https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20240089

放电等离子烧结制备Y_2O_3颗粒增强Ni基合金

朱镇岑，李小强，潘存良，屈盛官

（华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心，广东 广州 510641）

摘　要：本研究参考MA754合金成分，利用高能球磨的方法分别制备了含Ti、Nb的高熔点骨架的Ni基合金粉末和含B、Zr起润湿作用的低熔点Ni基合金粉末，将两种粉末按最佳比例混合后进行放电等离子烧结，制备了一种性能优异的新型Ni基氧化物弥散强化（oxide dispersion strengthened, ODS）合金。研究了烧结温度和复合粉末中低熔点粉末含量对合金显微组织和力学性能的影响规律，结果表明，该方法制备的合金组织中能够观察到弥散分布的氧化物，且室温强度相较于MA754合金有所提升，但塑性有所降低。随着复合粉末中低熔点合金含量的增加，合金组织先变得细小均匀，后出现聚集的针状相和粗大的块状相，合金抗拉强度呈现出先增大后减小的趋势。当烧结温度为1025 ℃，复合粉末中低熔点合金粉末含量为3wt%时的合金具有最高的抗拉强度951.87 MPa，以及最大的延伸率11.18%。

关键词：机械合金化；放电等离子烧结；ODS合金；Y_2O_3颗粒增强

中图法分类号：TB331　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2025)06-1550-08

1　引　言

Ni基合金因具有良好的组织稳定性和优异的高温力学性能，被广泛应用于航空发动机和燃气轮机等热端部件。随着航空发动机技术的不断发展，对传统Ni基合金的抗拉强度和塑性等力学性能提出了更高的要求，因此有必要开发性能更优的新型Ni基合金。

放电等离子烧结（spark plasma sintering, SPS）技术是一种利用大脉冲电流使合金粉末迅速升温的新型粉末冶金烧结技术，可仅在粉末颗粒表面形成局部高温，通过电场提供的驱动力减小形核势垒、增大形核率、促进原子扩散，因而可在较大程度上降低粉末的烧结致密化温度并大幅度缩短高温驻留时间，利于获得组织细小的高致密材料[1–2]，进而提高合金的力学性能，目前已成功应用于制备各类性能优良的合金[3–5]。

氧化物弥散强化（oxide dispersion strengthened, ODS）合金是一种含有超细氧化物质点弥散强化的新型材料，这使其相较于不含弥散氧化物的常规镍基合金展现出了更优良的性能。通常制备ODS合金的方法有机械合金化（mechanical alloying, MA）法[6]、内氧化法[7]和化学共沉淀法[8]。机械合金化是通过高能球磨实现粉末固结以达到合金化的过程，不仅可以细化粉末颗粒，还能降低烧结活化能，现有的ODS合金大多数是采用MA技术实现氧化物颗粒在合金基体中的弥散分布。内氧化法要求合金中低含量的亲氧合金元素与氧反应，对合金成分有一定要求；化学共沉淀法制备周期长，过程复杂，因而选择MA法对粉末进行预处理。镍基ODS合金中常见的纳米氧化物包括Al_2O_3、ThO_2和Y_2O_3等。然而，高温合金中较多的Al元素使Al_2O_3纳米颗粒在高温时易于团聚长大，失去强化效果；ThO_2纳米颗粒虽然可以在Ni基合金中稳定存在，但Th元素的放射性有害于环境和人体；Y_2O_3纳米颗粒具有稳定的物理化学性质和较高的熔点，成为高温合金中纳米颗粒的较优选择[9]。

MA754合金是最早投入工业化生产的镍基ODS合金，在70年代中期就已经应用于如美国军用喷气发动机F404和F110等先进航空喷气发动机的某些耐高温部件，在氧化气氛使用温度可达1000~1250 ℃，并保持较高的高温强度。目前MA754合金已投入商业化批量生产，常用于制作航空发动机导向器蓖齿环和导向叶片[10]。然而，该合金的室温抗拉强度仅为680 MPa左右，相较于其它Ni基高温合金存在一定差距。为了改善MA754合金的室温力学性能，根据以往研究，参考MA754合金成分设计一种高熔点合金粉末（high melting powder, HMP）充当合金“骨架”，提高Ti含量[11]并添加Nb[12]引起晶格畸变，实现固溶强化；添加B和Zr[13]设计一种低熔点合金粉末（low melting powder, LMP）起浸润作用，通过低熔点合金熔化时降熔元素向高熔点合金的扩散，在

收稿日期：2024-06-20
基金项目：广东省基础与应用基础研究基金（2023A1515010384）；华南理工大学中央高校基本科研业务费（2023ZYGXZR005）
作者简介：朱镇岑，男，1998年生，硕士生，华南理工大学国家金属材料近净成形工程技术研究中心，广东 广州 510641，电话：020-87111080，E-mail：fengzhizhe@qq.com

保温阶段实现等温凝固，形成组织与成分较为均匀的固溶体，同时提高合金强度和塑性。

本实验参考 MA754 合金成分设计了一种新型 Y_2O_3 颗粒增强 Ni 基合金，利用 MA 对粉末进行预处理，研究球磨时间对粉末形貌与物相组成的影响。采用 SPS 烧结，调控烧结温度和低熔点合金粉末比例，研究烧结温度和复合粉末中低熔点合金粉末比例对合金组织和力学性能的影响，进而确定最佳烧结工艺和粉末比例。

2　实 验

实验用粉末为Ni（粒径<50 μm）、Cr（粒径<50 μm）、Fe（粒径<50 μm）、Ti（粒径<50 μm）、Al（粒径<50 μm）Y_2O_3（粒径<83 nm）、Nb（粒径< 50 μm）、B（粒径<50 μm），以上纯度≥99.9%；Zr（粒径<50 μm）以上纯度≥99.5%，中诺新材料科技有限公司。

按表 1 所列成分将粉末进行混合，采用 QM-2SP20-CL 型行星式球磨机（南京大学仪器厂）分别对 LMP 和 HMP 在氩气保护氛围进行球磨，球磨罐和磨球的材质均为不锈钢。球料比为 10:1，采用 Φ3、Φ6、Φ10 mm 磨球组合，不同直径磨球质量比为 1:3:1；球磨转速为 400 r/min，球磨时间为 72 h，球磨机每隔 30 min 停机 10 min 并反向运行以防止过热，每隔 8 h 后于真空手套箱中将球磨罐壁上黏着的合金粉末敲下，重新充入氩气后继续球磨，每隔 16 h 取部分粉末样品。将球磨后的高、低熔点合金粉末用 200 目筛筛选后，在罐磨机混合得到复合粉末，球料比为 1:2，采用 Φ 3 mm 磨球，转速为 40 r/min，混合时间 12 h，LMP 含量分别为 1wt%、3wt%、5wt%、7wt% 和 10wt%。

采用 SPS-825 型烧结设备，施加 40 MPa 压力，用红外测温仪进行测温，在真空条件下以 100 ℃/min 升温速率将复合粉末从室温升温至 600 ℃，再以 80 ℃/min 升温速率从 600 ℃分别升温至 1025 和 1050 ℃，保温 10 min 后随炉冷却至室温。每次烧结称量 15 g 复合粉末，粉末与模具内壁及压头间用石墨纸进行分隔，图 1a~1c 分别为 SPS 烧结模具尺寸、装配示意图和实物图。

采用扫描电子显微镜（SEM）和 X 射线衍射仪（XRD）对合金粉末进行分析。利用扫描电子显微镜（SEM）、能谱仪（EDS）和透射电子显微镜（TEM）对合金的显微组织、元素分布进行分析。采用电火花切割制备拉伸样，其尺寸如图 1d 所示。使用 UTM-5105 电子万能试验机进行拉伸测试，加载速率为 0.3 mm/min，结果取 3 次实验的平均值。

3　结果与讨论

3.1　复合粉末烧结温度确定

为确定复合粉末的烧结温度范围，对低熔点合金粉末在不同升温速率条件下进行差示扫描量热分析，DSC 曲线如图 2 所示；采用 Thermal-Calc 软件绘制了不同成分合金相图，如图 3a~3c 所示。郑亮等[14]对定向凝固 DZ22 镍基高温合金在 5~40 ℃/min 不同升温速率下进行升、降温差示扫描量热分析试验，通过线性外推和取平均值的方法确定合金近平衡态的相变温度。研究表明，升温速率会对 DSC 实验结果产生一定影响，因而需要对不同升温速率条件下获得的 DSC 曲线进行外推，外推法获得 0 ℃/min 升温速率的相变温度才能与 Thermal-Calc 软件计算的平衡态相变温度[15]进行对比，外推图如图 4 所示，外推结果如表 2 所示。

由表 2 可以看出，相图计算的高熔点合金熔化开始

表1　合金化学成分

Table 1　Chemical composition of alloy (wt%)

Element	Cr	Fe	Ti	Al	C	Nb	B	Zr	Y_2O_3	Ni
MA754	20	1.0	0.5	0.3	0.05	-	-	-	0.6	Bal.
LMP	20	1.0	0.5	0.3	-	-	2	6	0.6	Bal.
HMP	20	1.0	1.0	0.3	-	1.0	-	-	0.6	Bal.

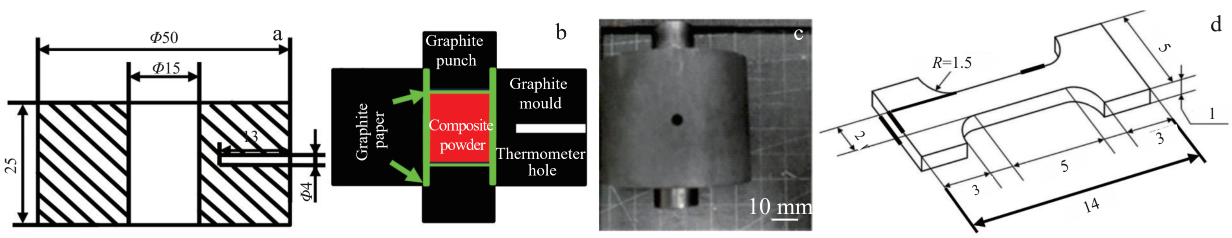

图1　烧结模具及拉伸样示意图

Fig.1　Schematic diagrams of sintering mold and stretching sample: (a) sintering mold size, (b) assembly sketch map, (c) physical picture, and (d) size of stretch sample

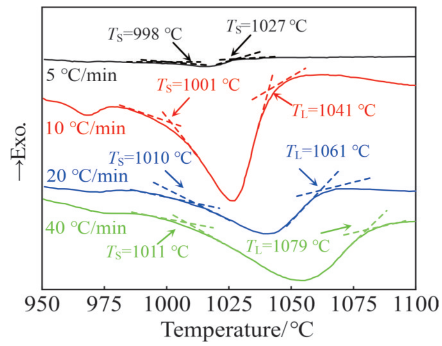

图 2　低熔点合金粉末不同升温速率下的DSC曲线

Fig.2　DSC curves of low melting point alloy powder under different heating rates

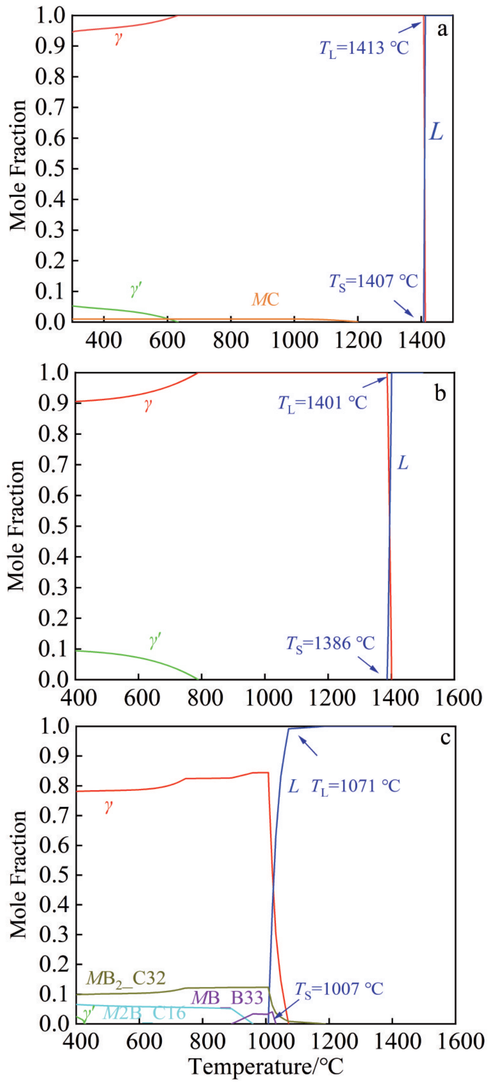

图 3　不同成分合金相图

Fig.3　Phase diagram of alloys with different compositions: (a) MA754, (b) HMP, and (c) LMP

温度 T_S=1386 ℃，熔化终止温度 T_L=1401 ℃，与MA754合金 T_S=1407 ℃和 T_L=1413 ℃相近；低熔点合金由于B

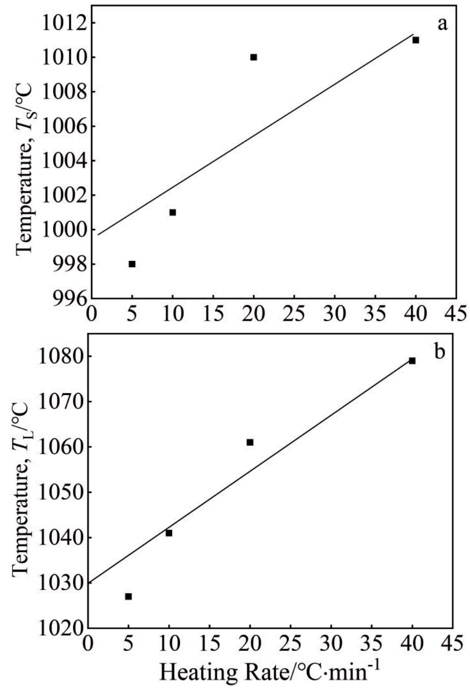

图4　相变温度与升温速率关系外推图

Fig.4　Extrapolation diagrams of the relationship between phase transition temperature and heating rate: (a) initial temperature of phase transition and (b) phase transition termination temperature

表2　不同升温速率下低熔点粉末熔化开始温度 T_S 和终止温度 T_L

Table 2　Melting start temperature T_S and end temperature T_L of low melting point powder under different heating rates

Heating rate/°C/min	T_S/°C	T_L/°C
5	998	1027
10	1001	1041
20	1010	1061
40	1011	1079
0	999	1030
LMP-phase diagram	1007	1071

和Zr的添加，T_S和 T_L 都显著降低，根据表2外推法获得的0 ℃/min 升温速率低熔点粉末 γ 基体相熔化开始温度 T_S=999 ℃，熔化终止温度 T_L=1030 ℃，结合图3c相图中低熔点合金的 T_S=1007 ℃和 T_L=1071 ℃，最终选择烧结温度范围为1000~1050 ℃。本研究选择1025和1050 ℃两个烧结温度。

3.2　球磨时间对粉末形貌与物相组成的影响

图5和图6分别为不同球磨时间 HMP 的 SEM 照片和XRD图谱。根据图5和图6，当球磨时间为12 h时，粉末颗粒在磨球的不断碰撞下发生了冷焊，粒径分布在15~65 μm，相较于初始粉末50 μm平均粒径，部分粉末得

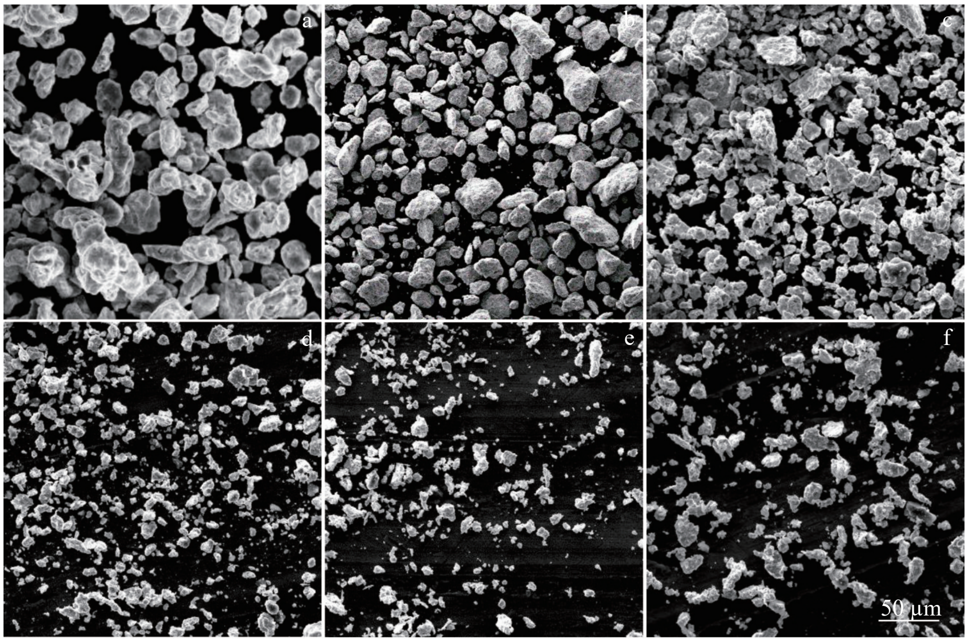

图5 不同球磨时间高熔点合金粉末SEM照片

Fig.5 SEM images of high melting point alloy powders with different ball milling time: (a) 12 h, (b) 24 h, (c) 36 h, (d) 48 h, (e) 60 h, and (f) 72 h

到了细化，但由于Y_2O_3硬质颗粒的存在，虽然增强了对软质相的研磨和破碎作用，但也不可避免地引起了团聚现象，部分粉末反而粗化，且此时 Ti 和 Al 的衍射峰消失；球磨时间为24 h时，粉末平均粒径减小，且在磨球的不断碰撞作用下发生了严重的塑性变形，出现了部分片状粉末；球磨时间为36 h时，粉末平均粒径略微减小，片状粉末占比提高；球磨时间为48 h 时，粉末得到明显细化，平均粒径分布在2~15 μm（见图5d），此时Cr和Fe的衍射峰消失，Ni的衍射峰逐渐变宽且向左偏移，这是因为球磨导致Ni晶粒细化并产生了晶格畸变，合金元素发生相互扩散形成了固溶体，使Ni的晶格常数增加；球磨时间为60 h时，粉末形貌变化不大，表明此时冷焊与破碎达到动态平衡，衍射峰变化也不明显，表明合金元素在Ni中的固溶度达到了饱和；球磨时间为72 h时，粉末形貌以片状为主且平均粒径略微增大，此时冷焊导致的团聚效应超过了破碎导致的细化效应。在粉末已经实现细化和合金化的情况下，过长的球磨时间会提高粉末平均粒径，提高生产成本，降低效率，因此不宜采用过长的球磨时间，这与荣智峥等[16]的研究结果一致。为了得到性能优异的合金，选择48 h球磨时间。

3.3 烧结温度和LMP含量对合金组织和力学性能的影响

图7是烧结温度为1025 ℃时不同LMP含量合金的SEM照片，图8为图7g针状相EDS面扫描。由图7可以

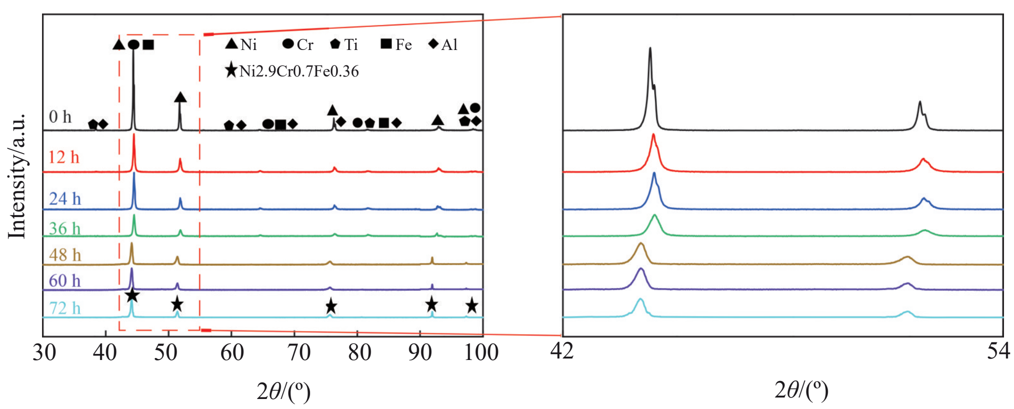

图6 不同球磨时间高熔点合金粉末XRD图谱

Fig.6 XRD patterns of high melting point alloy powders with different ball milling time

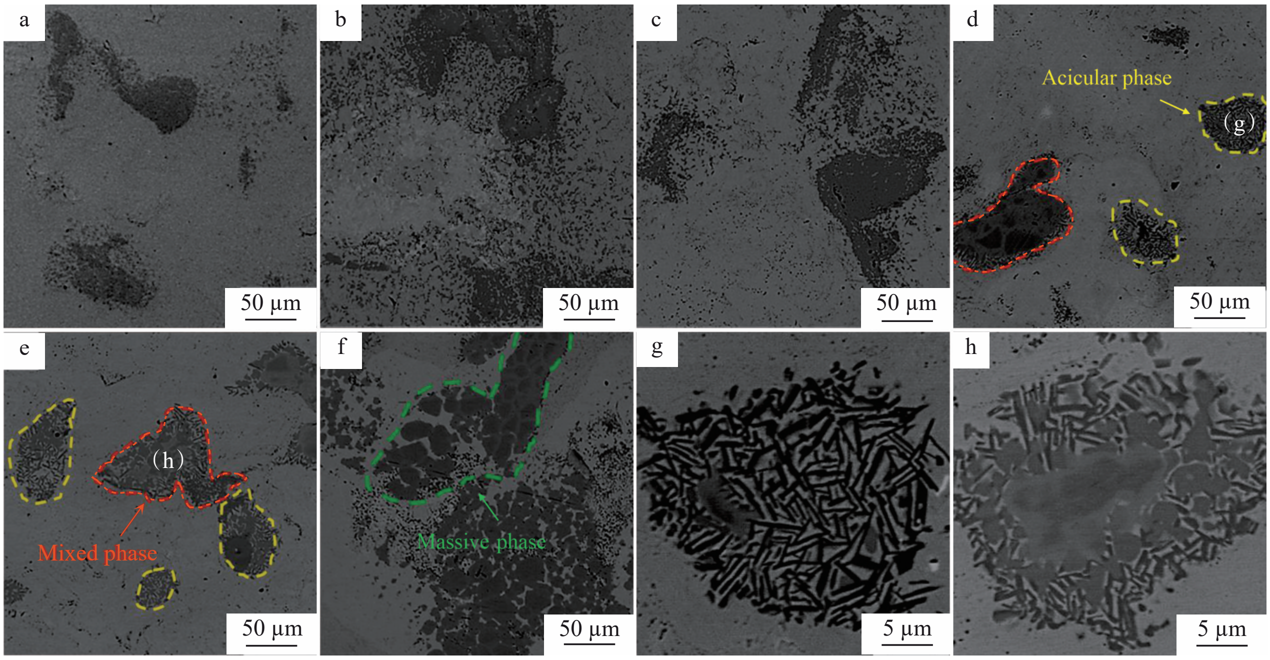

图7 不同 LMP 含量合金1025 ℃烧结SEM照片

Fig.7 SEM images of samples with different LMP contents sintered at 1025 ℃: (a) 0wt%, (b) 1wt%, (c) 3wt%, (d) 5wt%, (e) 7wt%, (f) 10wt%, (g) enlargement of Fig.7d, and (h) enlargement of Fig.7e

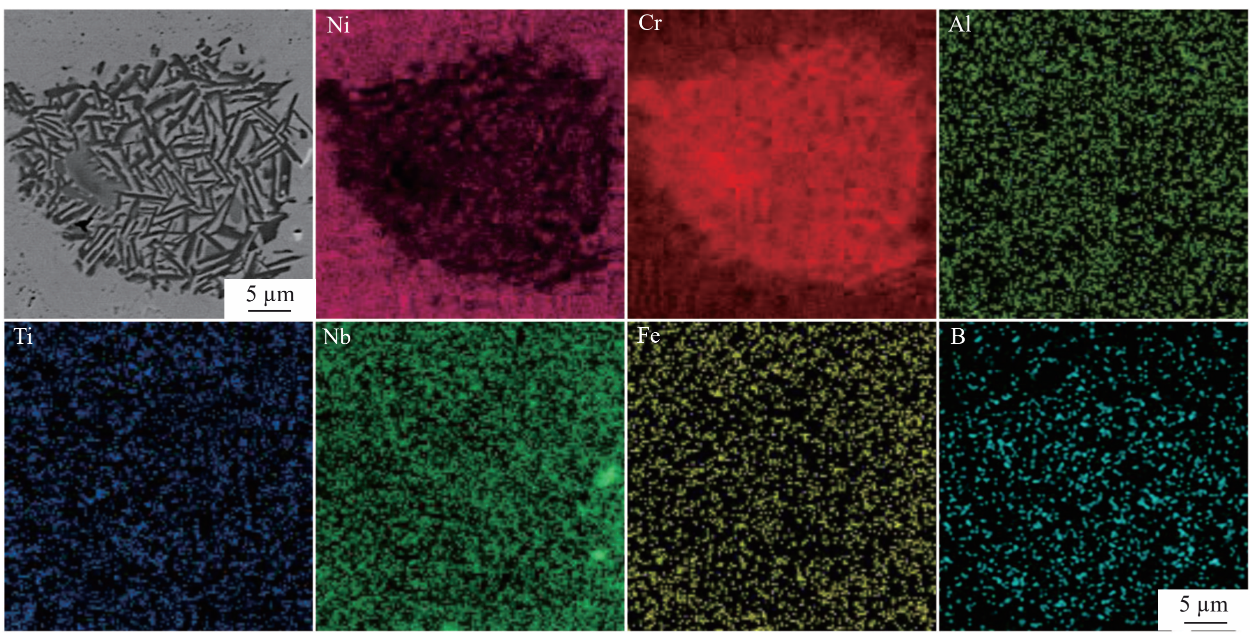

图8 图7g针状相 SEM照片和EDS 面扫描

Fig.8 SEM image and EDS element mappings of acicular phase in Fig.7g

看出，当LMP含量为 0wt%时，合金组织主要由粗大的深色相，少量细小深色相和 Ni基体相组成；随着LMP含量增加至1wt%~3wt%，熔融的低熔点合金填充于高熔点合金粉末的间隙中起润湿作用，细小深色相含量逐渐增多，且分布更加弥散均匀；随着 LMP 含量进一步增加至5wt%~7wt%，结合图8和图3c相图，深色的针状相和块状相的主要元素为Cr，以及少量的B，低熔点合金中的B元素与合金元素形成了 *M*B、*M*B$_2$等硼化物，合金组织开始出现聚集的针状相（图7d中黄色虚线部分，见图7g），以及针状相和块状相的混合相（图7e中红色虚线部分，见图7h）；当LMP含量为10wt%时，针状相消失，合金组织以粗大的块状相为主（图7f中绿色虚线部分）。LMP

含量的变化对合金的组织形貌有较大的影响，合适的LMP含量能够让组织中富Cr相分布更为均匀弥散，但过高的LMP含量将导致组织中的富Cr相形成针状聚集相和粗大的块状组织，从而恶化合金的性能。

对Ni基体相做TEM分析如图9所示，图9b为基体相衍射斑点，与γ相结构符合，结合图6 XRD图谱，可知基体相为γ相。图9c中可以观察到明显的孪晶，由于较低的层错能，镍基高温合金中高达50%的晶界是退火过程中形成的孪晶界，即很有可能是在SPS烧结完成后随炉冷却的过程形成了孪晶。Zhang等[17]首次在镍基合金中发现低能共格孪晶界面可以作为强化相优先析出的界面，且此行为对材料的综合力学性能有显著影响。相对于普通晶界，共格孪晶界具有较低的界面能和较高的裂纹萌生扩展抗力，一般认为在工程合金中引入更多的孪晶界可以显著提升合金的服役寿命。图9d中可以观察到纳米级的氧化物颗粒，由于晶界处存在点阵畸变，拥有较高的界面能，往往是新相优先形核的场所，大部分氧化物颗粒分布在晶界处，少部分分布在晶粒内部。由图9e的EDS面扫描图像可知这些氧化物颗粒的主要元素为Y和Ti，以及少量的Al，且氧化物颗粒的分布较为均匀弥散，表明具有弥散强化效果。

对氧化物颗粒进行TEM分析如图10所示，图10b、10c为图10a中黄色虚线部分的高分辨照片（HRTEM），对图10c进行快速傅里叶变换得到图10d的FFT图像，发现该氧化物颗粒结构与Y_2O_3符合，且EDS面扫描中显示Y和Ti的分布具有较高的重合度。当溶质原子和溶剂原子直径相近，晶体结构相近或相同时，能够形成置换固溶体，Ti原子半径约为145 pm，Y原子半径约为181 pm，在Y_2O_3体系中，两者半径相差19.9 %，在磨球不断碰撞提供了较高能量的情况下，形成了$(Y, Ti)_2O_3$置换固溶体。

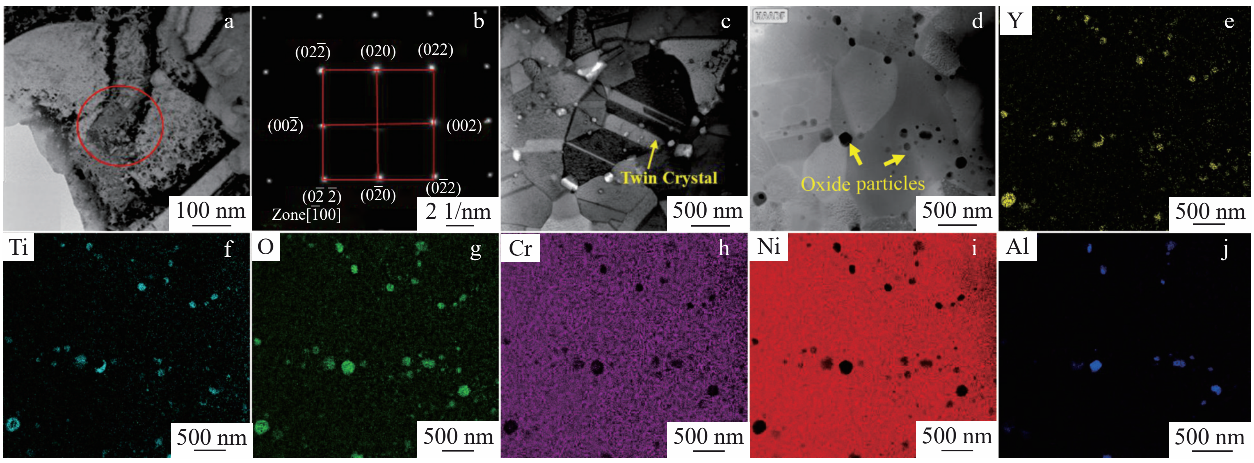

图9 基体相TEM照片、SAED花样及EDS面扫

Fig.9 TEM images, SAED pattern, EDS element mappings and diffraction spots of the matrix phase: (a, c, d) TEM images of the matrix phase, (b) SAED pattern of Fig.9a, and (e–j) EDS element mapping of Fig.9d

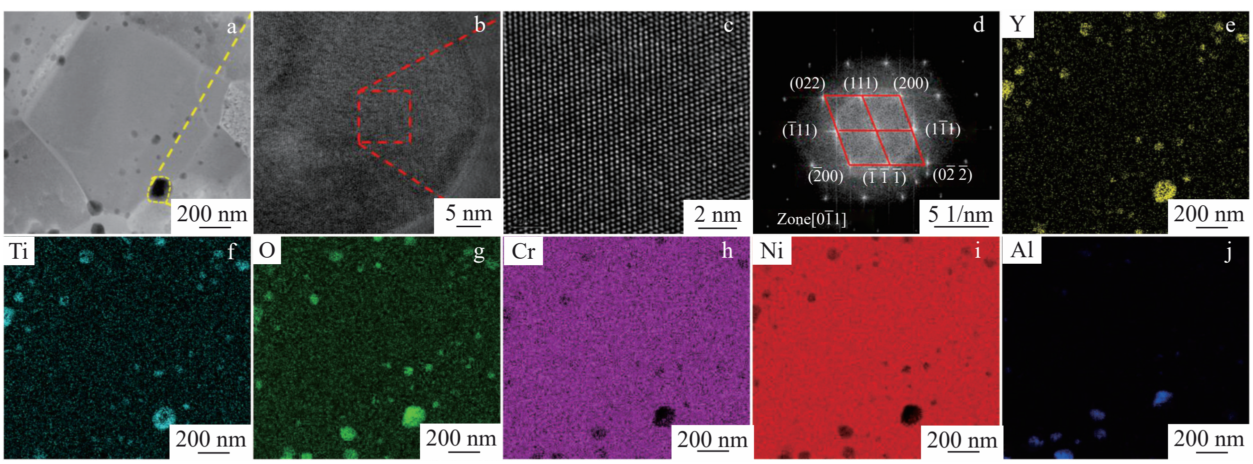

图10 氧化物颗粒TEM、HRTEM照片、FFT图和EDS面扫

Fig.10 TEM image, HRTEM images, FFT transposition image and EDS element mappings of oxide particles: (a) TEM image of oxide particles, (b–c) HRTEM images of oxide particles, (d) FFT diagram of Fig.10c, and (e–j) EDS element mapping of Fig.10a

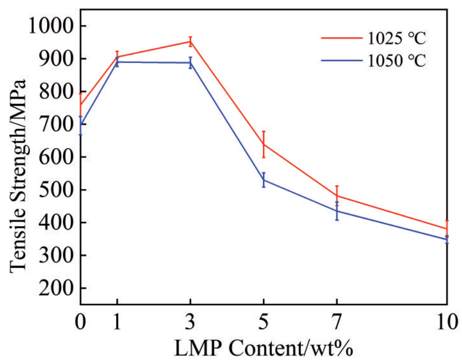

图 11　不同烧结温度和 LMP 含量合金抗拉强度

Fig.11　Tensile strength of samples with different sintering temperatures and LMP contents

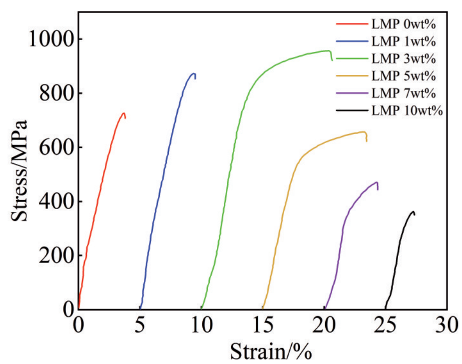

图 12　1025 ℃烧结温度下不同 LMP 含量合金应力-应变曲线

Fig.12　Stress-strain curves of alloys with different LMP contents sintered at 1025 ℃

图 11 展示了不同烧结温度和 LMP 含量合金的抗拉强度，由图 11 可以看出，烧结温度为 1025 ℃的合金的抗拉强度都高于烧结温度为 1050 ℃的合金。氧化物的平均粒度和分散均匀度是影响 ODS 高温合金性能的重要因素[18]，Y_2O_3 密度较小，很可能随着烧结温度升高和液相含量增多在液相基体中产生偏聚，从而破坏了氧化物的均匀弥散分布，导致抗拉强度下降[19]。

图 12 展示了 1025 ℃烧结温度下不同 LMP 含量合金的应力-应变曲线。结合图 11 和图 12 可以看出，随着 LMP 含量的提高，合金的抗拉强度和塑性都呈现出先增大后减小的趋势。当 LMP 含量为 0wt%~3wt%时，合金的抗拉强度都高于母材，且相较于不添加 LMP 的合金，当 LMP 含量为 1wt%时，合金的强度有所提高而塑性变化不明显；当 LMP 含量为 3wt%时，合金的强度和塑性都有明显的提升。这是因为烧结过程中的液相和硼化物含量较低，合金组织中的富 Cr 相更为细小均匀；随着 LMP 含量进一步增加至 5wt%~10wt%，结合图 7 可以看出合金组织开始出现针状聚集相和粗大的块状相，且 LMP 含量的增加将导致烧结过程中的液相和硼化物含量增多，于是 Y_2O_3 氧化物颗粒在液相中偏聚，破坏了其弥散分布的特征，且硬脆硼化物含量的增多也将降低合金的力学性能。当烧结温度为 1025 ℃，LMP 含量为 3wt%时，合金具有最高的强度和最好的塑性，其抗拉强度为 951.87 MPa，相比 MA754 合金提高了约 40%，但其延伸率仅为 11.18%，远低于 MA754 合金的延伸率 52%。

4　结 论

1）球磨时间为 48 h 的合金粉末得到了充分的细化，且 Cr、Al、Ti 等合金元素固溶于 Ni 中形成了 Ni 基固溶体，进一步延长球磨时间对合金的性能无益。

2）在实验给定升温速率，40 MPa 压力条件下，由于温度的升高和液相含量的增多导致氧化物颗粒易于偏聚，破坏了其弥散分布的特征，最佳烧结温度为 1025 ℃。

3）适量添加 LMP 能够优化合金的力学性能，但 LMP 含量过高时，由于液相含量的增多导致氧化物颗粒易于偏聚，以及硬脆硼化物含量的增多，合金的力学性能反而下降。当烧结温度为 1025 ℃，LMP 含量为 3wt% 时，合金具有最高的强度 951.87 MPa 和最高的延伸率 11.18%。

参考文献　　References

[1] Cheng Zhun, Li Xiaoqiang, Wang Bin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 821: 153431
[2] Wang Ting, Zhang Haiming, Cheng Lixia *et al. Ceramics International*[J], 2022, 48(9): 12800
[3] Li Fengxian(李凤仙), Yi Jianhong(易健宏), Bao Rui(鲍　瑞) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2016, 21(4): 632
[4] Xie Leipeng(解磊鹏), Chen Minghui(陈明辉), Wang Jinlong(王金龙) *et al. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2022, 42(5): 709
[5] Wang Jiye, Yuan Wei, Mishra R S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 442(1-3): 1
[6] HeWuqiang, Liu Feng, Tan Liming *et al. Materials Today Communications*[J], 2021, 26: 101921
[7] Mu Chengfa(穆成法), Shen Tao(沈　涛), Wang Kaixu(王开旭) *et al. Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 575
[8] Zhu Fan(诸　璠), Gan Xueping(甘雪萍), Liu Chaoqiang(刘超强). *Journal of Central South University*(中南大学学报)[J], 2023, 30(5):1405
[9] Xia Tian(夏　天). *Microstructure and Mechanical Properties of Nanoparticle Dispersion Strengthened Ultrafine Grained Superalloys*(纳米颗粒弥散强化超细晶高温合金的显微组织和力学性能)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2020
[10] Li Jun(李　俊). *Study on the Preparation and Thermostability for Mechanical Properties Microstructure of Low Density MA/ODS*

Nickel-Based Superalloy(轻质化 MA/ODS 镍基高温合金的制备及组织性能热稳定的研究)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2011

[11] Chen Shenghu(陈胜虎), Zhao Mingjiu(赵明久), Rong Lijian(戎利建). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(11): 1335

[12] Zhang Huaigang, Wang Zhongmin, Liu Fei *et al. Rare Metal Material and Engineering*[J], 2016, 45(6): 1443

[13] Zhang Peng(张 鹏), Yang Kai(杨 凯), Zhu Qiang(朱 强) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2018, 10(2): 1

[14] Zheng Liang(郑 亮), Xu Wenyong(许文勇), Liu Na(刘 娜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 530

[15] Yu Xun(于 洵), Wang Linlin(王琳琳), Ou Meiqiong(欧美琼) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1488

[16] Rong Zhizheng(荣智峥), Gao Yang(高 阳), Zhang Shuo(张 朔) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2023, 51(10): 136

[17] Zhang Zhenbo, Yang Zhibiao, Lu Song *et al. Nature Communications*[J], 2020, 1(11): 4890

[18] Wang R M, Song Y G, Han Y F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2000, 311(1): 60

[19] Chen Wenting(陈文婷), Xiong Weihao(熊惟皓), Zhang Xiuhai(张修海). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39: 112

Preparation of Y_2O_3 Particle Reinforced Ni-based Alloy by Spark Plasma Sintering

Zhu Zhencen, Li Xiaoqiang, Pan Cunliang, Qu Shengguan

(National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510641, China)

Abstract: Referring to the composition of MA754 alloy, Ni-based alloy powders with high melting point containing Ti and Nb as framework, as well as low melting point Ni-based alloy powders with B and Zr as wetting agents, were prepared by high-energy ball milling. A Ni-based ODS alloy with excellent performance was prepared by spark plasma sintering after mixing two kinds of powder in the optimal ratio. The influence of sintering temperature and the content of low melting point powder in composite powder on the microstructure and mechanical properties of the alloy was studied. The results show that dispersed oxides can be observed in the alloy structure prepared by this method, and the room-temperature strength is improved compared to MA754 alloy, but the plasticity decreases. As the content of low melting point alloy in the composite powder increases, the alloy structure firstly becomes small and uniform, and then acicular aggregate phases and coarse block phases appear. The tensile strength of the alloy shows a trend of firstly increasing and then decreasing. When the sintering temperature is 1025 ℃ and the content of low melting point alloy powder in the composite powder is 3wt%, the alloy has the highest tensile strength of 951.87 MPa, which is significantly improved compared with commercial MA754 alloy. Additionally, the maximum elongation is 11.18%.

Key words: mechanical alloying; spark plasma sintering; ODS alloy; Y_2O_3 particle reinforcement

Corresponding author: Li Xiaoqiang, Ph. D., Professor, National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510641, P. R. China, Tel: 0086-20-87111080, E-mail: lixq@scut.edu.cn