

Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 原位复合材料 拉伸性能及其变形机制

李来平¹, 喻吉良¹, 张如², 胡忠武¹, 郑欣¹, 夏明星¹, 蔡小梅¹, 王峰¹

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 西北工业大学 明德学院, 陕西 西安 710124)

摘要: 采用机械合金化和放电等离子烧结方法制备了 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 原位复合材料。采用不同温度下的拉伸试验评价了其力学性能, 结合其不同温度下的断口形貌研究了其变形机制。结果表明, 复合材料的微观组织由 Nbss (铌固溶体)、金属间化合物 Nb₅Si₃ 和少量的 Nb₃Si 相组成, 晶粒呈等轴状。室温和 1200 °C 抗拉强度分别为 413 和 496 MPa。从室温到 1200 °C 拉伸断裂方式为 Nb₅Si₃ 相解理脆性断裂, 1200 °C 拉伸延伸率仅为 1.2%; 然而, 在 1300 °C 拉伸试验中, 其拉伸延伸率为 27%, 这归因于 Nbss 延性的增加和界面/晶界强度的降低; 在 1400 °C 和更高的温度, 材料具有极大的塑性或超塑性, 塑性变形机制由晶内滑移转变为晶界滑移。晶界滑移在三叉晶界处产生的应力集中通过软化的 Nbss 协调而释放, 从而避免了早期断裂。

关键词: 金属间化合物; 拉伸性能; 界面强度; 断裂行为; 塑性

中图分类号: TG146.4⁺16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)09-2409-05

Nb₅Si₃ 金属间化合物具有较低的密度、优良的高温强度及较好的抗氧化性能, 成为高推重比航空发动机高压涡轮叶片和导向叶片极具潜力的候选材料^[1]。然而, 硅化物的一个普遍特点是室温下非常脆, 而且中、低温耐损伤能力较差, 大幅提高其力学性能以达到在高推重比发动机上应用的前景有限^[2]。为了克服单相 Nb₅Si₃ 金属间化合物室温脆性的缺点, 必须发展由 Nbss 增韧的铌-硅化物原位复合材料。典型的例子是熊博文^[3]和 J. L. Yu^[4]采用热挤压制备的铌-硅化物原位复合材料使其室温断裂韧性超过 20 MPa m^{1/2}。Nb₅Si₃ 室温断裂韧性仅为 3 MPa m^{1/2}, 与单相 Nb₅Si₃ 相比, 由 Nbss/Nb₅Si₃ 组成的铌-硅化物原位复合材料断裂韧性得到了极大的提高^[3,4]。然而, 这些二元合金材料较差的抗氧化性能限制了它们的应用, 可通过合金化提高其抗氧化性能。但是通常情况下, 提高抗氧化性能的合金元素将降低材料的高温力学性能; 提高材料高温力学性能的合金元素将恶化材料的抗氧化性能^[5]。因此, 为了抵消合金元素的负面影响, 必须采用多成分合金化及工艺控制获得具有致密、均匀、颗粒细小的多相显微组织, 使材料室温断裂韧性、高温力学性能和抗氧化性能达到良好平衡^[6]。以前的研究结果^[7]表明, Nb 被 Ti 替代将提高铌-

硅化物复合材料的抗氧化性能, 同时也改善了材料的延性和室温断裂韧性; 但同时也降低了材料的熔点和高温力学性能。因此, 为了抵消 Ti 的负面影响, 加入 W、Mo、Hf 和 Ta 等固溶强化 Nb 和硅化物相^[8,9]。通过 Mo 和 W 合金化的铌-硅化物原位复合材料从室温到 1500 °C 均具有极高的压缩强度^[10,11]; 高温压缩强度^[12,13]和室温断裂韧性^[14,15]也达到了良好平衡。

然而到目前为止, 有关铌-硅化物复合材料的拉伸性能和断裂行为只有少量报道。因此, 研究铌-硅化物复合材料拉伸性能和断裂行为非常必要。Jin-Hak Kim^[16]报道了通过熔炼方法制备的 Nb-18Si-5Mo-5Hf-2C 原位复合材料的拉伸性能。该材料具有很高的强度, 在 1200 °C 抗拉强度达到了 460 MPa。但是该材料即使在高温也没有表现出较好的塑性, 在 1200 °C 拉伸延伸率仅仅为 0.8%^[16]。本实验采用机械合金化 (MA)+放电等离子烧结 (SPS) 方法制备铌-硅化物复合材料。SPS 烧结过程不但具有类似热压烧结的焦耳热和加压造成的塑性变形而促进烧结过程^[17], 而且其独特之处在于 SPS 烧结过程中粉末颗粒间会产生直流脉冲电压, 使粉体颗粒间放电产生自发热; 由放电产生的高能粒子撞击颗粒间的接触部分, 使物质产生蒸发作用而净

收稿日期: 2015-10-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51371153); 陕西省自然科学基金 (2012JM6015)

作者简介: 李来平, 男, 1974 年生, 教授级高级工程师, 西北有色金属研究院难熔金属材料研究所, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231082, E-mail: yujilang@sina.com

化金属颗粒表面,提高烧结活性,降低金属原子的扩散自由能,有助于加速原子的扩散^[17]。作者前期研究^[18,19]表明,Nb-16Si-2Fe 复合材料具有优异的超塑性。然而,Nb-16Si-2Fe 复合材料在 1359 °C 产生 Nb₄Fe₃Si₅ 液相,降低了材料的使用温度。本研究将通过分析 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的微观组织、室温和高温拉伸性能和断口形貌,揭示材料的断裂行为和塑性变形机制。

1 实 验

实验原料为 Nb、Si、Ti、Mo 和 Hf 元素粉末,粒度分别为 ≤74, ≤43, ≤74, ≤115, ≤74 μm,纯度分别为 99.9%, 99%, 99.9%, 99.9% 和 98%(质量分数)。Si 中杂质主要为碳和氧。铌-硅化物基原位复合材料采用粉末冶金方法(PM)制备。名义成分为 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf (at%, 下同)。混合粉末在氩气保护下于行星球磨机上进行机械合金化,球料比为 6:1(体积比)。为了避免在球磨过程中冷焊,采用硬脂酸作为过程控制剂。球磨机的转速为 300 r/min,球磨时间为 60 h。机械合金化后的混合粉末在氩气保护下于 1450 °C, 40 MPa 进行 SPS 烧结 10 min。应用 X 射线衍射(XRD)分析材料的相组成,采用扫描电镜(SEM)观察材料组成相的大小及其分布状态。

从 SPS 烧结试样上用线切割制取室温和高温拉伸试样。试样的标距长度为 12 mm、宽度为 4 mm、厚度为 3 mm。拉伸试样的表面采用 SiC 砂纸打磨,采用金刚石粉抛光。室温拉伸在空气中进行,初始拉伸应变速率为 2.31 × 10⁻⁴ s⁻¹。1200~1500 °C 的高温拉伸在真空(5 × 10⁻² Pa)中进行,加热速率为 25 °C/min,初始拉伸应变速率为 2.31 × 10⁻⁴ s⁻¹。采用 W-Re 热电偶测试拉伸温度,在测试温度保温 10 min 后进行拉伸试验。采用 SEM 观察室温和高温拉伸断口形貌。

2 实验结果

2.1 微观组织表征

SPS 烧结的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 原位复合材料典型的背散射电子照片如图 1 所示。Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的 XRD 图谱如图 2 所示。XRD 分析表明,复合材料由铌固溶体(Nbss)、金属间化合物 Nb₅Si₃ 和少量的 Nb₃Si 组成。在图 1 中,白色相是 Nbss,灰色相是 Nb₃Si,黑色相是 Nb₅Si₃。复合材料具有细的微观组织,晶粒呈等轴状。金属间化合物相均匀分布在 Nbss 基体中。

2.2 拉伸变形行为

烧结态的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在室

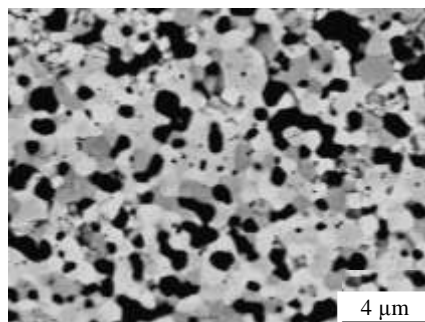


图 1 SPS 烧结的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 原位复合材料典型的微观组织

Fig.1 Typical microstructure of the Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf in situ composite prepared by SPS

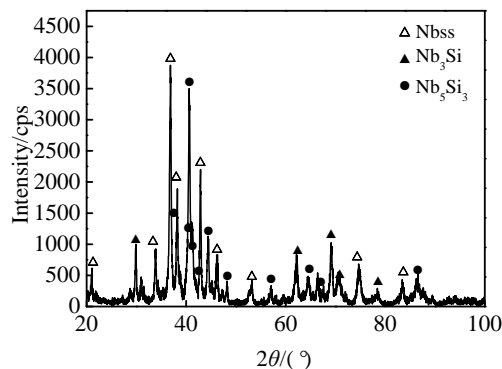


图 2 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of the Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf composite

温和高温(1200, 1300, 1400, 1500 °C)的拉伸性能如表 1 所示。尽管 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料微观组织中有大量的 Nbss 相,但在室温下是脆性断裂没有塑性,并且其抗拉强度比在 1200 °C 时低。文献[20]报道,在初始应变速率为 1.7 × 10⁻⁴ s⁻¹ 条件下,Nbss (Nb-0.7Si-3Al)室温屈服强度为 450 MPa,塑性应变为 0.15。本研究所制备的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在室温没有塑性,原因可能是由于该材料微观组织中包含大量的金属间化合物相(如图 1 所示),或者 Ti, Mo 和 Hf 元素的合金化导致 Nbss 室温塑性下降。

令人感兴趣的是,在室温和高温(1200, 1300, 1400, 1500 °C)拉伸试验中,Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1200 °C 具有最高的抗拉强度(496 MPa),室温抗拉强度为 413 MPa。强化机制目前尚不清楚,但有几种可能的原因。首先,是难熔金属元素 Mo 和 Hf 的固溶强化,Mo 优先在 Nb 中固溶,合金化引起的 Nb 晶格畸变提高了它的变形抗力。另外,合金化元素 Mo 和 Hf 抑制了扩散控制的硅化物相的高温变形。

表1 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 原位复合材料在初始应变速率为 $2.31 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 和不同温度下的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf in situ composite at an initial strain rate of $2.31 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and different temperatures

Temperature/ °C	Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength/ MPa	Tensile elongation/%
Room temperature	413	-	-
1200	496	317	1.2
1300	351	332	27
1400	260	245	123
1500	85	62	213

P. R. Subramanian^[1]的研究结果表明, Nb-Si 二元合金的蠕变变形机制是 Nb 在 Nb_5Si_3 中的体扩散。尽管 P. R. Subramanian 研究的铌-硅化物基复合材料的成分和变形条件和本研究的不同, 但是假设 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的高温变形机制为 Nb 的体扩散是合理的, Mo 和 Hf 延迟了 Nb 的高温扩散, 因此增加了硅化物相的高温强度。本研究的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的高温强度接近超高温钨基合金^[20,21]。

在 1200 °C 以上, Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的抗拉强度随温度的升高持续下降, 同时拉伸延伸率显著增加, 从 1200 °C 的 1.2% 增加到 1300 °C 的 27%。这些结果表明, Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的脆-塑转变温度为 1200~1300 °C。因此, 在 1300 °C 和更高的温度, Nbss 具有阻止裂纹在内部扩展的能力。Nbss 良好的变形能力能够释放由于位错运动在晶界/界面引起的应力集中, 在 Nbss 断裂之前, 大的塑性应变能够获得。事实上, 在初始应变速率为 $2.31 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 下 1400 °C 的拉伸延伸率为 123%; 而在 1500 °C 拉伸延伸率达到 213%。拉伸试样均匀变形, 没有可见的宏观颈缩和微裂纹, 表现出典型的超塑性行为, 如图 3 所示。

3 分析与讨论

拉伸结果表明(如表 1 所示), Nb-16Si-10Ti-10Mo-



图3 在 1500 °C, 初始应变速率为 $2.31 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 变形前后的试样

Fig.3 Specimens before and after deformation at 1500 °C and initial strain rate of $2.31 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

5Hf 复合材料从室温到 1200 °C 是脆性断裂, 在 1200 °C 以上是延性断裂。通过扫描电镜观察断口形貌来揭示拉伸过程中的断裂细节。不同温度拉伸断口的 SEM 照片如图 4 所示。图 4a 表明, 在室温下断口具有典型的类似冰糖状的沿晶断裂。拉伸试样表面有许多微裂纹, 这些微裂纹起始于 Nb_5Si_3 相, 终止于 Nbss 相或者界面。这些结果表明裂纹起源于 Nb_5Si_3 相, Nbss 相具有止裂作用。Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在室温下没有塑性, 如表 1 所示, Nbss 对材料塑性的贡献似乎并不显著。然而, 在断口 SEM 照片中也观察到少量的 Nbss 局部延伸, 如图 4a 中白色箭头所示, 这表明 Nbss 似乎可能发生塑性变形。

在 1200 °C 拉伸断口的 SEM 照片中观察到大量的 Nbss 局部延伸, 如图 4b 中黑色箭头 A 所示。应当指出的是 Nbss 产生大的延伸形成尖锐的台阶(4b 中黑色箭头 B 所示)并且界面发生解离(4b 中黑色箭头 C 所示)。Nbss 大的延伸表明, Nbss 在 1200 °C 具有明显的塑性。然而, Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1200 °C 的拉伸延伸率仅仅只有 1.2%, 这可能是由于只有少量的界面发生解离。复合材料界面发生分离能够释放晶界/界面的应力集中形成新的表面, 从而能够有效钝化裂纹尖端应力。如果界面分离进一步发生, 大的延伸率能够获得。因此, Nbss 的塑性变形和界面的分离有助于提高 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的塑性和断裂韧性。

在 1300 °C, Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料断裂模式发生了显著转变, 这就导致在 1300 °C Nbss 的塑性明显提高。在 1300 °C 尽管仍然有少量的 Nb_5Si_3 相解理, 但观察到大量的韧窝, 如图 4c 中白色箭头 A 所示。Nbss 产生极大的塑性变形并且沿应力轴向拉长, 如图 4c 中白色箭头 B 所示。在 1200 °C 观察到的界面分离和 Nbss 的塑性变形, 在 1300 °C 这些行为随着温度的升高更加有效, Nb_5Si_3 相解理断裂将受到极大的抑制。因此, 弱的界面强度和 Nbss 延性的提高有助于获得大的延伸率。事实上, Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1300 °C、初始应变速率为 $2.31 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸延伸率为 27%。

1400 °C 的拉伸断裂行为明显不同于 1200 和 1300 °C, 1500 °C 的断口形貌与 1400 °C 相似。与 1300 °C 相比较, 1400 °C 有严重的撕裂台阶和更加粗糙的断口形貌。1500 °C 的断口形貌照片如图 4d 所示。值得一提的是 Nbss 发生了严重的塑性变形, 与韧窝断裂模式相似并伴随有孔洞。这些韧窝和孔洞可能是在断裂过程中金属间化合物 Nb_5Si_3 相从 Nbss 拔出形成的。 Nb_5Si_3 拔出之后, 具有良好变形能力的 Nbss 将沿

应 力 轴 向 拉

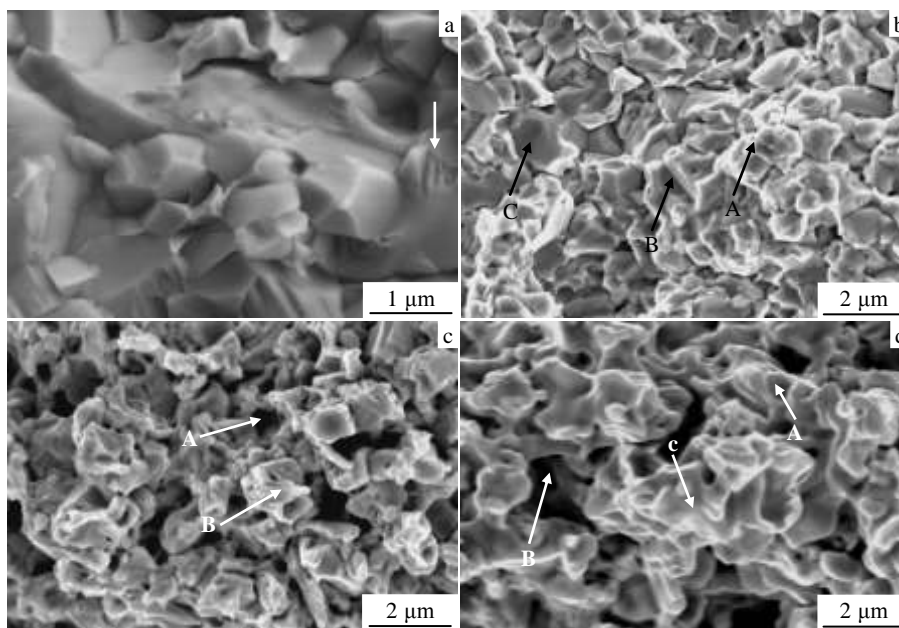


图 4 不同温度下拉伸的断口形貌

Fig.4 Local fracture surfaces after tension at various temperatures: (a) room temperature, (b) 1200 °C, (c) 1300 °C, and (d) 1500 °C

长，并最终断裂。因此，许多韧窝(如图 4d 中箭头 A 所示)和孔洞(如图 4d 中箭头 B 所示)以及 Nbss 严重的塑性变形(如图 4d 中箭头 C 所示)被观察到。这些观察结果表明，在 1500 °C，Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料的界面强度显著下降。如果 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1300~1500 °C 的主要变形机制是晶内滑移，相应的拉伸延伸率将随温度的升高缓慢增加。事实上，1300、1400 和 1500 °C 的拉伸延伸率分别为 27%、123% 和 213%，如表 1 所示。因此，拉伸延伸率在 1400 °C 发生了“突变”，这表明变形机制发生了明显改变。

众所周知，多晶材料在塑性变形过程中有一个等温度强度。低于这个温度，晶界/相界强度大于晶粒强度，晶内滑移是主要的变形机制；高于这个温度，晶粒强度大于晶界/相界强度，晶界滑移是主要的变形机制。因此，就本研究的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料而言，假设在 1400 °C 和更高的温度产生塑性变形的机制是晶界滑移是合理的，那么在 1500 °C 塑性变形后，细的晶粒仍然保留，这表明该材料微观组织具有高的热稳定性。另外，晶粒仍然呈等轴状并且光滑，断裂表面表现出沿晶断裂模式。这些观察表明，大的塑性主要来源于细小晶粒的滑移，而不是晶内变形，同时也证实了 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1400 °C 和更高的温度塑性变形的机制是晶界滑移。

在晶界滑移过程中，滑移应变必须被协调，否则

在三叉晶界处就会有局部应力集中，从而产生孔洞导致早期断裂。本研究的铌-硅化物基复合材料微观组织由超细的 Nbss 和金属间化合物组成。如前所述，在 1400 °C 和更高的温度，Nbss 相对较软并且具有良好的变形性能；而金属间化合物相对较硬并且难以变形。Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1400 和 1500 °C 具有极大的塑性是由于金属间化合物分布于连续的 Nbss 中。Nbss 的变形能够协调三叉晶界处的局部应力集中，延迟孔洞的产生，避免了早期断裂。这就解释了为什么 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料在 1400 °C 拉伸延伸率达到了 123%。随着温度的升高，晶界强度进一步下降，这就导致了可动的晶界数量增加；另外，Nbss 更软和更容易变形。由于 Nbss 的变形和晶界滑移在塑性变形过程中具有重要作用并且有助于塑性延伸，这就导致了本研究的铌-硅化物基复合材料随着温度的升高拉伸延伸率快速增加，并且在 1500 °C 具有较好的超塑性，如表 1 所示。由于超塑性是在低应力下获得大的均匀延伸，这样可直接制造出接近净尺寸的精密薄壁复杂零件^[18]。

4 结 论

1) 采用粉末冶金方法制备的 Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 原位复合材料，其组成相为 Nbss、Nb₅Si₃ 相和少量的 Nb₃Si 相。

2) 该材料在 1200 °C 具有较高的抗拉强度 (496 MPa)，这是 Mo 的固溶强化和金属间化合物强化的结果。

3) Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf 复合材料从室温到 1200 °C 的断裂模式主要是解理断裂。进一步提高温度促进了界面的分离和 Nbss 的塑性增加,因此在 1300 °C 材料的断裂模式转变为延性断裂。

4) 在 1400 °C 和更高的温度,塑性变形的主要机制由晶内滑移转变为晶界滑移,这导致了该材料具有极大的塑性或超塑性。

5) 在晶界滑移过程中, Nbss 协调了滑移应变,释放了三叉晶界的应力集中,因此延迟了断裂。

参考文献 References

- [1] Subramanian P R, Parthasarathy T A. *Scripta Metall*[J], 1995, 32: 1227
- [2] Bewlay B P, Jackson M R. *Comprehensive Composite Materials* [J], 2000, 3: 579
- [3] Xiong Bowen(熊博文), Long Wenyuan(龙文元), Chen Zhe(陈哲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(6): 1112
- [4] Yu J L, Zhang K F, Li Z K *et al. Scripta Metal*[J], 2009, 61: 620
- [5] Ding Hongsheng(丁宏升), Yan Yuncheng(燕云程), Kang Yongwang(康永旺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2419
- [6] Long Wenyuan(龙文元), Xia Chun(夏春), Chen Zhe(陈哲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(8): 1427
- [7] Bewlay B P, Jackson M R, Lipsitt H A. *Metall Mater Trans*[J], 1996, 27: 3801
- [8] Ma C L, Li J G, Tan Y *et al. Mater Sci Eng*[J], 2004, 386: 375
- [9] Kim Jin-Hak, Tabaru Tatsuo, Sakamoto Michiru *et al. Mater Sci Eng*[J], 2004, 372: 137
- [10] Ma C L, Li J G, Tan Y *et al. Mater Sci Eng*[J], 2004, 384: 377
- [11] Tan Y, Tanaka H, Ma C L *et al. J Jpn Inst Metals*[J], 2000, 64: 566
- [12] Kim W Y, Tanaka H, Hanada S. *Intermetallics*[J], 2002, 10: 625
- [13] Sha J, Hirai H, Kitahara A *et al. Mater Sci Eng*[J], 2003, 343: 282
- [14] Kim W Y, Tanaka H, Kasama A *et al. Intermetallics*[J], 2001, 9: 827
- [15] Kim W Y, Tanaka H, Kim M S *et al. Mater Sci Eng*[J], 2003, 346: 65
- [16] Jin-Hak Kim, Tatsuo Tabaru, Hisatoshi Hirai *et al. Scripta Metall*[J], 2003, 48: 1439
- [17] Xiong Bowen, Cai Changchun, Wang Zhenjun. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 583: 574
- [18] Yu Jiliang(喻吉良), Zhang Kaifeng(张凯锋), Yu Jie(于杰) *et al. Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2008, 44(3): 933
- [19] Yu J L, Zhang K F, Wang G F. *Intermetallics*[J], 2008, 16: 1167
- [20] Ashby M F, Blunt F L, Bannister M. *Acta Metall Mater*[J], 1989, 7: 1874
- [21] Yonosuke Murayama, Shuji Hanada. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2002, 3: 145

Tensile Properties and Deformation Mechanism of the Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf in situ Composite

Li Laiping¹, Yu Jiliang¹, Zhang Ru², Hu Zhongwu¹, Zheng Xin¹, Xia Mingxing¹, Cai Xiaomei¹, Wang Feng¹

(1. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(2. Northwestern Polytechnical University Mingde College, Xi'an 710124, China)

Abstract: An ultra-fine Nb-silicide in situ composite with nominal composition of Nb-16Si-10Ti-10Mo-5Hf was fabricated by mechanical alloying followed by spark plasma sintering. Its deformation mechanism was investigated by combining the fracture morphologies at different temperatures. In addition, the mechanical properties of the composite were evaluated by tension tests of different temperatures. Results show that the microstructure consists of Nb solid solution (Nbss), Nb₅Si₃ and a small amount of Nb₃Si. The grains are equiaxed. The ultimate tensile strength is 413 and 496 MPa at room temperature and 1200 °C, respectively. The tensile fracture behavior is dominated by cleavage of the Nb₅Si₃ phase at 1200 °C and lower temperatures, and the elongation is only 1.2% at 1200 °C. However, the fracture behavior is governed by ductile rupture of Nbss at 1300 °C, the elongation is 27%. It is ascribed to both the increased ductility of Nbss and the decreased interface strength. At 1400 °C and higher temperature, the material exhibits extensive plasticity or superplasticity; the dominant deformation mechanism changes from transgranular slip to grain boundary slip. The stress concentration of the grain boundary slip at triple junction grain boundary is released by softened Nbss coordination, which avoids the initial fracture.

Key words: intermetallics; tensile properties; interface strength; fracture behavior; plasticity

Corresponding author: Yu Jiliang, Ph. D., Senior Engineer, Refractory Materials Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231082, E-mail: yujilang@sina.com