3 + 6\text{Al} + 2\text{C} = \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$	Cr_3C_2	6 500	2 168
3	$\text{WO}_3 + 2\text{Al} + \text{C} = \text{WC} + \text{Al}_2\text{O}_3$	WC	3 800	3 058
4	$2\text{WO}_3 + 4\text{Al} + \text{C} = \text{W}_2\text{C} + 2\text{Al}_2\text{O}_3$	W_2C	3 700	3 003
5	$3\text{V}_2\text{O}_5 + 10\text{Al} + 6\text{C} = 6\text{VC} + 5\text{Al}_2\text{O}_3$	VC	3 400	2 921
6	$\text{MoO}_3 + 2\text{Al} + \text{B} = \text{MoB} + \text{Al}_2\text{O}_3$	MoB	4 000	2 823
7	$\text{WO}_3 + 2\text{Al} + \text{B} = \text{WB} + \text{Al}_2\text{O}_3$	WB	3 800	3 073
8	$\text{MoO}_3\text{MoO}_3 + 2\text{Al} + 2\text{Si} = \text{MoSi}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$	MoSi_2	4 800	2 293
9	$\text{WO}_3 + 2\text{Al} + 2\text{Si} = \text{WSi}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$	WSi_2	2 800	2 433
10	$3\text{V}_2\text{O}_5 + 10\text{Al} + 3\text{N}_2 = 6\text{VN} + 5\text{Al}_2\text{O}_3$	VN	3 400	2 323
11	$\text{Ni} + 3\text{Al} = \text{Ni}_3\text{Al}$	Ni_3Al	1 700	1 668
12	$\text{MoO}_3 + 2\text{Al} = \text{Mo} + \text{Al}_2\text{O}_3$	Mo	4 600	2 898
13	$\text{WO}_3 + 2\text{Al} = \text{W} + \text{Al}_2\text{O}_3$	W	3 600	3 413
14	$\text{Al} + \text{Fe}_2\text{O}_3 = \text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$	Fe	5 000	1 803
15	$2\text{Al} + \text{CrO}_3 = 2\text{Cr} + \text{Al}_2\text{O}_3$	Cr	4 000	2 173
16	$3\text{NiO} + 2\text{Al} = 3\text{Ni} + \text{Al}_2\text{O}_3$	Ni	3 000	1 728
17	$3\text{CuO} + 2\text{Al} = 3\text{Cu} + \text{Al}_2\text{O}_3$	Cu	3 000	1 360
18	$\text{MoO}_3\text{MoO}_3 + 2\text{Al} + 2\text{SiO}_2 = \text{MoSi}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$	MoSi_2	3 200	2 293
19	$\text{WO}_3 + 2\text{Al} + 2\text{SiO}_2 = \text{WSi}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$	WSi_2	3 000	2 433

0.2 ~ 0.3 倍, 因此其具有低的凝固温度。材料液相凝固时的结晶核心是通过均质形核形成的, 其临界晶核尺寸可由式(6) 来描述:

$$r = 2\sigma_{\text{L/C}} T_{\text{m}} / L \Delta T \quad (6)$$

式中 $\sigma_{\text{L/C}}$ 是晶核与液相间的界面能, L 为结晶潜热, ΔT 为过冷度。

纯净材料液相凝固时的均质形核率可由式(7) 来描述:

$$I = K \exp(-\Delta G_{\text{A}} / kT) / \exp(16\pi\sigma_{\text{L/C}}^2 / 3L^2 \Delta T^2 kT) \quad (7)$$

式中 K 为常数, ΔG_{A} 是原子在晶核与液相界面间扩散时的激活能, 对金属液相而言其不随温度而变化, k 为 Boltzmann 常数, T 为凝固温度。从式(6) 与(7) 可看出, 大的过冷度可保证材料液相在凝固时具有高的形核率和小临界晶核尺寸。

在平衡凝固点 T_{m} 以下, 液相中原子的扩散速度随温度的下降而变慢, 低的凝固温度将使纯净液相临界晶核的长大与聚集速度在凝固过程中进行得很慢。较高冷却速度下快凝时该类液相临界晶核的长大与聚集速度将受到有效的限制。可以想象, 当一足够高的冷却速度施加于此类液相的凝固过程中时, 液相中形成大量晶核, 其尺寸可限制在纳米量级, 从而最终获得块体纳米结构材料。

但是传统的熔化和成型方法很难获得纯净的材料液相, 这是由于传统的高熔点材料液相制备方法中液相中将不可避免的存在由原料、氧化、液相对

坩埚和模具的冲刷带来的高熔点杂质。高熔点杂质的存在将使液相的凝固以非均质形核的方式进行, 而非均质形核中液相过冷度小(几度到十几度), 凝固温度高, 小过冷度将导致高的临界晶核尺寸和低的成核率, 高的凝固温度将导致液相中原子具有高的扩散速度, 此类液相中数目不多的临界晶核将具有大的生长和聚集速度及长的长大时间, 因此传统的熔化和成型方法中, 液相甚至在非常高的冷却速度下凝固后, 其晶粒尺寸也达不到纳米量级。

从传统的熔化和成型概念出发获得具有高冷却速度的纯净高熔点材料液相将非常复杂与困难, 而燃烧合成熔化技术很容易获得具有高冷却速度的纯净液相。这是由于燃烧合成熔化技术中可以通过选用具有较高纯度的反应物料, 在惰性气氛中进行反应, 将生成的液相原位沉积于具有高导热系数和较低温度的底材上, 将可能获得块体纳米结构材料。

根据前述的理论, 选用表 1 中的几类反应, 通过燃烧合成熔化方法, 在 300 °C 以上加温, 氩气保护下将合成的材料液相原位沉积于金属底材上, 获得了厚度大于 5 mm, 而其它方向尺寸不受限制的 Ni_3Al , Fe_3Al 和 WC_x 纳米材料。制备装置如图 1 所示。材料致密度大于 97%, 材料的典型显微组织如图 2 所示, 大部分晶粒尺寸小于 10 nm, 纳米晶粒间隙中存在金属玻璃相, 甚至存在微米尺寸的金属玻璃相(图 2(c))。

材料的纳米结构赋予了其优异的力学及抗磨损

性能。 Ni_3Al 块体纳米材料的弯曲强度为 1 500 MPa, 压缩强度为 2 500 MPa, 压缩后存在 50% 的断面扩张率, 该变形是由材料中高角度纳米晶滑移造成的, 室温磨损率为 $7 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m}$, 硬度为 3.8 GPa。 Fe_3Al 块体纳米材料的弯曲强度为 1 100 MPa, 硬度为 3.4 GPa, 压缩时发生室温蠕变 (图 2(f)), 存在大于 200% 的断面扩张率。块体纳米 WC_x 材料的断裂韧性大于 $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 硬度为 10.8 GPa, 室温磨损率 $6.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{m}$ 。 Ni_3Al 、 Fe_3Al 块体纳米结构材料的热稳定温度高于 600 °C。

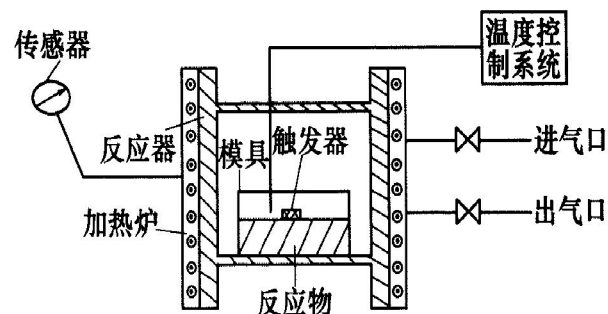


图 1 燃烧合成熔化制备装置

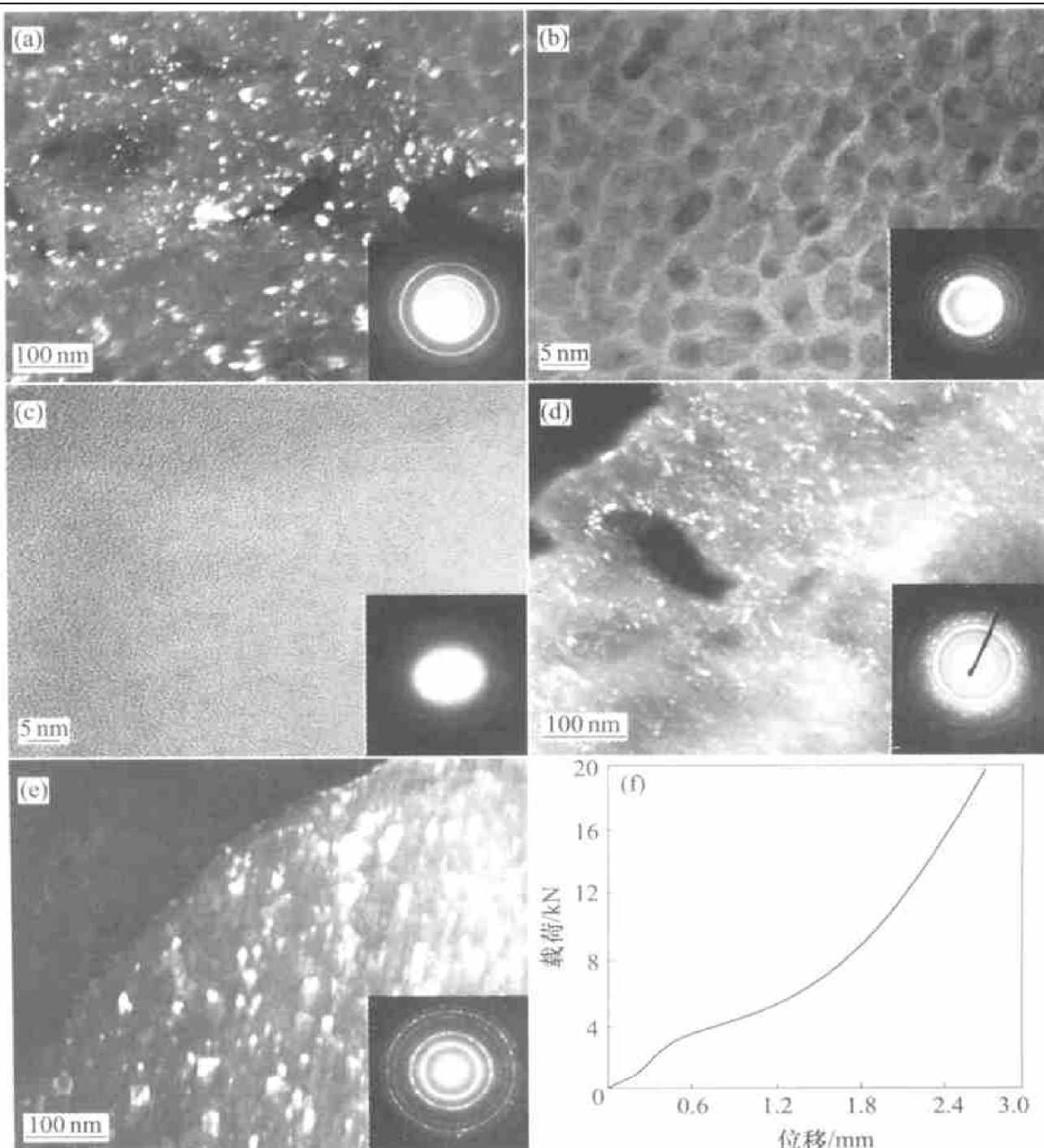


图 2 块体纳米结构材料 Ni_3Al 、 Fe_3Al 和 WC_x 的显微组织及 Fe_3Al 的载荷-位移曲线

(a), (b) — Ni_3Al ; (c) — Ni_3Al 金属玻璃相; (d) — Fe_3Al ; (e) — WC_x ; (f) — Fe_3Al 载荷-位移曲线

4 燃烧合成熔化制备金属间化合物基复合材料

在金属间化合物中添加硬质陶瓷相将显著提高金属间化合物在室温及其它条件下的磨损和力学性能。然而,通过传统的粉末冶金方法,例如热压烧结(HP)、热等静压(HIP)制备的陶瓷相增强金属间化合物基复合材料的性能提高并不明显^[5],这是由于在这些方法制备的材料中增强相与基体界面存在污染。通过机械合金化方法可获得界面无污染的金属间化合物基复合材料,该复合材料的性能得到显著改善;但是采用此类方法制备复合材料时,机械合金化后还需要进一步的高温高压下的热压烧结,制备成本高,使制备的复合材料的工程应用受到限制^[6~9]。

许多不同材料的液相间具有互溶性,例如金属间化合物与某些陶瓷材料两液相接触时可自发混合,液相混合物在凝固后可得到金属间化合物与陶瓷材料的复合材料,材料中增强相与基材间无污染

杂质。同时增强相与基体在凝固过程的成核长大中互相依附,具有良好的结合性,因而将获得性能优良的复合材料。传统的熔化技术很难对高熔点金属间化合物及陶瓷材料通过此种方式复合,而燃烧合成熔化使这种复合变得相对容易。

如果将金属间化合物与陶瓷材料的燃烧合成熔化反应物分层堆放,当反应在低温引发后,燃烧合成反应物将分别转化为各自对应的液相,而两液相将自发混合为液相混合物,液相混合物冷却凝固后可制得陶瓷增强的金属间化合物基复合材料^[10, 11]。

根据上述原理,采用表 1 中的燃烧合成熔化反应,在 300 °C 以上加温,氩气保护下成功制备了增强相在基体中均匀分布、且相互间具有良好结合性、 Cr_7C_3 含量在 10% ~ 50% 的 Ni_3Al 基复合材料, SiC 含量在 5% ~ 20% (质量分数) 的 MoSi_2 基复合材料, $\text{Fe}_3\text{AlC}_{0.5}$ 含量在 10% ~ 80% (质量分数) 的 Fe_3Al 基复合材料, Cr 含量在 20% ~ 50% (质量分数) 的 Ni_3Si 基复合材料,其典型微观组织如图 3 所示,复合材料具有良好的力学性能(图 4)及抗磨损性能。

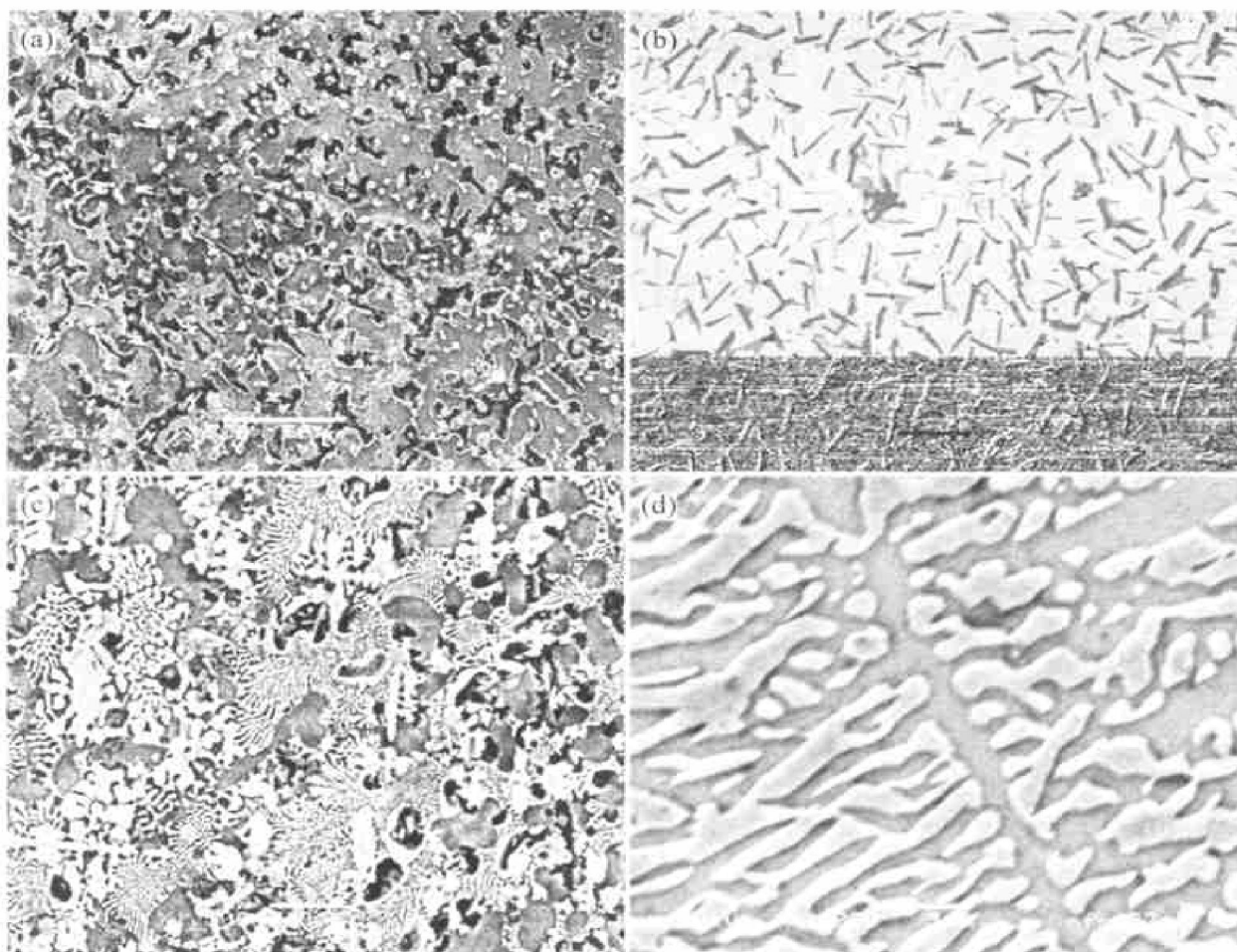


图 3 燃烧合成熔化制备的金属间化合物基复合材料的微观组织

(a) $\text{—Ni}_3\text{Al—Cr}_7\text{C}_3$; (b) $\text{—MoSi}_2\text{—SiC}$; (c) $\text{—Ni}_3\text{Si—Cr}$; (d) $\text{—Fe}_3\text{Al—Fe}_3\text{AlC}_{0.5}$

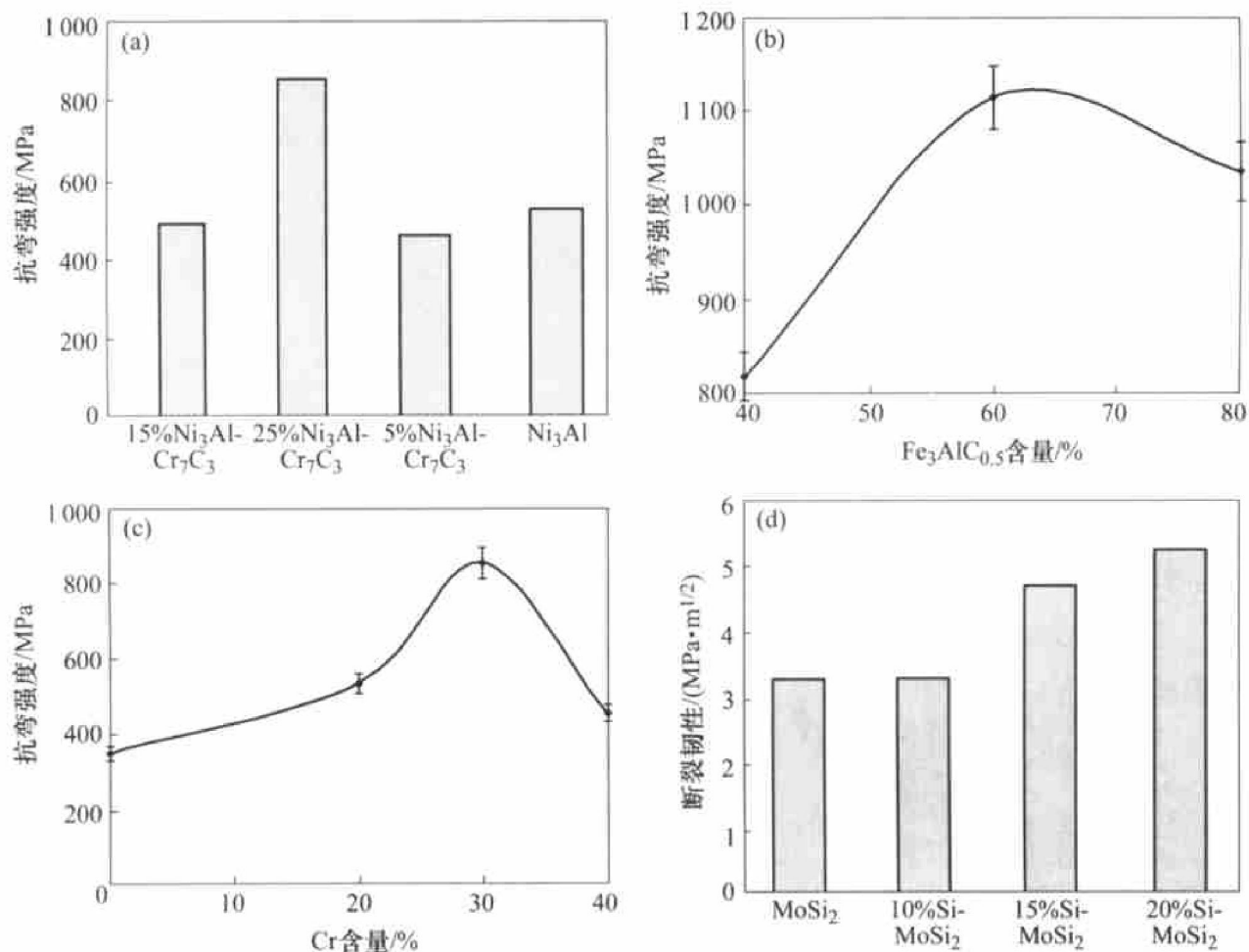


图 4 燃烧合成熔化制备的金属间化合物基复合材料的力学性能

(a) $\text{Ni}_3\text{Al}-\text{Cr}_7\text{C}_3$; (b) $\text{Fe}_3\text{Al}-\text{Fe}_3\text{AlC}_{0.5}$; (c) $\text{Ni}_3\text{Si}-\text{Cr}$; (d) MoSi_2-SiC

5 金属间化合物摩擦学性能

目前对金属间化合物结构材料的研究多集中在高温氧化性、低温塑性和其它力学性能上, 随着对金属间化合物研究的逐步深入和其逐步走近商业化的边缘, 对其摩擦学性能的研究已显得很有必要, 这是由于金属间化合物只要作为有相对运动的部件就会涉及到摩擦、磨损和润滑问题。目前, 国际上对金属间化合物摩擦学行为已开展了初步研究, 但金属间化合物摩擦学的系统研究还不多见。由于各种金属间化合物的性质相差较大, 因此摩擦学性能不尽相同, 研究的目的和进展也不同。本文中作者介绍了一些国内的研究工作, 并总结了目前国际上已开展的金属间化合物材料的摩擦学研究现状, 希望引起我国摩擦学和材料学界对开展金属间化合物材料摩擦学研究的重视。

5.1 镍铝金属间化合物

Ni_3Al 具有较好的摩擦学特性, 因此对其摩擦

学方面的研究较多, 并积累了较多的摩擦学数据。大量的实验研究表明, Ni_3Al 在苛刻条件下, 特别是在气蚀和较高温度的滑动摩擦状况下的应用前景较好。

对其摩擦学性能的研究发现, Ni_3Al 材料磨损量、摩擦因数随温度的升高而降低(图 5(a) 和 (b)), 这是由于其韧性和强度具有的反温度特性, 400 °C 时钢对偶的硬度高于 Ni_3Al 材料的硬度, 其在摩擦过程中被钢对偶表面的微凸体切削, 磨损主要来自于钢对偶对涂层表面的切削, 此时 Ni_3Al 材料的磨损机制主要为磨粒磨损(图 5(c)), 材料的磨损量较大; 随着温度的升高, Ni_3Al 的屈服强度升高, 其硬度也将升高, 而钢对偶的硬度随温度的升高将大幅下降, 在 600 °C 时 Ni_3Al 材料的硬度值将高于钢对偶的, 这时材料的磨损将主要来自与疲劳磨损及粘着磨损(图 5(d)), 因此 Ni_3Al 材料的磨损量较小。

室温时 Ni_3Al 自配副滑动磨损较 52100 钢、304L 不锈钢和 316 不锈钢都大, 其磨损率是 52100 钢的 38.3 倍, 摩擦因数为 1~1.2, 因此, 为使 Ni_3Al 材料在较大范围内应用, 其室温抗磨性能需

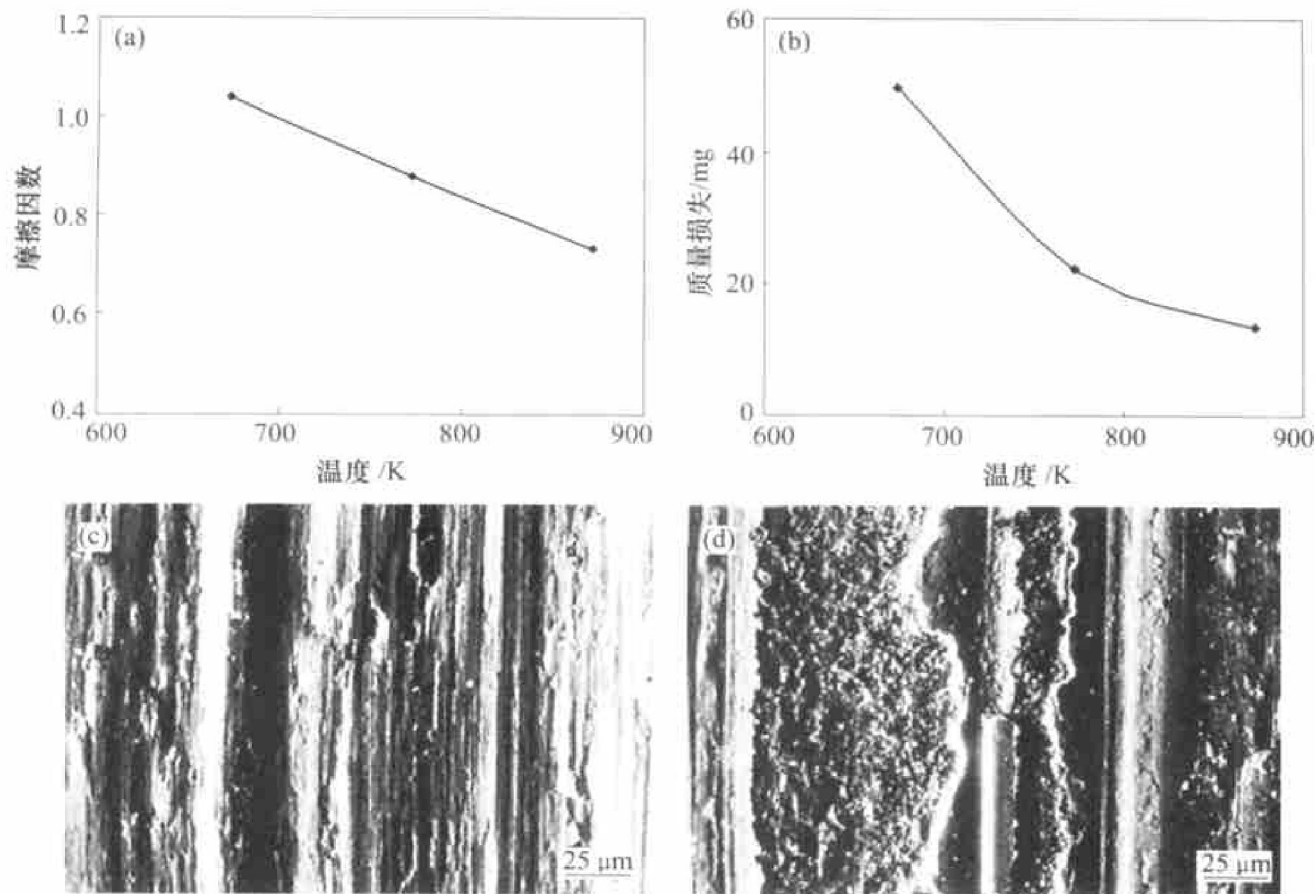


图 5 Ni_3Al 在不同温度下的摩擦因数(a), 磨损量(b)及不同温度下的磨损形貌(400 °C (c), 600 °C (d))

要较大幅度提高。

硬质相在摩擦过程中作为载荷支撑质点可降低材料磨损, 经 Cr_7C_3 增强的 Ni_3Al 基复合材料的摩擦因数下降至 0.5, 室温干摩擦下的磨损率比无增强相的 Ni_3Al 材料磨损率低约 1~2 个数量级(图 6), 在液体石蜡润滑下的磨损率是轴承钢的 10%~20%, 而在水介质下其抗磨性是不锈钢的 10%~20%, 因此, 复合化是提高 Ni_3Al 抗磨性的有效途径, 同时室温干摩擦下的磨损率随速度的增加而急剧下降, 这与其韧性、强度随温度增加的变化是相一致的。

微量硼元素可改善 Ni_3Al 的室温韧性, 对微量硼元素添加的 $\text{Ni}_3\text{Al}-\text{Cr}_7\text{C}_3$ 在干滑动条件下的摩擦学行为的研究发现, 微量硼元素的加入使其硬度降低, 摩擦因数升高, 而使其在中等速度下的磨损率大幅下降, 同时也降低了磨损率对载荷和速度的敏感性(图 7(a))。材料磨损机理由脆性断裂(图 7(b))变为疲劳磨损(图 7(c))。纳米化也可使 Ni_3Al 的磨损率降低, 同时大幅降低磨损率对载荷的敏感性(图 7(d)), 磨损机理从脆性断裂转变为微犁沟, 这是由于纳米化使其在室温具有一定的塑性。

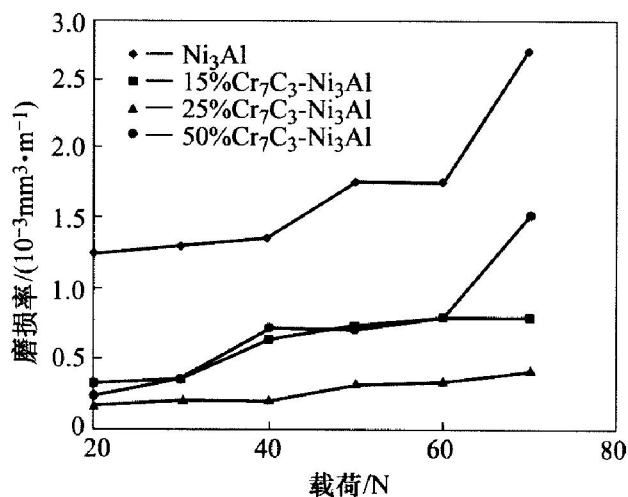


图 6 $\text{Ni}_3\text{Al}-\text{Cr}_7\text{C}_3$ 复合材料室温干摩擦下的磨损性能

5.2 铁铝金属间化合物

对铁铝金属间化合物的摩擦学性质研究很少, 并且主要集中于磨粒磨损和腐蚀磨损。Hawk 等认为 Fe_3Al 将成为一种抗磨材料, 它能代替传统的含 Cr 和 Mn 的钴基和铁基抗磨材料。

复合化也可使 FeAl 材料在室温干摩擦条件下的磨损性能得到较大改善, 在其中添加 20% $\text{Fe}_3\text{AlC}_{0.5}$ (质量分数) 后, 其具有与轴承钢相同的抗

磨性, 摩擦因数在 0.55 左右; 同时磨损率随滑动速度的增加而急剧下降(图 8(a)), 在低速下其磨损机理是微断裂(图 8(b)), 在较高速度下是疲劳磨损(图 8(c)), 这是由于在室温下其韧性较差, 而随表面温度增加, 其韧性得到了提高。

5.3 二硅化钼

MoSi_2 具有高的熔点、高的抗氧化性和相对低

的密度, 成为一种极具吸引力的高温结构材料, 另外 MoSi_2 具有高的硬度、高的弹性模量, 使其可能具有良好的室温和高温抗磨性。

对 $\text{MoSi}_2\text{-MoS}_2$ 复合材料(图 9(a)) 摩擦学性能的研究发现, 其室温磨损率较高, 比单一 MoSi_2 的磨损率还高。由于材料室温韧性较低, 磨损率随着滑动速度和载荷的增加而急剧增加(图 9(b)); $\text{MoSi}_2\text{-MoS}_2$ 摩擦因数大约为 0.45, 比单一 MoSi_2 的

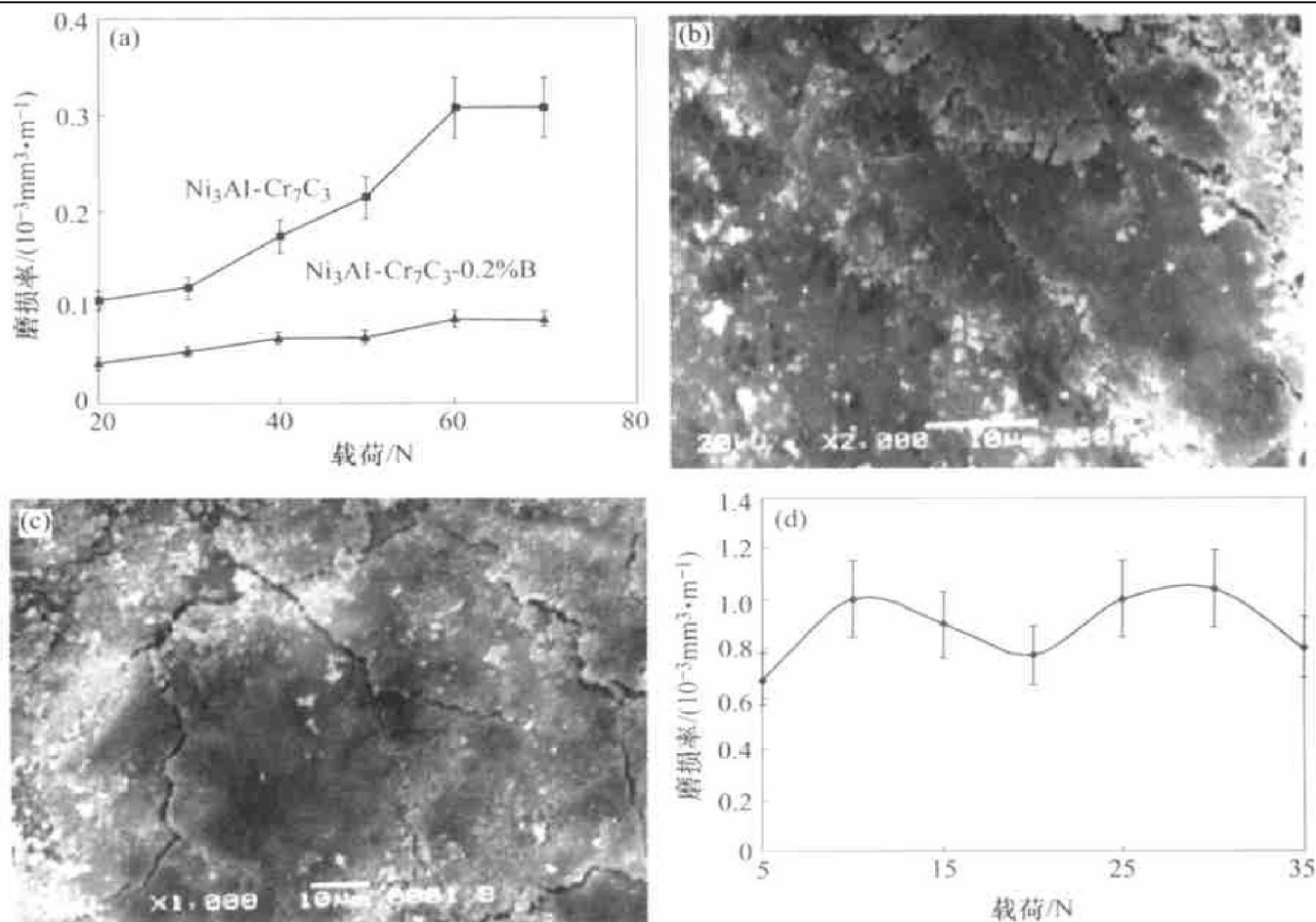


图 7 添加微量 B 元素后 $\text{Ni}_3\text{Al-Cr}_7\text{C}_3$ 复合材料室温干摩擦下的磨损性能(a)和磨损机理(从微断裂(b)转变为疲劳磨损(c))以及纳米 Ni_3Al 的磨损性能(d)

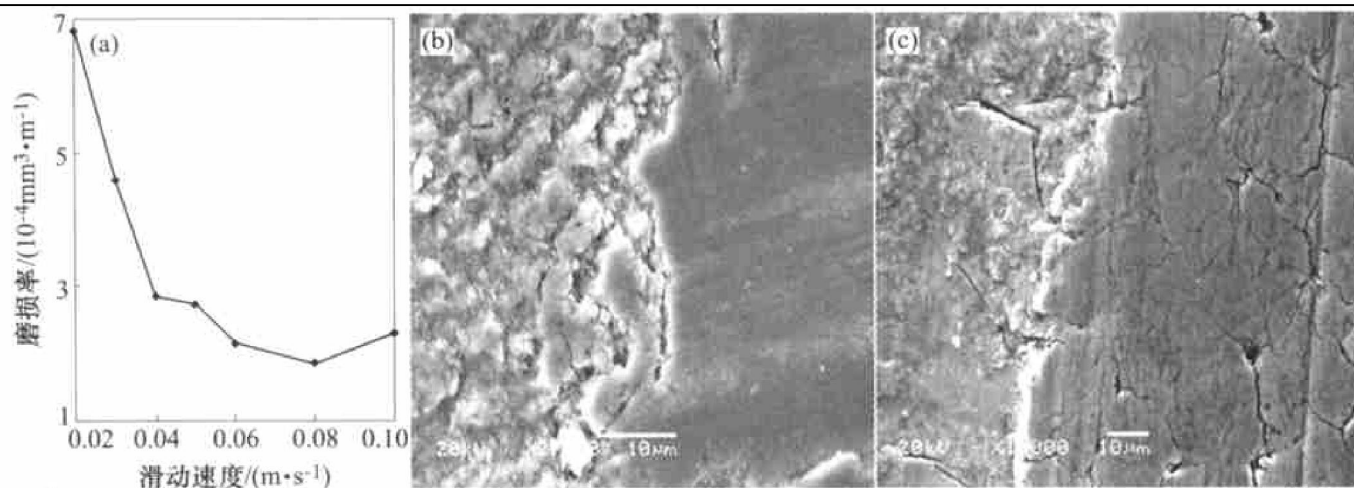


图 8 $\text{FeAl-Fe}_3\text{AlC}_{0.5}$ 复合材料在室温干摩擦条件下不同速度时的磨损率(a)和磨损形貌(低速(b), 高速(c))

稍低,随着 MoS_2 含量的增加,摩擦因数有所降低(图 9(c))。XPS 结果证实摩擦表面有严重的氧化现象,由于表面具有相同的磨屑层,摩擦因数几乎不随滑动时间、滑动速度和载荷的变化而变化。由于该类材料室温韧性较低,磨损机理以微断裂为主(图 9(d))。

MoSi_2 中加入分布均匀的 SiC 短纤维可显著提高其抗磨性,并可降低磨损率对载荷的敏感性(图 9(e)),这是由于其室温韧性得到了较大幅度提高所致。

对金属间化合物摩擦学行为的研究尚处于初步

阶段,进一步的研究工作可能集中于以下方面: 1) 磨损机理。把金属间化合物的硬度、断裂韧性和弹性模量等力学性能与其磨损特性联系起来,建立数学模型和理论公式,对摩擦学材料的制备和设计提供指导。2) 金属间化合物的组成及显微结构对其摩擦磨损特性的影响。通过材料设计,制备具有良好力学性能和优异摩擦学性能和材料。3) 环境条件对摩擦磨损特性的影响。从表面吸附和污染、表面化学反应和化学吸附脆断 3 方面进行研究,选择与设计可在特定气氛下使用的金属间化合物。4) 对偶件表面化学活性对金属间化合物摩擦磨损特性

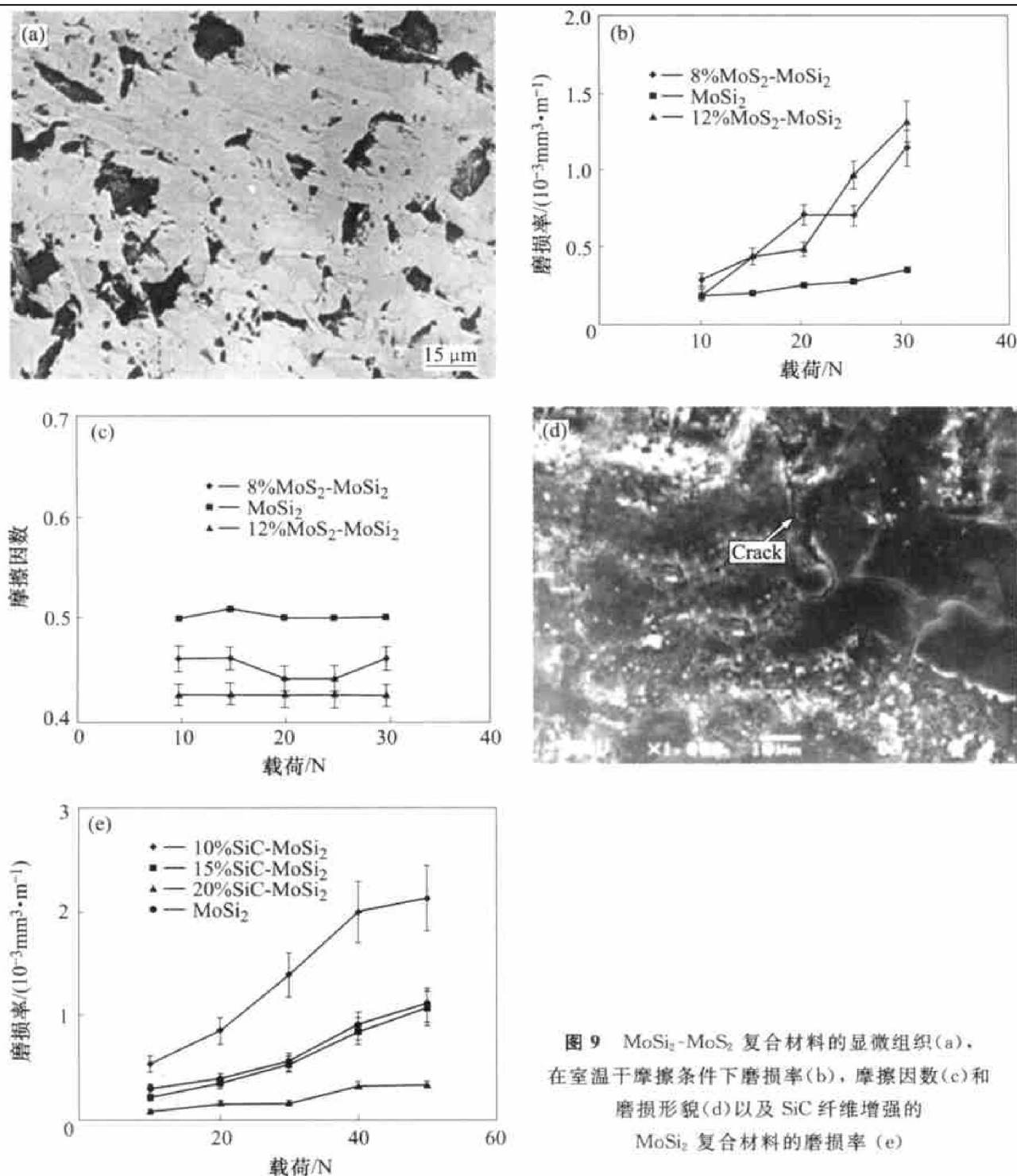


图 9 MoSi_2 - MoS_2 复合材料的显微组织(a), 在室温干摩擦条件下磨损率(b), 摩擦因数(c)和磨损形貌(d)以及 SiC 纤维增强的 MoSi_2 复合材料的磨损率(e)

的影响。5) 添加第二相硬质相和表面改性增强金属间化合物抗磨性。6) 高温摩擦学研究。7) 真空中摩擦学研究。

对金属间化合物润滑的研究相对较少, 尤其是固体润滑方面。在高温、腐蚀介质、真空、高速和高载等苛刻条件下, 固体润滑是最可行的技术。在润滑方面的研究可能需集中于: 1) 各种液体润滑介质中对金属间化合物减摩抗磨的研究; 2) 粉末润滑、转移膜润滑和表面涂层技术对金属间化合物润滑的影响; 3) 气相润滑; 4) 自润滑金属间化合物复合材料, 由于液体润滑仅在低温范围内有效, 固体润滑膜在使用过程中难以补充, 一旦膜层剥落便发生润滑失效, 因此, 从目前情况来看, 自润滑材料最有实用价值; 5) 表面改性, 如离子注入、表面渗等润滑技术; 6) 协同润滑研究。

6 结论

1) 在 300 °C 以上加温燃烧合成熔化制备了晶粒尺寸小于 10 nm、厚度大于 3 mm、具有优异力学和抗磨损性能的块体纳米 Ni_3Al , Fe_3Al 和 WC_x 材料。

2) 在 300 °C 以上加温燃烧合成熔化制备了陶瓷相增强的、具有优良力学和抗磨损性能的铝化物、硅化物增强金属间化合物基复合材料。

3) 金属间化合物材料的磨损性能具有反温度、速度效应, 复合化、纳米化是提高其抗磨性的有效

途径, 其磨损机理以脆性断裂和疲劳为主。

4) 金属间化合物材料摩擦因数较高, 需要进一步开展其润滑问题的研究。

参考文献

- [1] 师昌绪. 材料大词典[M]. 北京: 化学出版社, 1994.
- [2] 殷 声. 燃烧合成[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999.
- [3] Yuhvid V I. Modification of SHS processes[J]. Pure & Appl Chem, 1992, 64: 977 - 988.
- [4] Subrahmanyam J, Vijayakumar M. J Mater Sci, 1992, 27: 6 249 - 6 273.
- [5] 陈学定, 韩文政. 表面涂层技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 1994.
- [6] 张立德, 牟季美. 纳米材料和纳米结构[M]. 北京: 科学出版社, 2001.
- [7] 胡汉起. 金属凝固原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1991.
- [8] LA Pei-qing, XUE Qun-ji, LIU Wei-min. Mater Sci Eng, 2000, A277: 266 - 273.
- [9] LA Pei-qing, BAI Ming-wu, XUE Qun-ji, et al. Surface and Coatings Technology, 1999, 113: 44 - 51.
- [10] LA Pei-qing, BAI Ming-wu, XUE Qun-ji, et al. Material Science and Technology, 2000, 16(1): 110 - 114.
- [11] LA Pei-qing, XUE Qun-ji, LIU Wei-min. Metallurgical and Materials Transaction A, 2001, 32A: 1 823 - 1 831.

(编辑 杨 兵)