

II 界面及力学性能

中国科学院金属研究所 郭建亭
哈尔滨工业大学 邢占平 安阁英

本文综述了各种增强剂与镍铝化合物基体的界面相容性以及 Ni-Al 系 IMCs 的力学性能,并讨论了它们的未来发展趋势。

关键词: 金属间化合物基复合材料, 镍铝化合物, 界面, 力学性能

Development of Nickel Aluminide Matrix Composites

II Interface and Mechanical Properties

Guo Jianting

(Institute of Metal Research, Academia Sinica)

Xing Zhanping An Geying

(Harbin Institute of Technology)

This paper provides a comprehensive overview of the interface compatibility between various reinforcements and nickel aluminide matrices and of the mechanical properties of nickel aluminide matrix composites. The direction for future development of IMCs is also discussed.

Keywords: intermetallic matrix composites, nickel aluminides, interface, mechanical properties

一、界面相容性

在复合材料系统中,一个合适的增强材料除了具有良好高温强度外,其热膨胀系数(CTE)必须与基体相匹配,同时必须与基体化学相容。当前在 Ni-Al 系 IMCs 中,研究重点集中在潜在增强材料和基体材料的化学相容性方面。金属间化合物基体相与增强材料可能发生的反应包括:增强材料被基体中某个元素还原;一个或几个基体元素与增强材料反应同时形成几种化合物;增强材料的元素溶解在基体中。如果某一增强剂有其中任何一个反应发生,这种材料就认为与基体化学不相容⁽¹⁾。界面性质和性能在很大程度上决定复合材料的性能,尽管在界面产生一个反应层是增强材料与基体牢固结合所需要的,但反应层的过量生长将影响复合材料的性能,屈服、断裂、疲劳强度以及裂纹扩展行为等均受界面反应区厚度的影响。因而,了解镍铝化合物与各种增强剂之间的界面反应特点是非常重要的⁽²⁾。

1. 界面化学反应

(1) Ni₃Al 基复合材料

在 Ni₃Al 基复合材料中,主要研究了 Al₂O₃ 纤维、SiC 纤维和 B₄C/B 纤维与基体的相容性。研究表明,在 Ni₃Al/Al₂O₃ 纤维界面不发生反应,而在 Ni₃Al/SiC 纤维和 Ni₃Al/B₄C/B 纤维界面反应却是非常激烈的。

Povirk 等研究了 Al₂O₃ 纤维(Dupont FP)与 IC-15 和 IC-218 基体之间的界面反应⁽³⁾,用各种检测手段都未观察到界面反应相。但在 IC-218/Al₂O₃ 纤维界面上观察到了粗大的 ZrO₂ 颗粒,这是由于溶解于基体中的 Zr 原子在热压过程中与多余的氧反应的结果。此外,在反应烧结法和压铸法制取的 Ni₃Al/Al₂O₃ 纤维复合材料中也未观察到界面反应^(4~8)。

SiC 纤维与各种 Ni₃Al 基体都发生反应。Yang、Kao 和 Liu 等^(9,10)对此进行过较细致的研究。Sigma 型 SiC 纤维与 IC-218 基体在 900℃ 扩散结合 1h 就在纤维/基体界面发生激烈反应,而在 900℃ 暴露 4h,整个纤维将与 IC-218 基体完全反应,形成复杂反应物。SCS-6 型 SiC 纤维虽然表面涂有 3μm 的富 C 层,但只能减慢而不能阻止与 IC-218 界面的激烈反应。同样,SCS-6 纤维与 IC-50 (Ni-23Al-0.5Hf-0.2B, at. %)、IC-221 等基体都发生激烈反

应而形成多层反应物^[11,12]。通过对反应后的界面观察发现,在SiC纤维的反应表面检查出大量的Ni,而在Ni₃Al基体反应表面却未检查出硅化物或碳化物,这说明Ni在整个反应过程中是主要的扩散物。另外,Chou和Nieh也在SiC/Ni₃Al界面观察到了多层反应产物^[13~15]。

Yang、Kao和Liu等除了上述研究外,也探讨了B₄C/B纤维与Ni₃Al基体的反应情况。发现B₄C/B纤维与Ni₃Al基体的反应激烈程度甚至超过SiC纤维。即使在低的热压温度(780℃),在纤维和IC-218基体之间仍能通过Ni和B的迅速扩散而发生激烈反应,而在高的热压温度(980℃),整个纤维在1h内将与基体完全反应,形成复杂反应产物,在这里B₄C涂层对B纤维起不到任何保护作用^[9]。

此外,也对TiB₂和TiC颗粒与Ni₃Al基体的反应进行了初步探索。Liang等采用喷射雾化沉积法制取的Ni₃Al/TiB₂颗粒复合材料^[16],经1130℃退火后,在Ni₃Al/TiB₂颗粒界面形成一个清晰的界面反应层。同样,在其他加工场合也观察到了TiB₂与Ni₃Al基体反应而形成一新相的情况^[11,17,56]。Fuchs对TiC/IC-221复合材料进行温度高达1100℃时间长达1000h的热处理,才发现界面有Zr和Ti的相互扩散,因而TiC和Ni₃Al的反应是轻微的,但详细工作还未有人做^[18~20]。

从以上研究可以看出, SiC纤维、B₄C/B纤维由于与基体激烈反应,因而用作Ni₃Al合金的增强剂是不合适的,除非使用更有效的扩散障(Diffusion Barrier Coating)。

(2) NiAl基复合材料

对NiAl基复合材料的界面研究还很少,从目前研究情况看,与NiAl基体化学相容性最好的是TiB₂颗粒和Al₂O₃纤维,而最差的是SiC^[21]。TiB₂颗粒与Ni-50at.%Al预合金粉末在1288℃HIP 4h后,又在1200℃时效6周,也未观察到反应产物^[22]。这是因为Ni在NiAl中的化学活性是很低的,大约要比其在Ni₃Al中低三个数量级。而Al₂O₃纤维与XD合成的NiAl基体在1452℃真空热压固结过程中也未发现任何反应发生^[23]。

然而,尽管TiB₂和Al₂O₃纤维在NiAl基体中是热力学稳定的,但它们的热膨胀系数(CTE)却只相当于NiAl的一半。因此,许多研究者正在寻找既热力学稳定又有与NiAl匹配的CTE的增强剂。例如,NASA-Lewis研究中心的Misra对CTE与NiAl比较接近的CrB₂进行了研究^[24]。用扩散结合法使NiAl与CrB₂结合在一起后,经1200℃,100h热处理,结果表明,当NiAl接近化学计量比成分时,只发生Cr和Ni的少量扩散,而无反应产物产生,但低Al含量的NiAl(Ni-48at%Al)与CrB₂发生反应而产生新相。与此同时,Misra又研究了铍化物与NiAl界面的相容性^[25]。因为与NiAl(927℃时CTE为16×10⁻⁶K⁻¹)具有匹配CTE的一组材料就是铍的金属间化合物(927℃时CTE为16~18×10⁻⁶K⁻¹),又由于铍化物具有好的高温强度和低的密度,所以使其成为NiAl基体最富有吸引力的候选增强材料。可是研究结果显示,铍化物

在NiAl基体中化学不稳定,这与热力学计算结果是一致的。例如,Misra对NiAl/Nb₂Be₁₇扩散对经1100℃真空热压2h后,就观察到了激烈反应发生。另外,Carbone等也已在NiAl/TiBe₁₂系统中观察到了界面反应^[26]。因此,要制作成功的NiAl/铍化物复合材料,必须找到合适的界面反应保护层—扩散障。

镍铝化合物与各种增强剂的界面反应情况见表1。

表 1 各种增强剂与镍铝化合物的反应

增强剂	基体	反应产物	工艺条件
Al ₂ O ₃ 纤维 (FP)	Ni ₃ Al+B	无	反应烧结, 800℃/0.5h ^[11]
Al ₂ O ₃ 纤维 (FP)	IC-15	无	热压, 1100℃/1h ^[3]
Al ₂ O ₃ 纤维 (FP)	IC-218	无	热压, 1250℃/1.5h ^[3]
Al ₂ O ₃ 颗粒 (FP)	IC-221	无	热处理, 1000℃/1000h ^[38]
SiC	Ni ₃ Al	3 层反应产物	扩散结合, 1000℃/4h ^[13~15]
SiC	IC-50	4 层反应产物	扩散结合, 900℃/1h ^[11]
SiC 纤维 (SCS-6)	IC-50	4 层反应产物	扩散结合, 1100℃/1h ^[11]
SiC 纤维 (Sigma 或 SCS-6)	IC-218 或 IC-221	多层反应产物	热压, 980℃/1h ^[9,10]
B ₄ C/B 纤维	IC-218	多层反应产物	热压, 780℃/1h ^[9]
TiC 颗粒	IC-221	Zr 和 Ti 的互扩散	热处理, 1100℃/1000h ^[18,19]
TiB ₂ 颗粒	Ni ₃ Al	(Ni ₁₅ Ti ₇) ₂₃ Be ₆	热压, 1550℃/2h ^[11]
TiB ₂ 颗粒	IC-50	η-Ni ₃ Ti 或 NiTi	热处理, 1130℃ ^[16]
TiB ₂ 颗粒	IC-396	2 层反应产物	热挤, 1200℃ ^[56]
Al ₂ O ₃ 纤维	NiAl	无	热压, 1452℃ ^[23]
SiC	NiAl	Ni ₁₄ Al ₉ Si ₂	热处理, 1300℃/20h ^[21]
CrB ₂	NiAl	Ni 和 Cr 的互扩散	热处理, 1200℃/100h ^[24]
TiB ₂ 颗粒	NiAl	无	热处理, 1200℃/1000h ^[22]
Nb ₂ Be ₁₇	NiAl	3 层反应产物	热压, 1100℃/2h ^[25]
TiBe ₁₂	NiAl	NiAlBe ₂	热处理, 1027℃/100h ^[26]

2. 界面反应的控制

纤维增强剂发展的另一个重要方向就是用纤维表面涂层技术改善纤维/基体的相容性。涂层用以阻止界面化学反应,提高界面结合强度,同时它也能提供一过渡层以缓和因热膨胀系数不同而产生的应力。若采取铸造法制造 IMCs,涂层也能为熔化的基体提供润湿条件^[1]。

由界面反应研究结果可知, SiC 纤维或 B₄C/B 纤维和各种镍铝化合物相互作用过程中, Ni 是主要的扩散物。因而,限制界面反应的最好办法就是选择一种扩散障来阻止或减慢 Ni 的扩散。比较 Ni 在各种材料中的扩散系数,发现氧化物是一种最有效的阻止 Ni 扩散的材料^[11]。Nieh 等研究了 SiC 纤维和事先氧化形成 Al₂O₃ 膜的 IC-218 基体薄片的界面反应,结果表明,即使在 1100℃ 二者也不发生或很少发生反应。然而,事先氧化的基体薄片在复合材料固结后与纤维界面结合比较弱^[12]。Brennan、Kao 和 Yang 等采用化学气相沉积(CVD)法在 B₄C/B 纤维表面涂一层 Al₂O₃,成功地阻止了 B₄C/B 纤维与 IC-221 基体的界面反应,使 B₄C 纤维与 IC-221 在 980℃ 暴露 6h 以内都不发生明显反应^[27]。Larkin 和 Bose 等用同样的 CVD 法在 SCS 纤维表面涂一薄层 Y₂O₃。在反应烧结周期内成功地保护纤维免与基体发生反应^[5,28]。

利用 McGill 大学的一个热力学计算程序—FACT (Facility for the Analysis of Chemical Thermodynamics),能够研究纤维、基体和涂层之间的相容性,并能用来作为控制和预测界面反应的一般性指导^[29]。计算结果显示, Ni₃Al 与 Al₂O₃ 在温度高达 1200℃ 也不发生反应,1200℃

是此复合材料在一般固结和工作场合所碰到的最高温度,这与上面所提到的实验情况基本吻合。而用 W 涂层的 SiC 纤维,计算结果显示, W 将于 SiC 在低于 650℃ 时就发生反应,形成 W₂C 和 WSi₂。但经实验验证,在 1177℃、50MPa 的热压情况下, CVD 法制成的 20μm 的 W 涂层足以保护 SCS-6 纤维免与 IC-50 基体发生反应。这并不证明 W 与 SiC 不发生反应,而是由于反应速度非常慢的缘故。

以 NiAl 为基的复合材料,由于界面反应研究不多,因而界面反应控制方面的研究就更少。只在研究 NiAl/Nb₂Be₁₇界面反应时,用 BeO 作为界面反应扩散障作了一些初步探索^[25]。

二、力学性能

1. Ni₃Al 基体

Ni₃Al 合金近年来引起国内外材料工作者的极大兴趣,原因有以下几点。首先, Ni₃Al 的屈服强度具有反常的温度关系,在 600℃ 左右达到峰值;其次,用 B 微合金化后大大地改进了多晶 Ni₃Al 的塑性^[30~35];此外,它的密度也低于传统的 Ni 基高温合金。由于 Ni₃Al 具有以上的特点使其成为高温 IMCs 的最佳候选基体。最近,许多研究者正致力于选择合适的增强剂,以进一步降低复合材料的密度,并进一步改进其力学性能。

由于 Al₂O₃ 可能是与 Ni₃Al 具有最小界面反应的材料,密度又很小(3.9g/cm³),因而目前国外对 Al₂O₃ 纤维增强的 Ni₃Al 基 IMCs 的力学性能研究得最多,见表 2。但多数情况下,屈服强度与基体合金相当或有所提高,

表 2 Ni₃Al/Al₂O₃ 纤维复合材料及基体的拉伸性能

材 料	温度 (℃)	屈服强度 (MPa)	抗张强度 (MPa)	延伸率 (%)	工艺条件	参考文献
Ni ₂ Al+B	25	265	722	10	RHIF, 800℃	[5, 6]
(Ni ₃ Al+B) + 3v/o Al ₂ O ₃	25	474	548	1	RHIP, 800℃	[5, 6]
IC-50	25	529	976	17	扩散结合, 1200℃	[29]
IC-50+10 v/o Al ₂ O ₃	25	485	1027	24	扩散结合, 1200℃	[29]
IC-396M	25	622	1276	29	扩散结合, 1200℃	[29]
IC-396M+10 v/o Al ₂ O ₃	25	769	873	10	扩散结合, 1200℃	[29]
Ni ₃ Al+B	25	314	977	21.9	SHS+HIP (1300℃)	[4]
(Ni ₃ Al+B) + 5 v/o Al ₂ O ₃	25	395	420	4.6	SHS+HIP (1300℃)	[4]
IC-15	25	218	1257	59.6	热压, 1350℃	[36]
	1000	—	200	—	热压, 1350℃	[36]
IC-15+20 v/o Al ₂ O ₃	25	227	388	10.0	热压, 1350℃	[36]
	1000	—	114	—	热压, 1350℃	[36]
IC-218	25	516	1347	53.0	热压, 1150℃	[36]
	1000	308	365	3.9	热压, 1150℃	[36]
IC-218+20 v/o Al ₂ O ₃	25	329	414	3.6	热压, 1200℃	[36]
	1000	148	148	0.6	热压, 1250℃	[36]
IC-218	25	663	1408	23.5	HIP, 1150℃	[11]
IC-218+Al ₂ O ₃	25	663	893	3.5	HIP, 1150℃	[11]

而抗张强度（UTS）和延伸率几乎全比基体下降。增强效果最好的是以 IC-15 或 $\text{Ni}_3\text{Al}+\text{B}$ 为基的复合材料，采用各种加工工艺，屈服强度都比基体有所提高^[5,6,29,36]。而增强效果最差的是以 IC-218 为基的复合材料，不论是采用热压法、热等静压法还是采用压铸法生产，室温和高温屈服强度几乎都下降^[11,36,37]。原因可能是象前面分析的那样，在界面上存在着粗大的 ZrO_2 颗粒，因而使纤维与基体结合得不好。

Al_2O_3 纤维增强效果总的来说比较差，其原因可能是，纤维取向的随机性、纤维堆集、相对弱的界面结合及 Al_2O_3 纤维本身的脆性。考虑到 Al_2O_3 纤维具有这些缺点，因而 Brennan、Kao 和 Yang 等研究了 25vol. % Al_2O_3 颗粒对 IC-221 基体的增强效果。发现此复合材料 600℃ 以上高温屈服强度提高幅度很大，若把密度下降因素（下降 12%）考虑进去，则此复合材料 800℃ 比屈服强度比基体提高 40% 以上，见图 1^[38]。

到目前为止，人们认为对 Ni_3Al 基体合金强化效果最好的增强剂是 TiC 颗粒。Fuchs 采用真空热压、热等静压再热挤压的工艺生产了 25vol. % TiC 增强的 IC-221 基复合材料^[18,20]，结果是此复合材料在所有测试温度下

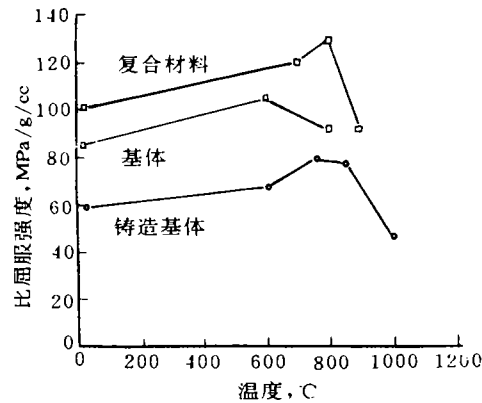


图1 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{IC-221}$ ，IC-221 基体（真空热压+热挤）以及铸造 IC-221 的比屈服强度和温度的关系
屈服强度和弹性模量都优于基体合金，且与基体一样屈服强度具有反常温度关系，见表 3。而且此复合材料比强度在 850℃ 以下优于传统的高温合金 Waspaloy，比模量在 750℃ 以下优于传统的高温合金 Superalloy，见图 2^[19]。但复合材料塑性很低，很可能是由于在加工过程中混进很多氧的缘故，尚有待于进一步探索。

此外，在 Ni_3Al 或 $\text{Ni}_3\text{Al}+\text{B}$ 中加进 10vol. % TiB_2 颗

表 3 IC-221/TiC 复合材料及其基体的拉伸性能^[18]

材料	温度（℃）	屈服强度（MPa）	抗张强度（MPa）	延伸率（%）	弹性模量（GPa）
IC-221	27	690	1054	9.2	221
	600	724	843	10.0	163
	760	539	785	10.4	102
	850	345	454	10.3	61
	1000	31	31	89.0	15
IC-221/TiC	27	777	789	0.4	248
	600	817	823	0.4	194
	760	599	627	1.0	135
	850	425	466	1.5	90
	1000	83	92	22.4	67

粒，也提高了基体的强度^[39]。而用 TiN、NbC、HfN 和 HfO_2 等增强的 IC-396M（Ni-15.9Al-8.0Cr-0.5Zr-1.7Mo-0.02B，at. %）基复合材料，也有人作了初步探索，但均无明显强化效果^[40]。

2. NiAl 基复合材料

NiAl 由于具有高熔点（1640℃）、低密度（5.86g/cm³）及极佳的抗氧化性能，因而被认为是很有发展前途的一种新型材料。然而由于它室温很脆、高温强度又很低，所以一直未能实用化^[41~43]。一个改进其性能最有潜力的方法是使用纤维第二相作为增韧剂，并用颗粒或纤维改进其高温强度。

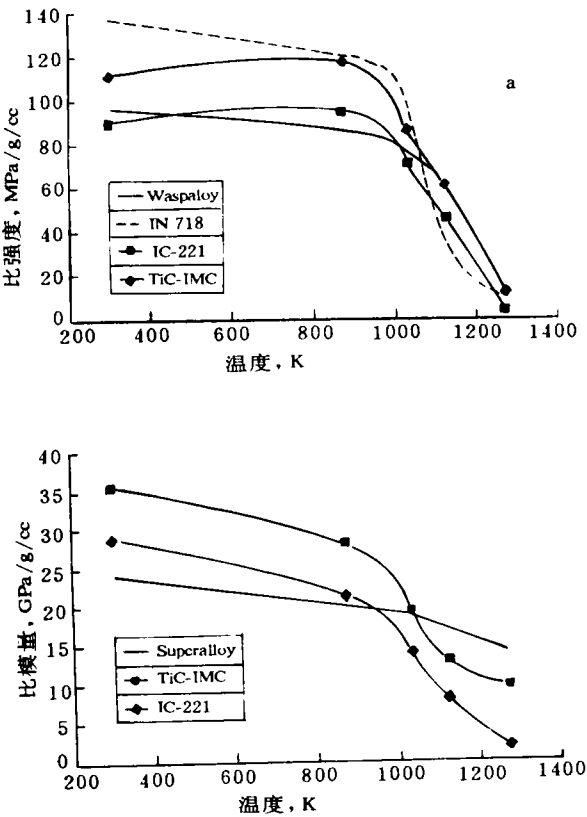
由于 TiB_2 颗粒和 Al_2O_3 纤维与 NiAl 是化学相容的，因而目前国外基本上只对这两种增强剂的增强效果进行了研究，而其他增强剂，除了在快速凝固弥散强化合

金中研究了 HfC 和 HfB_2 颗粒外，几乎没有研究过。

NASA-Lewis 研究中心的 Whittenberger 和 Martin Marietta 实验室的 Mannan 等对 XD 合成的 0~30vol. % TiB_2 颗粒增强的 NiAl 基复合材料做了系统研究。他们对用此法合成的 Ni-50at. % Al 基复合材料，采用真空热压使其完全致密，并对其进行了高温压缩性能测试，结果表明，此复合材料在 1027℃ 的压缩屈服强度随着增强相体积分数的增加而上升，30vol. % TiB_2 颗粒增强的复合材料比基体提高了近 3 倍，见图 3^[44]。同时，他们又用此法研究了 20vol. % TiB_2 颗粒对 Ni-38.5at. % Al 的增强效果，但强度却提高得不太明显，其压缩强度与未增强的 Ni-50at. % Al 相当，远小于 20vol. % TiB_2 颗粒增强的 Ni-50at. % Al 基复合材料^[23]。另外，他们对 XD 合成的 10vol. % TiB_2 颗粒增强的 Ni-50at. % Al 基复合材料采取

直接真空热挤的技术进行固结, 结果未改进其高温强度^[45]。可见, XD 合成的 NiAl/TiB₂ 复合材料, 其强化效果受基体化学配比及后续加工工艺的影响很大。有人对 TiB₂ 颗粒增强 NiAl 的强化机制作了一些探讨^[46], 发现高体积分数含量的材料变形后, TiB₂ 颗粒内部存在高密度位错。但现有的强化机制都难以解释真空热压的 Ni-50at. %Al 基 XD 复合材料强度大幅度提高的原因。

Whittenberger 等又用此工艺制成了包含 10 或



(a) 比强度 (b) 比模量的比较
图 2 IC-221, IC-221/TiC 和几种 Ni 基高温合金

表 4 快速凝固 NiAl/TiB₂ 复合材料的力学性能^[50]

材 料	温度 (°C)	屈服强度 (MPa)	抗张强度 (MPa)	延伸率 (%)	面缩率 (%)
NiAl	760	84.8	128.2	25.0	—
NiAl+0.25wt. %TiB ₂	760	126.9	162.0	27.1	75.9
NiAl+1.5wt. %TiB ₂	760	178.6	228.9	39.1	77.5
NiAl+2.0wt. %TiB ₂	760	208.6	250.9	34.1	64.7

三、展 望

金属间化合物基复合材料 (IMCs), 近年在国外得到极大重视。目前美国正在执行一项国家航空航天飞机 (NASA) 计划, 如果这项计划继续实施, IMCs 到 2000 年在金属基复合材料中将达到仅次于铝基复合材料的市场地位^[53]。

20vol. %TiB₂ 颗粒加上 15vol. %Al₂O₃ 晶须的混合型复合材料, 目的是想通过 TiB₂ 颗粒提高 NiAl 高温强度的同时, 用 Al₂O₃ 晶须提高 NiAl 的低温韧性^[47]。但结果是, Al₂O₃ 晶须没有使室温塑性得以改进, 而是进一步使材料强化了。TEM 检查表明, Al₂O₃ 晶须与 NiAl 基体结合牢固, 因而不适合作初化型纤维, 因为对初化型纤维的要求是基体与纤维间弱的结合。类似的强化行为也在 XD 合成的 Ni-38.5Al/Al₂O₃ 晶须复合材料中观察到了^[23]。

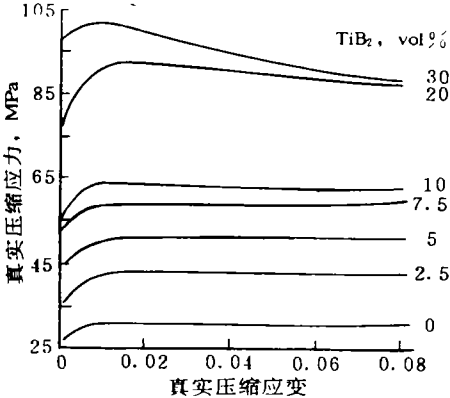


图 3 NiAl/TiB₂ 在 1300K, 应变率为 $2 \times 10^{-6} s^{-1}$ 时的真实压缩应力-应变曲线

Alman 和 Stoloff 用 RHIP 法合成了 TiB₂ 颗粒增强的 NiAl 基复合材料, 其室温和高温强度都大幅度提高, 而且其强度值超过了用复合材料混合定律计算的强度上限值。TiB₂ 颗粒使基体晶粒尺寸大幅度下降, 解释了强化效果的一部分原因, 但不能完全解释其强化机制^[48]。此外, 也有人发现 TiB₂ 颗粒加进 NiAl 中, 会使其刚度大幅度提高^[49]。

用快速凝固 (RS) 技术制造的 TiB₂ 颗粒弥散强化 NiAl 基复合材料拉伸性能见表 4。可见, 拉伸强度随 TiB₂ 含量的增加而上升, 而且塑性并没有损失。含有 2.0TiB₂ (wt. %) 的复合材料, 在 760°C 的屈服强度要比纯 NiAl 铸造合金提高 1.5 倍^[50]。据报道^[51,52], HfC 和 HfB₂ 颗粒的弥散强化效果要比 TiB₂ 还要好。

Ni-Al 系 IMCs 是最有希望作为各种高温结构材料应用的。然而, 它的潜力还未得到充分挖掘, 还需要大量的工作来解决这一新型高温结构复合材料发展所面临的科学和技术难题。

除了通过合金化法获取性能更好的镍铝化合物基体外, 更重要的是选择合适的增强剂, 因为复合材料性能在很大程度上受增强剂性能的制约。其次, 还必须要深

了解界面反应产物以及它们的生长动力学,以便在制造和使用环境中优化工艺参数。选择化学相容的增强剂是重要的,但化学相容的增强剂本身的性能及与基体界面结合情况有时并不理想。因而对高性能纤维进行纤维涂层,不仅可改善纤维/基体相容性,而且还不损失原有高性能纤维的优势。

制造 Ni-Al 系 IMCs 的技术工艺还处于发展的初期阶段。虽然所有用来制造金属基复合材料的加工方法基本上都适于制造 Ni-Al 系 IMCs,但由于 Ni-Al 系 IMCs 所需工艺温度高,因而应该在改进现有制造低温金属基复合材料的工艺基础上发明新的加工方法,并集中在一个所选择的加工方法上优化工艺条件,把复合材料性能与界面和微观组织相联系起来。虽然在国外(特别是美国)已在 IMCs 上投入了大量人力和物力开始此项研究,但在国内却未引起重视,基本上还未开展此项研究。而国内对镍铝化合物基体微合金化方面已取得了相当大的进展,已有了大力开发此领域研究的基础^[34,25,42,43,54,55]。因此,为了我国未来航空航天事业的发展,开展 Ni-Al 系 IMCs 的研究是大有必要的。

参考文献

1. R. Bownan et al., 材料科学与工程, 9 (1991) 47
2. T. W. Chou et al., Composites, 16 (1985) 187
3. G. L. Povirk et al., J. Mater. Sci., 23 (1988) 3945
4. M. Concannon et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 213 (1991) 913
5. A. Bose et al., J. Met., 40 (1988) 14
6. R. M. German et al., Mater. Sci. Eng., A107 (1989) 107
7. S. Nourbakhsh et al., Metall. Trans. A, 20A (1989) 2159
8. S. Nourbakhsh et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 133 (1989) 459
9. J. M. Yang et al., Metall. Trans. A, 20A (1989) 2459
10. J. M. Yang et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 133 (1989) 453
11. J. M. Yang et al., Mater. Sci. Eng., A107 (1989) 81
12. T. G. Nieh et al., Proc. Int. Conf. on Composite Interfaces, 1988
13. T. C. Chou, Scr. Metall. Mater., 24 (1990) 1985
14. T. C. Chou et al., J. Mater. Res., 5 (1990) 1985
15. T. C. Chou et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 213 (1991) 1045
16. X. Liang et al., Proc. Int. ASM Conf. on High Temp. Aluminides and Intermetallics, 1991, 654
17. P. C. Brerman et al., Scr. Metall. Mater., 26 (1992) 1399
18. G. E. Fuchs et al., 5 (1990) 1649
19. G. E. Fuchs, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 133 (1989) 615
20. G. E. Fuchs et al., Proc. 1988 Int. P/M Conf., 1988
21. T. C. Chou et al., Scr. Metall. Mater., 25 (1991) 2059
22. M. Saqib et al., Scr. Metall. Mater., 24 (1991) 1889

23. J. D. Whittenberger et al., Scr. Metall., 23 (1989) 2055
24. A. K. Misra, J. Mater. Res., 6 (1991) 1664
25. A. K. Misra, Metall. Trans. A, 22A (1991) 2535
26. A. J. Carbone et al., Scr. Metall., 22 (1988) 1903
27. P. C. Brennan et al., J. Mater. Res., 6 (1991) 355
28. D. J. Larkin et al., J. Mater. Res., 5 (1990) 2706
29. J. H. Schneibel et al., J. Mater. Res., 6 (1991) 1673~1669
30. N. S. Stoloff, Int. Mater. Res., 34 (1989) 153
31. C. T. Liu et al., J. Met., 5 (1986) 19
32. 青木清等, J. Jpn. Inst. Met., 43 (1979) 1190
33. 青木清, Mater. Trans. Jpn. Inst. Met., 31 (1990) 443
34. Guo Jianting et al., Mater. Sci. Eng., A152 (1992) 120
35. Guo Jianting et al., Chin. J. Met. Sci. Technol., 7 (1991) 113
36. C. G. McKamey et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 133 (1989) 609
37. S. Nourbakhsh et al., Proc. Int. ASM Conf. on High Temp. Aluminides and Intermetallics, 1991, 619
38. P. C. Brennan et al., Proc. Int. ASM Conf. on High Temp. Aluminides and Intermetallics, 1991, 635
39. J. D. Rigney et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 133 (1989) 603
40. C. G. McKamey et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 213 (1991) 1051
41. J. D. Whittenberger, J. Mater. Sci., 22 (1987) 394
42. 王淑荷等, 第二届铸造高温合金学术研讨会, 1993, 47
43. 赖万慧等, 腐蚀学与防护技术, 5 (1993), No. 3, 213
44. J. D. Whittenberger et al., J. Mater. Sci., 25 (1990) 35
45. J. D. Whittenberger et al., J. Mater. Sci. Lett., 9 (1990) 326
46. L. Wang et al., Mater. Sci. Eng., A127 (1990) 91
47. J. D. Whittenberger et al., Mater. High. Temp., 9 (1991) 3
48. D. E. Alman et al., Int. J. Powder Metall., 27 (1991) 29
49. B. K. Viswanadham et al., J. Mater. Sci. Lett., 8 (1989) 409
50. S. C. Jha et al., J. Mater. Sci. Lett., 7 (1988) 285
51. S. C. Jha et al., Mater. Sci. Eng., A119 (1989) 103
52. J. D. Whittenberger et al., Mater. Sci. Eng., A138 (1991) 83
53. 杨遇春, 材料科学与工程, 9 (1991) 2
54. 孙超等, 中国腐蚀与防护学报, 10 (1990), No. 2, 171
55. 孙超等, 北京科技大学学报, 13 (1991) 75
56. X. Liang et al., Proc. Int. ASM Conf. on High Temp. Aluminides and Intermetallics, 1991, 646

更正: 1993 年第 8 期《材料工程》第 4 页“复合材料压缩实验时应力分布的有限元计算”一文, 作者“邓辰光”应为“邓成光”。