Hf 对 TiAl 合金凝固组织和力学性能的影响

张新房[1, 2]，仵艺文[1]，陈占兴[1, 2]，邢秋玮[1, 2]，赵　新[1]，方虹泽[3]，陈瑞润[3]

（1. 郑州航空工业管理学院材料科学与工程学院，河南郑州 450046；
2. 航空高性能材料制备及检测河南省协同创新中心，河南郑州 450046；
3. 哈尔滨工业大学郑州研究院，先进材料智能热加工技术研究所，河南郑州 450000）

摘要：利用真空电弧熔炼制备出不同Hf含量的Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4，at%）合金，通过光学显微镜和扫描电镜观察了不同Hf添加量下TiAl合金的组织，并分析了其室温及高温压缩性能的变化规律。结果表明：随着Hf元素含量的增加，合金片层组织细化，Hf元素富集在合金晶界处，阻止了晶粒的生长，从而使晶粒细化。未添加Hf元素的合金硬度为HV307，添加Hf元素后合金硬度均有所提升，当Hf添加量为4at%时合金硬度最大，达到HV399。随着Hf含量的增加，析出物逐渐增多，产生沉淀强化进而提高了合金的硬度。室温条件下，随着Hf添加量的增加合金压缩应变降低、抗压强度增加，4at% Hf合金的抗压强度最高，为1 773 MPa。高温条件下，2at% Hf合金的抗压强度最高，为850 MPa，而Hf含量为0、4at%、1at%合金的抗压强度依次降低。

关键词：TiAl合金；Hf合金化；微观组织；力学性能

作者简介：
张新房（1978–），男，副教授，博士，研究方向为Ti及TiAl合金凝固。E-mail：teaoren@163.com
通信作者：
陈占兴，男，副教授，博士。E-mail：zxchen_hit@zua.edu.com

中图分类号：TG113；TG146.2
文献标识码：A
文章编号：1001-4977（2025）11-1441-08

基金项目：
河南省重点研发专项（No.251111231400）；河南省自然科学基金（No.252300420066）；郑州航院青年科研专项（No.25ZHQN01023）；河南省国际科技合作项目 Henan Province International Science and Technology Cooperation Project（No.252102520046）。
收稿日期：
2025–09–09 收到初稿，
2025–10–09 收到修订稿。

TiAl合金作为新一代轻质高温结构材料，因其低密度、高比强度及优异的高温抗氧化性能，在航空发动机涡轮叶片和航天器热端部件中展现出重要应用潜力[1-4]。然而，传统TiAl合金（如Ti-48Al-2Cr-2Nb）的室温延展性（<1.5%）与高温抗蠕变性能（650 ℃/200 MPa下稳态蠕变速率>10^{-8} s^{-1}）难以满足极端工况需求，这与其粗大层片组织和γ/α_2相界面脆性直接相关[5]。

近年来，通过合金化改性优化凝固路径与相组成调控，已成为提升TiAl合金综合性能的关键研究方向[6]。其中，Hf元素因熔点高、原子尺寸大等特性而受到广泛关注，在合金中添加Hf元素可形成固溶强化并显著提高其高温强度、热稳定性和抗氧化性[7-9]。研究显示，添加少量的Hf（0.5at%~2at%）可将TiAl合金层片尺寸细化，并诱导β/B2相析出，从而提升高温强度[10-12]。尽管目前研究人员对TiAl合金与高熔点过渡金属的合金化进行了广泛的研究，但描述Hf对合金微观结构和力学性能影响的工作数量有限，关于Hf对TiAl合金凝固过程相选择行为（L→β或L→α）的调控机制、微观组织演变规律及其与力学性能的相关性仍缺乏系统性研究。

本试验通过真空电弧熔炼制备Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4，at%）合金，观察不同Hf含量下合金组织演变规律，阐明添加Hf元素提升材料力学性能的微观机制，为开发高性能TiAl合金提供理论依据与工艺优化策略。

1　试验材料及方法

在Ti-48Al-2Cr-2Nb合金中添加Hf元素，试验原材料为海绵Ti、Al颗粒、Cr颗粒、Nb颗粒和Hf屑，材料成分如表1所示。合金设计成分为原子百分比，Hf 添加量分别为0、1at%、2at%、4at%，据此计算出所需材料的质量。

利用高精度电子天平配料称量并混料，随后进行真空电弧熔炼，最终得到Ti-

表1 试验合金的原材料成分
Tab.1 Raw materials compositions of experimental alloy
w_B/%

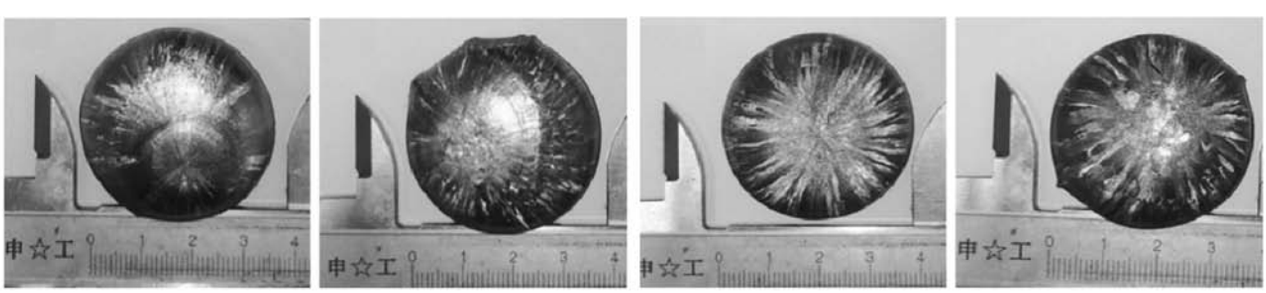
合金元素	试验材料	材料纯度
Ti	海绵Ti	99.8
Al	Al颗粒	99.99
Cr	Cr颗粒	99.98
Nb	Nb颗粒	99.98
Hf	Hf屑	99.9

48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4）合金纽扣锭。从纽扣锭上切取尺寸为15 mm × 15 mm × 3 mm的试样，对试样进行研磨和机械抛光后，在Keller溶液（2.5vol% HNO_3+1vol% HF+1.5vol% HCl+95vol% H_2O）中腐蚀10 s，采用光学显微镜（OM）观察其金相组织，并利用扫描电镜（SEM）进一步观察合金的微观组织演变。使用能谱仪（EDS）进行合金微区成分分析。通过X射线衍射仪（XRD）分析合金的物相组成情况。采用HV-100型维氏硬度计对试样进行硬度测试，选取不同区域进行多次测量并取平均值。在每组成分合金上截取尺寸为Φ3 mm × 4.5 mm的圆柱试样，测试其室温和高温压缩性能，各测试3个平行试样，结果取平均值。室温压缩测试在MTS液压万能试验机上进行，将上下底面打磨平整后的圆柱试样置于MTS液压万能试验机的工作台上，压缩速率设定为10^{-3} s^{-1}。高温压缩试验在岛津AG-I250 KN精密万能材料试验机上进行，压缩前需要升温至800 ℃并保温10 min，压缩速率设定为10^{-3} s^{-1}。

2 试验结果与讨论

2.1 Ti−48Al−2Cr−2Nb−xHf 合金宏观组织

图1为Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf 合金纽扣锭的宏观组织，所有纽扣锭均呈现典型的柱状晶形貌，这主要是由纽扣炉水冷铜盘散热方式所决定的，熔炼加热和凝固过程中的温度梯度造成该现象。



（a）不含Hf （b）1at% Hf （c）2at% Hf （d）4at% Hf

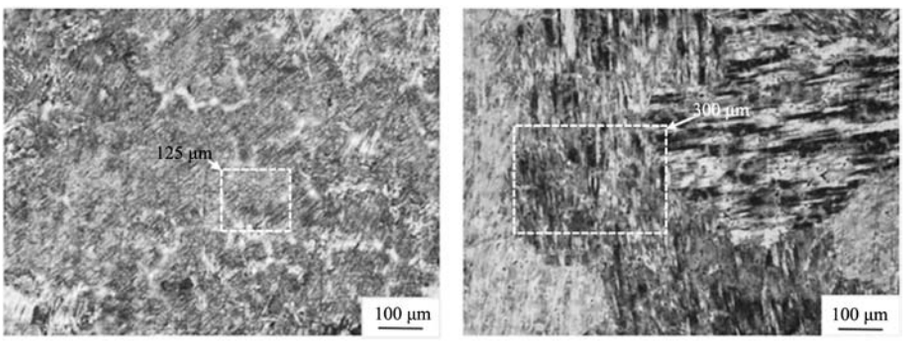
图1 Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf纽扣锭宏观组织
Fig. 1 Macrostructures of Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf button ingots

由图1（a）可以看出，未添加Hf元素时，Ti-48Al-2Cr-2Nb合金纽扣锭表面呈现粗大的柱状晶形貌；添加Hf元素后，合金中均出现白色条纹状析出物，见图1（b）-（d）。添加1at% Hf的合金锭中心附近出现明显的白色析出相，并且柱状晶得到细化；添加2at% Hf的合金锭表面可观察到少量白色析出相和大量条状花纹，柱状晶相较于图1（b）有所粗化但更加整齐和均匀；添加4at% Hf的合金锭表面出现大量白色析出相，表面柱状晶减少并细化。可以看出，随着TiAl合金中的Hf元素含量增加，合金中白色析出相增多[13]。铸锭表面白色析出相的形成是由于合金在凝固过程中出现了成分偏析，Hf元素熔化温度高，先从液相中析出，而合金锭表面冷却速度快、内部冷却速度慢造成了成分不均匀，因此在合金锭表面形成析出相[14-15]。由于凝固过程中Hf先析出，且发生成分偏析（下文EDS面扫显示Hf在晶界富集），过饱和固溶体发生脱溶，形成Ti_2Hf相。

2.2 Ti−48Al−2Cr−2Nb−xHf 合金的微观组织

图2为Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf合金纽扣锭的金相组织。由图2（a）可以看出，Ti-48Al-2Cr-2Nb的基体组织为典型的全片层组织，由于成分偏析，片层分布分散，片层团生长方向杂乱，同时组织中存在着明显的缩松和孔洞等缺陷[16-18]。添加Hf元素后合金缩孔等缺陷减少或消除，片层生长均匀、细小且整齐，同时柱状晶得到细化，但枝晶形态未发生变化，见图2（b）-（d）。这说明Hf元素的加入只是使晶粒细化并不能改变Ti-48Al-2Cr-2Nb合金的初生相[19]，添加Hf不会明显影响合金的凝固过程。柱状晶细化的原理为Hf元素沉淀堆积在晶界上阻止了晶界的生长，有利于晶粒的细化[20]。

在TiAl合金中添加Hf后，其凝固组织与力学性能的改善源于铸造缺陷减少和晶粒细化的协同作用：Hf通过降低熔体表面张力、拓宽固液两相区，改善合金流动性，促进凝固补缩，同时抑制热裂纹形成并优化



（a）不含Hf （b）1at% Hf

（c）2at% Hf （d）4at% Hf

图2 Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf合金的金相组织

Fig. 2 OM images of Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf alloy

枝晶结构，进而显著减少缩孔、疏松等铸造缺陷[21]。并且添加了Hf的合金如图2（b）-（d）中可以观察到白色析出相，其为Hf在凝固过程中形成的高熔点Ti_2Hf等金属间化合物，这些析出相作为异质形核核心增加了形核率，并通过晶界钉扎效应阻碍晶粒长大，使平均晶粒尺寸显著减小，同时细化了枝晶臂间距[22-23]。晶粒细化通过霍尔-佩奇强化机制提升强度，减少晶界应力，集中改善塑性，并抑制高温下的晶界滑移与氧化，从而实现合金室温强韧性与高温抗蠕变和抗氧化性能的协同提升[24]。

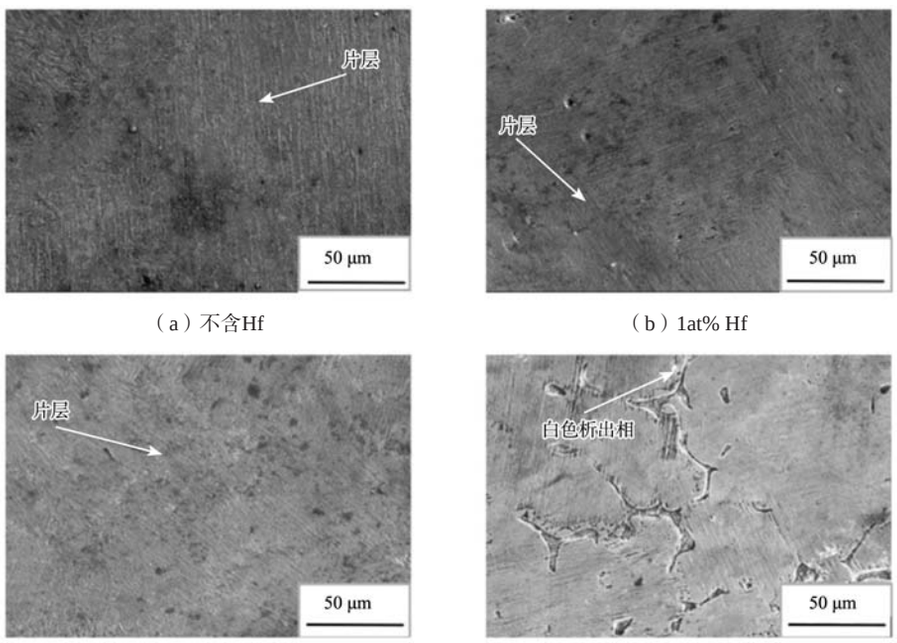
利用扫描电镜进一步观察Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf合金的微观组织，从图3可以看出，未添加Hf元素的合金片层组织粗大；加入Hf元素后，合金片层组织明显细化，且片层表面出现白色偏析，随着Hf含量的增加，显微组织中的白色偏析也逐渐增加。添加4at% Hf的合金中出现白色枝状组织，说明金属Hf在枝晶内偏析[25]。

2.3 Ti−48Al−2Cr−2Nb−*x*Hf 合金物相分析

试验过程中，选取Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf合金试样进行元素组成分析。图4为试样的EDS面扫描结果，可以观察到Al元素在晶界分布较少，而Hf元素偏聚在晶界附近。Hf在晶界的偏聚是尺寸效应、凝固偏析、化学活性及热力学驱动共同作用的结果[26]，Al的晶界贫化则源于其固溶倾向和低偏聚能力。这一分布特征是TiAl合金中添加Hf以改善性能的典型现象。

如图5所示，在Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf合金试样的亮白区域（点1）和暗区（点2）分别取点进行EDS成分分析，结果如图6与表2所示。可以发现，晶界区域Hf含量（3.1at%，点1）高于晶内（2.1at%，点2），此处判定点1位于晶界处是由于晶界处原子排列不规则，易积累杂质或析出相，故衬度常与晶内不同，更亮或更暗，取决于成分和相，点1处明显更亮，证明点1位于晶界，证实Hf富集于晶界；而亮白区的Ti分布则比暗区的Ti少。该结果与图1铸态组织中白色析出相的分析结论相一致。

图7为Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf合金的XRD谱图。可以看出，添加Hf元素后合金的主要相为α_2-Ti_3Al和γ-TiAl，而未添加Hf的原始合金只有α_2-Ti_3Al相的波峰明显，不含γ-TiAl相，这是由于真空电弧熔炼的非平衡冷却抑制β→α包析反应，导致α相直接析出（L→α），同时Cr/Nb稳定残留β相，共同阻碍了γ相形成。添加1at% Hf的合金α_2-Ti_3Al衍射峰更高，且出现了2处γ-TiAl的波峰；添加2at% Hf的合金仅有α_2-Ti_3Al的波峰明显；而添加4at% Hf的合金出现2处α_2-Ti_3Al波峰和3处γ-TiAl波峰，但α_2-Ti_3Al的波峰高度明显降低，相比之下γ-TiAl相的衍射峰明显增加。由此可以得出，随着TiAl合金中Hf含量的增加，合金中的γ-TiAl相含量增多[27]。Ti与Hf是同一主族，两者可以形成无限固溶体，因此Hf应同Ti一样能够与Al形成化合物，如HfAl、Hf_3Al_2、Hf_5Al_3等[28]。尽管XRD未识别出

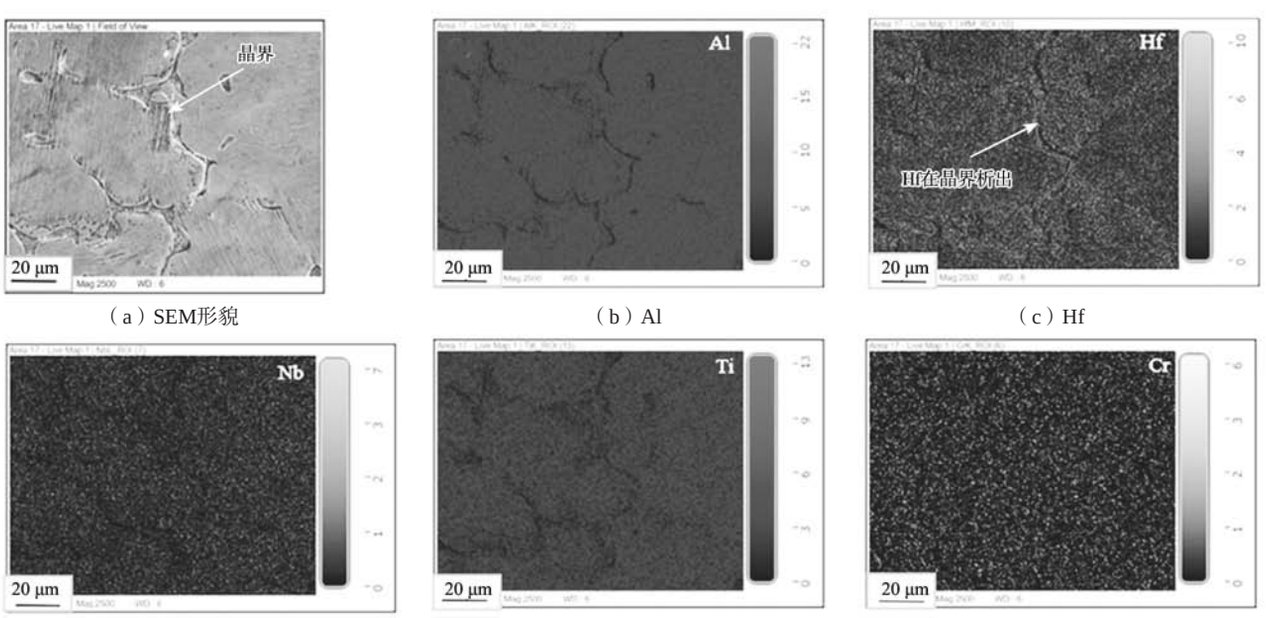


（a）不含Hf　（b）1at% Hf

（c）2at% Hf　（d）4at% Hf

图3　Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf合金的SEM微观组织

Fig. 3 SEM microstructure of Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf alloy



（a）SEM形貌　（b）Al　（c）Hf

（d）Nb　（e）Ti　（f）Cr

图4　Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf合金面扫描元素分布

Fig. 4 Surface scanning element distribution of Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf alloy

Hf-Al相，但Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf合金SEM形貌中白色枝晶，如图3（d），与EDS亮区的Hf富集空间位置重合，如图4（c）、表2点1，点1位于白色枝晶。且成分符合Hf-Al金属间化合物的化学计量比，证实Hf-Al相偏聚于枝晶内。

2.4　Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf 合金的力学性能

图8为Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf合金的显微硬度。每一个样品测量10组数据，取其平均值。未添加Hf元素的合金硬度为HV307，1at% Hf合金的硬度为HV385，2at% Hf合金的硬度为HV341，4at% Hf合金的硬度为HV399。添加Hf后合金硬度均有所提高，这是因为Hf

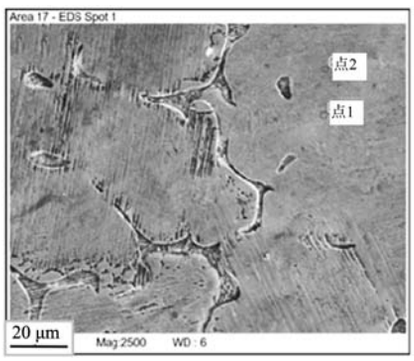
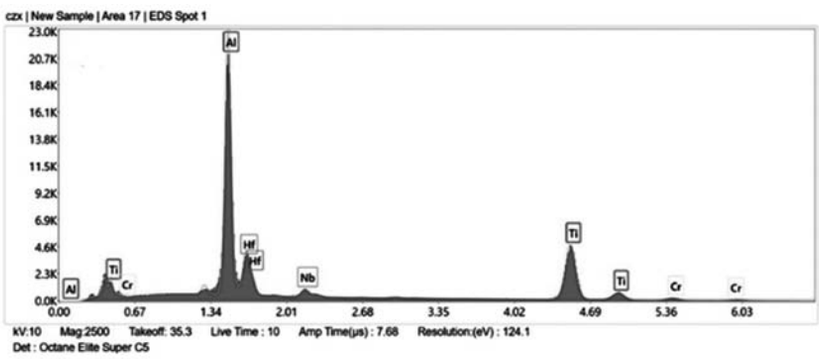


图5 Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf合金的EDS点扫描位置

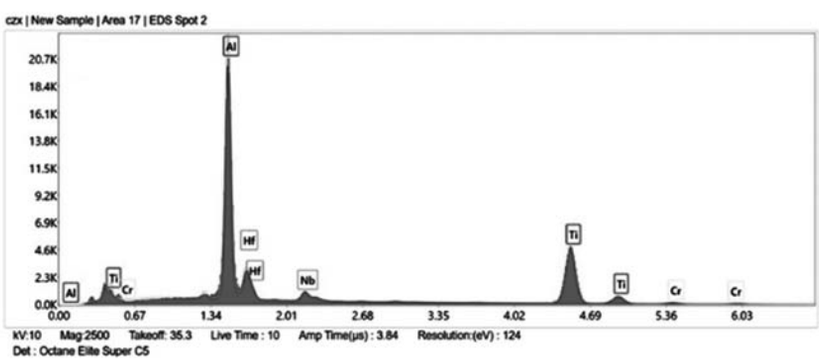
Fig. 5 EDS spot scanning positions of Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf alloy

能与Ti形成无限固溶体，产生固溶强化[29]，同时随着Hf含量的增加，析出物也会增多，起到沉淀强化作用，此外结合微观组织分析可知，随着Hf含量的增加，晶粒变得细小，力学性能得到优化。2at% Hf合金的硬度降低则是此时Hf与TiAl合金形成的硬脆相向软韧相转变所致。

图9为Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4）合金室温压缩的应力-应变曲线。可以观察到添加4at% Hf的合金抗压强度最高，为1 773 MPa，而添加2at% Hf的合金抗压强度较低，与不添加 Hf的合金相近。压缩应变则呈相反趋势，2at% Hf合金的压缩应变与不添加Hf的合金相近，明显高于添加1at% Hf、4at% Hf的合金，添



（a）亮区



（b）暗区

图6 Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf合金EDS点扫描能谱

Fig. 6 EDS spot scanning spectrums of Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf alloy

表2 合金点扫描成分分析

Tab. 2 Spot scanning composition analysis of the alloy

位置	元素含量/at%				
	Ti	Al	Cr	Nb	Hf
点1	47.0	45.8	2.5	1.6	3.1
点2	48.8	45.2	1.9	2.0	2.1

加4at% Hf的合金压缩应变最小。综合来看，添加2at% Hf的合金塑性最好。

TiAl合金工件经常在高温高压环境下服役，故研究其高温力学性能显得尤为重要。图10为Ti-48Al-2Cr-

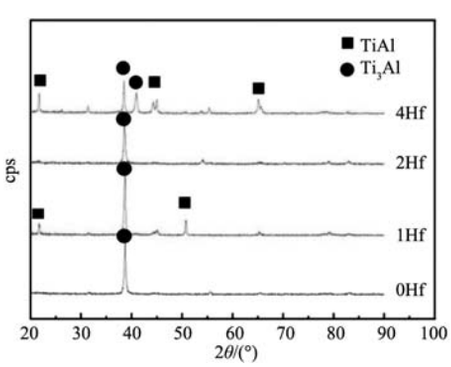


图7 Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4）合金的XRD谱图

Fig. 7 XRD spectra of Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4）alloy

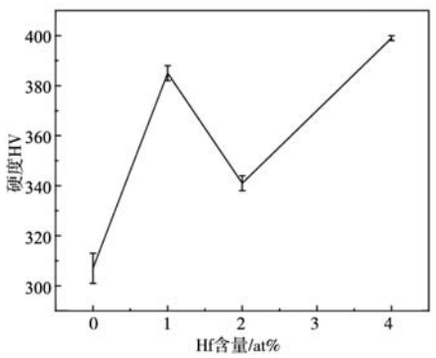


图8 Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）合金显微硬度

Fig. 8 Microhardness of Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）alloy

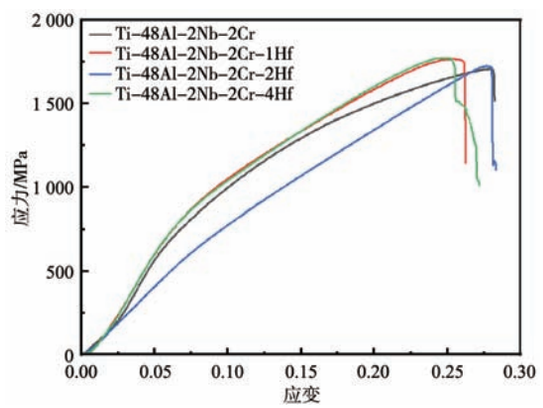


图9 Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）合金室温压缩应力-应变曲线

Fig. 9 Stress-strain curves of Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）alloy compressed at room temperature

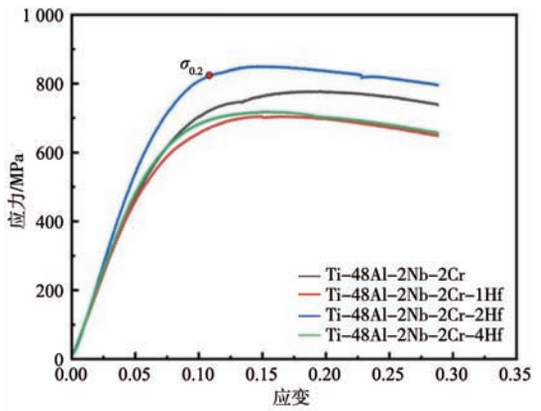


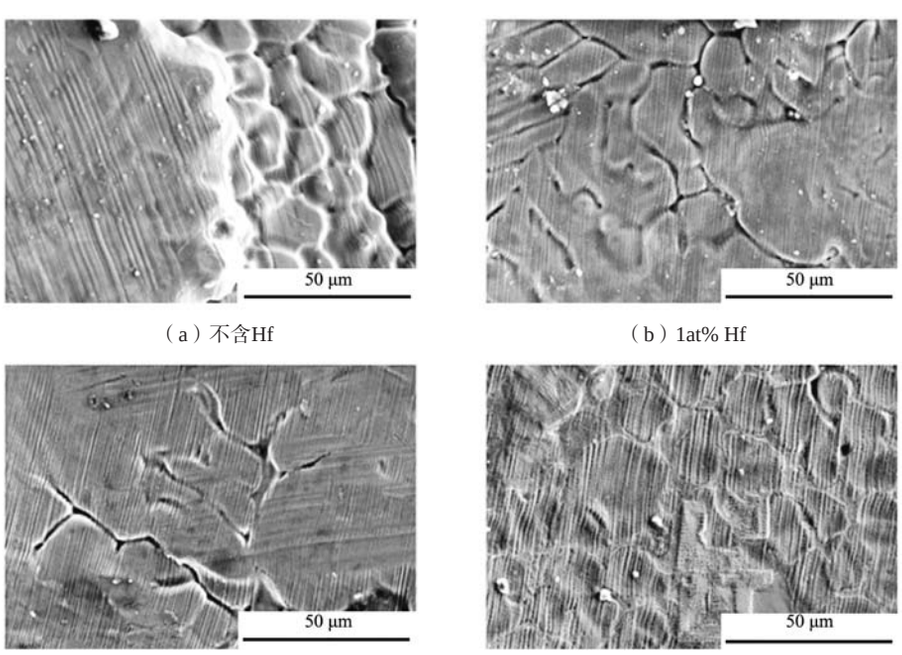
图10 Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）合金800 ℃压缩应力-应变曲线

Fig. 10 Stress-strain curves of Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）alloy compressed at 800 ℃

2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）合金800 ℃压缩应力-应变曲线。可以看出，合金的抗压强度由大到小分别为添加2at% Hf的合金、不添加Hf的合金、添加1at% Hf的合金、添加4at% Hf的合金，其中2at% Hf合金的抗压强度为850 MPa。通过0.2%偏移应力（$\sigma_{0.2}$）确定合金高温屈服强度（图10中红色交点）。2at% Hf合金同时具有最高屈服强度和抗压强度，表现出最优高温抗变形能力。

2.5 Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf 合金断口形貌

图11为Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf合金SEM断口形貌。断口取自室温压缩（应变率10^{-3} s^{-1}）至断裂的试样。未添加Hf的合金断口有较大的层状结构，分析为脆性



（a）不含Hf （b）1at% Hf

（c）2at% Hf （d）4at% Hf

图11 Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）合金室温压缩断口形貌

Fig. 11 Fracture morphology of Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf（*x*=0，1，2，4）alloy compressed at room temperature

断裂；1at% Hf合金断口可以观察到大小不一的韧窝，且出现白色析出相；2at% Hf合金较1at% Hf合金的韧窝更小，这是因为其晶粒更加细化，在拉伸过程中形成的孔洞尺寸更小，白色析出相数量增加，同样判断为韧性断裂；4at% Hf合金韧窝大小相对均匀、尺寸小，白色析出相的数量明显增加，这证实了其晶粒相较于其他Hf含量的合金更细小。由图11可以判断出添加Hf的合金断裂方式转变为韧性断裂，且随着Hf含量的增加，合金组织得到了明显的细化，晶界处白色析出相增多。当施加应力时，裂纹沿拉伸方向延长，形成孔洞，孔洞的连接导致断裂，Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf（x=0，1，2，4）合金的断裂方式主要为穿晶断裂。

3 结论

（1）Ti-48Al-2Cr-2Nb-xHf合金铸态组织均呈现柱状晶形貌。随着Hf元素含量的增加，合金中的宏观缺陷如缩孔、缩松等减少，合金晶粒细化，Hf元素主要聚集在晶界上阻止晶粒的进一步生长。此外，随着Hf元素含量的增加，合金中白色析出物增多，这是凝固过程中成分偏析所致。

（2）未添加Hf的Ti-48Al-2Cr-2Nb合金主要由α_2-Ti_3Al相组成，添加Hf元素后合金主要物相为α_2-Ti_3Al和γ-TiAl。Hf与Al形成的化合物如HfAl、Hf_3Al_2、Hf_5Al_3等主要偏聚在枝晶内。

（3）Ti-48Al-2Cr-2Nb合金中添加Hf元素后，合金显微硬度增大，未添加Hf元素的Ti-48Al-2Cr-2Nb合金硬度为HV307，Ti-48Al-2Cr-2Nb-4Hf硬度达HV399。固溶强化、沉淀强化和细晶强化作用共同提高了合金的硬度。

（4）室温下随着Hf含量的增加，合金压缩应变降低、抗压强度增加。高温下2at% Hf合金抗压强度最高，而1at% Hf和4at% Hf合金抗压强度均低于未添加Hf的合金。添加Hf后合金断裂方式由脆性断裂转变为韧性断裂。

参考文献：

[1] XU R R，LI M Q，ZHAO Y H，et al. A review of microstructure control and mechanical performance optimization of γ-TiAl alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds，2023，932：167611.

[2] LIU Z D，YANG J R，MA Y L，et al. The impact of directional annealing on the microstructure and 900 ℃ tensile properties of γ-TiAl alloy [J]. Intermetallics，2025，179：108648.

[3] GAO Z T，HU R，ZOU H，et al. α lath precipitation induced γ nanotwin in a cast（Nb，Ta）-containing γ-TiAl alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology，2025，236：185–197.

[4] CHEN Z X，LIU J S，WANG Y P，et al. High-temperature oxidation behavior of ceramic particles-reinforced TiAl composites with multilayered structure [J]. Ceramics International，2024，50（1）：2233–2241.

[5] SHU X，TANG Z Q，QIU F，et al. Effects of ternary elements on the ductility of TiAl [J]. Canadian Metallurgical Quarterly，2016，55（2）：156–160.

[6] CHEN Z X，DENG Z，WANG Y P，et al. Solidification behavior of TiB_2-Ti_2AlN reinforced TiAl composites with variation Al content [J]. Intermetallics，2025，178：108640.

[7] WEN Y，ZHOU J X，YI Y J，et al. Effects of heat treatments on microstructures of TiAl alloys [J]. International Journal of Minerals，Metallurgy and Materials，2022，29（6）：1225–1230.

[8] 曾旭. Hf、Si合金化及热处理对TiAl合金组织细化作用研究 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2015.

[9] 刘洋. X（Hf，Ta，W，Re）元素合金化影响γ-TiAl力学及热力学性质的理论研究 [D]. 沈阳：东北大学，2017.

[10] 王艳晶，宋玫锦，王继杰，等. 微量Y和Hf对高铌TiAl基合金高温抗氧化性的影响 [J]. 稀有金属材料与工程，2014，43（7）：1697–1701.

[11] 曹守臻. TiAl合金热处理过程中亚稳相形成机制研究 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2017.

[12] BAI X，LI Y F，XIAO B，et al. Structural，mechanical，electronic properties of refractory Hf-Al intermetallics from SCAN meta-GGA density functional calculations [J]. Materials Chemistry and Physics，2020，254：123423.

[13] AHMADI S A，KERMANPUR A，GHORBANI H R，et al. Effect of hafnium addition on microstructure and room temperature mechanical properties of the Ti-48Al-2Cr-2Nb intermetallic alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds，2022，917：165467.

[14] ZHANG Z W，LIU Z M，FANG Z L. First-principles studies of the influences mechanism of Y，Hf elements on the high temperature oxidation of γ-TiAl alloys [J]. IOP Conference Series：Materials Science and Engineering，2017，167：012049.

[15] SIAHBOUMI A A，KERMANPUR A，SADEGHI F，et al. Effect of Hf addition on solidification and hot isostatically pressed microstructures of the Ti-48Al-2Cr-2Nb（at%）intermetallic alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds，2021，860：158437.

[16] 朱郎平，路新，候雅青，等. Ti-20Al-22Nb合金的凝固组织转变及力学行为 [J]. 稀有金属材料与工程，2020，49（10）：3460–3464.

[17] DUAN B H，YANG Y C，HE S Y，et al. History and development of γ-TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations [J]. Journal of Alloys and Compounds，2022，909：164811.

[18] GAO Z T，HU R，ZOU H，et al. Insight into the Ta alloying effects on the oxidation behavior and mechanism of cast TiAl alloy [J].

Materials & Design，2024，241：112941.
[19] YANG J R，GAO Z T，LIANG Y F，et al. Microstructure refinement assisted by α-recrystallization in a peritectic TiAl alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology，2021，11：1135–1141.
[20] CAO H，XU H Z，LI H P，et al. Effect of grain size on nano-scratching behavior of poly-crystalline γ-TiAl alloy via molecular dynamics simulation [J]. Rare Metal Materials and Engineering，2025，54（3）：569–580.
[21] GUO X，ZHAO Y J，SONG L，et al. Phase transformation mechanisms of hP18 and ωo phases in Zr and Hf containing high Nb-TiAl alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds，2025，1018：179214.
[22] FREUND P L，STARK A，PYCZAK F，et al. The grain boundary pinning effect of the μ phase in an advanced polycrystalline γ/γ′ Co-base superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds，2018，753：333–342.
[23] NAIK N S，WALLEY M S. The Hall-Petch and inverse Hall-Petch relations and the hardness of nanocrystalline metals [J]. Journal of Materials Science，2020，55（7）：2661–2681.
[24] CHARPENTIER M，DALOZ D，GAUTIER E，et al. Study of microstructure and solute partitioning in a cast Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by quenching during directional solidification technique [J]. Metallurgical and Materials Transactions A，2003，34（10）：2139–2148.
[25] IMAYEV V M，GANEEV A A，TROFIMOV D M，et al. Effect of Nb，Zr and Zr+Hf on the microstructure and mechanical properties of β-solidifying γ-TiAl alloys [J]. Materials Science and Engineering：A，2021，817：141388.
[26] KAIGE W，YUEYAN T，ZIXUAN D，et al. Effects of boron，Hf and Ta content on boride morphology and microstructure of β-solidified γ-TiAl alloys [J]. Vacuum，2023，215：112363.
[27] CUI N，WU Q Q，YAN Z Y，et al. The microstructural evolution，tensile properties，and phase hardness of a TiAl alloy with a high content of the β phase [J]. Materials，2019，12（17）：2757.
[28] LIU T，CHONG Y，WEI Y，et al. Changes of alloying elements on elasticity and solid solution strengthening of α-Ti alloys：a comprehensive high-throughput first-principles calculations [J]. Rare Metals，2022，41（8）：2719–2731.
[29] SHUNKE Z，NING T，DEYUAN L，et al. Microstructure evolution and fracture mechanism of a TiAl-Nb alloy during high-temperature tensile testing [J]. Materials Science & Engineering A，2022，831：142094.

Effect of Hf on the Microstructure and Properties of TiAl Alloy

ZHANG Xin-fang[1, 2], WU Yi-wen[1], CHEN Zhan-xing[1, 2], XING Qiu-wei[1, 2], ZHAO Xin[1], FANG Hong-ze[3], CHEN Rui-run[3]
(1. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University of Aeronautics, Zhengzhou 450046, Henan, China; 2. Henan Collaborative Innovation Center for Preparation and Detection of High-Performance Aerospace Materials, Zhengzhou 450046, Henan, China; 3. Institute of Intelligent Thermal Processing Technology for Advanced Materials, Zhengzhou Research Institute of Harbin Institute of Technology, Zhengzhou 450000, Henan, China)

Abstract:
Ti-48Al-2Cr-2Nb-*x*Hf (*x*=0, 1, 2, 4, at%) alloys with different Hf contents were prepared by vacuum arc melting. The microstructures of TiAl alloys with different Hf additions were observed by optical microscopy and scanning electron microscopy, and the variation laws of alloy compressive properties at room temperature and high temperature were analyzed. The results show that the lamellar structure of alloy is refined with increasing Hf addition. Hf element is enriched at the grain boundaries of TiAl alloy, which inhibits grain growth and results in grain refinement. The hardness of TiAl alloy without Hf element is HV307, while the hardness of alloys with Hf addition is improved. When the Hf addition is 4at%, the hardness of TiAl alloy reaches the maximum of HV399. With the increase of Hf content, the number of precipitates gradually increases, resulting in precipitation strengthening and thus improving the hardness of the alloy. Under room temperature conditions, with the increase of Hf addition, the compressive strain of alloys decreases and the compressive strength increases. When 4at% Hf is added, the compressive strength of TiAl alloy reaches the highest of 1 773 MPa. Under high temperature conditions, the TiAl alloy with 2at% Hf addition has the highest compressive strength of 850 MPa, while the compressive strength of the alloy with Hf contents of 0、4at%、and 1at% decrease in turn.

Key words:
TiAl alloy; Hf alloying; microstructure; mechanical property

（编辑：王杰，wj@foundryworld.com）