

铌及铌基合金多元化研究进展

潘新东, 魏 燕, 蔡宏中, 胡昌义

(昆明贵金属研究所 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室, 云南 昆明 650106)

摘 要: 概括论述了铌的特点和纯铌在室温条件下脆性断裂的几种可能机制, 说明了纯铌在超高温应用领域存在的问题; 系统地综述了世界各国在铌合金多元化方面的研究思路和取得的研究成果, 展望了铌基合金在高温结构材料领域的发展前景, 最后特别指出了铌合金未来的研究方向。

关键词: 铌基超合金; 共格强化; 晶格失配度

中图分类号: TG146.3⁺⁴

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)02-0711-06

高温结构材料是先进热发动机、发电站燃气涡轮、空间环境用热电电池(核燃料密封材料)和超音速风洞喷嘴等热端部件的关键工程材料^[1,2]。如今应用最广的高温结构材料是 Ni 基高温合金, 在过去的 50 年中, 它的极限使用温度提高了大约 300 °C, 接近 1100 °C^[3], 这是由于 Ni 基高温合金显微组织中的 fcc/L1₂ 相结构被重新设计而达到了理想程度^[4,5]。尽管如此, 由于 Ni 具有较低的熔点(1453 °C), Ni 基高温合金注定不能在超过 2000 °C 的高温环境下使用, 所以发展新一代可以在超过 2000 °C 高温环境下工作的结构材料来代替 Ni 基合金势在必行。

铌属铂族元素, 熔点高达 2466 °C, 是除了 Os 以外熔点最高的贵金属, 是唯一一个可以在氧化气氛中使用到 2000 °C 而不严重损失的金属^[3,6-8]。耐超高温铌合金的化学性质稳定, 硬度高, 高温性能好, 具有良好的耐腐蚀性和高温抗氧化性, 且具有和 Ni 基合金相似的 fcc/L1₂ 相结构, 被认为是新一代超合金的理想候选材料^[8-10]。但是铌的室温脆性和高温软化性大大地限制了它的开发应用。所以研究铌合金的强化增韧新技术, 开发新型的高性能耐超高温铌合金已成为近几十年来世界各国高温结构材料研究的重点和热点之一。本文就铌及铌基合金多元化的研究进展进行综述, 以为材料科研人员开展相关研究提供参考。

1 纯 铌

贵金属铌为面心立方(fcc)晶体结构, 但与常规的面心立方金属(Al、Cu、Ag、Au)不同的是其断裂模

式为脆性断裂^[10-12]。单晶铌在室温拉伸时, 其延伸率可达 80%, 压缩时不会开裂, 但它在严重塑性变形后会发了解理断裂^[13-15]。而多晶铌在室温下无明显的塑性变形就会沿晶界脆断, 只有在高于 1600 °C 的高温条件下才表现出一定的塑性, 且对应变速率十分敏感^[16,17]。因此, 铌的断裂行为和断裂机理一直是各国材料科研人员比较关注的重要研究课题, 也引发了人们对其进行了大量的基础研究工作。然而到目前为止, 学术界对控制金属铌断裂行为的基本因素仍存在着较大的争议, 对其致脆的微观机理仍不十分清楚。早期的研究往往将多晶铌的脆性归结于有害杂质元素(如 C、O)在晶界上的偏析, 这是因为晶界是多晶铌重要的组成部分, 也是杂质最易偏聚的地方, 且面心立方金属的沿晶脆性断裂往往是由于杂质元素在晶界偏析造成的。但是高纯铌发生脆性断裂且俄歇电子能谱分析新鲜断口并未发现杂质元素的存在及单晶铌的高塑性均不支持杂质致脆学说^[18,19]。1978 年, Hecker^[20]等人首先提出铌具有本征脆性, 同时还认为, 强烈且带有方向性的化学键是铌呈现脆性的主要原因。然而, Kamran^[21]等人发现, 同是面心立方金属的铝也具有方向性的“共价键”。显然, 有方向性的化学键并不是造成铌宏观脆性的根本原因。2005 年, Cawkwell^[22]采用基于原子理论模拟的方法发现, 铌体系中的螺位错可能具有 2 种核心结构, 即滑动平面核心与亚稳态非平面核心。在弹性变形过程中, 这 2 种核心结构发生非热转变, 产生异常高速率的位错交错滑移。随着非热交错滑移呈指数数量级增加, 位错密度增大, 造成较强的加工

收稿日期: 2017-02-10

基金项目: 国家自然科学基金(51361014, 51201076); 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室开放课题(SKLM-SPM-201527); 云南省应用基础重点项目(P0120150144)

作者简介: 潘新东, 男, 1991 年生, 硕士生, 昆明贵金属研究所, 云南 昆明 650106, 电话: 0871-68329170, E-mail: 1339867915@qq.com

硬化, 自然发生脆性解理。当温度高于 1200 °C 时, 铱强度降低, 发生蠕变软化现象, 表现出面心立方金属的特性。

虽然纯铱具有室温脆性和高温软化性等弱点, 但是它在超过 2000 °C 的高温氧化环境中, 仍然具有独特的优势。美国 Ultramet 公司采用化学气相沉积 (CVD) 技术成功制备出低推力的铱涂层/铱基复合喷管, 发动机燃烧室的工作温度可达 2200 °C, 发动机正常运行 17 h 而没有任何破坏的迹象。根据吕连灏的论文^[11]可知, Lloyd 等制备了 C/C 复合材料的铱防护涂层, 铱涂层与 C/C 复合材料有极好的相容性, 氧化测试结果表明, 用铱作涂层质量损失减少 50%。昆明贵金属研究所在铱涂层/铱喷管的研制方面也开展了大量的研究工作, 并取得一定的进展^[8-12]。

2 铱基二元合金

向铱中添加合金元素研发二元合金来提高其强度, 改善其各种性能是如今高温材料界非常重要的一种研究方法。在 20 世纪 60、70 年代, C. T. Liu^[23-26] 等成功地研究开发了 Ir-0.3W 合金, 少量的 W 在合金中主要起到固溶强化的作用, 提高了铱的再结晶温度, 从而提高了合金的使用温度, 改善了铱合金的热加工性能和焊接性能, 保证了合金在高温条件下的长时间使用, 并在航天航空领域获得了成功应用。

日本国立材料研究所的 Yamabe-mitarai^[3,27,28] 在铱中添加 15% 的 Nb、Hf、Ta、Ti、Zr、V 研制 Ir-15X (X= Nb、Hf、Ta、Ti、Zr、V) 二元合金, 并将这一系列二元合金的组织结构和力学性能进行对比研究。在这一系列铱基二元合金中, 除了 Ir-V 外显微组织均为枝晶形态, 并且在 Ir-15Ta 和 Ir-15Ti 的枝晶组织间发现了形态良好的沉淀物, 在其他合金中并未看到。将这些合金在 1200 °C 的条件下热处理一周后, 在除了 Ir-V 合金外的所有合金中均观察到了沉淀物的存在。Ir-Hf 和 Ir-Zr 的沉淀物的形态由于具有较大的晶格失配度 (分别为 2.4%、2.7%) 而呈现为板状, 其他几种合金的沉淀物呈现为扁球状。这些沉淀物可以与 Ir 基体形成类似于 Ni 基合金中的 fcc/L1₂ 相结构, 从而对合金起到共格强化的作用。Thompson^[29] 经过计算研究表明, 沉淀物的形态与界面能和弹性能有关, 而界面能和弹性能与沉淀物和基体之间的晶格失配度有关。晶格失配度越大, 界面能与弹性能越高。沉淀物在长大的过程中为了降低系统总能量, 其形状会由四重对称变为两重对称。合金在室温、1200 和 1800 °C 的压缩强度均高于纯铱, 其中 Ir-Hf 和 Ir-Zr 在 3 个温度环境下的强度和塑形最好, 其流动应力也很高, 即使

在 1200 °C 也超过了 800 MPa。其中 Ir-Zr 二元合金由于其较大的晶格失配度而具有一个三维的迷宫式显微组织结构, 增大了位错攀移路径的长度, 从而可以提高合金的抗蠕变强度和压缩强度^[3]。这些合金元素除了可以和铱形成沉淀物起到共格强化和沉淀强化作用外, 还可以与铱形成固溶体, 起到固溶强化的作用^[30]。

中国科学院金属研究所的 Z. B. Bao^[31] 向铱中添加不同含量的 Al 元素, 利用电弧熔炼的方法研制 Ir-XAl (X=11, 23, 30, 41, 45) 二元合金, 并通过观察合金氧化前后的微观组织和质量变化来研究合金的抗氧化性能。合金氧化前的微观组织是由 β -IrAl 相和 (IrAl)_{ss} 相组成的枝晶结构。氧化后在合金的表面发现了一层多孔的氧化组织, 通过 EDAX 检测该氧化组织被确认为是 Al₂O₃。合金的质量变化随着 Al 含量的增加而减少, 其表面的氧化层厚度随 Al 含量的变化呈抛物线状, 在 31% 处达到最大值。由于铝的氧化物标准自由能 (-1858.37 J/mol) 远远低于铱 (-2.61 kJ/mol), 所以在氧化条件下 β -IrAl 相的氧化速率要远远高于 (IrAl)_{ss} 相, 从而在合金的表面形成一层 Al₂O₃, 减少了铱氧化物在高温条件下的形成和挥发, 提高了合金的抗氧化性能。研究表明, Ir-45Al 的抗氧化性能最好。

3 铱基三元合金

向铱中加入合金元素研发二元合金可以极大地提高合金的高温强度, 改善合金的塑性, 但是二元合金的抗蠕变性能并不理想。这是由于二元合金的晶粒在高温环境中易粗化以及二元合金中的沉淀物在高温环境中稳定性容易损失造成的^[32]。通过向二元合金中添加新的合金元素研发三元合金来寻找新的强化相以进一步强化铱基合金。常见的铱基三元合金主要包括 Ir-Nb 系、Ir-Hf 系和 Ir-Al 系。

3.1 Ir-Nb-X (X= Hf, Ta, Ti, Si)

日本国立材料研究所的 C. Huang^[33] 向 Ir-Nb 合金中添加 Hf、Ta、Ti 3 种元素研制 Ir-Nb-X (X=Hf, Ta, Ti) 三元合金, 并研究不同合金元素对 Ir-Nb-X 三元合金的微观结构、相组织和合金的抗蠕变性能的影响。3 种合金均含有 fcc/L1₂ 相结构, 其中 Ir-Nb-Ti 的 fcc 和 L1₂ 相的晶格失配度最小 (0.3%), 它显现出一个均匀的密集排列的立方体状显微组织且组织结构十分稳定。而 Ir-Nb-Hf 和 Ir-Nb-Ta 的晶格失配度较大, 其显微组织区域有些为立方体状, 有些则为杆状, 在高温环境中相对易粗化且 Ir-Nb-Hf 的粗化速率最快。根据 LSW 理论, 沉淀物粗化的主要原因是由于系统降低表面能。随着 fcc 相和 L1₂ 相的晶格失配度的下降, 两相之间的表面能下降, 从而降低沉淀物的粗化倾向。

Conley^[34]认为, 随着晶格失配度下降, 沉淀物粗化速率下降的另外一个可能的原因是共格应变会影响失配粒子的扩散通量, 从而使粒子的扩散速率下降。3种合金的抗蠕变性能均优于 Ir-Nb 二元合金。Ir-Nb 二元合金在 1650 °C/137 MPa 下的蠕变寿命为 10 h^[32], 而 Ir-Nb-Hf 在同样的条件下的蠕变寿命可以达到 300 h。C. Huang 认为, Ir-Nb-X 三元合金的抗蠕变性能得到加强的原因有 2 个: (1) 第 3 种元素完美成为 L₁₂ 相的一部分, 从而增加了 L₁₂ 相的稳定性; (2) Nb 在 Ir 中的扩散速率由于第 3 种元素的加入而降低。

北京航空航天大学的 J. B. Sha^[35]向 Ir-Nb 二元合金中加入 Si 元素研制 Ir-Nb-Si 三元合金, 并研究不同 Nb 含量 Ir-Nb-Si 合金的微观组织和力学性能。合金的微观组织由 fcc、L₁₂ 和 Si 三相组成。Si 可以固溶在合金的 fcc 相中起到强烈的固溶强化效果从而提高 fcc 相的强度并且不会减弱合金的塑形, 这使得合金 fcc 相的强度高于 L₁₂ 相。本次研究的 3 个合金组分 (Ir-10Nb-5Si、Ir-16Nb-5Si、Ir-25Nb-5Si) 分别为亚共晶、共晶和过共晶, 其中 Ir-10Nb-5Si 的变形硬化速率、强度和塑性最高。除了 fcc 和 L₁₂ 相晶界的滑移, 具有密集活动面占主导面的立方相的分裂也是 Ir-10Nb-5Si 具有最好的塑形的原因。

Ir-10Nb-5Si 的断口形貌如图 1 所示。断口表面由明亮的多面体和网状条纹组成, 且在断口表面可以看到晶界剥离的现象。出现晶界剥离现象的主要原因是 fcc 和 Si 相或 L₁₂ 和 Si 相之间的性能和结构巨大差异, 从而导致在高温压缩条件下, F/S 和 L/S 相界面成为裂纹萌生和传播的主要来源。

3.2 Ir-Hf-X (X=Nb, Zr)

Hf、Nb、Zr 3 种元素均能固溶于铱起到固溶强化作用, 并且由于这 3 种元素与铱具有较大的原子尺寸差异, 所以具有一定的固溶度。当其含量超过其在铱中的固溶度时, 可以与铱生成金属间化合物 Ir₃X (X=Hf, Nb, Zr), 与合金中的 fcc 相起到共格强化的作用。北京航空航天大学的 J. B. Sha^[36]研究了 Ir-Hf-Nb 三元合金中 Hf、Nb 2 种元素在铱中的固溶度, 期望通过使这两种元素的含量达到固溶极限来增强铱基合金的高温性能。研究发现, Ir-3Hf-5Nb 的 2 种合金元素含量接近其在 Ir 中的固溶度。Ir-3Hf-5Nb 为饱和的面心立方结构, 其在 1950 °C 的压缩强度和推力/重量比 (推力/重量比是空间飞行器的一项重要参数) 分别为 140 MPa 和 6.45 MPa·m²·kg⁻¹, 是纯铱 (分别为 19.7 MPa 和 0.867 MPa·m²·kg⁻¹) 的 7.1 倍和 7.5 倍。Hf 和 Nb 固溶于 Ir 中, 替代 Ir 原子原有的位置而并不占据铱的四面体和八面体间隙, 且他们会发生强烈的电子交互

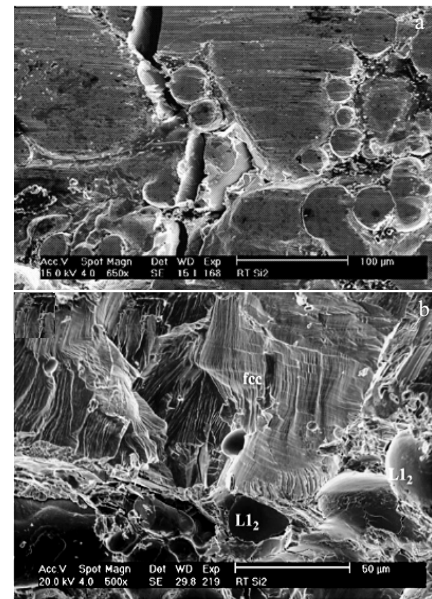


图 1 在室温条件下 Ir-10Nb-5Si 断口裂纹扩展路径和断口 SEM 形貌

Fig.1 SEM images of crack propagating path (a) and fracture surface (b) of Ir-10Nb-5Si alloy at room temperature

作用, 从而增强其在合金中的固溶强化效果。

纯铱在 1950 °C 时的压缩强度为 19.7 MPa, 当加入 3mol% 的 Hf 或 Zr 时, 铱的固溶相的晶格失配度仅增加了 2.4%, 但它在 1950 °C 时的压缩强度可以达到 80 MPa^[3]。J. B. Sha^[37]向 Ir-Hf 合金中加入 Zr 元素制备 Ir-Hf-Zr 三元合金并研究其微观组织。研究发现, 当合金中 Hf 和 Zr 的含量之和小于 4% 时, 合金的相组成为单一 fcc 相; 大于 4% 小于 25% 时, 为 L₁₂ 相与 fcc 共格组织; 大于 25% 时, 为单一 L₁₂ 相。合金中的 L₁₂ 相包括 Ir₃Hf 和 Ir₃Zr, 且它们完全互溶。对样品进行热处理, 当温度由 1800 °C 升至 2000 °C 时, 样品的 L₁₂ 相变小, fcc 相变大, 且倾向于向 Ir-Hf 相延伸, L₁₂ 相的化学组成趋向于 Ir₃Me 型金属间化合物, 这是由于 Hf 和 Zr 在 fcc 相中的固溶度随着温度的升高而变大, 且 Hf 在 Ir 中的固溶度要比 Zr 高。

3.3 Ir-Al-X (X=Ni, Nb, V, Ta, Zr)

Ir-Al 二元合金在高温氧化气氛下, 由于其内部 B₂ 相先于 fcc 相氧化而在其表面覆盖一层 Al₂O₃ 薄膜, 从而减少了基体的质量损失, 具有较好的抗氧化性能。日本国立材料研究所^[38-40]向 Ir-Al 二元合金中加入不同的合金元素研究其平衡相的组成。发现当加入 Ni、Nb、Zr、Ta 时, 在合金的平衡相中会出现 L₁₂ 相, 从而对合金有共格强化的作用。并且有些成分的 Ir-Al-Ni 合金中的 B₂ 相在加热到 1300 °C 后的降温过程中会发

生马氏体转变, 变为 $L1_0$ 相。这种合金可以通过改变合金中 Ir 的含量来改变 B_2 相的马氏体转变温度。当马氏体转变温度上升时, 合金可以应用在超高温记忆合金领域中。当马氏体转变温度下降时, B_2 相可以应用在薄膜材料领域。在 Ir-Al-X ($X=V, Nb, Ta$) 三元合金电弧熔炼过程中会有包晶反应, 所以在这 3 种合金的微观组织中含有包晶相, 其反应方程式分别为:



4 铱基四元合金

4.1 Ir-Nb-Ni-Al

Ir-Nb 二元合金和 Ni-Al 二元合金均具有 fcc/ $L1_2$ 共格结构, 但是两种二元合金具有截然不同的塑性。为了提高 Ir-Nb 二元合金的塑形, 将 Ir-Nb 二元合金粉末与 Ni-Al 二元合金粉末混合并通过电弧熔炼的方法得到 Ir-Nb-Ni-Al 四元合金。通过这种方法得到的 Ir-Nb-Ni-Al 四元合金的塑性相对于铱基二元和三元合金得到了极大的提高。其原因被认为是合金的断裂模式由沿晶断裂变为穿晶断裂。Ir-13.5Nb-8.1Ni-1.9Al 四元合金在室温条件下的 0.2% 流动应力在所研究的一系列成分中最高, 可以达到 1477 MPa, 压缩应变变为 21.2%; 即使在 1200 °C, 其 0.2% 流动应力也达到 1000 MPa。但其抗蠕变性能比 Ir-Nb 二元合金略低。这是由于 fcc 和 $L1_2$ 相的晶格失配度较高而使其在高温条件下易粗化^[41,42]。不同成分的 Ir-Nb-Ni-Al 合金在不同温度下具有不同的相组成, 一般都含有 fcc 相、 Ir_3Nb - $L1_2$ 相和 Ni_3Al - $L1_2$ 相, 有些合金中还会含有 IrAl- B_2 相。合金的相组成中有 2 个 $L1_2$ 相, 虽然他们的结构相似, 但他们的晶格常数差异较大, 从而会造成这 2 个 $L1_2$ 相分离^[43]。

4.2 Ir-Nb-Pt-Al

Ir-Nb-Ni-Al 四元合金相对于其他二元合金具有良好的塑性, 但是其有 2 个主要的缺点: 一是 Ir-Nb-Ni-Al 四元合金相组成较复杂, 一般都由 3~4 个相组成, 增加了合金的设计难度, 且其 fcc 相和 $L1_2$ 相之间的晶格失配度较大, 从而造成其高温易粗化及其抗蠕变性能较差。二是 Ir-Nb-Ni-Al 四元合金中一般含有 2 个 $L1_2$ 相, 且其晶格常数失配度较大而造成两相分离^[43]。

Ir-Nb-Pt-Al 四元合金相只有 fcc 和 $L1_2$ 相, 相结构简单且两相的晶格失配度较小 (0.4%), 因此其除了具有良好的塑性外还具有较高的抗蠕变性能^[43]。2 种合金在相同的铱含量下, Ir-Nb-Pt-Al 四元合金的压缩强度比 Ir-Nb-Ni-Al 高, 原因是: (1) 2 种合金在

相同铱含量下, Ir-Nb-Pt-Al 四元合金中的铱主要表现为面心立方相, 而在 Ir-Nb-Ni-Al 四元合金中铱主要表现为 $L1_2$ 相。在所有的面心立方金属中, 铱具有最高的杨氏模量, 因此 Ir-Nb-Pt-Al 的抗压缩强度较高;

(2) 由于 Ir-Nb-Pt-Al 四元合金中的 fcc 和 $L1_2$ 两相晶格常数失配度较小 (0.4%), 具有较小的界面能, 稳定性高, 从而具有较高的强度^[44]。

5 铱合金化研究展望

随着人类社会的发展, 地球上的资源消耗越来越快。节约资源, 提高能源利用效率成为人类工业未来发展的主要研究课题。提高能源转化温度是提高能源利用效率的一个非常重要的方面, 从而使材料的应用温度越来越高, 所以作为超高温材料的铱合金的发展势在必行。在铱合金化的研究上, 美国和日本处于国际先进行列, 中国相关的研究起步较晚, 主要集中在利用纯铱的高温抗氧化性能上, 如耐火纤维生产中使用的耐高温、耐腐蚀、抗冲刷的铱管材料, 用作火箭推进器中的铱铱双层复合喷管材料等, 而在铱基合金的成分设计及加工上研究较少^[8-12]。改善铱合金的室温脆性, 提高其高温抗蠕变性能, 增强抗氧化能力是铱合金未来发展的主要研究方向, 具体可以通过以下几个方面进行研究:

1) 向铱中加入不同的合金元素, 设计合金成分, 研发多元合金; 研究合金的平衡相, 寻找新的增强相并讨论合金的强化机制;

2) 大力发展新的材料制备方法, 研究不同制备方法的优缺点;

3) 充分应用先进计算机技术, 利用计算材料学的方法进行模拟计算, 从原子层面讨论铱合金的性能和反应机制。

参考文献 References

- [1] Xiang Changshu(向长淑), Ge Yuan(葛渊), Zhang Hanliang(张晗亮) *et al. Materials Review(材料导报)*[J], 2009, 23(7): 7
- [2] Wang Song(王松), Xie Ming(谢明), Zhang Jiming(张吉明) *et al. Precious Metals(贵金属)*[J], 2013, 34(5): 84
- [3] Yamabe-Mitarai Y, Ro Y, Maruko T *et al. Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 1998, 29: 537
- [4] Zhu Lian(朱利安), Yang Shengliang(杨盛良), Bai Shuxin(白书欣) *et al. Precious Metals(贵金属)*[J], 2009, 30(4): 58
- [5] Ohriner E K. *Platinum Metals Rev*[J], 2008, 52(3): 186
- [6] Ning Yuantao(宁远涛). *Precious Metals(贵金属)*[J], 2009, 30(1): 57
- [7] Ning Yuantao(宁远涛). *Precious Metals(贵金属)*[J], 2009,

- 30(2): 51
- [8] Wei Yan(魏燕), Chen Jialin(陈家林), Hu Changyi(胡昌义) *et al. Precious Metals(贵金属)*[J], 2013, 34(S1): 122
- [9] Lv Lianhao(吕连灏), Chen Jingchao(陈敬超), Chen Rong(陈蓉) *et al. Materials Review(材料导报)*[J], 2012, 26(4): 114
- [10] Li Zengfeng(李增峰), Xiang Changshu(向长淑), Zhang Hanchang(张晗亮) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2013, 38(3): 56
- [11] Lv Lianhao(吕连灏). *The First Principles Study on Toughening Mechanisms of Ir-base Supper Alloy(铱基合金增韧机理第一性原理研究)*[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2013
- [12] Hu Changyi(胡昌义), Chen Song(陈松), Yang Jiaming(杨家明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2003, 32(10): 796
- [13] Brookes C A, Greenwood J H, Routbort J L. *Journal of Applied Physics*[J], 2003, 39(5): 2391
- [14] Panfilov P, Yermakov A, Dmitriev V *et al. Platinum Metals Review*[J], 1991, 35(4): 196
- [15] Peter Panfilov. *Journal of Materials Science*[J], 2005, 40: 5983
- [16] Rohr D L, Murr L E, Hecker S S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1979, 10(4): 399
- [17] Peter Panfilov, Alecander Yermakov, Antonova O V *et al. Platinum Metals Rev*[J], 2009, 53(3): 138
- [18] McKamey C G, George E P, Lee E H *et al. Scripta Mater*[J], 2000, 42: 9
- [19] Heatherly L, George E P. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 289
- [20] Hecker S S, Rohr D L, Stein D F. *Metallurgical Transactions A*[J], 1978, 9(4): 481
- [21] Kamran S, Chen K, Chen L. *Physical Review B*[J], 2009, 79(2): 24
- [22] Cawkwell M J, Nguyen-Maah D, Woodward C *et al. Science* [J], 2005, 309(5737): 1059
- [23] Liu C T, Inouye H. *Development and Characterization of an Improved Ir-0.3%W Alloy for Space Radioisotopic Heat Sources, ORNL-5290 TRN: 78-002706*[R]. Tenn: Oak Ridge National Laboratory, 1977
- [24] White C L, Liu C T. *Scripta Metallurgica*[J], 1978, 12: 727
- [25] Liu C T, Inouye H, Schaffhauser A C. *Metallurgical Transactions A*[J], 1981, 12: 993
- [26] Liu Y, Liu T, Heatherly L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 459(1-2): 130
- [27] Yamabe-Mitarai Y, Harada H, Gu Y *et al. Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 2005, 36: 547
- [28] Yamabe-Mitarai Y, Harada H. *Journal of Materials Science* [J], 2003, 38: 3955
- [29] Thompson M E, Su C S, Voorhees P W. *Acta Metall*[J], 1994, 42(6): 21
- [30] Hiroshi Numakura, Tatsuru Watanabe, Uchida M *et al. Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 2006, 27(6): 638
- [31] Bao Z B, Murakami H, Yamabe-Mitarai Y. *Corrosion Science*[J], 2014, 87: 306
- [32] Gu Y F, Yamabe-Mitarai Y, Yokokawa T *et al. Materials Letters*[J], 2003, 57: 1171
- [33] Huang C, Yamabe-Mitarai Y, Nakazawa S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 412(1): 191
- [34] Conley J G, Fine M E, Weertman J R. *Acta Metall*[J], 1989, 37(4): 1251
- [35] Sha J B, Yamabe-Mitarai Y. *Intermetallics*[J], 2007, 3: 1638
- [36] Sha J B, Yamabe-Mitarai Y. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 115
- [37] Sha J B, Yamabe-Mitarai Y. *Intermetallics*[J], 2013, 41: 1
- [38] Yamabe-Mitarai Y, Aoyagi T, Nishida K *et al. Intermetallics* [J], 2007, 15: 479
- [39] Seiji Miura, Kenji Ohkubo, Yoshihiro Terada *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2005, 395: 263
- [40] Huang C, Yamabe-Mitarai Y, Harada H. *Materials Letters*[J], 2008, 62: 1287
- [41] Yu X H, Yamabe-Mitarai Y, Ro Y *et al. Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 2000, 31A: 173
- [42] Yu X H, Yamabe-Mitarai Y, Nakazawa S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329: 481
- [43] Huang C, Yamabe-Mitarai Y, Yu X H *et al. Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 2005, 36: 539
- [44] Huang C, Yamabe-Mitarai Y, Nakazawa S *et al. Materials Letters*[J], 2004, 58: 483

Progress in Research on the Diversification of Iridium and Iridium Based Alloys

Pan Xindong, Wei Yan, Cai Hongzhong, Hu Changyi

(State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals,
Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China)

Abstract: The characteristics of iridium and the possible mechanisms of the brittle fracture of pure iridium at room temperature were discussed and the problems were also described in the application of pure iridium at ultra-high temperature. The research ideas as well as achievements on the diversification of iridium alloys in the world were reviewed. Finally the future development prospects of iridium alloys used at ultra-high temperature were presented and the research directions in the future were also pointed out.

Key words: iridium superalloy; coherent hardening; lattice misfit

Corresponding author: Hu Changyi, Researcher, Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, P. R. China, Tel: 0086-871-68328945, E-mail: hcy@ipm.com.cn