DOI: 10.11883/bzycj-2025-0050

铱合金在高温下的动态拉伸力学性能*

陈军红，张方举，胡文军
（中国工程物理研究院总体工程研究所，四川 绵阳 621999）

摘要： 基于大电流加热方式建立了小尺寸板状试样高温动态拉伸实验技术，解决了片状试样与波导杆之间有效连接、试样高温实现与温度保持、高温试样与波导杆冷接触时间精准控制三项关键技术。为获取铱合金高温动态拉伸力学性能，利用该实验技术对铱合金进行了 10^3 s^{-1} 应变率下室温、600、900 和 1 100 ℃ 下的拉伸实验。结果表明，当温度从室温上升到 900 ℃ 时，铱合金拉伸强度下降了 12%，延性增加了 2 倍，但当温度上升至 1 100 ℃ 时，铱合金拉伸强度下降了 43% 且延性增加了 7.3 倍。基于铱合金试样宏微观断裂形貌表征阐明了其变形机理。随着温度的升高，铱合金由沿晶断裂主控的断裂模式转变为晶粒高温软化断裂主控的断裂模式，晶界失效和晶粒高温软化屈服两者相互竞争，决定了铱合金的高温动态断裂行为。

关键词： 分离式霍普金森拉杆；铱合金；高温；动态拉伸；失效机理
中图分类号： O347.3; TN47　　**国标学科代码：** 13015　　**文献标志码：** A

Dynamic high-temperature tensile characterization of an iridium alloy

CHEN Junhong, ZHANG Fangju, HU Wenjun
（*Institute of System Engineering*, *China Academy of Engineering Physics*, *Mianyang* 621999, *Sichuan*, *China*）

Abstract: Iridium alloys have been extensively utilized as structural materials in specific high-temperature applications, attributed to their superior strength and ductility at elevated temperatures. To enhance the understanding of high-speed impacts at elevated temperatures, it is imperative to characterize the mechanical properties of iridium alloys, including their failure response under high strain rates and elevated temperatures. In this study, the conventional split Hopkinson tension bar technique was modified to evaluate the tensile behavior of an iridium alloy at high strain rates and elevated temperatures. A dynamic high-temperature tensile testing technique for thin and flat specimens was established based on the high current heating method. A fixture with a slot was employed, enabling the specimen shoulder to bear the load and transmit it to the gauge section of the specimen. An integrated high current heater equipped with a self-controlled system was utilized to heat the iridium alloy specimen and maintain the desired high-temperature conditions. To prevent unintended heating of the bars, a pair of hollow water-cooled pillow blocks were installed. Moreover, to mitigate rapid cooling of the specimen, the cold contact time was meticulously controlled to be less than 1 ms. To elucidate the dynamic high-temperature properties of the iridium alloy, tensile tests were conducted using this technique at a strain rate of 10^3 s^{-1} and at temperatures of room temperature, 600, 900, and 1 100 ℃. Experimental results revealed that as the temperature increased from room temperature to 900 ℃, the tensile strength of the iridium alloy decreased by 12%, while its ductility doubled. However, when the temperature was further elevated to 1 100 ℃, the tensile strength decreased by 43%, and the ductility increased by a factor of 7.3. Macroscopic and microscopic analyses of the fracture morphologies were conducted to reveal the deformation mechanisms of the iridium alloy. It was found that with increasing temperature, the failure mode of the iridium alloy transitioned from predominantly

* **收稿日期：** 2025-02-16；**修回日期：** 2025-06-07
基金项目： 国家自然科学基金 (12172344)
第一作者： 陈军红（1987—　），男，博士，副研究员，chenjh@lnm.imech.ac.cn
通信作者： 张方举（1970—　），男，本科，研究员，zhangfj@caep.cn

intergranular fracture to plastic deformation and granular fracture. The dynamic fracture behavior of iridium alloy at high temperatures is governed by the competition between grain-boundary failure and granular softening.

Keywords: split Hopkinson tension bar; iridium alloy; high temperature; dynamic tension; failure mechanism

铱具有化学性能稳定、硬度高、高温性能好、良好的耐腐蚀性和高温抗氧化性等优异性能，被认为是新一代超合金的理想候选材料[1-4]。铱为面心立方结构，但它也是面心立方中的一个特例，表现出室温脆性，这使得铱的工程开发应用受到了极大的限制。合金化是使金属间化合物增韧的一种有效手段。通过合金化，可以改变合金的电子浓度、弹性模量，形成空位，引起晶格畸变，以至改变其位错组态、变形方式和提高韧性[5-7]。研究表明，在合金 Ir-0.3W（质量分数）中添加 Th，一方面可以提高其再结晶温度，增强晶界的结合力，另一方面，Th 元素的加入抑制了高温时晶粒的长大[6-7]。这使得铱合金的延性得到一定程度的提升，并成为航空航天发动机、发电站燃气涡轮、放射性同位素电池和超音速风动喷嘴等高新技术领域中不可替代的材料。

在实际应用中，由铱合金构成的工程结构不可避免地会遭遇高温冲击环境，如异常再入大气层时，空天飞行器结构高温高速撞击地面[8]。研究铱合金在高温动态下的力学性能，需解决如何建立材料高温动态力学性能实验技术和阐明铱合金高温动态变形机理这两个关键问题。在高温动态力学性能实验技术方面，受铱合金高昂的经济成本以及难加工成型的限制，铱合金高温动态拉伸试样为小尺寸薄板状构型，如何选取合适的高温实现方式和试样与波导杆的连接方式来实现高温与应力波协同加载，是铱合金高温动态拉伸实验中需解决的关键技术。文献 [9] 对金属材料高温霍普金森拉杆实验技术进行了总结，针对板状的金属材料试样，张方举等[10] 利用大电流对金属试件进行了快速加热，并使用了结构胶来连接试件和波导杆，但高温下结构胶强度软化限制了该方法在高温（＞1 000 ℃）下的应用。Song 等[11-12] 采用高频电磁感应加热的方法对 DOP-26 铱合金进行了最高温度为 1 030 ℃ 下的动态拉伸实验，试样与波导杆之间通过预紧夹具实现有效连接，但针对小尺寸试样，高频感应加热效率较低，试样高温（＞1 000 ℃）的实现需要极大的加热功率输入。快速自组装方法采用先单独加热试样至指定温度后将波导杆与试件快速装配[13-15]，可实现高的实验温度（＞1 000 ℃），试样与波导杆之间采用特殊的挂钩式连接，在实验中可精确控制试件与波导杆接触的时间。快速自组装高温霍普金森拉杆系统较为复杂，对时间和位置精度控制要求极高，且试样与波导杆间无预紧连接方式可能使应力波弥散效应放大。

在铱合金高温动态变形机理研究方面，学者们发现，铱合金力学性能具有高的应变率和温度敏感性[12-13, 16-18]。McKamey 等[17] 研究了 Ir-0.3W 合金中添加 Al、Cr、Fe、Ni 和 Si 对合金高温动态拉伸延性的影响。Song 等[12] 对 DOP-26 铱合金进行了动态拉伸实验，获得了铱合金在不同温度和应变率下的应力-应变曲线以及压缩流动应力、拉伸强度和延性随温度和应变率的变化规律。李奇颖等[18] 研究了应变率和温度对 Ir-W-Th 合金力学性能的影响，通过开展不同应变率和温度下的拉伸实验，获取了铱合金宏观强度和延性随温度和应变率的变化规律，发现随着温度的升高，铱合金的塑性增强。对于常规金属材料（如钢等），随着温度的升高，材料延性会增强，而随着应变率的增大，材料延性会减弱，这种材料延脆转变的原因是解理断裂的倾向为随着应变率的增大或温度的降低而增大。现有的关于铱合金力学性能的研究主要集中在获取宏观性能随温度和应变率的变化规律。铱合金具有晶粒尺寸大（100 μm）以及晶界强度低的特性，在温度和应变率耦合作用下，其延脆转变微观机理亟需进一步阐明。

本文中基于大电流加热方式建立小尺寸铱合金板状试样高温动态拉伸实验技术，并对铱合金进行室温、600、900 和 1 100 ℃ 下的动态拉伸实验，获得铱合金在不同加载条件下的应力-应变曲线以及动态拉伸强度和延性随温度的变化规律，结合宏微观断面形貌表征，阐明铱合金在高应变率下的延脆转变机理。

1　实　验

1.1　实验材料

实验所用铱合金的化学成分为 Ir-0.3W-0.003Th-0.003Al，该合金为在 Ir-0.3W 合金中添加微量的

Th 和 Al，采用粉末压制、电弧熔炼以及带材轧制的方法获得。Th 和 Al 的添加一方面使得 Th 偏聚于晶界[5]，提高了晶界的结合强度，另一方面使得晶粒细化，提高了铱合金的室温延性。图 1 给出了铱合金的金相组织，从图中可以看出，铱合金的晶粒还未完全长大，晶界呈曲面状，不像完全退火态组织那样晶界平直。定量金相法中，采用线性截距法中的平均截线长度 L 来表征铱合金的平均晶粒大小，L 的测量相对误差可通过下式获得：

$$\varepsilon_r(L) = \frac{0.49}{\sqrt{N}} \tag{1}$$

式中：$\varepsilon_r(L)$ 为晶粒平均截线长度 L 的测量相对误差；N 为需测量的样本数，按 $\varepsilon_r \leqslant 5\%$ 来选择测量的样本数。晶粒平均截线长度 L 与晶粒平均直径 D 的关系为：

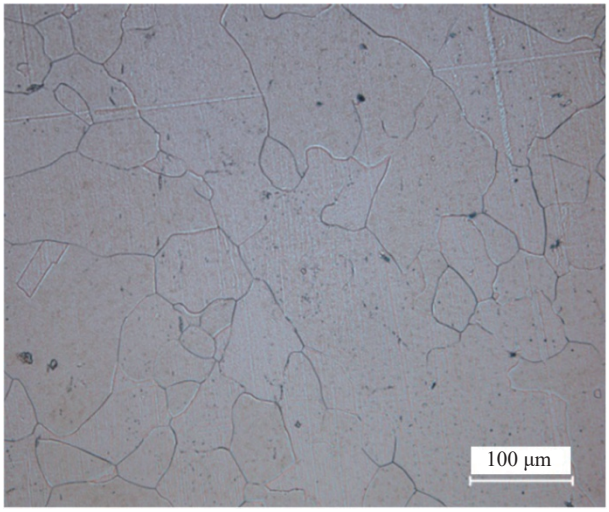

图 1　铱合金的显微组织

Fig. 1　Microstructure of iridium alloy

$$D = \frac{3}{2}L \tag{2}$$

利用式 (1)～(2)，结合图 1，得到 Ir-0.3W-0.003Th-0.003Al 铱合金的平均晶粒大小为 52 μm。

1.2　高温动态拉伸实验技术

经过带材轧制后，制备出的铱合金原材料呈薄板状，厚度为 2 mm。铱合金成本高昂，为控制实验成本，铱合金试样尺寸尽可能小。综合考虑以上因素，将铱合金高温拉伸试样设计成哑铃形片状，其尺寸及实物照片分别如图 2(a)、(b) 所示。铱合金高温动态拉伸实验需解决以下 3 个关键技术：片状试样与波导杆之间的有效连接、试样的高温实现与温度保持、高温试样与波导杆冷接触时间的精准控制。

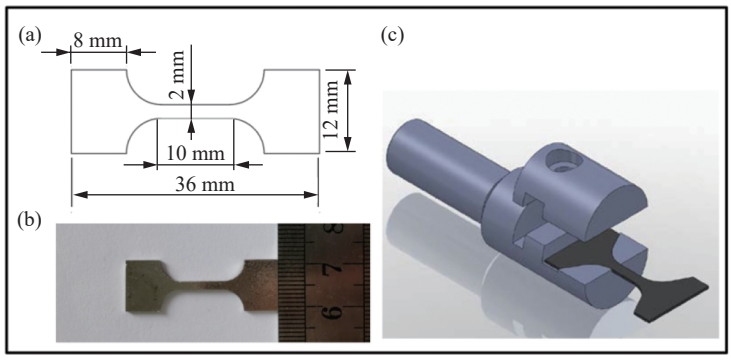

图 2　铱合金试样及夹具

Fig. 2　Specimen of iridium alloy and fixture

为确保应力波在高温试样与波导杆之间的有效传递，需实现试样与波导杆之间的有效连接。在综合考虑了快速自组装实验技术中挂钩式试样连接方式与传统大电流加热实验技术中胶粘式试样连接方式的优缺点后，设计了如图 2(c) 所示的夹具。试样嵌入下夹具卡槽中，上夹具通过螺栓与下夹具连接，通过螺栓预紧来实现试样与夹具间的紧密接触。夹具另一端通过螺纹与波导杆相连。试样通过机械预紧的方式与夹具和波导杆连接，一方面克服了胶粘式连接中高温下胶强度不足的缺点，另一方面弥补了挂钩式连接中无预紧导致应力波弥散效应增强的不足。

目前在动态拉伸实验中，试样高温实现与温度保持主要有 3 种方式：第 1 种方式为同步自组装式或一体式电阻炉加热，该方式中试样保温效果较好，但同步自组装装置较为复杂，且较难实现应力波在夹具和试样中的有效传递，而一体式同时对夹具和波导杆进行加热，一方面会导致夹具和波导杆因温度过高而无法承受载荷，另一方面，波导杆的力学性能会随温度的升高而发生变化，导致测试结果出现较大偏差；第 2 种方式为高频感应加热，该种方式能实现试样快速升温，且不会对夹具和波导杆进行加热，但对于小尺寸试样，高频感应加热有效加热功率过低，使得试样无法达到较高温度，且难以实现高温保持；第 3 种方式为大电流加热，对试样通以低压大电流，利用金属材料具有一定电阻的特性使其产生热量，因试样电阻值与夹具和波导杆相差较大，用该种方式能实现在对试样进行高温加热的同时保证夹具和波导杆不会产生较高的温升，且通过温度反馈可自动调节电流大小，以实现试样高温保持。综合以上考虑，在进行铱合金高温动态拉伸实验时选用大电流加热方式。

为确保试样夹具和波导杆不会产生较高温升，在夹具两端设置循环水冷装置。若拉伸应力波到达试样时试样仍通以大电流，试样拉断时的电流瞬间通断会对波导杆上的应变信号测试造成极大的干扰，因此需在应力波到达试样前断开大电流。铱合金试样尺寸小、热容量小，大电流的断开会造成试样温度瞬间下降，因此，高温试样与波导杆冷接触时间的精准控制对于铱合金高温拉伸实验的实施至关重要。图 3 所示为铱合金试样加热到 1 133 ℃ 时断开电流后不同时刻的试样温度，在 50 ms 时，铱合金试样温度已从 1 133 ℃ 下降到 1 075 ℃，温度下降了 5.1%，因此需将冷接触时间控制在 50 ms 内。将大电流通电导线延伸至霍普金森拉杆中，金属连接短杆附近，在发射子弹撞击金属连接短杆产生拉伸应力波的同时切断通电导线，拉伸应力波在入射杆中传播时间即为冷接触时间。实验时，入射杆长 2 m，冷接触时间可控制在 1 ms 内。

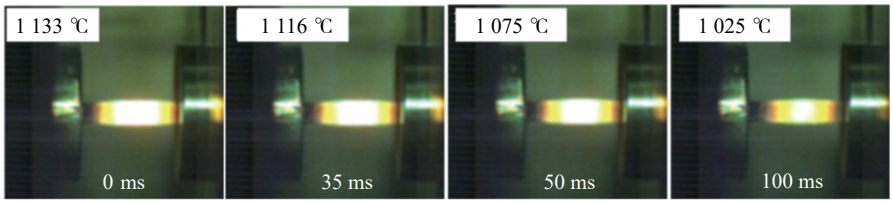

图 3　铱合金试样断电后温度随时间的变化

Fig. 3　Temperature variation of iridium alloy after power off

综合以上 3 个关键技术，最终形成了铱合金小尺寸试样动态拉伸实验技术，实验装置示意图如图 4 所示，试样温度通过红外非接触式测温获取，达到指定温度后，通过红外测温的结果反馈调节加热电流，温度控制精度为±10 ℃。组装后的试样、水冷装置以及电极的实物照片如图 5 所示。图 3 中零时刻为加热到 1 133 ℃ 时试样中的温度分布图，均温区宽度占试样标准段长度的 72%，表明铱合金试样高温的实现与控制是有效的。

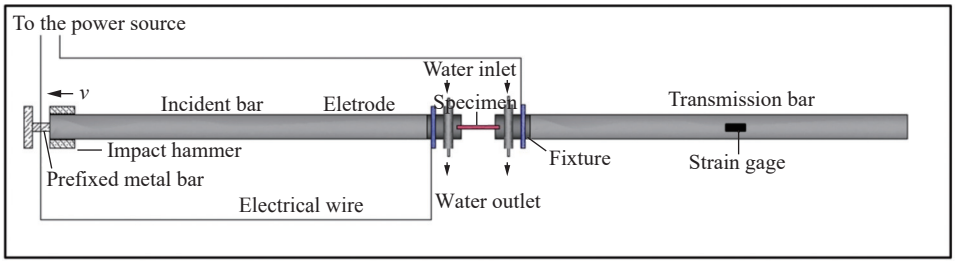

图 4　高温动态拉伸实验装置示意图

Fig. 4　Schematic diagram of high temperature dynamic tension experimental device

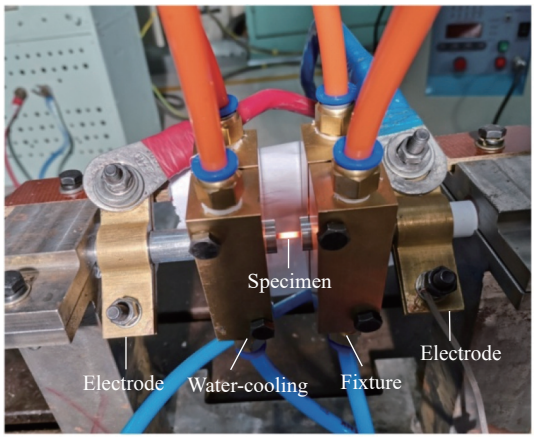

图 5　组装后的试样、水冷装置和电极

Fig. 5　Assemblage of the specimen, water-cooling fixture and eletrode

1.3　高温动态拉伸实验

铱合金动态拉伸实验中，环境温度分别预设为室温、600、900 和 1 100 ℃，为保证实验结果的可靠性，在每种加载条件下，至少测试 4 个试样。实验后，利用入射杆和透射杆上记录的应变信号来获取试样的应力、应变率和应变，如下式所示：

$$\sigma = \frac{A_0}{A_s} E \varepsilon_T(t) \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{2c_0}{L_s}[\varepsilon_I(t) - \varepsilon_T(t)] \tag{4}$$

$$\varepsilon(t) = \frac{2c_0}{L_s}\int_0^t [\varepsilon_I(t) - \varepsilon_T(t)]\mathrm{d}t \tag{5}$$

式中：A_0、E、c_0 分别为波导杆的横截面面积、弹性模量和弹性波波速，A_s、L_s 分别为试样标距段横截面面积和长度。利用扫描电镜对断裂后试样的宏微观断面形貌进行观察和表征。

2　实验结果及分析

2.1　应力-应变曲线

当选用直径 8 mm 的金属短杆时，试样的平均加载应变率为 $1.18\times10^3\ \mathrm{s}^{-1}$。铱合金在室温、600、900 和 1 100 ℃ 下的典型应力-应变曲线如图 6 所示，从图中可以看出，在室温、600 和 900 ℃ 下，铱合金表现出了类似的应力应变行为，即屈服后材料表现出明显的应变硬化行为，材料断裂应变均较小，不超过 6%。在 1 100 ℃ 下，屈服后材料的应变硬化行为变弱，但断裂应变增大。拉伸强度 σ_f 随温度的变化如图 7 所示，从图中看出，铱合金强度随温度的变化可以分为 3 个阶段：第 1 阶段，随着温度从室温上升到 600 ℃，平均拉断强度从 354 MPa 下降到 310 MPa；第 2 阶段，当温度在 600～900 ℃ 范围，铱合金的平均拉断强度基本保持不变；第 3 阶段，当温度进一步上升到 1 100 ℃ 时，平均拉断强度快速下降到 202 MPa。平均断

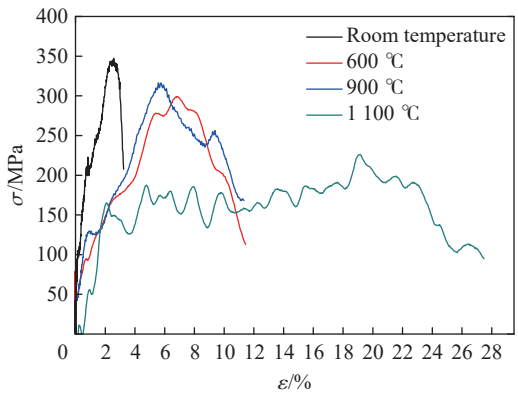

图 6　铱合金在不同温度下的典型应力-应变曲线

Fig. 6　Typical stress-strain curves of iridium alloy at different temperatures

裂应变 ε_f 随温度的变化如图 8 所示，与拉伸强度类似，同样分为 3 个阶段：第 1 阶段，随着温度从室温上升到 600 ℃，平均断裂应变从 2.7% 上升到 8.0%；第 2 阶段，温度在 600～900 ℃ 范围，平均断裂应变基本维持在 8.0% 不变；第 3 阶段，当温度上升到 1 100 ℃ 时，铱合金平均断裂应变快速上升至 22.5%。

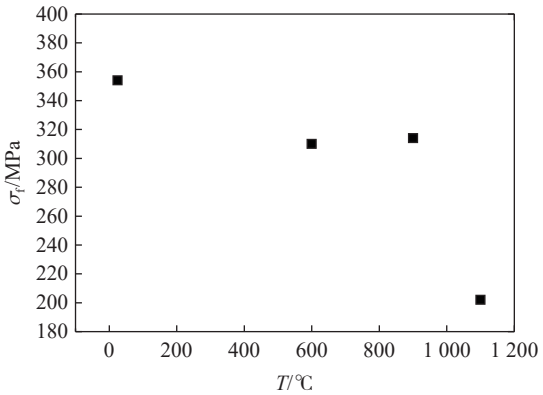

图 7　铱合金平均拉断强度随温度的变化

Fig. 7　The variation of average failure strength with temperature

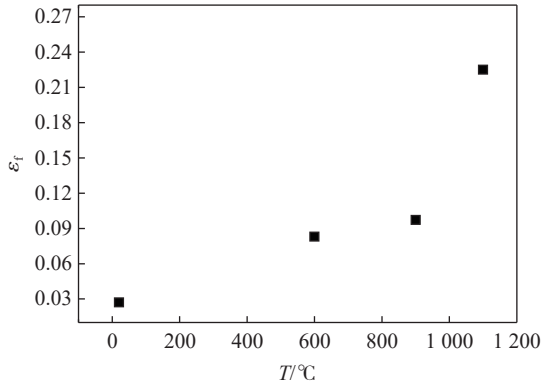

图 8　铱合金平均断裂应变随温度的变化

Fig. 8　The variation of average failure strain with temperature

2.2　宏观断裂形貌

铱合金的宏观断裂形貌如图 9 所示。在室温、600 和 900 ℃ 下，试样断口平整，几乎观察不到任何的颈缩现象。在 1 100 ℃ 下，断口附近的试样表面凹凸不平，且颈缩现象较为明显，表明试样局部发生了大的塑性变形。

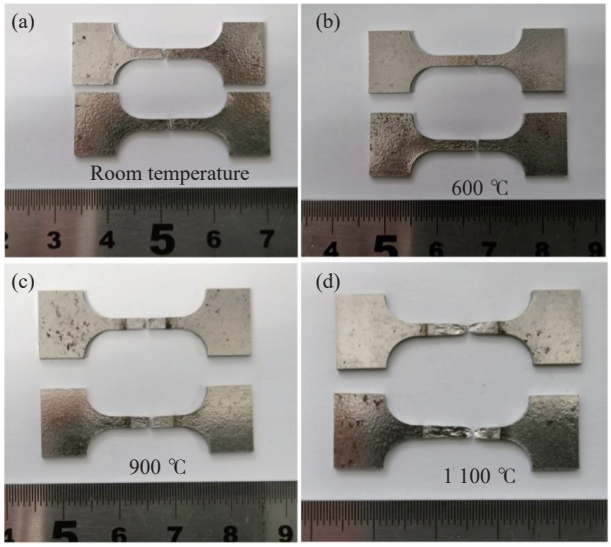

图 9　铱合金在室温、600、900 和 1 100 ℃ 下的宏观断裂形貌

Fig. 9　The macroscopic fracture morphologies of iridium alloy under room temperature, 600, 900 and 1 100 ℃

2.3　变形机理分析

从实验结果可以看出，在 10^3 s^{-1} 应变率下，铱合金温度相关的应力应变行为表现出如下特性：(1)当温度从室温上升到 900 ℃ 时，铱合金拉伸强度下降了 12%，延性增加了 2 倍，但当温度上升至 1 100 ℃ 时，铱合金拉伸强度下降了 43% 且延性增加了 7.3 倍。(2)断裂特性方面，1 100 ℃ 时铱合金表现出明显的延性断裂特性，而在室温、600 和 900 ℃ 下铱合金表现出脆性断裂特性，即随着温度从室温上升到 1 100 ℃，铱合金表现出脆延转变特性。

图 10 为室温下铱合金的微观断裂形貌，试样断口面积基本没有发生收缩(图 10(a))。图 10(b)显示晶粒之间沿着晶界发生了开裂，图 10(c)～(d)显示晶粒发生了断裂。从图 10 可以看出，室温下铱合金主要发生了沿晶断裂，伴随着少量的穿晶解理断裂。铱合金晶粒尺寸较大，晶界结合强度较弱，使得合金更容易发生沿晶断裂，从而使得室温下发生脆性断裂。

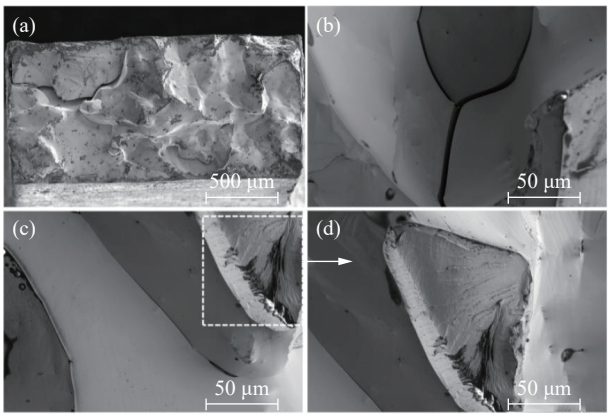

图 10　铱合金在室温下的微观断裂形貌

Fig. 10　The microscopic fracture morphologies of iridium alloy at room temperature

600 ℃ 下铱合金断面微观形貌如图 11 所示，与室温条件下类似，断口面积也没有发生收缩，试样主要发生沿晶断裂，晶界处开裂并伴随有穿晶解理断裂，如图 11(c)～(d) 所示。在断裂晶粒表面能观察到 100 nm 间隔条纹，意味着晶粒发生了快速断裂。图 12 为 900 ℃ 下的铱合金断面微观形貌，与 600 ℃ 时类似，试样主要发生沿晶断裂，伴随有穿晶断裂，晶界处能观察到明显的开裂，且晶粒快速断裂后留下了 100 nm 间隔的条纹，如图 12(c)～(d) 所示。

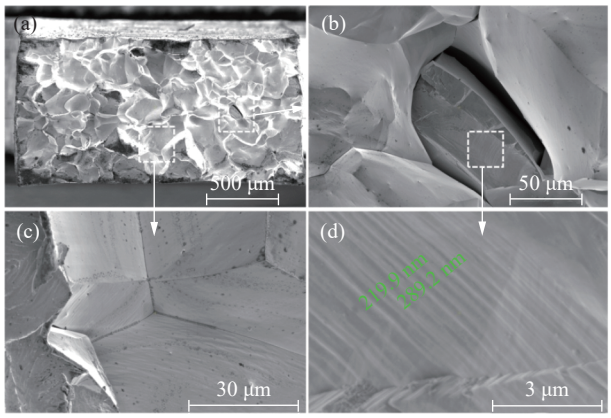

图 11　铱合金在 600 ℃ 下的微观断裂形貌

Fig. 11　The microscopic fracture morphologies of iridium alloy at 600 ℃

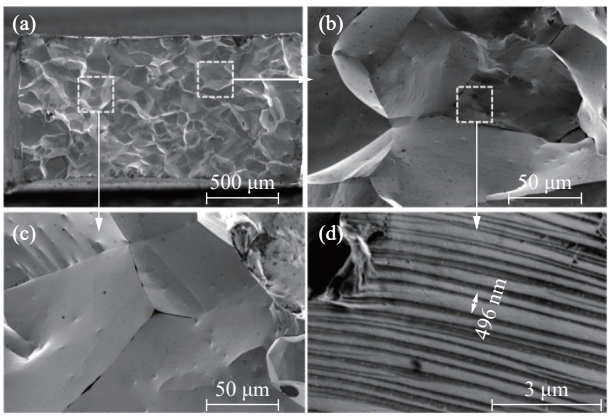

图 12　铱合金在 900 ℃ 下的微观断裂形貌

Fig. 12　The microscopic fracture morphologies of iridium alloy at 900 ℃

图 13 所示为铱合金在 1 100 ℃ 下的微观断裂形貌，相比于室温、600、900 ℃ 时，在该温度下，铱合金微观断裂特性显示出了很大的不同。首先，断口面积大幅减小，如图 13(a) 所示，意味着断口附近局部区域发生了较大的塑性变形。其次，在断口上能观察到明显的熔化物，如图 13(c) 所示，表明材料发生了软化。在断口上还能观察到韧窝和扭曲的晶界，如图 13(b)～(d) 所示，而扭曲的晶界意味着晶粒因软化而发生了较大的塑性变形。从微观断裂特性可以得出，在 1 100 ℃ 下，铱合金晶粒发生了较大的软化，塑性变形能力得到了较大的提升，铱合金变形机理以晶粒塑性变形与断裂为主。

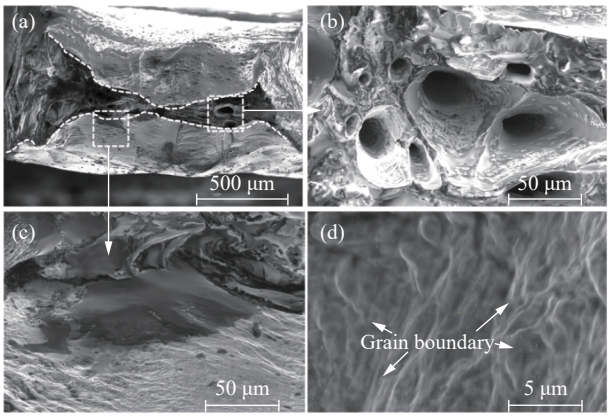

图 13　铱合金在 1 100 ℃ 下的微观断裂形貌

Fig. 13　The microscopic fracture morphologies of iridium alloy at 1 100 ℃

从铱合金宏微观断裂特性可以看出，随着温度的升高，铱合金由沿晶断裂主控的断裂模式转变为晶粒高温软化断裂主控的断裂模式，即晶界失效和晶粒高温软化屈服两者相互竞争决定了铱合金高温动态断裂行为。依据 Hall-Petch 关系，屈服应力可表示为：

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \tag{6}$$

式中：k 为材料常数，d 为晶粒尺寸，σ_0 可表示为长程非热应力 σ_G 与热激活应力 σ^* 之和，即

$$\sigma_0 = \sigma_G + \sigma^* \tag{7}$$

长程非热应力 σ_G 可认为为材料常数，与应变率和温度无关。热激活应力 σ^* 可表示为应变率和温度的函数，针对面心立方金属，其函数关系为：

$$\sigma^* = C_1\varepsilon^{1/2}\exp(-C_2T + C_3T\ln\dot{\varepsilon}) \tag{8}$$

式中：C_1、C_2 和 C_3 为材料常数。材料中晶界强度受晶界结构和成分影响，而晶界结构主要是指晶界的取向差[19]，晶界成分主要指杂质的偏聚浓度。对于特定成分和工艺的金属材料，晶界强度可认为是常数。令晶界强度 σ_{GB} 等于屈服应力 σ，联合式 (6)～(8)，可以获取延脆转变温度 T_c：

$$T_c = \frac{1}{C_3\ln\dot{\varepsilon} - C_3}\left[\ln(\sigma_{GB} - \sigma_G - kd^{-1/2}) - \ln\left(C_2\varepsilon^{1/2}\right)\right] \tag{9}$$

式 (9) 为应变率相关的铱合金延脆转变温度表达式，当温度大于延脆转变温度时，铱合金发生延性断裂，但温度低于延脆转变温度时，铱合金发生脆性断裂。此外，从式 (9) 可以看出，晶粒尺寸越小，延脆转变温度越低，即减小铱合金晶粒尺寸有助于提高其室温延性。文献 [5] 中报道，在 Ir-0.3W 合金中添加微量 Th 和 Al 可减小晶粒尺寸，从而提高铱合金的室温延性，这与式 (9) 是一致的。

3　结　论

基于大电流加热方式建立了小尺寸铱合金板状试样高温动态拉伸实验技术，并对铱合金进行了室温、600、900 和 1 100 ℃ 下的动态拉伸实验，获得了铱合金在不同温度下的强度等力学特性，结合宏微观断面形貌表征对铱合金在高应变率下温度相关的变形机理进行了阐明，得到了如下结论。

(1) 解决了片状试样与波导杆之间有效连接、试样高温实现与温度保持、高温试样与波导杆冷接触时间精准控制这 3 个关键技术，建立了小尺寸板状试样高温动态拉伸实验技术。其中机械预紧的连接方式能确保应力波在片状试样与波导杆间的有效传递，大电流加热方式能实现铱合金试样高温与温度保持，在入射杆中产生拉伸应力波的同时断开大电流加热能控制试样冷接触时间在 1 ms 内。

(2) 10^3 s^{-1} 应变率下，当温度从室温上升到 900 ℃ 时，铱合金拉伸强度下降了 12%，延性增加了 2 倍，但当温度上升至 1 100 ℃ 时，铱合金拉伸强度下降了 43% 且延性增加了 7.3 倍。随着温度从室温上升到 1 100℃，铱合金表现出脆延转变特性。

(3) 随着温度的升高，铱合金由沿晶断裂主控的断裂模式转变为晶粒高温软化断裂主控的断裂模式，晶界失效和晶粒高温软化屈服两者相互竞争决定了铱合金高温动态断裂行为。基于理论分析，建立了铱合金应变率相关的延脆转变温度数学表达式，并指出减小晶粒尺寸可以提高铱合金的动态室温延性。

参考文献：

[1]　艾园林, 白书欣, 朱利安, 等. 铱的合金化改性研究现状 [J]. 材料导报, 2018, 32(S1): 405–409.
AI Y L, BAI S X, ZHU L A, et al. Research status of alloying modification of iridium [J]. Materials Review, 2018, 32(S1): 405–409.

[2]　李增峰, 张晗亮, 汤慧萍, 等. 铱合金的高温氧化行为 [J]. 金属热处理, 2012, 37(10): 12–16. DOI: 10.13251/j.issn.0254-

6051.2012.10.021.

LI Z F, ZHANG H L, TANG H P, et al. Oxidating behavior of iridium alloys at high temperature [J]. Heat Treatment of Metals, 2012, 37(10): 12–16. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2012.10.021.

[3] 方镇, 王鑫, 张毅勇, 等. 铱及铱合金涂层的研究现状与展望 [J]. 稀有金属, 2024, 48(4): 575–594. DOI: 10.13373/j.cnki.cjrm.XY22120004.

FANG Z, WANG X, ZHANG Y Y, et al. Research status and prospects of Ir and Ir-alloy coatings [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2024, 48(4): 575–594. DOI: 10.13373/j.cnki.cjrm.XY22120004.

[4] 潘新东, 魏燕, 蔡宏中, 等. 铱及铱基合金多元化研究进展 [J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(2): 711–716.

PAN X D, WEI Y, CAI H Z, et al. Progress in research on the diversification of iridium and iridium based alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(2): 711–716.

[5] 向长淑, 葛渊, 张晗亮, 等. 耐超高温铱合金强韧化技术研究进展 [J]. 材料导报, 2009, 23(7): 7–10.

XIANG C S, GE Y, ZHANG H L, et al. Research progress in strengthening and toughening technology of iridium alloys for ultra-high temperature application [J]. Materials Review, 2009, 23(7): 7–10.

[6] 庄严, 陈敬超, 吕连灏. 第一性原理研究铱基高温合金增韧机理 [J]. 材料导报, 2014, 28(11): 138–143. DOI: 10.11896/J.issn.1005-023X.2014.22.032.

ZHUANG Y, CHEN J C, LÜ L H. First-principles study on toughening mechanisms of iridium-base super alloy [J]. Materials Review, 2014, 28(11): 138–143. DOI: 10.11896/J.issn.1005-023X.2014.22.032.

[7] 李增峰, 葛渊, 李爱君, 等. Ir-W-Th 铱合金的压力加工硬化 [J]. 金属热处理, 2016, 41(3): 151–154. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2016.03.033.

LI Z F, GE Y, LI A J, et al. Work hardening of Ir-W-Th iridium alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(3): 151–154. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2016.03.033.

[8] 吴胜娜, 罗洪义, 武伟名, 等. 再入过程中的同位素热源可靠性评估 [J]. 原子能科学技术, 2020, 54(2): 215–221. DOI: 10.7538/yzk.2020.54.02.0215.

WU S N, LUO H Y, WU W M, et al. Reliability evaluation of radioisotope heat unit in reentry process [J]. Atomic Energy Science and Technology, 2020, 54(2): 215–221. DOI: 10.7538/yzk.2020.54.02.0215.

[9] 李尚昆, 胡文军, 徐伟芳, 等. 高温霍普金森拉杆实验技术研究进展 [J]. 中国测试, 2018, 44(10): 35–42. DOI: 10.11857/j.issn.1674-5124.2018.10.006.

LI S K, HU W J, XU W F, et al. Research progress on SHTB experiment technique at elevated temperature [J]. China Measurement & Test, 2018, 44(10): 35–42. DOI: 10.11857/j.issn.1674-5124.2018.10.006.

[10] 张方举, 谢若泽, 胡文军, 等. 一种改进的金属材料的高温动态拉伸实验技术 [J]. 实验力学, 2011, 26(6): 750–754.

ZHANG F J, XIE R Z, HU W J, et al. An improved high temperature dynamical tensile experimental technique for metal materials [J]. Journal of Experimental Mechanics, 2011, 26(6): 750–754.

[11] SONG B, NELSON K, LIPINSKI R, et al. Dynamic high-temperature testing of an iridium alloy in compression at high-strain rates [J]. Strain, 2014, 50(6): 539–546. DOI: 10.1111/str.12100.

[12] SONG B, NELSON K, LIPINSKI R, et al. Dynamic high-temperature tensile characterization of an iridium alloy with Kolsky tension bar techniques [J]. Journal of Dynamic Behavior of Materials, 2015, 1(3): 290–298. DOI: 10.1007/s40870-015-0022-6.

[13] 李玉龙, 索涛, 郭伟国, 等. 确定材料在高温高应变率下动态性能的 Hopkinson 杆系统 [J]. 爆炸与冲击, 2005, 25(6): 487–492. DOI: 10.11883/1001-1455(2005)06-0487-06.

LI Y L, SUO T, GUO W G, et al. Determination of dynamic behavior of materials at elevated temperatures and high strain rates using Hopkinson bar [J]. Explosion and Shock Waves, 2005, 25(6): 487–492. DOI: 10.11883/1001-1455(2005)06-0487-06.

[14] ZHANG C, GUAN T H, REN T F, et al. Influences of SiC infiltration and coating on compressive mechanical behaviours of 2DC/SiC composites up to 1 600 ℃ at wide-ranging strain rates [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(9): 3787–3801. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2022.02.042.

[15] WANG J J, GUO W G, LI P H, et al. Dynamic tensileproperties of a single crystal nickel-base superalloy at hightemperatures measured with an improved SHTB technique [J]. Materials Science andEngineering: A, 2016, 670: 1–8. DOI: 10.1016/j.msea.

2016.06.002.

[16] HEATHERLY L, GEORGE E P. Grain-boundary segregation of impurities in iridium and effects on mechanical properties [J]. Acta Materialia, 2001, 49(2): 289–298. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00313-X.

[17] MCKAMEY C G, GEORGE E P, LEE E H, et al. Impurity effects on high-temperature tensile ductility of iridium alloys at high strain rate [J]. Scripta Materialia, 1999, 42(1): 9–15. DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00339-5.

[18] 李奇颖, 张健康, 付全, 等. 应变速率和温度对 Ir-W-Th 合金力学性能的影响 [J]. 贵金属, 2024, 45(4): 22–27, 36. DOI: 10.3969/j.issn.1004-0676.2024.04.004.

LI Q Y, ZHANG J K, FU Q, et al. Effects of strain rate and temperature on the mechanical properties of Ir-W-Th alloy [J]. Precious Metals, 2024, 45(4): 22–27, 36. DOI: 10.3969/j.issn.1004-0676.2024.04.004.

[19] 郑磊. 奥氏体不锈钢 A304 晶界特征与晶界强度的关系 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2009.

ZHENG L. Relationship between grain boundary characters and grain boundary strength of austenitic stainless steel A304 [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009.

(责任编辑　曾月蓉)