

分类号: TG146.2

学校代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220110125



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目 激光制造 Ti48Al2Cr2Nb 合金裂纹

抑制机理及力学性能

论 文 作 者 刘少辉

校 内 导 师 疏达 教授

校 外 导 师 李红伟

专业学位类别 机 械

研究方向(领域) 表面工程

论文提交日期: 2025 年 5 月 20 日

分类号: TG146.2

学校代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220110125

激光制造 Ti48Al2Cr2Nb 合金裂纹抑制机理及力学性能

CRACK SUPPRESSION MECHANISM AND

MECHANICAL PROPERTIES OF Ti48Al2Cr2Nb ALLOY

MANUFACTURED BY LASER

学生姓名: 刘少辉

校内导师: 疏达 教授

校外导师: 李红伟

专 业: 机 械

研究方向: 表面工程

论文答辩日期: 2025 年 5 月 9 日

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：

日期： 年 月 日

安徽工程大学学位论文版权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☐，在 年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☐。

学位论文作者签名：

指导教师签名：疏达

日期： 年 月 日

日期： 年 月 日

激光制造 Ti48Al2Cr2Nb 合金裂纹抑制机理及力学性能

摘要

Ti48Al2Cr2Nb 高温合金以其卓越的高温性能和出色的抗氧化性，在航空航天及能源领域得到了广泛应用，特别是作为发动机叶片、燃气轮机热端等关键部件的结构材料。然而，在激光增材制造、热喷涂等先进涂层制备过程中，该合金易产生裂纹，严重限制了其应用潜力和加工的可靠性。为了解决该问题，本文通过材料属性模拟、工艺优化与实验验证相结合的方法，系统研究了不同 Nb 元素含量对激光熔覆 Ti48Al2CrNb 高温合金涂层的裂纹行为、组织演变及力学性能的影响。

(1) 通过数值模拟研究了 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的材料属性与激光熔覆工艺参数的优化。首先基于吉布斯自由能的计算，发现 Nb 元素对 Ti48Al2Cr2Nb 合金相的组成有影响，获取了 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金在不同 Nb 含量条件下的材料属性。其次，建立激光熔覆有限元模型，结合高斯热源与热-力耦合分析，在激光功率 1100-1400W 和扫描速度 4-9mm/s 范围内优化了工艺参数，最优工艺参数为激光功率 1400W、扫描速度 5mm/s。最后采用最优工艺参数，对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的残余应力进行了仿真计算，并基于计算结果预测了合金裂纹的产生趋势。

(2) 通过实验研究了 Nb 元素含量的变化对 Ti48Al2Cr-xNb 高温

合金激光制造组织特征及裂纹形成的影响。宏观裂纹形貌和微观裂纹宽度的结果表明，Nb 元素的含量显著影响 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的开裂行为，当 Nb 元素含量为 6 wt. % 时裂纹最少，宽度最小。Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的裂纹主要由热应力和合金本征脆性诱发，可分为热裂纹和冷裂纹两类，通过微观裂纹形貌分析，确定其主要为冷裂纹中的凝固裂纹和液化裂纹。物相分析表明，Nb 元素显著影响 Ti48Al2Cr-xNb 合金相组成，通过稳定 β 相、抑制 α/α_2 相及 γ 相晶格收缩重构相平衡。Ti48Al2Cr-xNb 合金微观组织随 Nb 含量变化呈现多样化形态，包括树突状、层状及短棒状结构，Nb 元素促进 γ -TiAl 相和抑制 α_2 -Ti₃Al 相的形成，对组织结构变化有着显著的影响，当 Nb 元素含量为 6 wt. % 时组织细化最显著，整体组织结构为细密的层状结构，在此基础上过高或过低的 Nb 元素含量均会导致组织粗化或特定结构回归。

(3) 探究 Nb 含量对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金硬度及摩擦磨损性能的影响。Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的维氏硬度随 Nb 元素含量变化呈现先增后减趋势，当 Nb 元素含量为 8 wt.% 时，由于 Nb 元素导致的固溶强化和晶粒细化，合金的硬度达到最高。摩擦磨损实验结果表明，Ti48Al2Cr-xNb 合金耐磨性随 Nb 含量变化呈现先提高后降低的趋势。当 Nb 含量为 2 wt.% 时耐磨性最差，当 Nb 含量逐渐增加到 4 wt. % 和 6 wt. % 时耐磨性逐渐提高，当 Nb 含量为 8 wt. % 时耐磨性最佳，随后随 Nb 元素含量的进一步增加，耐磨性开始下降。合金的摩擦磨损机制主要包括磨粒磨损、黏着磨损和剥落磨损，通过观察

Ti48Al2Cr-xNb 高温合金摩擦磨损后的形貌确定该合金以黏着磨损为主。

关键词：Ti48Al2Cr2Nb 合金涂层，摩擦磨损，裂纹，微观结构

CRACK SUPPRESSION MECHANISM AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ti48Al2Cr2Nb ALLOY MANUFACTURED BY LASER

ABSTRACT

Ti48Al2Cr2Nb high-temperature alloy has gained extensive applications in aerospace and energy fields due to its exceptional high-temperature performance and outstanding oxidation resistance, particularly as structural material for critical components such as engine blades and hot-end sections of gas turbines. However, crack formation during advanced coating preparation processes like laser additive manufacturing and thermal spraying severely limits its application potential and processing reliability. To address this issue, this study systematically investigates the effects of varying Nb content on crack behavior, microstructure evolution, and mechanical properties of laser-clad Ti48Al2CrNb high-temperature alloy coatings through a combined approach of material property simulation, process optimization, and experimental validation.

(1) Numerical simulation was employed to study material properties

and optimize laser cladding parameters for Ti48Al2Cr-xNb alloy. Based on Gibbs free energy calculations, Nb element was found to influence phase composition of Ti48Al2Cr2Nb alloy. Material properties under different Nb contents were obtained. A finite element model incorporating Gaussian heat source and thermo-mechanical coupling analysis was established, optimizing process parameters within laser power 1100-1400W and scanning speed 4-9mm/s. The optimal parameters were determined as 1400W laser power and 5mm/s scanning speed. Residual stress simulation using these parameters predicted crack initiation trends.

(2) Experimental investigation revealed Nb content's significant impact on microstructure characteristics and crack formation. Macroscopic crack morphology and microscopic crack width analysis demonstrated minimal cracking at 6 wt.% Nb content. Cracks were mainly induced by thermal stress and intrinsic brittleness, categorized as hot cracks and cold cracks (primarily solidification and liquation cracks). Phase analysis indicated Nb stabilizes β -phase while suppressing α/α_2 -phase and γ -phase lattice contraction. Microstructure evolution showed diversified morphologies (dendritic, lamellar, and short rod-like structures) with Nb content. At 6 wt.% Nb, the most refined lamellar structure was observed, while deviations caused structural coarsening.

(3) Investigation of Nb content's influence on hardness and wear

resistance revealed: Micro-Vickers hardness first increased then decreased with Nb content, peaking at 8 wt.% Nb due to solid solution strengthening and grain refinement. Wear resistance showed similar trend - poorest at 2 wt.%, gradual improvement at 4-6 wt.%, optimal at 8 wt.%, followed by decline. Wear mechanisms included abrasive, adhesive, and delamination wear, with adhesive wear being predominant based on worn surface morphology analysis.

KEY WORDS: Ti48Al2Cr2Nb alloy coating; Nb content; Hardness; Friction and wear; Crack; microstructure

目录

第 1 章 绪论	1
1.1 研究背景及意义	1
1.2 激光熔覆技术研究现状	3
1.3 TiAl 系高温合金裂纹研究进展	4
1.4 主要研究内容	7
1.5 研究技术路线	8
第 2 章 实验材料及研究方法	10
2.1 实验材料	10
2.1.1 基体材料	10
2.1.2 熔覆粉末材料	10
2.2 主要实验设备及工艺	11
2.2.1 激光熔覆实验设备	11
2.2.2 激光熔覆工艺参数	12
2.3 材料表征仪器及方法	13
2.3.1 X 射线衍射分析	13
2.3.2 金相组织表征	13
2.3.3 扫描电镜分析	14
2.3.4 显微硬度检测	14
2.3.5 摩擦磨损性能分析	15
2.4 本章小结	16
第 3 章 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金数值模拟研究	17
3.1 Ti48Al2Cr-xNb 材料属性计算	17
3.1.1 热力学模拟计算	17
3.1.2 材料属性模拟计算	17
3.2 工艺参数计算理论	20
3.2.1 温度场数值模拟	21
3.2.2 应力场数值模拟	23
3.2.3 激光熔覆高斯热源模型	24

3.3 工艺参数仿真	25
3.3.1 工艺参数模拟优化	27
3.3.2 最优工艺参数仿真计算	27
3.4 本章小结	28
第 4 章 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层组织特征及裂纹形成	30
4.1 宏观裂纹形貌	30
4.2 微观裂纹宽度和形貌	32
4.3 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层物相分析	32
4.4 EDS 成分分析	32
4.5 组织特征	32
4.5.1 Nb 元素对 Ti48Al2Cr-xNb 合金晶粒的影响	37
4.5.2 Nb 元素对 Ti48Al2Cr-xNb 合金组织的影响	38
4.6 Nb 元素对裂纹敏感度的影响	39
4.7 本章小结	40
第 5 章 Ti48Al2Cr-xNb 涂层的力学性能研究	41
5.1 合金硬度分析	41
5.2 合金摩擦磨损分析	42
5.3 摩擦磨损机理分析	45
5.4 本章小结	47
第 6 章 结论和展望	48
6.1 结论	49
6.2 展望	49
参考文献	50
攻读学位期间发表的学术论文和成果目录	57

第 1 章 绪论

1.1 研究背景及意义

Ti48Al2Cr2Nb 合金作为一种新型的钛铝基合金，因其具有低密度、高比强度、良好的抗氧化性能和优异的高温强度等特性，在航空航天、汽车制造和能源领域展现出广阔的应用前景^[1-3]。然而，Ti48Al2Cr2Nb 合金在激光制造过程中，由于激光快速加热和冷却的特性，容易产生热应力、组织应力和相变应力，进而导致裂纹的产生。裂纹的存在不仅降低了合金的力学性能，还严重影响了其加工成形性和使用可靠性^[4-6]。

激光制造 Ti48Al2Cr2Nb 合金时，裂纹的形成与合金的成分、激光工艺参数以及合金的微观组织密切相关。一方面，合金中的 Nb 元素作为 β 稳定元素，对合金的相组成和微观组织有着显著的影响，进而影响着合金的裂纹敏感度和力学性能。另一方面，激光工艺参数如激光功率、扫描速度、光斑尺寸等，直接决定着激光作用下的温度场和应力场分布，从而影响裂纹的产生和扩展。此外，合金的微观组织，如晶粒大小、相分布、第二相粒子等，也对裂纹的形成和扩展起着重要的作用^[7-9]。

TiAl 合金金属间化合物凭借独特的原子键合方式及长程有序的原子排列，展现出优异的热稳定性与高温承载能力，使其成为高温服役环境下的结构材料优选体系^[10]。其中 γ -TiAl 基合金因其质量轻量化的优势，在比强度与比刚度方面较传统高温合金具有突出表现（如图 1-1 所示），可在特定温域内实现结构减重与性能优化的双重目标。目前该材料已成功应用于航空发动机低压涡轮叶片、汽车发动机增压涡轮等关键部件，随着材料制备技术的迭代升级，其工程应用范围正持续扩展^[11-13]。

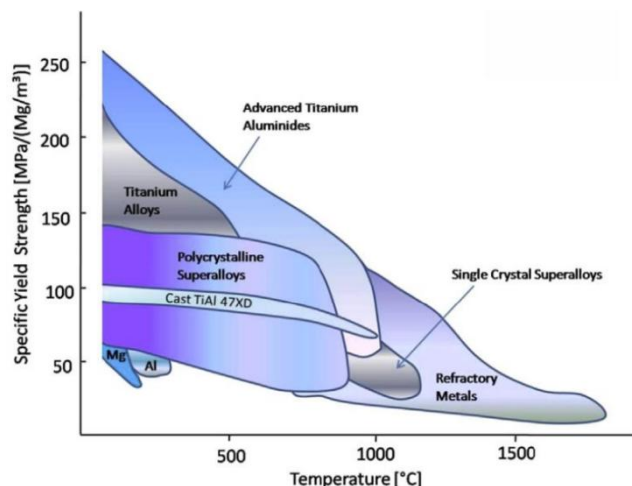


图 1-1 不同结构材料的比强度随温度的变化^[8]

TiAl 合金在保持优异高温性能的同时,也表现出明显的室温脆性特征,其本质源于金属间化合物的有序晶体结构。这种本征特性不仅导致合金室温塑性水平显著受限,更在热加工过程中易引发裂纹萌生与扩展,严重制约了材料的工业化应用进程^[14-16]。为适应新一代航空发动机对耐温性能的严苛要求,近年来研究者将目光聚焦于含高浓度 β 相稳定元素(如 Nb、Mo)的合金体系。高铌 TiAl 系合金及 Ti-Al-Nb-Mo 体系逐渐成为研究焦点:一方面, Nb、Mo 等低扩散活性元素通过固溶强化机制显著提升合金高温强度;另一方面, β 相体积分数的增加可改善材料高温成形性能^[17-19]。深入解析 TiAl 合金尤其是 Ti-Al-Nb 体系的裂纹机理,已成为突破其加工瓶颈的关键科学问题。Zhuo^[20]等通过激光粉末床熔融(LPBF)技术成功制备了 LaB_6 颗粒增强的 $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{12}\text{Cr}_2\text{Nb}$ 复合材料,对裂纹抑制有着极好的效果,并系统揭示了 LaB_6 孕育剂对裂纹抑制的协同机制。唐翠^[21]等研究了高温陶瓷喷丸处理对 $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{12}\text{Cr}_2\text{Nb}$ 合金表面性能的优化效果,发现 675°C 下陶瓷喷丸可使表面显微硬度提升至 $500 \text{ HV}_{0.2}$,并显著减少表面裂纹等缺陷。梁琛^[22]等通过快速凝固技术调控 Ti-Al-Nb 合金的 B2 相形成机制,发现深过冷耦合高冷却速率可使显微硬度较常规吸铸工艺提升 64%,同时 B2 相由粗大枝晶向等轴晶转变,抑制了凝固偏析导致的微裂纹萌生。关于 $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{12}\text{Cr}_2\text{Nb}$ 合金裂纹抑制的研究尚不深入,裂纹产生的机理和影响因素尚未完全明确,有效的裂纹抑制方法和技术尚待进一步探索和开发。因此,深入研究 $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{12}\text{Cr}_2\text{Nb}$ 合金在激光制造过程中的裂纹抑制机理,对于提高合金的加工成形性和使用可靠性,推动其在航空航天等高端领域的应用具有重要意义。

基于此,本研究提出开展此课题,应用有限元模拟仿真技术对激光金属沉积 Ti48Al2Cr-xNb 合金在 Nb 元素含量为 2、4、6、8、10、12 wt.% 下的温度场和应力场进行仿真预测,提出激光金属沉积成型 Ti48Al2Cr-xNb 合金裂纹控制方法,建立激光金属沉积成型热力耦合与工艺参数倾向性关系,阐明激光金属沉积成型工艺参数对 Ti48Al2Cr-xNb 合金应力场的影响规律,确立激光沉积成型 Ti48Al2Cr-xNb 金凝固组织均匀性的调控方法,对 Ti48Al2Cr-xNb 合金的激光沉积成型工艺参数优化、裂纹控制和促进 Ti48Al2Cr-xNb 合金扩大应用具有重要的工程应用价值。

1.2 激光熔覆技术研究现状

激光熔覆技术的系统性研究可追溯至 20 世纪 70 年代。早期研究聚焦于工艺参数优化、涂层性能调控及微观组织演变机制等基础领域,同时探索该技术在工业场景中的工程化应用潜力^[23]。历经数十年发展,当前研究范畴已扩展至多学科交叉领域,涵盖专用装备开发(高精度熔覆机、智能送粉系统)、新型材料研发(梯度复合粉末、纳米增强材料)、热力学建模与基础理论构建(熔池动态行为仿真、应力场预测)、在线监测与控制技术(熔覆质量实时反馈系统)以及基于增材制造快速成形技术(三维复杂结构一体化成型)等方向。

国际学术界对激光熔覆技术的系统性研究始于 20 世纪 80 年代,较我国提前约二十年形成规模化的科研体系。研究力量主要分布于三大区域:欧洲板块(德国、荷兰、法国等)、北美板块(美国)及亚太板块(日本等)^[24-26]。自 80 年代末期以来,激光表面改性领域的学术产出量已超越传统激光焊接与切割方向,标志着该技术进入快速发展阶段。其研究体系主要涵盖以下维度:熔覆层系的显微组织解析(相组成、晶界特性)、界面性能优化(硬度、耐磨性)、工艺缺陷(孔隙率、结合强度)的检测与抑制策略;工艺装备创新(专用激光头设计、闭环控制系统开发);应力调控机制(残余应力场建模与裂纹抑制技术);以及新型材料体系探索,如非晶态镁基合金表面改性及其力学行为解析^[27-29]。

我国激光熔覆技术研究自 20 世纪 90 年代初期起步,经二十余年发展已形成体系化研究格局,主要涵盖七大技术方向:(1)在工艺装备创新方面,天津工业大学杨洗尘团队突破同轴送粉器关键技术,实现粉末输送精度与稳定性的协同优化^[30];(2)在耐磨涂层开发方面,孙荣禄教授研发的 NiCrBSi 涂层显著提升基体

表面耐磨性能，拓展了工业零部件的服役寿命^[31]；(3)在工艺参数优化方面清华大学、哈尔滨工业大学等机构系统解析激光功率、扫描速度等参数对熔覆层形貌的调控规律，建立工艺-性能映射模型^[32]；(4)在合金化改性研究方面，香港理工大学通过铝合金表面熔覆 CuO-Al-SiO₂ 复合涂层，证实原位生成 Al₂O₃ 强化相的界面增强机制^[33]；(5)在动态行为解析方面，北京航空航天大学王华明团队揭示扫描速度对熔覆层厚度-硬度的反相关规律，高速扫描促使晶粒细化但降低沉积效率^[34]；(6)在复合涂层设计方面，北航团队开发的 Ti-Ni-Si 金属间化合物涂层实现硬度、耐磨与耐蚀性能的协同提升；台湾学者系统研究 WC 基涂层的显微组织演变与成分梯度特性^[35]；(7)在镁基表面工程方面，香港理工大学及大连理工大学分别开展非晶镁合金表面 Zr 基与 Al-Si 涂层的力学性能研究，验证涂层对显微硬度、耐腐蚀及抗磨损性能的改善效果。该技术体系已形成“基础研究-工艺开发-工程应用”的全链条创新生态^[36]。

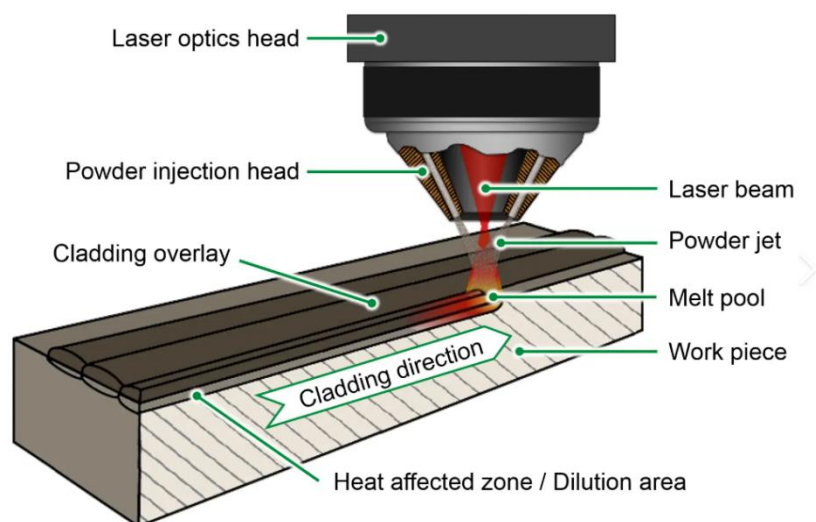


图 1-2 激光熔覆示意图^[34]

1.3 TiAl 系高温合金裂纹研究进展

TiAl 系高温合金因其轻质、高比强度及优异的高温性能，已成为航空发动机高压压气机叶片、低压涡轮叶片等关键部件的理想材料。然而，其室温塑性差、热加工易开裂的特性严重制约了工程应用，国内外学者围绕裂纹形成机理、抑制策略及检测技术展开了系统研究^[37-39]。基于广泛文献研究，Schuster 与 Palm 于 2006 年构建了如图 1-3 所示的 Ti-Al 二元相图，该图谱现已成为该领域的重要参考标准。相图分析表明，该二元体系存在 Ti₃Al、TiAl 等多类金属间化合物。研究表明，以 γ -TiAl 相为主体、辅以少量 α_2 -Ti₃Al 相的合金体系兼具高温强度与室

温延展性，成为最具工程应用价值的 Ti-Al 系材料^[40]。现代工程应用的 TiAl 基合金铝元素占比多分布于 42-49 原子百分比区间，且随着合金化程度提升，铝含量呈下降趋势，其他合金元素种类持续丰富^[41]。

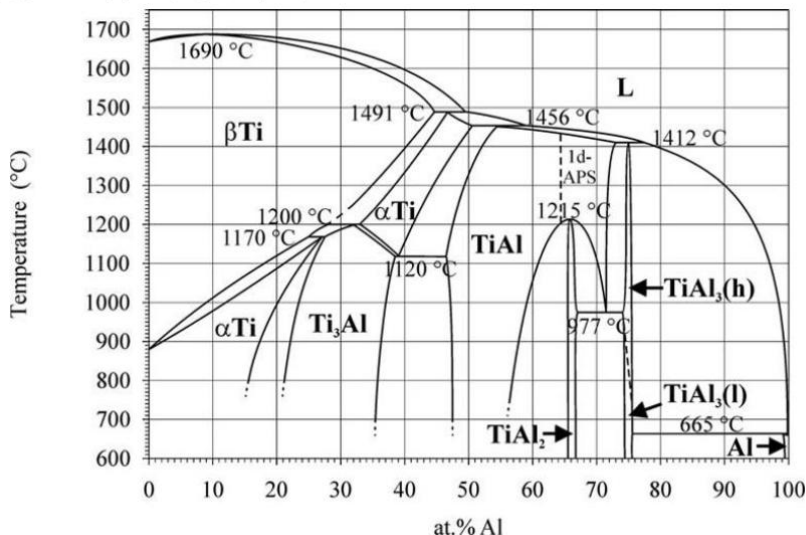


图 1-3 Ti-Al 二元相图^[40]

20 世纪 80 年代，Pratt&Whitney 公司通过系统成分优化，成功研制出首代实用型 Ti-48Al-1V-0.1C 合金。该材料在 48%铝含量下展现优良综合性能，成为 TiAl 合金工程化应用的奠基之作。在此基础上，GE 公司开发 Ti48Al2Cr2Nb 合金将室温延伸率提升至新高度，其铸造低压涡轮叶片在 GE 发动机的成功应用标志着 TiAl 合金正式进入工业化阶段^[42-44]。此外，另一种正在发展的 45XD 合金（Ti-(45-48)Al-2Nb-2Mn-0.8vol%TiB2）通过 Howmet 公司的精密铸造工艺优化，进一步拓展了铸造 TiAl 合金的应用范畴，第二代合金的适用温度提升至 650°C 量级^[45]。

为突破高温应用瓶颈，第三代合金引入高含量 Nb、Mo 等β相稳定元素。典型代表 TNM 合金（Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B）通过β相占比调控，使服役温度达 750°C，其锻造工艺制备的涡轮叶片已应用于空客 320 的 PW1100 发动机^[46-47]。值得注意的是，北京科技大学陈国良团队开创性地提出了高铌 TiAl 合金体系（Ti-45Al-(5-10)Nb-X），该材料经德国 GKSS 中心深化研究形成 TNB 系列（Ti-(42-45)Al-(5-10)Nb-(B,C)），其高温强度较第二代合金提升显著^[48]。

图 1-4 展示了含 8%Nb 的 Ti-Al 伪二元相图，Nb 元素的引入显著改变了材料相变特征：熔点与共析温度同步提升，凝固模式由包晶反应转变为β单相初凝^[49]。

这种 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变遵循 Burgers 取向关系，单个 β 晶粒可衍生六个不同取向的 α 晶粒，从而获得织构弱化、偏析减轻的细晶组织。值得注意的是，Nb 的低扩散系数易导致 β 相残留形成 B2 有序相，这会加剧材料低温脆性。相图中固相线斜率的增大现象，表明铝含量微小波动将引发显著相变温度偏移，这对熔炼工艺控制提出了更高要求 [50-52]。

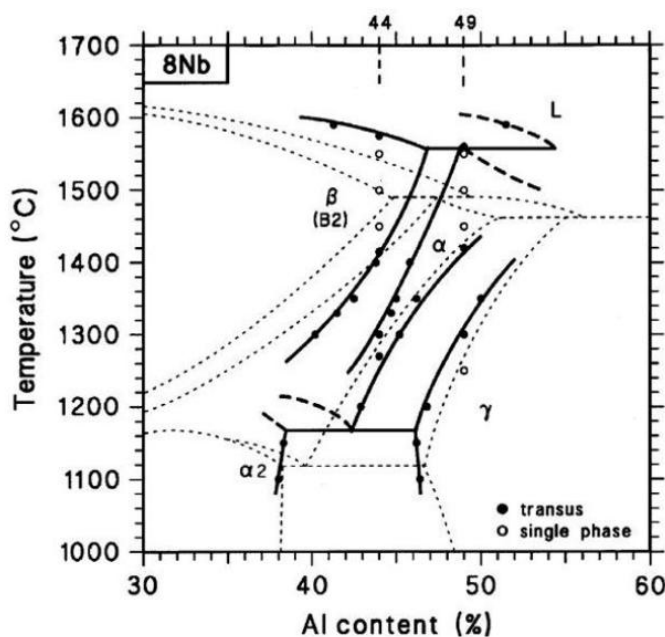


图 1-4 含 8%Nb 元素的 TiAl 合金伪二元相图^[51]

TiAl 合金在热加工（熔炼、铸造、焊接及增材制造）过程中普遍面临开裂问题，其本质源于冷却阶段的热应力累积。在熔炼工艺中，水冷式铜制坩埚的应用导致铸锭经历急剧冷却，内部形成显著温度梯度，诱发高达 500MPa 的热应力，最终引发结构失效性裂纹 [53]。铸造过程中，合金凝固时既受自身非均匀收缩产生的内应力，又受模壳机械约束施加的外应力共同作用，双应力叠加效应显著增加开裂风险。在电子束焊接或激光焊接中，高能量密度热源使焊缝区经历超快速热循环，由此产生的相变应力与热应力协同作用导致焊缝开裂。增材制造领域同样受此制约，激光沉积成形的 TNM 合金叶片因层间应力集中形成微裂纹，而 SLM 工艺制备的 Ti4822 合金则因各向异性收缩出现网状裂纹，其裂纹密度与能量输入呈正相关 [54-55]。

TiAl 合金的裂纹形成与其相结构及热应力分布密切相关。在熔炼、铸造、焊接和增材制造过程中，快速冷却导致的高温度梯度引发显著热应力，成为裂纹的主要诱因 [56]。例如，铸造时水冷铜坩埚和模壳约束加剧铸锭开裂风险，而激光

增材制造因局部急速加热/冷却易产生网状微裂纹^[57-59]。相组成方面, 过量 β 相稳定元素(如 Nb、Mo)促使脆性 B2 有序相形成, 显著降低材料韧性, 尤其在低温下加剧开裂倾向。高 Nb 合金(如 TNB 系列)通过 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变细化晶粒并提升高温强度, 但 Nb 的低扩散系数易残留 B2 相, 且固相线斜率陡增导致铝含量微小波动即可引发相变温度偏移, 增加工艺控制难度^[60-61]。此外, 铝含量需精准调控于 42-49 wt.%以平衡 γ -TiAl 与 α_2 -Ti₃Al 相比比例, 而合金化进程中铝含量的降低虽可引入 Nb 等强化元素, 却需避免相比比例失调。为优化抗裂性能, 需协同成分设计(如抑制 B2 相、添加 TiB₂ 颗粒)与工艺改进(梯度冷却、预热基板), 从而兼顾高温强度与加工稳定性, 推动 TiAl 合金在航空发动机等高温场景的可靠应用^[62-63]。

当前研究聚焦于多尺度协同调控: 在成分设计中, 通过优化元素含量抑制 B2 相, 并引入 TiB₂ 颗粒增强韧性; 在工艺改进中, 梯度冷却策略、基板预热及后热处理可有效释放残余应力。未来, 通过相场模拟与机器学习预测热应力分布、开发新型低应力增材制造技术, 有望突破 TiAl 合金加工瓶颈, 推动其在高温关键部件中的规模化应用。

1.4 主要研究内容

(1) 激光熔覆工艺参数

本研究为获得 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的最优激光工艺参数, 先采用了仿真软件, 对 Ti48Al2Cr2Nb 合金在激光熔覆后的材料内部残余应力进行了模拟分析。在仿真过程中, 系统地改变了激光工艺的两个关键参数: 激光功率, 在 1100-1600W 的范围内进行调整; 以及扫描速度, 控制在 4-9mm/s 的区间内变化。通过对比不同工艺参数下材料内部的残余应力大小, 综合评估了各参数对残余应力的影响, 并据此得出了能够最小化残余应力的最优激光工艺参数组合, 为后续的涂层制备提供了坚实的理论基础。随后, 为了获得 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的材料属性, 进一步利用了 JMatPro 这一专业的材料性能模拟软件, 通过 JMatPro 的模拟分析, 获得了 Ti48Al2Cr-xNb 合金在不同温度、Nb 元素含量等条件下的热物理性能等关键数据, 并基于最优工艺计算 Ti48Al2Cr-xNb 的残余应力, 预测实验结果。最后, 基于前述仿真分析得到的最优激光工艺参数, 进行实验制备合金涂层。

(2) Ti48Al2Cr-xNb 高温合金裂纹研究

Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的裂纹研究中, 首先通过宏观观察, 对合金表面的裂纹数量和长度进行了详细的统计和分析。这一步骤旨在初步了解不同 Nb 含量对合金裂纹形成的影响规律。然后, 利用金相显微镜对合金的晶粒变化进行了细致的观察, 分析比较不同 Nb 元素含量下晶粒的变化情况。最后, 为了更深入地探究裂纹的微观机制, 采用了扫描电子显微镜 (SEM) 对合金的组织进行观察。通过 SEM 图像, 可以显著看出组织的微观结构特征, 为全面理解 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的裂纹形成机制提供了有力的实验依据。

(3) Ti48Al2Cr-xNb 高温合金力学性能研究

在 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金力学性能的研究中, 采用了多种测试手段对其进行了全面的评估。首先, 通过显微维氏硬度测试, 获得了合金在不同条件下的硬度值, 为理解其抗变形能力提供了基础数据。随后, 为了探究合金的摩擦磨损性能, 进行了摩擦磨损实验, 并记录了摩擦磨损系数, 这一指标直接反映了合金在摩擦过程中的能量损耗和耐磨性。进一步地, 为了直观展现合金在摩擦磨损后的表面形貌变化, 使用了三维形貌仪对磨损表面进行了扫描。三维形貌图不仅展示了磨损区域的深度和广度, 还揭示了磨损表面的粗糙度和微观结构特征。最后, 通过计算磨损率, 量化了合金在特定条件下的磨损程度, 为评估其在实际应用中的寿命和可靠性提供了重要依据。这一系列实验结果为深入理解 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的力学性能提供数据支持。

1.5 本文研究技术路线

图 1-5 为本文研究技术路线, 首先通过仿真获得 Ti48Al2Cr-xNb 合金材料属性, 然后模拟确定最优激光熔覆制备工艺, 再利用最优制备工艺参数, 制备 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层, 然后通过一系列表征实验得到 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层组织与摩擦磨损性能的变化规律, 阐述添加 Nb 元素对 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层的裂纹和力学性能的影响, 最终解释 Nb 元素对 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层裂纹抑制的机理。

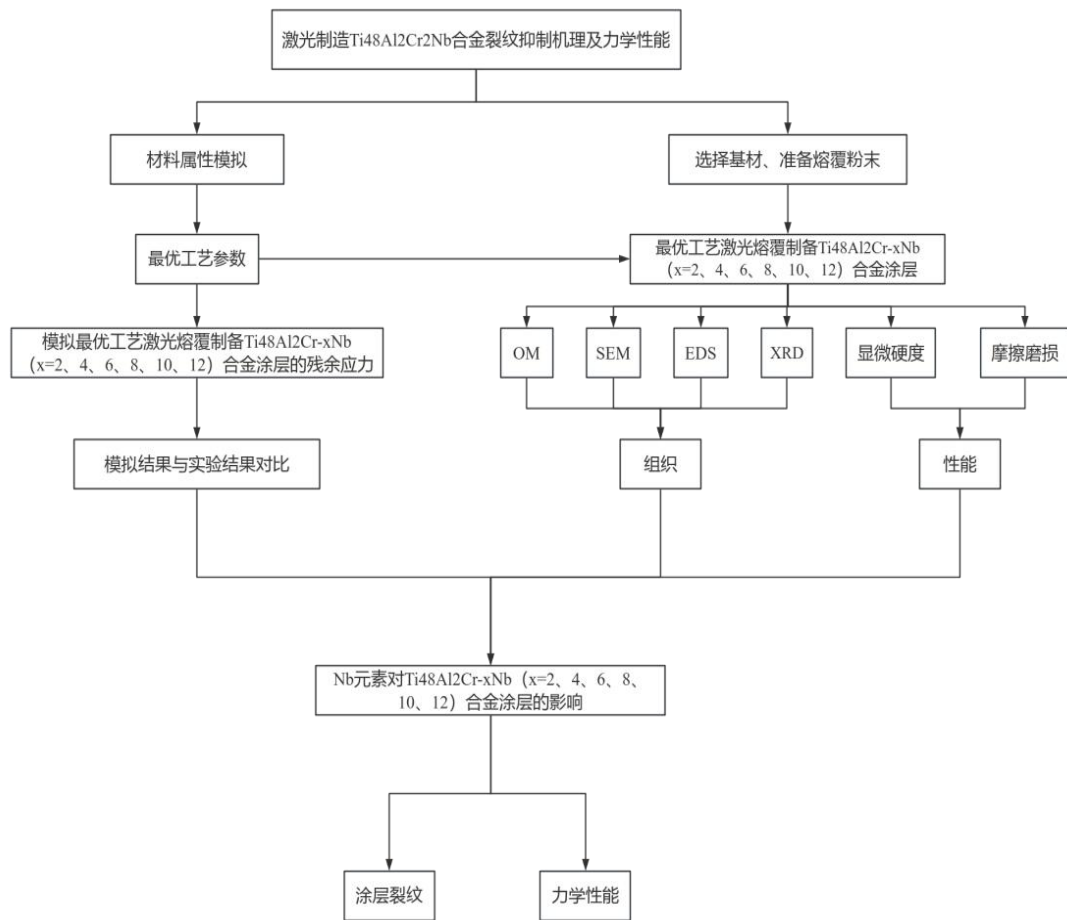


图 1-5 研究技术路线

第 2 章 实验材料及研究方法

2.1 实验材料

2.1.1 基体材料

本研究采用 45 号钢作为实验基体材料（化学成分详见表 2-1），材料维持轧制初始状态以消除热处理因素的干扰。为消除基体几何参数对熔池热力学行为的潜在作用，选择 100mm×100mm×8mm 的标准规格板材。实验前通过机械研磨与抛光工艺对基材表面进行预处理，有效去除表面氧化膜、腐蚀产物及颗粒污染物，以保障激光作用区成分的均质性。

表 2-1 45 钢化学组成成分(质量分数, wt.%)

成分	C	Cr	Mn	Ni	P	S	Si
最小值	0.42	-	0.5	-	-	-	0.17
最大值	0.5	0.25	0.8	0.035	0.035	0.035	0.37

2.1.2 熔覆粉末材料

本课题采用 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金为研究体系，其主要参数为 Ti、Al、Cr、Nb，它们的摩尔分数如下表 2-2：

表 2-2 元素摩尔质量表

元素名称	Ti	Al	Cr	Nb
摩尔质量 g/mol	47.867	27	51.996	92.906

试验所用原料的纯度为 99.95%以上。将实验样品配制成 50 g 的合金粉，配料的过程可按照以下步骤进行。

首先基于表 2-2 元素摩尔比数据，通过式(2-1)进行化学计量转换，获得各组分含量百分比（表 2-3）；继而根据 50g 总质量需求，推导出各金属单质的精确称量值（详见表 2-4）。采用天创的立式行星式球磨机对 Ti48Al2Cr2Nb 合金粉末与 Nb 单质粉实施 4h 机械合金化处理，球料比控制为 5:1，转速设定 300 转/min。混合后粉末经真空干燥后封装于瓶内，建立批次编号待用。

$$n = \frac{c}{\sum_i c} (i = 1 \sim 6) \quad (2-1)$$

其中 n 为元素百分含量， c 为元素摩尔分数， i 为元素个数。

表 2-3 粉末配方设计

材料	Ti 元素 含量%	Al 元素 含量%	Cr 元素 含量%	Nb 元素 含量%
Ti48Al2Cr2Nb	48	48	2	2
Ti48Al2Cr4Nb	46	48	2	4
Ti48Al2Cr6Nb	44	48	2	6
Ti48Al2Cr8Nb	42	48	2	8
Ti48Al2Cr10Nb	40	48	2	10
Ti48Al2Cr12Nb	38	48	2	12

表 2-4 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金理论配料质量

材料	Ti48Al2Cr2Nb 合金粉/g	Nb 粉/g
Ti48Al2Cr2Nb	50	0
Ti48Al2Cr4Nb	48.98	1.02
Ti48Al2Cr6Nb	47.96	2.04
Ti48Al2Cr8Nb	46.91	3.06
Ti48Al2Cr10Nb	45.89	4.08
Ti48Al2Cr12Nb	44.87	5.10

2.2 主要实验设备及工艺

2.2.1 激光熔覆实验设备

用型号为 LaserLine, LDM-3000-100 机器人进行激光熔覆实验。图 2-1 所示为该激光熔覆系统设备，激光头安装在机器人上，构成了激光熔覆系统的重要组成部分。激光器发出的高能激光通过光纤传输到激光喷头，激光头部配备的保护镜片和准直系统确保了激光的精确对焦。在激光输出之前，需要进行一系列细致的准备工作，以确保整个熔覆过程的顺利进行。

首先，开启红点调节功能，通过调整离焦量来设定激光的焦点位置，这是确

保激光熔覆质量的关键一步。接着，启动送粉器，仔细观察送粉嘴的工作状态，确认其是否正常输出粉末，这是保证熔覆层均匀性和连续性的基础。随后，采用示教器进行程序的编译和设置，将预设的熔覆路径、速度等参数输入到机器人控制系统中。同时，检查激光头内部的镜片是否完好无损，任何微小的破损都可能影响激光的聚焦效果和熔覆质量。在准备工作接近尾声时，还需要调节氩气的流量，确保其在熔覆过程中起到固定粉末流动方向、防止熔池与空气接触的作用。此外，将所需的粉末材料加入送粉筒，为后续的熔覆过程做好充分准备。一切准备就绪后，启动激光器，送粉器中的材料粉末以设定的转速均匀输出到熔覆表面。随着机器人程序的运行，激光器按照预设的路径和速度进行移动，激光束精准地作用在基材上，将粉末熔化并形成致密的熔覆层。在整个熔覆过程中，水冷机持续为激光头提供循环冷却，确保其在高强度工作下保持稳定的性能。保护气体(氩气)则始终围绕着熔池，有效地隔绝了空气，保证了熔覆层的纯度和质量。待熔覆完成后，按照操作规程关闭送粉器和激光器，并将激光器移动到初始位置，为下一次的熔覆任务做好准备。整个激光熔覆过程就这样在机器人、激光器、送粉器、水冷机和保护气体的紧密配合下圆满完成。

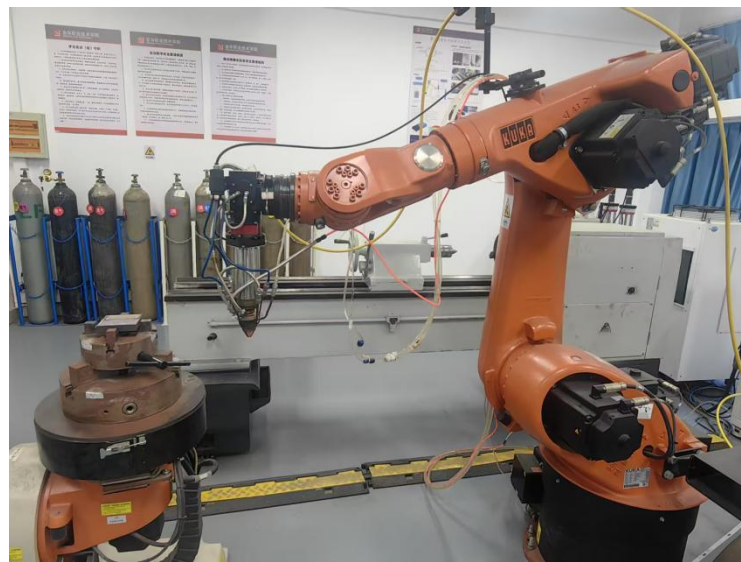


图 2-1 激光熔覆设备

2.2.2 激光熔覆工艺参数

实验采用上述激光熔覆设备，在安全的环境下进行了工艺实验，优化后的工艺参数如表 2-5 所示：

表 2-5 激光熔覆实验工艺参数

工艺参数	参数数值
扫描速度	5 mm/s
激光功率	1400 W
送粉速度	1.2 r/min
离焦量	40 mm
基材尺寸	100×100×8 mm
熔覆层尺寸	20×20×1.5 mm
保护气	氩气

根据 45 钢作为基材和 Ti48Al2Cr-xNb 作为实验粉末，再利用实验器材，编写完善的程序最后得到的实验样块。

2.3 材料表征仪器及方法

2.3.1 X 射线衍射分析

采用 XRD 分析系统对涂层的物相组成及晶体学演变进行表征。样品预处理流程包括：①无水乙醇超声清洗（20 min，40 kHz）去除表面吸附物；②氮气吹扫干燥避免二次氧化。扫描参数设定为：连续扫描速度 $10^{\circ}/\text{min}$ ，角范围 $30^{\circ}-80^{\circ}$ ，步进增量 0.02° 。原始衍射数据经 Jade 6.5 软件进行平滑处理和 $K\alpha_2$ 剥离后，通过数据库完成物相标定。



图 2-2 XRD 试验机

2.3.2 金相组织表征

采用光学显微镜（OM）分析系统表征 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的显微组织演化规律。试样制备流程如下：①截取熔覆层横向剖面，采用 60#至 2000#碳化硅砂纸逐级研磨消除加工痕迹；②搭配 $2.5\mu\text{m}$ 金刚石悬浮液实现镜面抛光

($R_a < 0.1 \mu\text{m}$)；③经丙酮超声清洗（40 kHz，15 min）及氮气吹扫干燥后，浸蚀于 4vol% 混合酸溶液（ $\text{HNO}_3:\text{HCl}=1:3$ 体积比），在室温条件下控制浸蚀时间为 10 s，有效消除氧化物遮蔽效应，确保晶界清晰可见。通过 Image-Pro Plus 软件进行图像采集与定量金相分析，获取晶粒尺寸、相分布等关键组织参数。

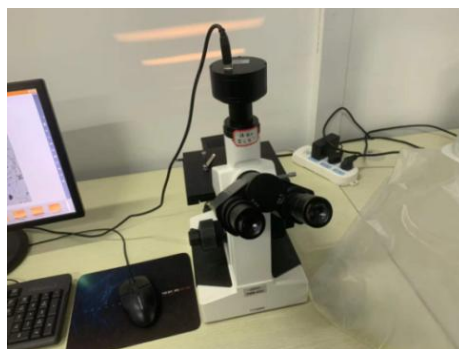


图 2-3 光学显微镜仪器

2.3.3 扫描电镜分析

为表征 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的显微组织演变，采用日立 SEM-4800 型场发射扫描电镜（分辨率 3.5 nm，放大倍数 10-100000）对腐蚀试样进行形貌观测，并配合能谱仪（EDS）实施成分解析。EDS 技术通过检测特征 X 射线能量实现元素定性定量分析，其具备区域、线及面三种扫描模式，本实验选用面扫描模式以获取全域成分分布数据。



图 2-4 电子显微镜与操作设备

2.3.4 显微硬度检测

采用 Buehler 公司（美国）显微硬度测试系统（型号：CG-200，配备 Clemex

C3 成像系统) 定量表征高温合金熔覆层力学性能。选用 136° 顶角金刚石压头实施维氏硬度检测: ①在精密抛光试样表面施加 500N 试验载荷并保载 15s, 形成规则菱形压痕; ②通过光学 CCD 测量系统 (精度 $\pm 0.1\mu\text{m}$) 获取压痕对角线长度 d_1 、 d_2 , 按 $HV=0.1891F/d^2$ 公式计算硬度值 (d 取算术平均值)。测试策略采用等间距网格采样法, 沿熔覆层横截面法线方向设置测量路径, 相邻测点间距 ≥ 3 倍最大压痕对角线长度 (约 300-500 μm), 每个试样按标准规范选取 5 组有效数据, 经 Grubbs 准则剔除 $\pm 2\sigma$ 异常值后取均值作为最终硬度值。

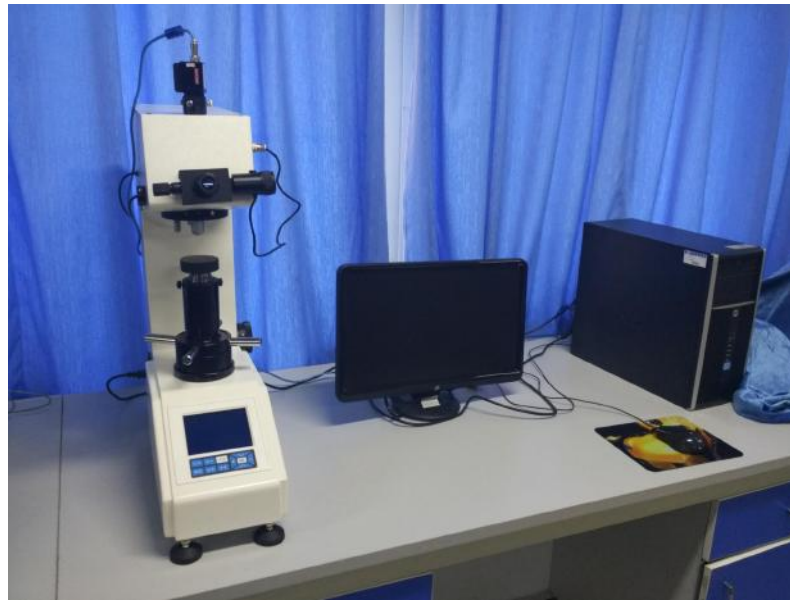


图 2-5 显微硬度设备

2.3.5 摩擦磨损性能分析

在摩擦学实验中, 采用试样通过刚性夹具固定于旋转平台中心位置, 与上方对磨副构成接触摩擦副系统。实验过程中, 平台驱动试样执行匀速往复运动, 同时集成式传感器阵列实时采集摩擦系数动态变化数据。测试结束后, 采用扫描电子显微镜对磨损轨迹进行多尺度形貌表征, 从而判定材料的主要磨损机制。

实验具体参数为: 试验力为 5N, 摩擦球材质选择直径为 3mm 的陶瓷球, 主轴转速为 300r/min, 试验时间为 30min, 实验温度为室温。



图 2-6 CFT-1 摩擦磨损机

2.4 本章小结

本章介绍了激光熔覆 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层所采用的试验材料、设备和实验方法。试验材料主要包括基板材料和原材料粉末，实验设备主要包括两部分，分别是激光熔覆系统和材料表征设备，并且对本文所使用的组织与相结构分析、力学性能测试及摩擦磨损测试表征的实验方法做了简要介绍，具体分析讨论详见后续相关章节。

第 3 章 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金数值模拟研究

3.1 Ti48Al2Cr-xNb 材料属性计算

3.1.1 热力学模拟计算

热加工工艺是调控 TiAl 基合金微观结构、实现性能提升的关键技术路径^[64-65]。工程实践中，固溶处理结合时效调控（STA）作为典型工艺方案，可有效降低合金层片团簇间距及晶粒特征尺寸，同时基于热循环参数的优化设计，实现对目标相组成与性能指标的定向调控^[66]。本研究以 Ti48Al2Cr2Nb 为研究对象，通过构建多场耦合数值模型解析工艺参数对组织演变的作用机制。合金的成分如表 3-1 所示。

表 3-1 Ti48Al2Cr2Nb 合金的化学成分（at.%）

Ti	Al	Cr	Nb
48	48	2	2

将表中的成分输入到 JMatPro 软件中进行热力学计算。图 3-1 为 Ti48Al2Cr2Nb 合金的平衡相组成计算结果。

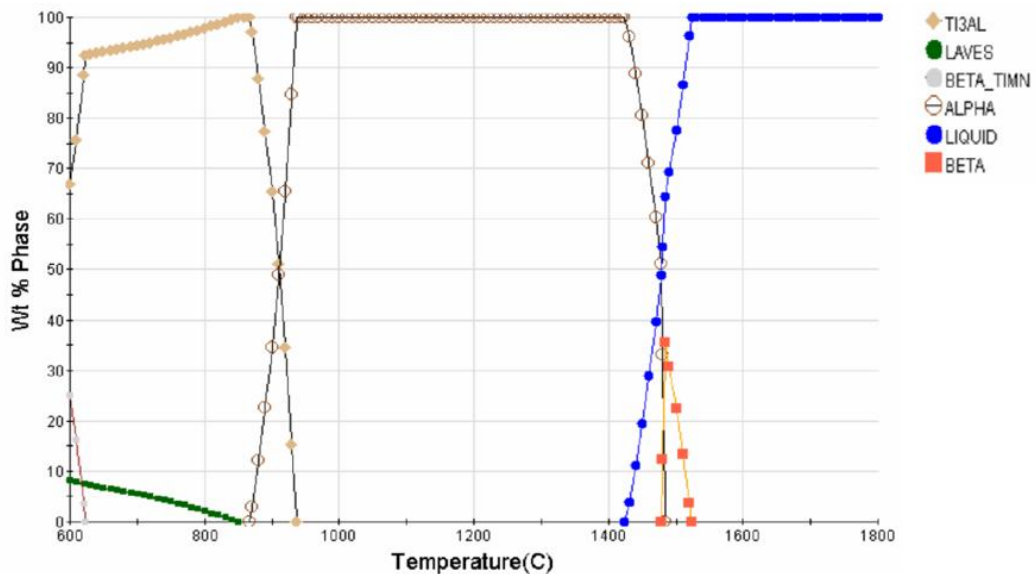


图 3-1 Ti48Al2Cr2Nb 合金的平衡相组成

图 3-2 是 Ti48Al2Cr2Nb 合金吉布斯自由能随温度变化的曲线，可见，随着温度的升高，Cr、Nb 元素的吉布斯自由能总体呈线性趋势降低，在 1490℃开始析出β相时，Cr 的自由能下降较快，而 Nb 的自由能反而出现缓慢上升的现象，这是因为 Nb 元素是β相稳定化元素，当转变结束后，所有合金元素自由能继续下降。综上，选择添加 Nb 元素来改善合金的裂纹及性能。

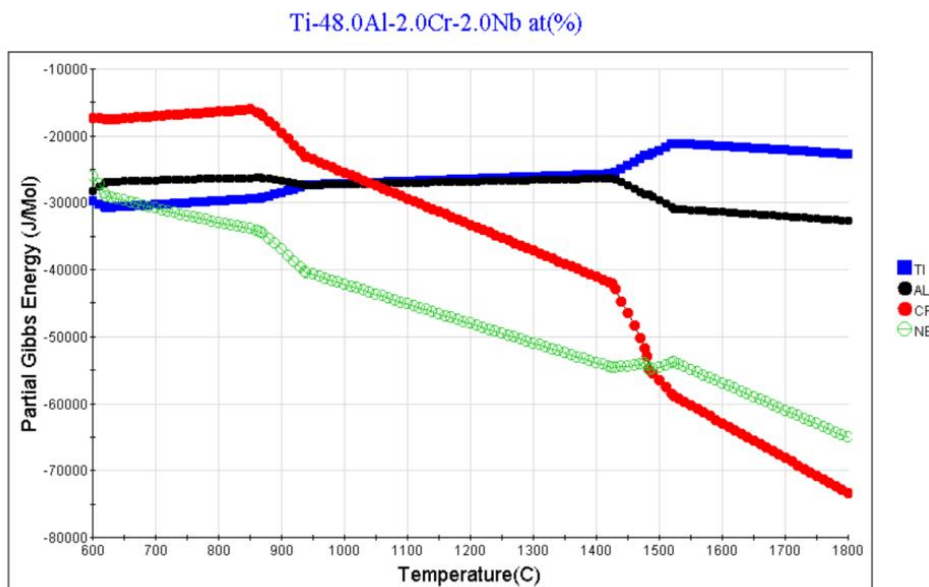


图 3-2 吉布斯自由能随温度变化曲线

3.1.3 材料属性模拟计算

Ti48Al2Cr2Nb 合金作为一种重要的金属材料，在诸多工业领域有着广泛的应用前景，但关于其在不同 Nb 含量下的具体材料属性，现有的文献和资料中却难以找到完整、准确的数据。这可能是由于实验条件的限制，或者是因为相关研究的缺乏。这一数据缺失，严重阻碍了对 Ti48Al2Cr2Nb 合金性能的全面理解和进一步的应用开发。

为了深入探究 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金在不同 Nb 元素含量下的材料性能，通过模拟计算来给出详细的材料参数。对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金进行材料属性模拟，计算添加不同 Nb 元素下 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的热物性参数。热膨胀系数和热导率的模拟计算所得到的材料参数(详见图 3-3 和 3-4)，该合金的热膨胀系数随着温度的升高不断提升，热导率则呈现先升高后降低的趋势，为 Ti48Al2Cr-xNb 合金的进一步研究和应用提供有价值的参考。

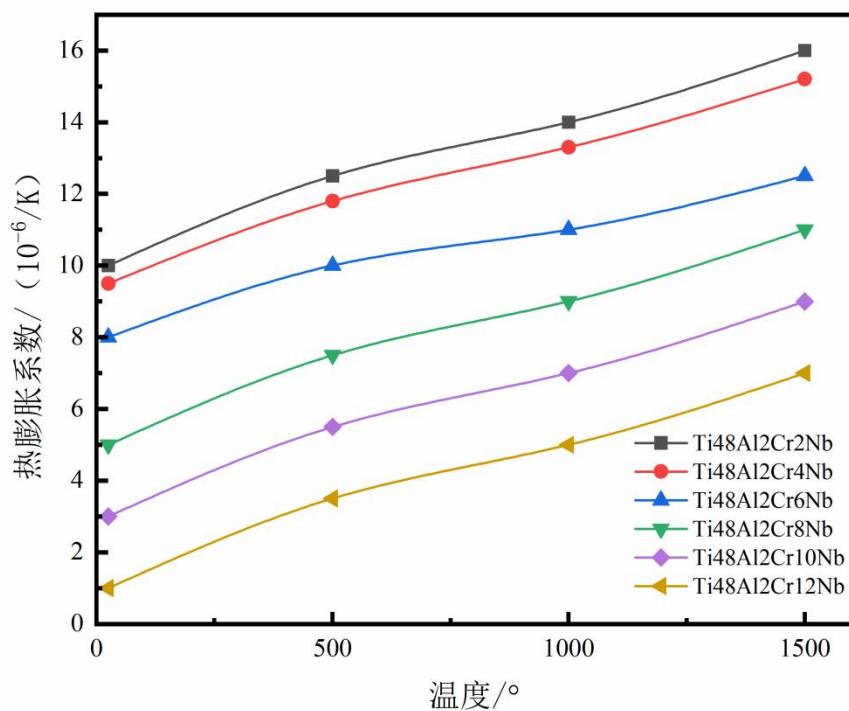


图 3-3 Ti48Al2Cr-xNb 合金热膨胀系数

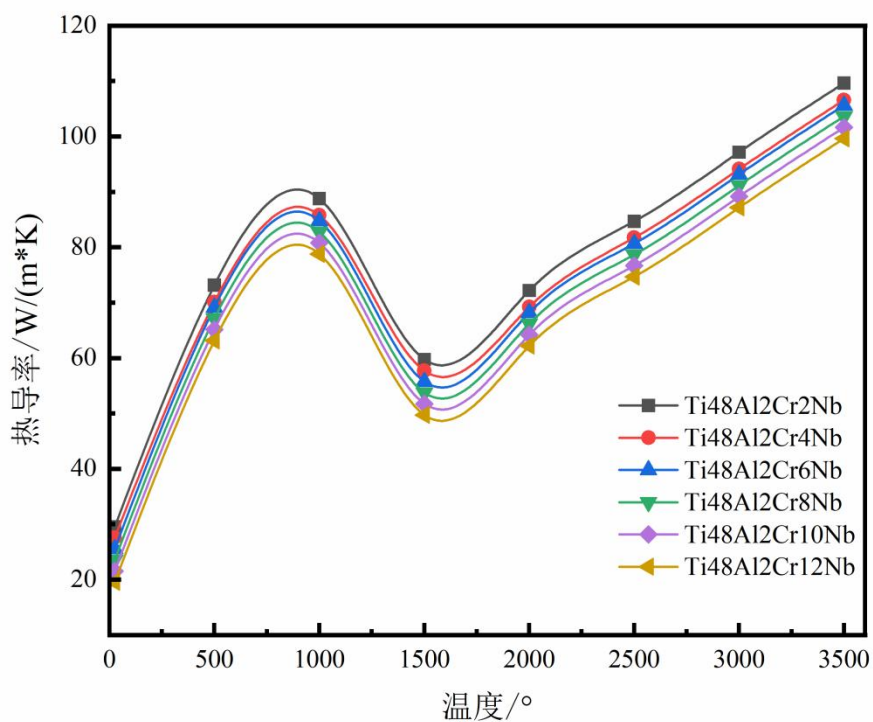


图 3-4 Ti48Al2Cr-xNb 合金热导率

3.2 Ti48Al2Cr2Nb 工艺参数计算

激光熔覆是基于高能激光与金属粉末的相互作用,通过逐层熔覆实现精密成型的增材制造技术。其过程复杂,涉及热能转化为金属粉末的熔化与冷却凝固,形成致密沉积层^[67-69]。此过程中,热能与动能在沉积区域相互转化传递,构成非平衡态熔池系统,金属经历多重相变,对最终材料的微观组织和力学性能影响深远^[70]。

为深入探究激光熔覆的热传递机理,并为实验研究提供理论基础,本研究采用了有限元分析方法。有限元法作为数值模拟手段,在激光熔覆过程的应力研究中展现优势,能准确预测沉积层残余应力分布。本研究运用此方法,采用数值仿真方法解析了 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层激光熔覆过程中的热-力耦合场动态行为,为理解热传递和应力演变规律提供支撑。

随着计算机技术和工业的发展,产品更新加快,有限元分析在仿真模拟中应用广泛。通过构建理论模型,转化为数学模型,导入计算机离散求解,可解决温度场、应力场等复杂问题,揭示实验过程中的瞬态变化及演变规律,在多个领域有广泛应用^[71-72]。在数学上,有限元法通过求解偏微分方程边值问题对复杂问题进行数值求解,将问题分解为小区域并简化处理,所得结果为近似值,但误差可控。对于计算量大的实际问题,有限元法能提高计算效率和精度,处理复杂形状模型,在解决实际问题 and 工程问题中作用显著^[73]。

在 TiAl 合金激光熔覆中,快速加热和冷却引起的变形和残余应力问题尚待深入理解,这些问题影响部件尺寸精度、力学性能和加工成本。深入了解和控制残余应力对优化过程至关重要。尽管其热力学行为与焊接相似,但因需构建复杂几何形状而更具挑战性。有限元分析在增材制造过程中发挥重要作用,可减少实验次数,揭示瞬态热应力和应变,帮助了解残余应力演化,节省时间和成本。本研究采用有限元法深入分析成形过程中的热应力分布,详细探讨其分布规律和特点。

为提高计算效率,本实验对有限元模型进行简化。利用软件构建基体和沉积层几何模型,基体尺寸为 100mm×30mm×5mm,沉积层为 100mm×8mm×1.5mm,仅设 1 层。针对此单道单层模型进行网格划分,平衡计算效率与精确性,考虑材料热物理性能差异,对基体与沉积层分别划分网格,并对沉积层及其结合

区域细化。单道单层模型采用六面体网格，沉积层尺寸小，故用 1mm 网格划分，具体模型如图 3-5 所示。

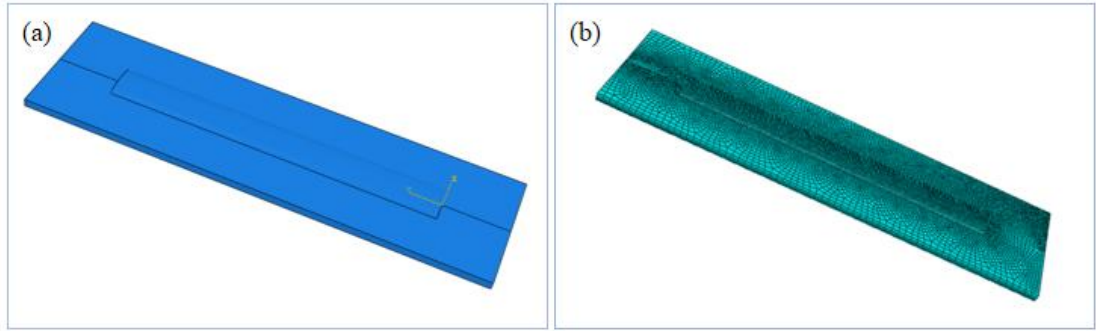


图 3-5 单道单层沉积模型 (a)几何模型 (b)网格模型

3.2.1 温度场数值模拟

温度场数值模拟是工程和科学领域中一种重要的分析工具，它利用计算机技术和数值方法来求解热传导、热对流和热辐射等热现象^[74]。本节将详细介绍温度场数值模拟的基本理论，为后续的有限元分析提供理论基础。

温度场数值模拟的基本思想是将实际的温度分布问题转化为数学模型，并通过数值方法求解该模型。在温度场数值模拟中，温度是空间和时间的函数，即($T = f(x, y, z, t)$)，其中(T)表示温度，(x, y, z)表示空间坐标，(t)表示时间。温度场的数值模拟涉及多个关键要素，包括导热问题的数学描述、边界条件、初始条件以及数值求解方法。

激光熔覆通过高能束流与基材及粉末的耦合作用实现材料成形，伴随快速熔凝过程中的热传导与相变行为，引发基体表面动态温场分布，进而调控沉积层微观组织演化及残余应力场构建^[75-76]。该过程直接决定构件显微组织特征（相组成、晶粒取向）、力学性能（硬度、韧性）及表面完整性（孔隙率、粗糙度）。其中，骤冷引发的热应力梯度易诱发裂纹萌生与扩展，而数值模拟方法为解析热力耦合机制、优化工艺窗口提供了关键理论工具。如图 3-6 所示，在激光金属沉积过程中，伴随着热传导、热对流和热辐射三者对热量传导和扩散。基于热力学第一定律，在激光金属沉积整个加工过程中的能量看作一个整体系统，不予考虑整体系统的转变时，激光金属沉积过程的能力转化可以用以下公式 3-1 表示为：

$$Q - W = \Delta U + \Delta KE + \Delta PE \quad (3-1)$$

公式中， Q 表示能量向外的传递量； W 表示整个系统对外部所做的功； ΔU 表示整个系统的能量变化量， ΔKE 表示为整个系统的而动能变化量； ΔPE 表示为整个系统的势能变化量。

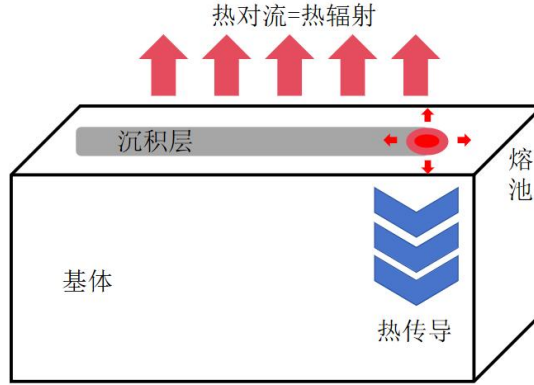


图 3-6 激光熔覆过程热传递示意

(1) 热对流定律

激光熔覆过程中熔池中的传热过程对模型传热影响相对较小，可以忽略不计。在本模型中主要考虑了金属表面与四周环境之间的对流换热。

$$q_{conv} = K(T_2 - T_1) \quad (3-2)$$

式中： K 为对流换热系数； T_2 是过程中实际的温度； T_1 是周围环境的温度。

(2) 热传导定律

激光成型过程中的热传导行为可以用经典热传导方程来描述，在直角坐标系中，经典的热传导方程可表述为在温度场计算过程中，由激光光源产生的热在工件内部传导，其传热方程描述。实际上，热量的产生是由于材料内部的大量分子进行热运动而导致，热量的传导是由于物体中不同温度差而产生热量转移，其工作原理如图 3-7 所示，计算公式如 3-3。



图 3-7 热传导示意图

$$k_{e1}[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}] + k_{e2}[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}] + q = \rho_1 \cdot c_1 \frac{\partial T}{\partial t} + \rho_2 \cdot c_2 \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3-3)$$

式中, k_{e1} 为金属粉末的导热系数; k_{e2} 为基板的导热系数; c_1 为金属粉末的比热容; c_2 为基板的比热容; ρ_1 为金属粉末的密度; ρ_2 为基板的密度。

(3) 热辐射定律

热辐射定律通常又称为基尔霍夫定律, 它是以电磁波的形式向外发射能量, 物体的温度越高, 它的热辐射就越强。对于任一物体, 它不但能够发射出辐射能, 而且还会吸收四周物体传来的辐射能, 公式 3-4 表示物体发射和吸收的辐射能比的关系^[77]。

$$Q = \sigma \varepsilon (T_i^4 - T_j^4) \quad (3-4)$$

式中: Q 为热流量; σ 为 Stefan-Boltzmann 常数; ε 表示辐射率; T_i 表示介质环境; T_j 为物体表面温度。

3.2.2 应力场数值模拟

在 Ti48Al2Cr2Nb 合金应力分析中, 本研究采用了与温度场数值模拟相同的几何模型框架, 仅在单元划分类型上做了相应调整。为了精确模拟激光熔覆过程中的应力应变演化, 将温度场计算所得到的各节点温度值作为外部载荷条件, 引入至应力计算模型之中。在激光熔覆过程中, 高能激光束作用于基体材料表面, 致使局部区域温度迅速升高。金属材料在经历快速熔化和随后的凝固过程中, 因热胀冷缩的物理效应而产生较大的内部残余应力。这些残余应力的累积, 往往导致沉积后的工件发生形状变化, 甚至诱发裂纹产生, 进而严重影响沉积件的整体质量。因此, 对熔覆成型过程中的残余应力进行深入研究, 对于提升沉积件的质量和性能具有至关重要的意义。当前有限元分析对于应力场的模拟是基于热-弹-塑性理论, 若考虑温度对应力-应变关系的影响, 其热-弹-塑性关系公式为:

$$\{d\sigma\} = [D]\{d\varepsilon\} - \{C\}[M][\Delta T] \quad (3-5)$$

式中, $d\sigma$ 表示应力增量; $[D]$ 为弹塑性刚度矩阵; $d\varepsilon$ 表示应变增量; $\{C\}$ 表示与温度有关的温度; $[M]$ 为温度的函数; $[\Delta T]$ 为温度的变化量。

在弹性区:

$$\{D\} = \{D\}_e; \{C\} = \{C\}_e = [D]_e \left[\{a\} + \frac{\partial [D]_e^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} \right] \quad (3-6)$$

式中, $\{a\}$ 为线膨胀系数, T 为温度

在塑性区:

$$f(\sigma) = f_0(\varepsilon_0, T) \quad (3-7)$$

式中, f 为屈服函数, f_0 为温度和塑性有关的屈服应力函数。

根据塑性流动法则, 塑性应变的增量由公式 2.8 表示:

$$\{d\varepsilon\}_p = \lambda \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \quad (3-8)$$

式中, $\{d\varepsilon\}$ 为塑性应变; $\partial \sigma$ 为应力增量。

3.2.3 激光熔覆高斯热源模型

激光金属熔覆数值模拟的精度高度依赖于热源模型的合理构建, 其直接影响温度场与应力场仿真结果的可靠性。针对激光束的高能量密度分布特征, 研究者相继提出多种数学表征模型, 主要包括以下三类: 高斯热源、双椭球体热源及锥形高斯热源。热源模型的误选将导致热流密度场失真, 进而引发应力应变计算偏差, 因此需根据工艺特性与材料热响应行为进行针对性选择 [77-78]。

高斯热源模型、双椭球移动热源模型和高斯圆锥体热源模型各有其特点和适用场景, 不能简单地说哪一种模型更好。不过, 高斯热源模型假设热输入沿激光束的截面呈高斯分布, 模型简单, 参数较少, 易于设置和调整。它适用于模拟激光焊接等热源集中、能量密度高的焊接过程, 能够较好地反映这些过程的特点。此外, 高斯热源模型在计算成本上相对较低, 适用于大规模模拟计算。相比之下, 双椭球移动热源模型考虑了热源移动对热流分布的影响, 能够更准确地描述焊接热源的空间分布, 适用于模拟焊接过程中的热输入和熔池动态行为。然而, 它的模型相对复杂, 参数较多, 设置和调整可能更为繁琐。高斯圆锥体热源模型则可能更适用于模拟某些特定类型的焊接过程, 如电子束焊接, 其中匙孔半径上热流的衰减特征可能更为明显。在研究中会大量修改工艺参数, 所以在热源模型的选择上, 采用高斯热源模型。

激光熔覆工艺采用高能束流作为持续外加热源，聚焦激光束辐照基材表面，其能量密度呈中心对称衰减分布，符合高斯函数表征的热流空间分布特性。激光作用于基体的热源密度近视正态分布的高斯热源模型，高斯热源模型如图 3-8，其公式可表示为：

$$q_{(r)} = Q \exp\left(-\frac{12r^2}{d^2}\right) \quad (3-9)$$

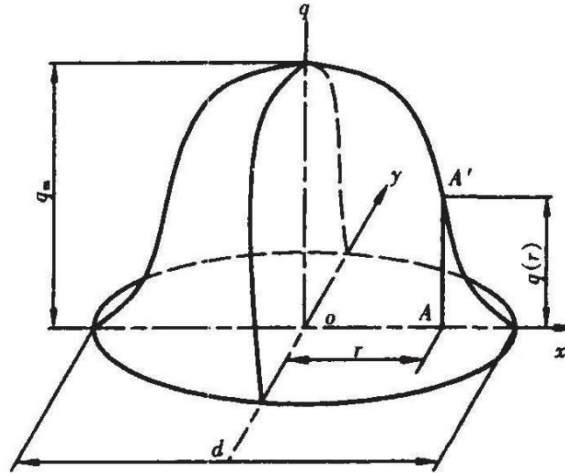


图 3-8 高斯热源模型

其中， $q_{(r)}$ 表示以 J/mm^2 为单位的热流密度， Q 表示以 W 为单位的有效激光功率， d 表示以 m 为单位的激光光斑直径， r 表示以 m 为单位的点 A' 到激光光斑中心的距离。

3.3 工艺参数仿真计算

3.3.1 Ti48Al2Cr2Nb 合金最优工艺参数

为了研究不同激光功率和扫描速度对 Ti48Al2Cr-xNb 合金激光熔覆过程中残余应力的影响，使用有限元软件建立了一个单层单道的激光熔覆模型。模型中，基体材料为 45 钢，熔覆材料选择 Ti48Al2Cr2Nb 合金。仿真设置了不同的激光功率和扫描速度组合，激光功率范围从 1100W 到 1600W，扫描速度范围从 4mm/s 到 9mm/s，以全面考察工艺参数对残余应力的影响。

通过有限元软件的模拟计算，得到了不同工艺参数下 Ti48Al2Cr2Nb 合金激光熔覆过程中的残余应力如图 3-9 所示。分析结果显示，残余应力的大小和分布与激光功率和扫描速度密切相关。

由图 3-9 可知,随着激光功率的增加,残余应力呈现出先降低后升高的趋势。当激光功率较低时(如 1100W),熔池的温度梯度较大,导致熔覆层与基体之间的热应力较高,因此残余应力也较大。随着激光功率的增加,熔池的温度逐渐升高,温度梯度减小,热应力降低,从而残余应力也逐渐减小。当激光功率达到 1400W 时,残余应力达到最低值。当激光功率继续增加到 1600W 时,残余应力开始逐渐上升。这是因为过高的激光功率导致熔池过热,熔池内部的温度分布更加不均匀,产生较大的热膨胀和冷却收缩,从而增加了残余应力。此外,过高的激光功率还可能导致熔覆层出现裂纹、气孔等缺陷,这些缺陷也会增加残余应力。

在同一激光功率下,残余应力随扫描速度的变化呈现出特定的趋势。当扫描速度为 4mm/s 时,熔池的冷却速度相对较慢,温度梯度较小,虽然热应力较低,但由于熔覆层与基体结合不够紧密,残余应力保持在一个较小的水平。随着扫描速度增加到 5mm/s,熔池的冷却速度加快,但此时的热应力与熔覆层与基体的结合力达到了一种平衡状态,使得残余应力达到了一个局部最小值。然而,当扫描速度继续增加时,这种平衡被打破。从 5mm/s 开始,随着扫描速度的进一步加快,熔池中的热量传导变得更为迅速,温度梯度开始增大,导致热应力逐渐增加。同时,较快的扫描速度减少了熔覆层与基体的相互作用时间,但此时热量传导的不充分使得熔覆层与基体之间的温度差异增大,反而导致了残余应力的持续上升。当扫描速度增加至 9mm/s 时,由于熔池中的热量来不及有效传导到基体中,熔覆层与基体之间的温度梯度进一步增大,热应力显著增加,从而使得残余应力也随之大幅上升。此外,过高的扫描速度还可能引发熔覆层出现未熔合、夹渣等缺陷,这些缺陷的存在也进一步加剧了残余应力的增加。

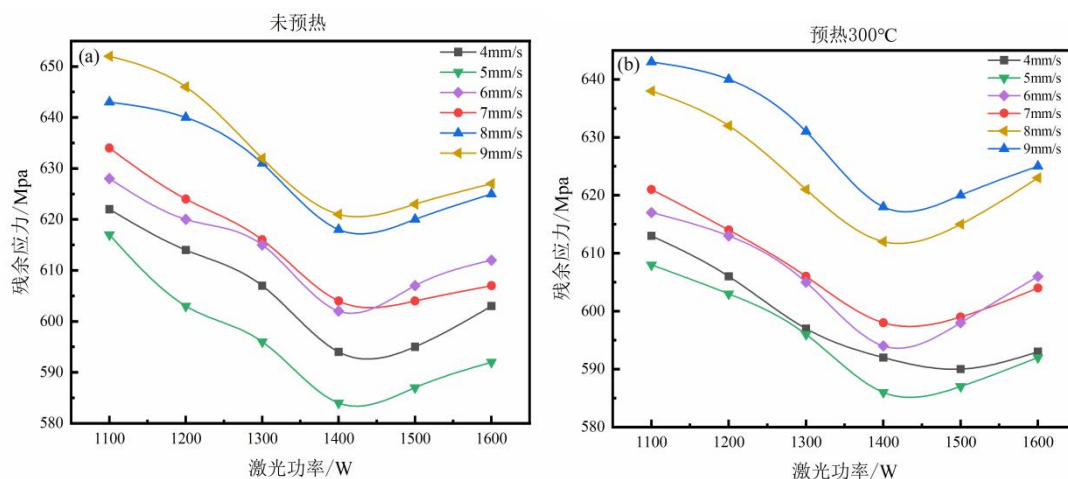


图 3-9 未预热/预热的 Ti48Al2Cr2Nb 合金在不同工艺参数下的残余应力

在激光熔覆过程中, 预热处理可以降低基材和熔覆层之间的温度梯度, 从而减小热应力, 进而降低整体残余应力。在激光功率范围从 1100W 到 1600W, 扫描速度范围从 4mm/s 到 9mm/s 内, Ti48Al2Cr2Nb 合金的最优工艺参数为激光功率 1400W, 扫描速度为 5mm/s, 且预热 300°C。

3.3.2 最优工艺参数残余应力

采用之前模拟得到的最优工艺参数, 对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金进行分析。通过精细的建模和准确的参数设置, 成功模拟了不同 Nb 含量下 Ti48Al2Cr-xNb 合金的加工过程, 并获取了各情况下的残余应力结果。

如图 3-10 所示, 对于 Ti48Al2Cr-xNb 合金, 在同一激光功率和扫描速度下, 模拟的温度场温度呈现逐渐上升的趋势, 这主要是 Nb 元素的含量增加所导致的。随着 Nb 元素含量的增加, 合金的热物理性质发生变化, 具体表现为合金的熔点升高, 热导率相对降低, 使得在相同的激光能量输入下, 合金更难以散热, 温度更容易上升。同时, Nb 元素的添加可能还改变合金对激光的吸收率, 使得合金吸收更多的激光能量, 进一步推高了温度场温度。此外, Nb 元素含量的增加也可能影响合金的相变行为和微观结构, 从而影响其热稳定性, 使得合金在激光加热过程中达到更高的温度。因此, 随着 Nb 元素含量的逐渐增加, 模拟的温度场温度也随之不断上升。

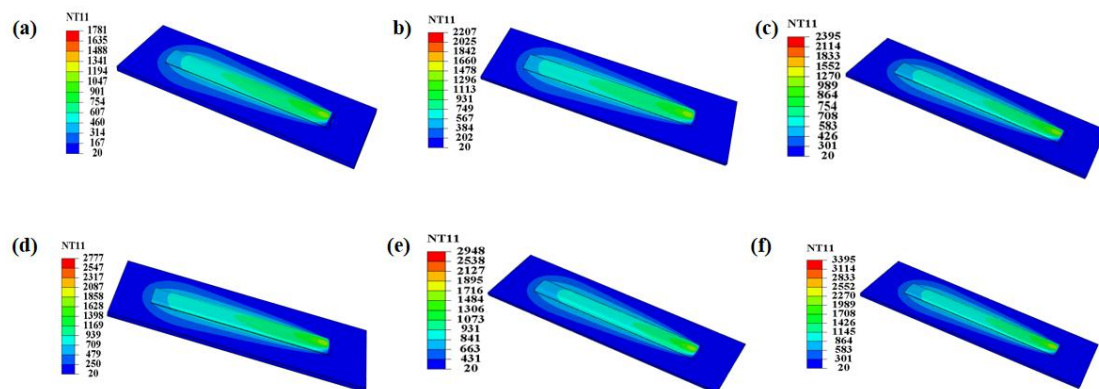


图 3-10 激光熔覆的 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层温度场

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

如图 3-11 所示, 对于 Ti48Al2Cr-xNb 合金在最优工艺参数下残余应力模拟结果分析。首先, 当 Nb 元素含量较低时(如 Ti48Al2Cr2Nb), 合金中的残余应力相对较高, 这是此时 Ti48Al2Cr-xNb 合金的微观结构和相组成相对较为简单, 激

光加工过程中产生的热应力和组织应力难以得到有效释放,从而导致了较高的残余应力。随着 Nb 元素含量的增加, Ti48Al2Cr4Nb 合金的残余应力开始下降。这可能是 Nb 元素的添加改变了合金的相变行为和微观结构,使得合金在冷却过程中能够更好地释放应力,从而降低了残余应力。

当 Nb 元素含量达到一定程度时, Ti48Al2Cr6Nb 合金的残余应力达到最小值。这可能是因为此时合金的微观结构和相组成达到了一个相对优化的状态,激光加工过程中产生的应力得到了最有效的释放。同时, Nb 元素的添加还提高了合金的塑性和韧性,使得合金在冷却过程中能够更好地抵抗应力的产生和积累。

然而,随着 Nb 含量的继续增加,合金的残余应力开始逐渐上升。这是过多的添加 Nb 元素导致了合金微观结构的复杂化和相组成产生变化,使得合金在冷却过程中难以有效释放应力。此外,高含量的 Nb 元素可能还会增加合金的硬度和脆性,使得合金在受到外力作用时更容易产生应力集中和裂纹扩展,从而导致了残余应力的上升。

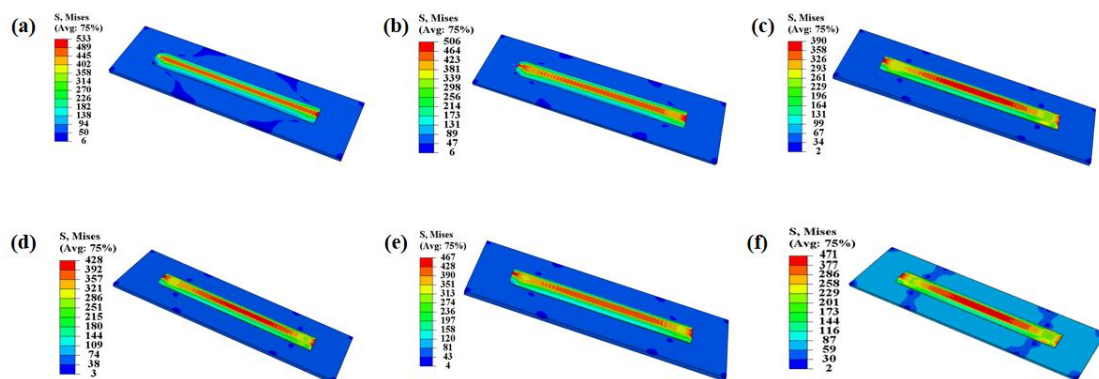


图 3-11 激光熔覆的 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层残余应力

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

综上所述, Ti48Al2Cr-xNb 合金在同一激光功率和扫描速度下,模拟冷却后的应力场中残余应力发生变化,主要是 Nb 元素含量对合金微观结构和相组成的调控作用结果。通过调整 Nb 元素的含量,可以优化合金的微观结构,改善相组成,进而有效降低残余应力,提升合金的力学性能和加工性能。

3.4 本章小结

本章主要围绕 Ti48Al2Cr-xNb 合金的材料属性计算和工艺参数优化展开研

究。通过 JMatPro 软件对 Ti48Al2Cr2Nb 合金进行了热力学模拟计算，确定了合金的相组成和相变温度，且模拟 Ti48Al2Cr2Nb 合金吉布斯自由能时，发现 Nb 元素对裂纹的有改善效果。进一步对 Ti48Al2Cr-xNb 合金进行了材料属性模拟计算。在工艺参数计算方面，采用有限元分析方法对激光熔覆过程中的温度场和应力场进行了数值模拟，通过模拟不同激光功率和扫描速度对 Ti48Al2Cr2Nb 合金激光熔覆过程中残余应力的影响，确定了最优工艺参数为激光功率 1400W，扫描速度为 5mm/s，预热 300℃。此外，还对 Ti48Al2Cr-xNb 合金进行了仿真分析，发现 Nb 元素含量对合金的残余应力有显著影响，通过调整 Nb 的含量可以有效控制合金内部的残余应力，从而优化合金涂层开裂情况。

第 4 章 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层组织特征及裂纹形成

4.1 宏观裂纹形貌

在 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层的研究中,合金表面裂纹的数量和长度是衡量合金涂层质量的重要指标,通过调整合金中的 Nb 元素含量,可以观察到涂层表面裂纹数量和长度的显著变化。

如图 4-1(a)所示,当 $x=2$ 时,合金涂层的表面裂纹数量较多,且裂纹总体长度较长。合金涂层表面的裂纹稀疏且分布的不规则,呈局部聚集特征,并有一孔洞,单位面积内裂纹密度较低,未形成连续网状结构,裂纹路径呈非线性扩展,与激光扫描方向无明显相关性。

如图 4-1(b)所示,当 $x=4$ 时,裂纹数量和总体长度有所减少,仍然呈现零散分布,单位面积裂纹密度进一步降低,且无区域性聚集现象,扩展路径不规则,分叉频率略有减少,裂纹相较于基础合金裂纹细一些。

如图 4-1(c)所示,当 $x=6$ 时,合金涂层表面的裂纹数量和总体长度达到最小值。裂纹数量极少,仅在中部出现单一主裂纹,对涂层边缘无明显影响。裂纹呈细直状延伸,宽度有显著降低,在中间区域“Y”字形分叉,涂层表面除裂纹外无明显缺陷。

如图 4-1(d)所示,随着 Nb 元素含量的增加,合金涂层表面的裂纹数量和总体长度开始逐步增加。当 $x=8$ 时,裂纹的数量和长度开始变多和变长,裂纹密度大幅增加,形成连续网状结构,将合金涂层表面分割为多个孤立区域,裂纹呈多向交叉扩展,形成近似六边形网格状图案,裂纹宽度均匀,整体裂纹边缘光滑,无锯齿状分叉。

如图 4-1(e)所示, Nb 元素含量进一步增加,当 $x=10$ 时,合金涂层表面的裂纹数量和总体长度的数值继续提高,裂纹密度进一步增加,形成更密集的网状结构,将涂层表面分割为更细小的孤立区域,且裂纹形态呈现更复杂的特征,裂纹路径曲折,局部呈现锯齿状分叉,从涂层中心向外围呈放射状延伸,边缘区域裂纹密度与中心趋于一致,合金涂层分布一些孔洞。

如图 4-1(f)所示, 当 $x=12$ 时, 合金涂层表面的裂纹数量和总体长度达到了最大值, 裂纹呈现“中部稀疏、边缘密集”的分布模式, 中心区域裂纹密度低, 而边缘区域形成高密度裂纹网络, 边缘裂纹将涂层分割为大量微小孤立区块, 这表明应力分布均匀性进一步恶化。

裂纹统计结果如图 4-2 所示, 模拟结果与实验观察的裂纹演变趋势高度吻合, 低 Nb 元素含量 ($x=2$) 时残余应力较高, 对应涂层表面稀疏、不规则裂纹; 随着 Nb 元素含量增至 $x=6$, 残余应力显著降低, 裂纹数量最少且形态单一; 而当 Nb 元素含量继续升高 ($x \geq 8$), 残余应力回升, 裂纹密度激增并形成网状或放射状分布, 尤其在 $x=12$ 时裂纹集中于边缘形成密集网络。这表明当 Nb 元素含量为 6 wt.% 时能有效抑制裂纹, 而过高 Nb 元素含量因脆性相增多加剧应力集中与裂纹扩展。

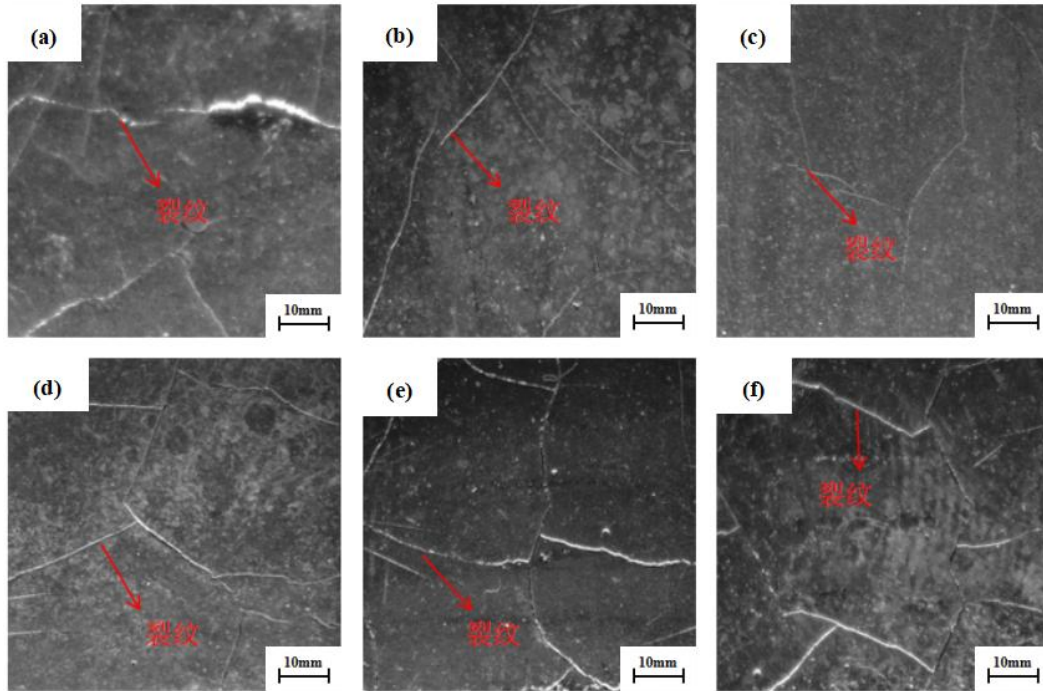


图 4-1 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层裂纹宏观形貌

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

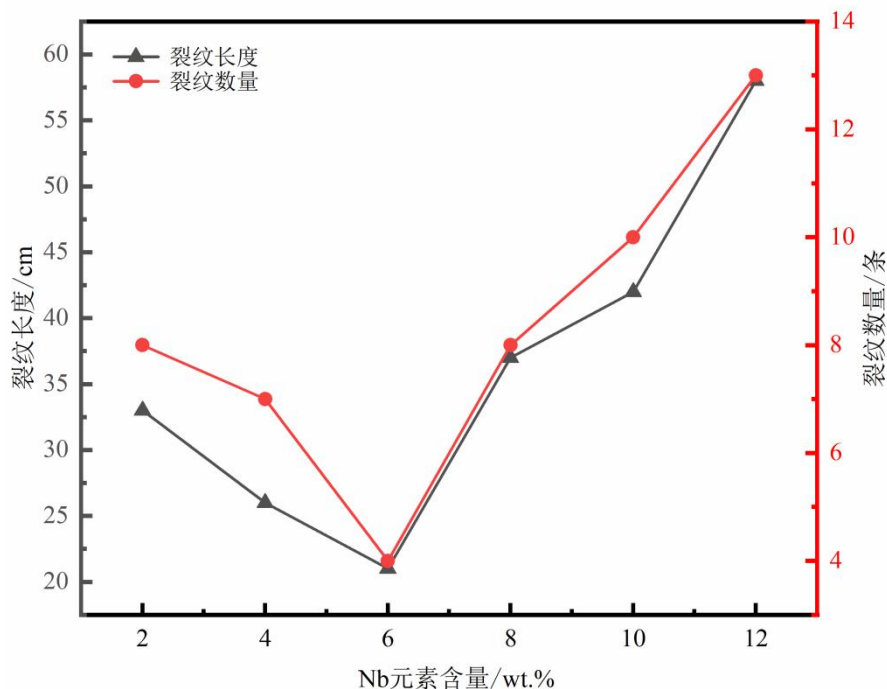


图 4-2 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层裂纹总体统计

4.2 微观裂纹宽度和形貌

在激光制造 Ti48Al2Cr-xNb 合金过程中，裂纹的形成主要源于快速冷却引起的热应力及合金本征脆性，其中热裂纹和冷裂纹是两类典型缺陷。热裂纹多发生于熔池凝固后期，由于凝固收缩受阻导致枝晶间液膜撕裂，裂纹沿晶界呈网状分布，其形貌特征为弯曲、分叉，并伴随局部元素偏析。冷裂纹则形成于固态冷却阶段，主要由残余应力超过材料断裂强度引发，裂纹路径平直且多垂直于沉积方向，常出现在涂层与基体界面或粗大柱状晶交界处。

通过 SEM（扫描电子显微镜）观察添加不同 Nb 元素含量对 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层裂纹宽度的影响，如图 4-3 (a)所示，在 x=2 时的样块中，裂纹平均宽度达到了 118 μm 。裂纹内部表面呈现显著的不规则坑洼结构，坑洞尺寸分布不均，少部分区域可见树枝状微裂纹分支，表明裂纹扩展过程中伴随局部塑性撕裂与脆性断裂的混合机制。裂纹下半部分嵌有一块状物体，表面呈多面体几何形态，与基体界面清晰，边缘存在间隙。裂纹内壁的坑洼结构表明裂纹起源于熔池凝固后期，枝晶间液态薄膜因收缩应力撕裂，未熔块状物的存在反映局部成分偏析，降低了枝晶间液相线温度，加剧凝固开裂倾向，根据这些形貌特征判断，该裂纹属

于热裂纹。

如图 4-3 (b)所示, 当 $x=4$ 时, 合金的裂纹宽度减小至 $106\mu\text{m}$ 。裂纹的上半部分存在圆形残留物, 与涂层表面齐平, 但周围存在间隙, 间隙的形成可能与凝固收缩或气体逸出导致的局部脱离有关。中间部分呈现阶梯状扩展路径, 从底部逐渐上升至表面齐平, 平台区域可见晶界滑移痕迹, 表明裂纹扩展过程中伴随局部塑性变形。下半部分为不规则坑洼结构, 坑洞尺寸分布不均, 坑洼边缘呈脆性断裂特征。根据这些形貌特征判断, 该裂纹也属于热裂纹。

当 $x=6$ 时, 裂纹宽度减小的效果最为显著, 降低至 $43\mu\text{m}$ 。裂纹内部主体区域基本为空腔, 空腔内分散分布少量块状物体, 表明凝固过程中液态金属未能有效填充收缩产生的空间, 符合凝固收缩导致的空腔特征, 该裂纹为典型的热裂纹。

随着 Nb 元素含量的继续增加, 裂纹宽度开始呈现出增大的趋势。当 $x=8$ 时, 合金涂层的裂纹宽度增加至 $54\mu\text{m}$ 。此时裂纹宽度仍然较小, 裂纹内部整体形貌与图 4-3(c)非常相似, 同属于热裂纹。

当 $x=10$ 时, 裂纹宽度的增大现象更为明显, 达到了 $104\mu\text{m}$ 。裂纹内部由多个平滑块状物体构成, 表面平整且无明显熔融痕迹, 可能为未完全熔化的高熔点相, 块状物体之间分布间隙, 间隙边缘锐利, 无塑性变形痕迹, 表明裂纹扩展过程中伴随局部脆性分离。块状物体高度不一, 形成阶梯状或层叠状结构, 可能与凝固过程中熔池波动或相变应力分层有关。块状物体为未熔的脆性相, 阻碍液态金属回填, 导致凝固后期枝晶间液膜撕裂, 块状物体层叠结构反映熔池温度或成分波动, 引发局部应力分层, 根据这些形貌特征判断, 该裂纹属于热裂纹。

当 $x=12$ 时, 裂纹的平均宽度到达最大为 $142\mu\text{m}$ 。裂纹内部完全为空腔, 无任何填充物或析出相, 腔壁无塑性变形痕迹。空腔尺寸分布均匀, 表明裂纹扩展过程中未受液态金属或氧化物的填充干扰。空腔形成源于材料冷却至低温后残余应力释放, 而非凝固收缩, 因此无液态金属填充痕迹, 据此判断该裂纹为冷裂纹。

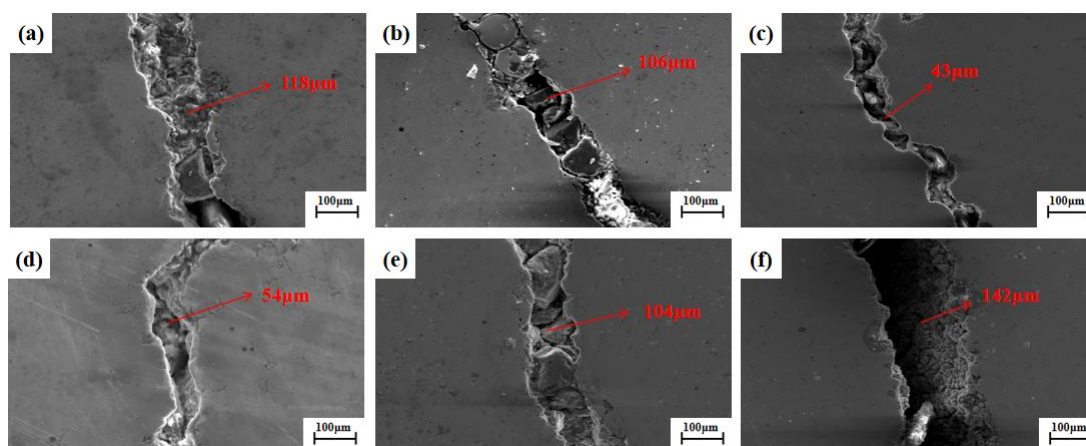


图 4-3 Ti48Al2Cr-xNb 合金裂纹平均宽度

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

4.3 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层物相分析

Ti48Al2Cr-xNb 合金的 XRD 图谱结果如图 4-4 所示, Nb 元素的添加显著调控了合金涂层的相组成。随着 Nb 元素含量从 2 wt.%递增至 12 wt.%, α -Ti 相的衍射峰强度呈现系统性衰减, 表明 Nb 元素作为强 β 相稳定元素有效抑制了 α 相的形成, 这与 Nb 原子固溶引起的晶格畸变能升高及 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变驱动力增强相关。 γ -TiAl 相主峰强度虽未发生显著变化, 但其晶面衍射峰半高宽收窄且峰位轻微右移, 可能是 Nb 元素的固溶引起 γ 相晶格常数收缩, 可能通过固溶强化机制提升相稳定性。 β -Ti 相的峰强虽存在局部波动, 但整体呈现上升趋势, 尤其在 $x \geq 8$ wt.%时, β 相体积分数显著增加, 验证了 Nb 元素对 β 相区的高效扩展作用。而 α_2 -Ti₃Al 相的特征峰随 Nb 含量增加持续弱化, 说明 Nb 元素通过破坏 Al 原子有序排列抑制了 α_2 相的稳定性。XRD 相图结果表明, Nb 元素含量对 Ti48Al2Cr-xNb 合金的影响是通过 β 相稳定化与有序相抑制的双重机制重构合金相平衡实现的, 没有富含 Nb 元素的峰是因为 Nb 元素作为合金化元素, 易固溶于基体相 (γ -TiAl 或 α_2 -Ti₃Al 相) 中, 未形成独立的金属 Nb 相。此时, Nb 原子替代基体中的 Ti 或 Al 原子位置, 导致晶格参数变化, 但不会产生新的衍射峰。如在 γ -TiAl 中, Nb 元素的固溶会轻微改变晶格常数, 但其衍射峰仍与基体相重叠, 难以单独分辨。

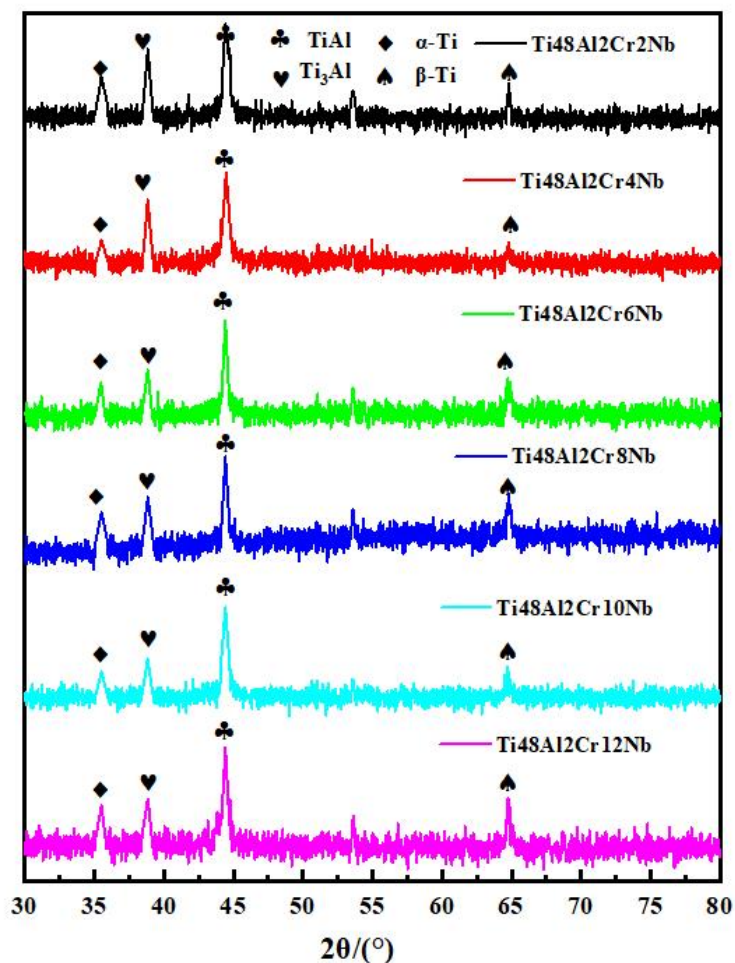


图 4-4 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层 XRD

4.4 EDS 成分分析

Ti48Al2Cr-xNb 合金在裂纹附近的 EDS 元素如图 4-5 所示，成分变化如图 4-6 所示，Ti 元素含量在 $x=2$ 时为 50.76%，随 Nb 元素的增加，达到峰值 58%，随后逐渐下降，在 $x=12$ 时，降至 53.15%。Al 元素从 $x=2$ 时的 43.56% 显著降低至 $x=6$ 时的 31%，之后趋于平稳， $x=8$ 和 $x=12$ 时维持在 31-33%。Cr 元素波动范围较小，介于 1.66% 至 2.48% 之间，无明显递增或递减规律。Nb 元素从 $x=2$ 时的 2% 逐步升至 $x=12$ 时的 11.81%，与设计含量基本对应。

随着 Nb 元素含量的增加，其 β 稳定效应促进富 Ti 的 α_2 -Ti₃Al 相形成并抑制 γ -TiAl 相，导致裂纹附近 Ti 含量在 $x=6$ 时达峰值 58% (α_2 相主导)，而 Al 因相竞争消耗和表面氧化（如 $x=4$ 时骤降至 37%）显著降低；Nb 同时通过应力诱导偏聚在裂纹尖端富集（ $x=12$ 时达 11.81%），加剧脆性 γ -TiAl 相析出，进一步消耗 Ti 并释放 Al（ $x=12$ 时 Al 回升至 33.07%），高 Nb 含量下 β 相溶解度变化使其

小幅回升 ($x=10$ 时 2.01%)。这种成分波动本质是 Nb 调控相组成 ($\alpha_2/\gamma/\beta$ 相竞争)、裂纹应力场驱动元素迁移及氧化/扩散动态平衡的综合结果。

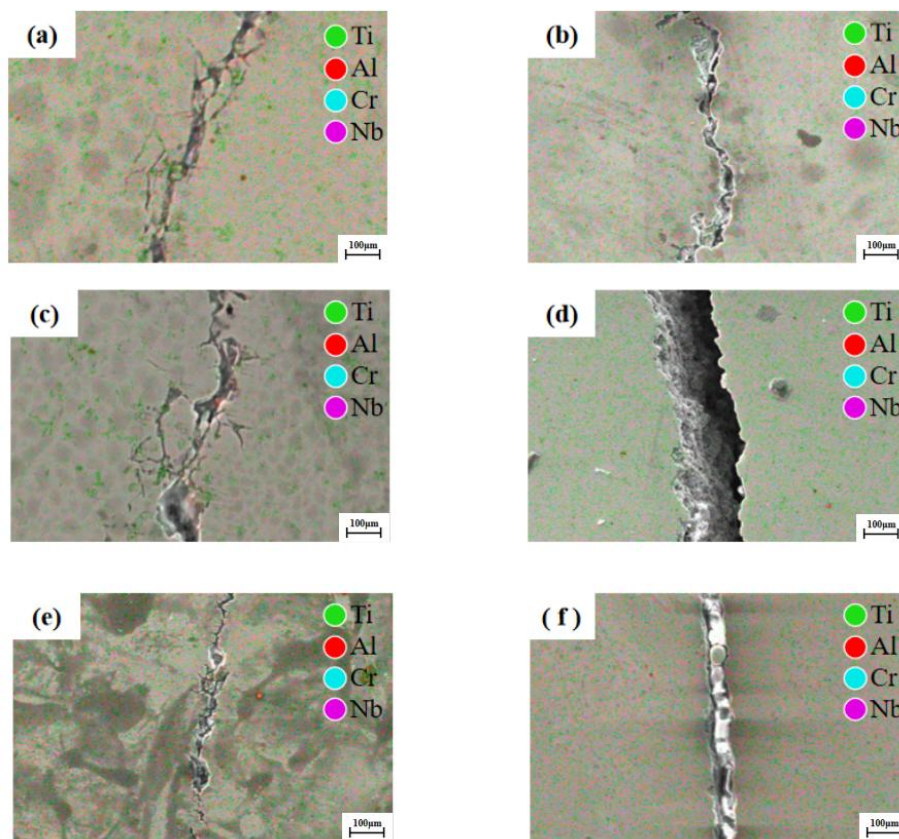


图 4-5 Ti48Al2Cr-xNb 合金 EDS

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

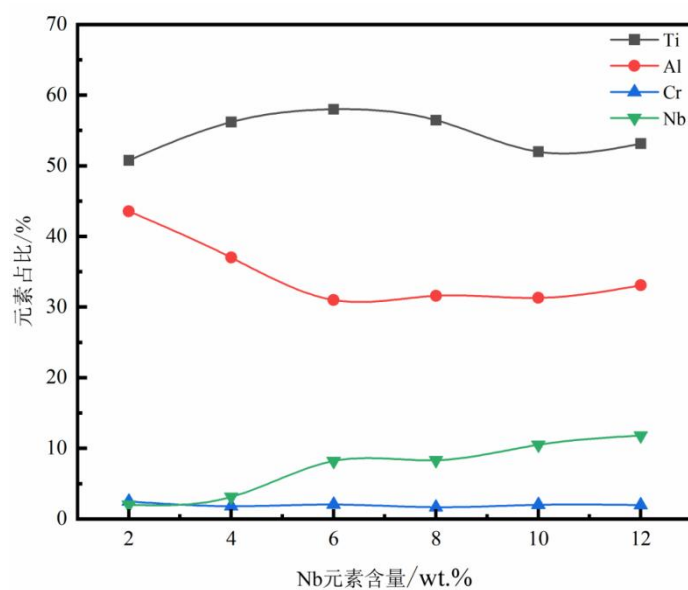


图 4-6 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层裂纹处元素分布

4.5 组织特征

4.5.1 Nb 元素对 Ti48Al2Cr-xNb 合金晶粒的影响

Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层金相结果如图 4-7 所示, 当 Nb 元素含量逐步增加至 6 wt.%时, 晶粒尺寸逐步减小至最小值。XRD 显示此时 γ -TiAl 与 α_2 -Ti₃Al 相的衍射峰半高宽增大, 表明晶粒细化与晶格畸变加剧, 符合 Hall-Petch 效应。Nb 的固溶强化抑制晶界迁移, 同时促进 β 相的弥散分布, 细化晶粒。Nb 元素含量超过 6 wt.%后, 晶粒尺寸反弹增大。XRD 图谱中 β 相的衍射峰强度显著增强, 表明高 Nb 元素含量下脆性相在晶界处析出, 导致局部晶界钉扎作用减弱, 晶粒异常增大。

Nb 元素含量逐步增加至 6 wt.%时, β 相与 γ 相的双相协调通过晶界滑移释放残余应力, 抑制裂纹萌生。Nb 元素含量超过 6 wt.%后, 过量 Nb 元素引发脆性相在晶界偏析, 导致晶界结合强度下降, XRD 中 β -Ti 相特征峰的结果也表明脆性相影响晶界行为, 晶界成为裂纹优先扩展路径。

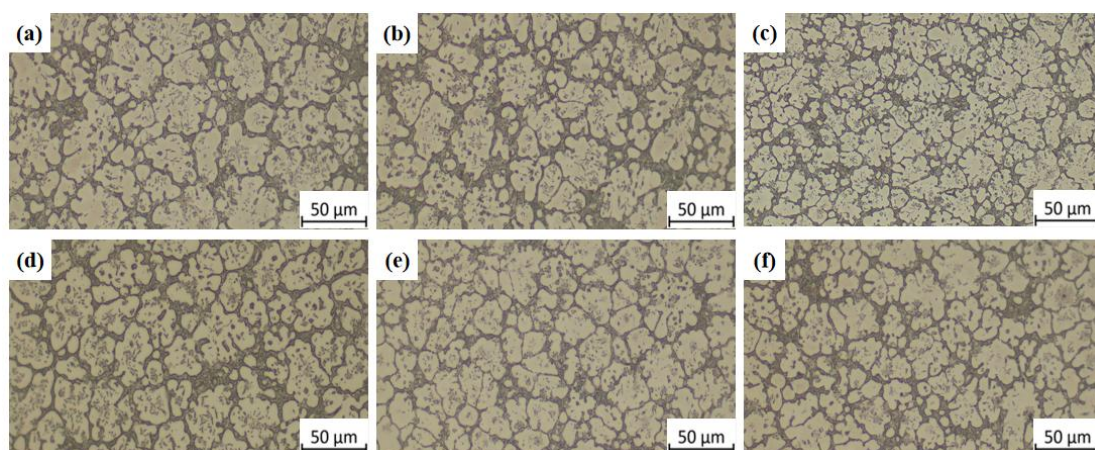


图 4-7 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层金相图

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

4.5.2 Nb 元素对 Ti48Al2Cr-xNb 合金组织的影响

在材料科学的研究领域, 合金的微观组织形态对其物理、化学及力学性能具有至关重要的影响。Ti48Al2Cr-xNb 合金作为其中一种高温合金材料, 其微观组织随合金元素 Nb 元素含量的变化而展现出多样化的形态, 这些形态的变化不仅反映了合金在凝固和相变过程中的复杂行为, 也直接关联到合金的最终性能。如图 4-8 所示, 基于 SEM(扫描电子显微镜)的观察结果, 详细分析了 Ti48Al2Cr-xNb

合金的微观组织特征。

当 $x=2$ 时, 合金涂层的微观组织呈现出一种特定的平衡状态, 这包括树突状结构与某种程度的层状或短棒状结构的混合如图 4-8 (a) 所示。树突状结构是凝固过程中由于成分过冷和晶体生长各向异性形成的, 而层状或短棒状结构则可能与 Nb 元素对合金相变行为的影响有关。

当 $x=4$ 时, 合金涂层的微观组织则表现为树突状结构与片层状结构的混合如图 4-8 (b)。树突状结构的形成与合金中的成分过冷和晶体生长各向异性有关, 而片层状结构的形成则与合金中的有序相或化合物析出有关。Nb 元素的添加对合金的相变行为和微观组织有显著影响, 促进了 γ -TiAl 相的形成, 并可能与其他合金元素形成化合物或固溶体, 进一步改变合金的微观结构。

当 $x=6$ 和 $x=8$ 时, 合金涂层的微观组织发生了显著变化, 特别是出现了较大的层状结构如图 4-8 (c) 和图 4-8 (d) 所示。这种变化是由于 Nb 元素的增加促进了某种有序相或层状化合物的形成, 这些相或化合物在凝固或相变过程中以层状形式析出。这种精细的板条状层状结构有助于提高合金涂层的抗裂纹扩展能力和高温强度。随着 Nb 元素含量的增加, 层状结构变得更加精细如图 4-8 (d) 所示, 但是少部分区域的层状结构开始消失。层状结构的形成可能与 Nb 元素在合金中的溶解度、扩散行为以及与其他元素的相互作用有关。

当 $x=10$ 时, 合金的微观组织表现出少量树突状结构与层状微结构的混合(如图 4-8 (e) 所示)。这种组织形态可能是介于较低 Nb 元素含量和较高 Nb 元素含量之间的一种过渡状态。这表明, 随着 Nb 含量的增加, 合金涂层的微观组织形态并不是单调变化的, 而是存在某种程度的复杂性或多样性。

当 $x=12$ 时, 合金涂层的微观组织再次表现为树突状结构与短棒针状结构的混合如图 4-8 (f) 所示, 这与基础合金涂层的组织形态相似。这种“回归”现象可能表明, 在过高或过低的 Nb 元素含量下, 合金涂层的凝固行为和相变过程趋于一致, 导致相似的微观组织形态。然而, 这种相似性并不意味着两种合金涂层的性能也完全相同, 因为 Nb 元素含量的增加仍然会对合金涂层的裂纹形成和力学性能产生显著影响。

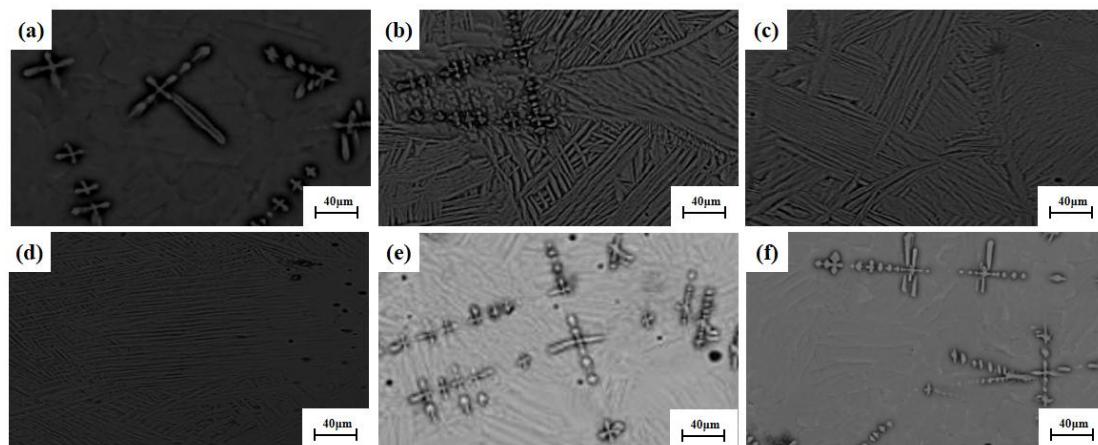


图 4-8 Ti48Al2Cr-xNb 合金显微组织

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

4.6 Nb 元素对裂纹敏感度的影响

对于 Ti48Al2Cr-xNb 合金而言, Nb 元素的含量对合金的微观组织形态及裂纹敏感度具有显著影响。结合相关实验观察结果, 探讨 Nb 元素含量变化对 Ti48Al2Cr-xNb 合金裂纹敏感度的影响机制。

当 $x=2$ 时, 合金涂层的金相组织较为粗大, 晶界清晰, 且存在一定的晶粒尺寸分布不均现象。这种粗大的晶粒和清晰的晶界导致合金在受力过程中, 晶界处的应力集中较为明显, 从而容易产生较宽的裂纹。该合金样块的裂纹宽度达到了 $118\mu\text{m}$, 这反映了其具有较高的裂纹敏感度。

当 $x=4$ 时, 合金的微观组织开始发生变化。 γ -TiAl 相的晶粒尺寸开始减小, 晶界变得更加模糊, 表明晶粒间的结合力有所增强。这种细化的晶粒和增强的晶界结合力有助于分散应力, 减少晶界处的应力集中。同时, α -Ti₃Al 相的数量和分布也得到了优化。这些微观组织的变化反映在裂纹宽度的减小上, 裂纹宽度减小至 $106\mu\text{m}$ 。这表明, 适量 Nb 元素的添加有助于降低合金的裂纹敏感度。

随着 Nb 粉末添加量的进一步增加, 当 $x=6$ 时, 合金的微观组织细化效果最为显著。如图 4-8 (c), γ -TiAl 相形成了更为细小且均匀的等轴状晶粒, α -Ti₃Al 相的数量和分布也更加优化, 微观组织的优化使得合金在受力过程中能够更好地分散应力, 显著减小了裂纹的宽度, 降低至 $43\mu\text{m}$ 。这是合金裂纹敏感度降低最为显著的阶段。

然而, 当 Nb 元素含量继续上升时, 合金的微观组织开始呈现出粗化的趋势。

当 $x=8$ 时, 虽然 γ -TiAl 相的晶粒尺寸仍然相对较小, 但晶界开始变得清晰, 表明晶粒间的结合力有所减弱。这种晶界结合力的减弱可能导致在受力过程中, 晶界处更容易产生应力集中, 从而增大裂纹的宽度, 裂纹宽度增加至 $54\mu\text{m}$ 。同时片层状结构开始消失, 说明合金的裂纹敏感度开始上升。

当 $x=10$ 和 $x=12$ 时, 合金的微观组织粗化现象更为明显。 γ -TiAl 相的晶粒尺寸显著增大, 晶界清晰且晶粒间的结合力进一步减弱。同时, SEM 观察还发现合金中出现了更多的析出相, 且这些析出相的分布并不均匀, 部分区域出现了过多的析出相聚集现象。这种粗大的晶粒、减弱的晶界结合力以及聚集的析出相都可能成为裂纹萌生和扩展的潜在位置, 从而导致裂纹宽度的显著增大。此时, 裂纹宽度分别达到了 $104\mu\text{m}$ 和 $142\mu\text{m}$, 合金的裂纹敏感度显著增加。

从微观组织的角度来看, Nb 元素在 Ti48Al2Cr-xNb 合金中主要起到了细化晶粒、增强晶界结合力和改变组织结构的作用。适量的添加 Nb 元素可以促进 γ -TiAl 相的析出和细化, 同时优化 α -Ti₃Al 相的分布, 从而降低合金的裂纹敏感度。然而, 当 Nb 元素含量过高时, 过多的 Nb 元素可能以化合物形式析出并聚集在晶界处, 导致晶界结合力减弱和晶粒粗化现象的发生。这种微观组织的变化使得合金在受力过程中更容易产生应力集中, 从而增大裂纹的宽度, 提高合金的裂纹敏感度。

Nb 元素对 Ti48Al2Cr2Nb 合金的裂纹敏感度具有显著影响。适量 Nb 元素的添加可以细化晶粒、增强晶界结合力, 从而降低合金的裂纹敏感度。然而, 当 Nb 含量过高时, 会导致晶粒粗化、晶界结合力减弱以及析出相聚集等现象的发生, 从而增大合金的裂纹敏感度。

4.7 本章小结

本章研究了通过调整 Ti48Al2Cr-xNb 合金中 Nb 元素的含量对涂层裂纹的影响。实验结果表明, 当 $x=2$ 时, 涂层裂纹多且长; 随着 Nb 元素含量的增加, 裂纹数量和长度明显减少, 此时材料结构更均匀、晶粒更细小, 抗裂效果最好; 但若继续增加 Nb 元素, 使其含量超过 6 wt.%, 裂纹反而增多, 且晶粒变粗、结构不均匀。通过显微镜观察发现, 适量添加 Nb 元素能融入合金中增强结合力, 减少裂纹; 而过多的加入 Nb 元素会导致杂质聚集, 削弱材料性能。最终确定 Nb 元素含量为 6 wt.% 时, 达到最佳比例, 能有效降低裂纹风险。

第 5 章 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层的力学性能研究

前文通过仿真 Ti48Al2Cr2Nb 高温合金涂层、确定了 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的制备工艺参数，通过 OM、EDS、XRD 和 SEM 分析了 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金的裂纹情况。本章主要讨论了不同 Nb 元素含量对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金熔覆层力学性能的影响规律。

5.1 合金硬度分析

显微维氏硬度旨在全面测量熔覆层中央纵截面从基材到表面的硬度分布，通过明确划分熔覆层、热影响区和基材三个区域，并在每个区域内从上到下依次选取测试点，同时确保相邻测试点间距高于三倍的压痕对角线距离以避免加工硬化影响。通过测量出压痕对角线长度，维氏硬度可由公式 5-1 得出：

$$HV = 0.1891 \times \frac{F}{d^2} \quad (5-1)$$

式中： F 为测试加载的压力(N)， d 为压痕十字对角线的算数平均值 (mm)。

硬度测试结果如图 5-1 所示，在 $x=2$ 时的基础合金中，其硬度值相对较低。这主要是由于合金的微观组织主要由粗大的 γ -TiAl 相和少量的 α -Ti₃Al 相组成。这种粗大的晶粒结构使得位错在移动过程中遇到的障碍较少，合金抵抗外力变形的能力相对较弱，因此硬度较低。

当 $x=4$ 时，硬度值有所上升。这是因为 Nb 作为一种 β 相稳定元素，固溶到 TiAl 合金的基体中，形成了固溶体。固溶体中的溶质原子 (Nb) 会引起晶格畸变，从而阻碍位错的移动，提高合金的硬度。此外，Nb 元素的添加还起到细化晶粒的作用，虽然这种细化效果在此时可能不太明显，但已经对合金的硬度产生了一定的积极影响。

随着 Nb 含量的继续增加，当 $x=6$ 时，合金的硬度值继续升高。这是因为此时 Nb 的固溶强化作用更加显著，同时 Nb 的添加也进一步细化了合金的晶粒。细化的晶粒增加了晶界数量，阻碍了位错的移动，从而显著提高了合金的硬度。此外，Nb 元素还促进了合金中有序相的形成，这些有序相本身具有较高的硬度，对合金的整体硬度提升也起到了积极作用。

当 $x=8$ 时, Nb 元素的添加促进了 β 相析出, 这些硬质析出相均匀分布于基体中, 有效阻碍位错运动, 显著提升合金硬度。Nb 原子固溶于 γ -TiAl 相中, 引起晶格畸变, 增加位错滑移阻力, 进一步强化基体。尽管 $x=8$ 时晶粒尺寸较 $x=6$ 略有增大, 但 β 相的钉扎效应仍抑制晶界迁移, Hall-Petch 效应持续贡献硬度提升。XRD 结果表明, $x=8$ 时, β 相体积分数显著增加, 其与 γ 相的协同作用形成双相强化结构, 同时抑制脆性 α_2 相生成, 平衡了强度与韧性。Nb 元素通过析出强化、固溶强化与细晶效应的协同作用, 使该合金硬度达到峰值, 为高 Nb 含量下的性能优化提供了关键窗口。

当 Nb 含量达到 10 wt.%和 12 wt.%时, 合金的硬度值持续下降。这主要是由于此时合金的组织粗化现象更加显著, 晶粒尺寸进一步增大, 位错在移动过程中遇到的障碍减少, 合金抵抗外力变形的能力下降。此外, 过多的添加 Nb 元素还可能引起合金中其他不利相的形成或聚集, 这些相可能成为位错移动的“通道”, 进一步降低合金的硬度。

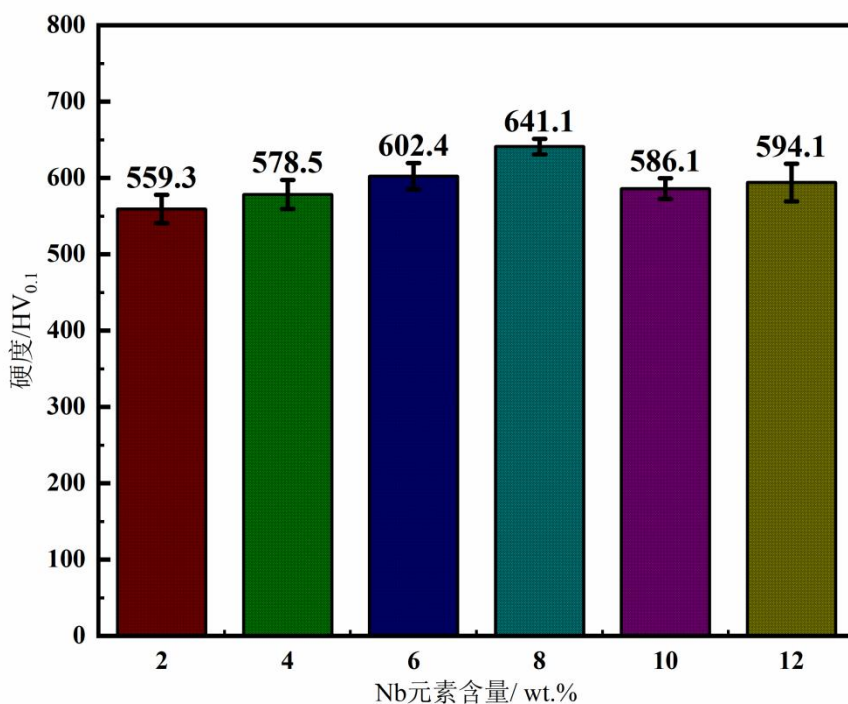


图 5-1 Ti48Al2Cr-xNb 合金硬度

5.2 合金摩擦磨损分析

对 Ti48Al2CrNb_x 高温合金涂层进行摩擦磨损实验, 实验一共分为六组, Nb 元素含量为 2 wt.%作为对比组。表 5-1 为摩擦磨损实验参数设置。将试验后的材

料分别测量其摩擦系数和磨损率，分析它们的变化情况。

表 5-1 摩擦磨损实验参数表

往复长度/cm	载荷大小/N	磨损时间/s	温度/°C	次/min
3	5	1800	25	150

摩擦系数结果如图 5-2 所示，实验数据呈现明显的非线性趋势。Nb 元素含量为 2 wt.%时，摩擦系数为 0.8，Nb 元素含量为 4 wt.%时，显著降低至 0.73，随后 Nb 元素含量为 6 wt.%时继续维持 0.73，随 Nb 元素含量的增加缓慢降至最低值 0.71，之后随 Nb 元素含量的增加开始逐步上升。这种波动表明 Nb 元素对材料性能的影响具有多重机制，需从微观结构演变、相变行为及表面特性多维度解析。

Nb 元素作为强 β 相稳定元素，其添加显著改变 α/β 相比比例。Nb 元素含量为 2 wt.%时，以 α 相为主，Nb 元素含量为 4 wt.%时， β 相含量降低，导致晶界处亚稳相减少，界面摩擦阻力减小。加入 Nb 元素含量为 6 wt.%时，形成均匀的 $\beta+\alpha$ 双相结构，相界面协调性增强，降低位错运动阻力。Nb 元素含量为 8 wt.%时，晶粒细化带来的硬度提高，摩擦磨损系数增加。Nb 元素含量为 10 wt.%和 12 wt.%时的高 Nb 状态下， β 相产生了粗化，降低抗塑性变形能力。

如图 5-3 所示，不同 Nb 元素含量下 Ti48Al2CrNbx (x=2、4、6、8、10、12 wt.%) 合金涂层的磨损率变化趋势呈现出一定的复杂性，并非简单的线性关系。从具体数值来看，当 Nb 含量为 2 wt.%时，磨损率为 0.2673%，相对较高。随着 Nb 含量增加至 4 wt.%，磨损率显著下降至 0.07%，达到一个较低的水平。然而，当 Nb 含量进一步增加至 6 wt.%时，磨损率略有上升至 0.0546%。随后，在 Nb 含量为 8 wt.%和 10 wt.%时，磨损率保持相对稳定，分别为 0.0884%和 0.2613%，未出现大的波动。最后，当 Nb 含量增加至 12 wt.%时，磨损率再次略有上升至 0.1076%。

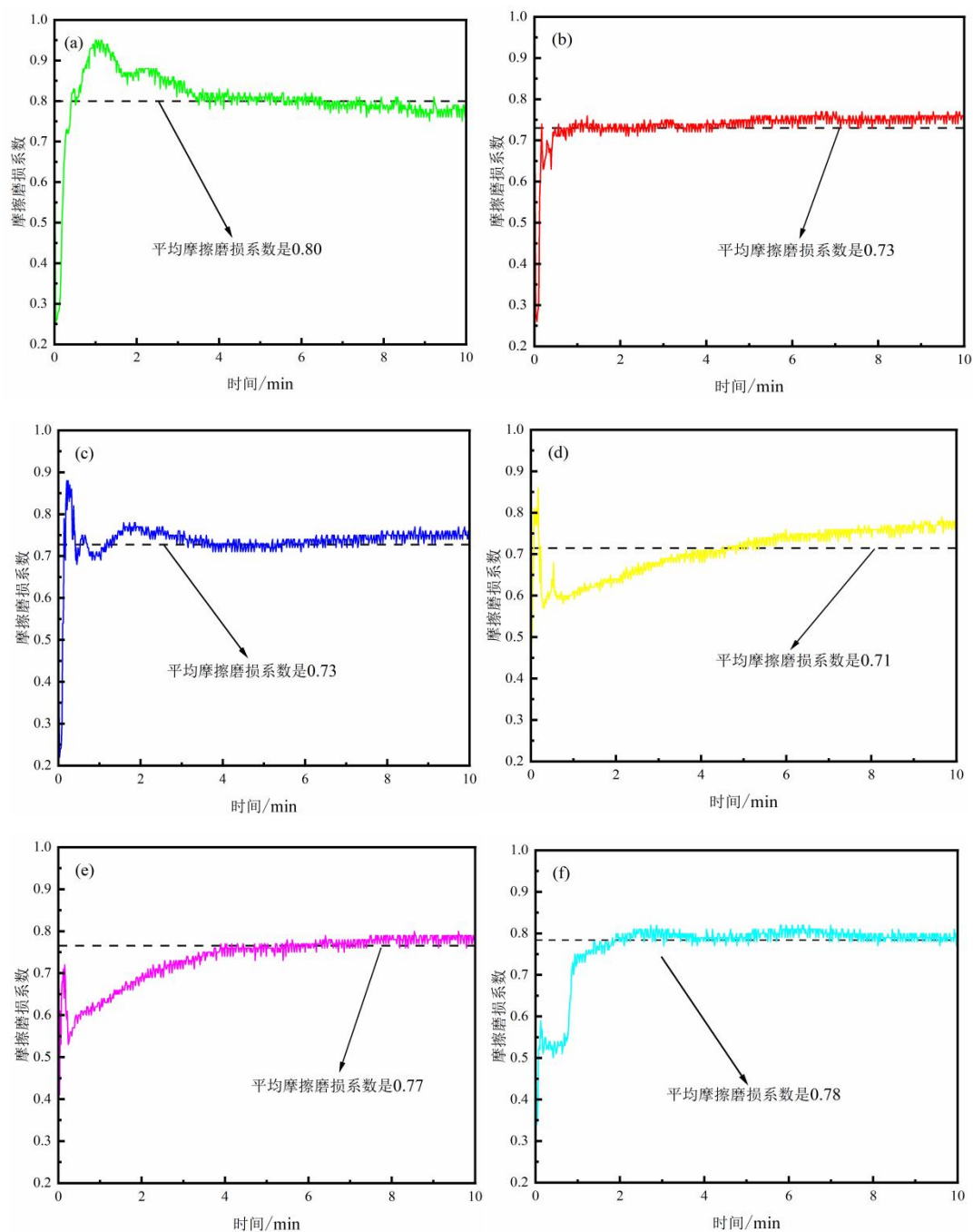


图 5-2 Ti48Al2Cr-xNb 合金摩擦磨损系数

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

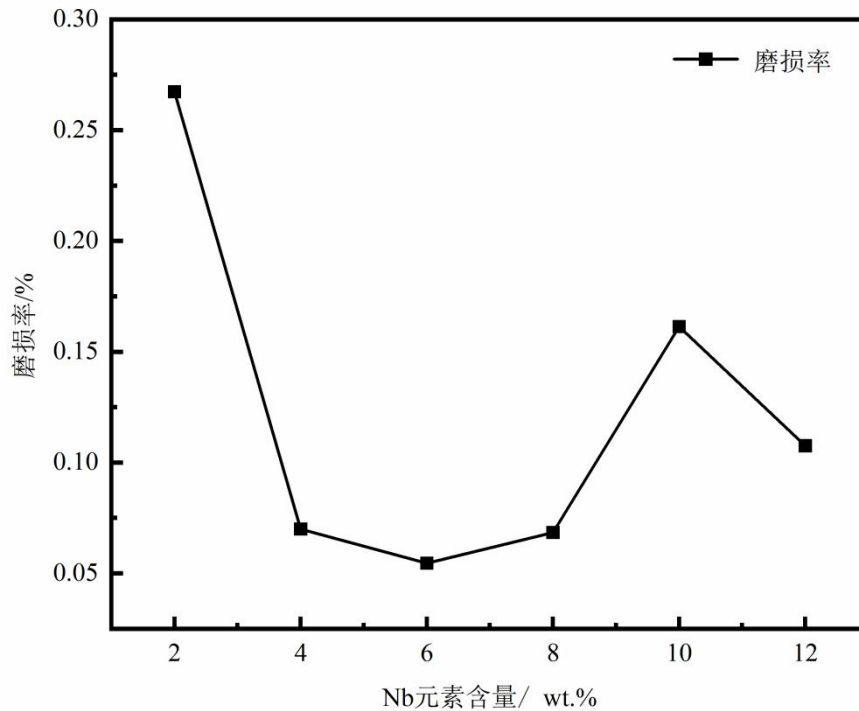


图 5-3 Ti48Al2Cr-xNb 合金磨损率

5.3 摩擦磨损机理分析

看图 5-4 可知, Ti48Al2Cr2Nb 合金的磨痕在初始阶段表现为深且宽, 这表明在没有额外添加 Nb 的情况下, 合金的耐磨性相对较差, 摩擦过程中容易产生较大的磨损量。随着加入 Nb 含量的逐步增加, 磨痕开始逐渐变浅且窄, 这反映了 Nb 的添加对合金耐磨性的积极影响。当 Nb 含量达到 8wt.% 时, 即 Ti48Al2Cr6Nb 合金, 磨痕达到了最浅的状态, 此时合金的耐磨性达到了最佳。侧面说明 Nb 的添加可以提高了合金的硬度和抗磨损能力。然而, 当 Nb 含量继续增加至 10 wt.% 和 12 wt.% 时, 磨痕又开始逐渐变深和宽, 过多的添加 Nb 元素反而对合金的耐磨性产生了不利影响。

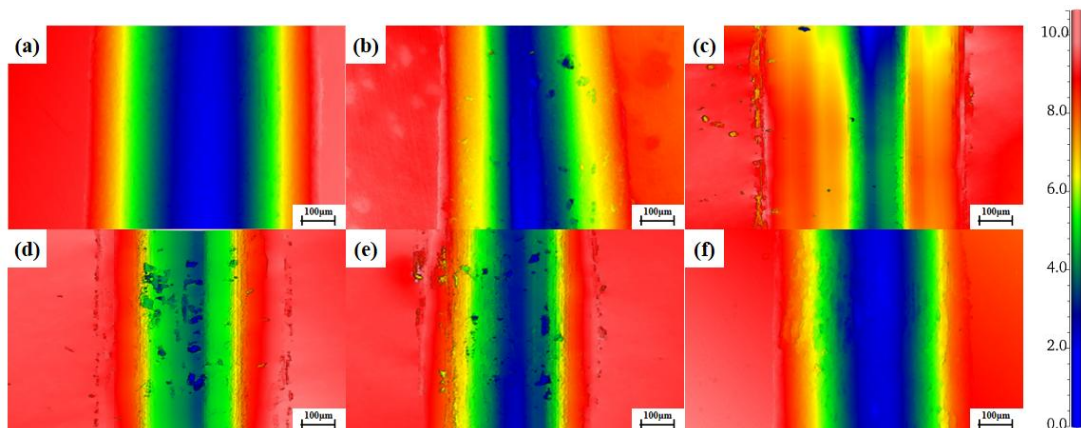


图 5-4 Ti48Al2Cr-xNb 合金摩擦磨损三维形貌

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

如图 5-5 所示, Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层在添加不同含量(2、4、6、8、10、12 wt.%)的 Nb 后, 其摩擦磨损机制主要表现为磨粒磨损、黏着磨损和剥层磨损。图 5-6 所示, 在这些磨损机制中, 黏着磨损占据主导地位, 黏着磨损是由于在摩擦过程中, 合金涂层与对磨材料之间发生了局部的粘附和剪切, 导致材料表面的转移和损失。同时, 也观察到少量的剥层磨损, 这是合金涂层在受到循环应力作用下, 表面层发生疲劳剥落所致。此外, 还存在一定程度的磨粒磨损, 这主要是由于硬质颗粒在摩擦过程中对合金涂层表面的切削和犁耕作用。Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层的摩擦磨损机制是多种磨损形式共同作用的结果, 其中以黏着磨损为主。

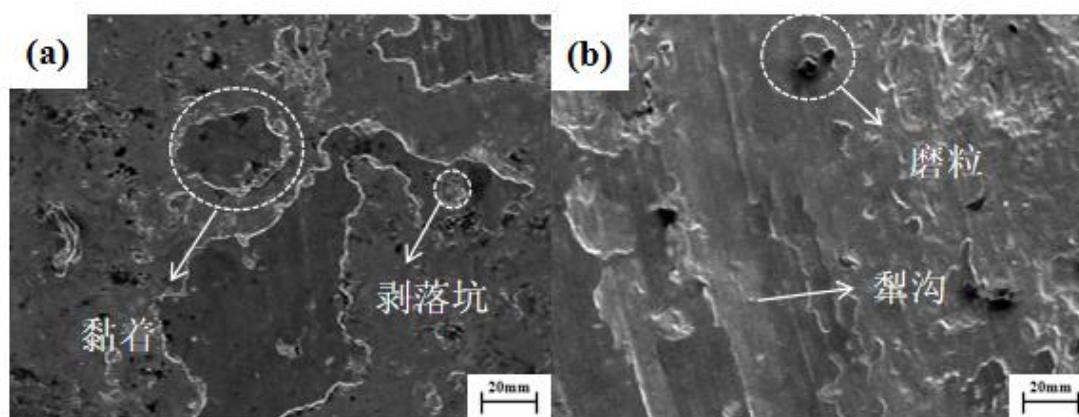


图 5-5 Ti48Al2Cr-xNb 合金的摩擦磨损形貌主要特征 (a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr6Nb

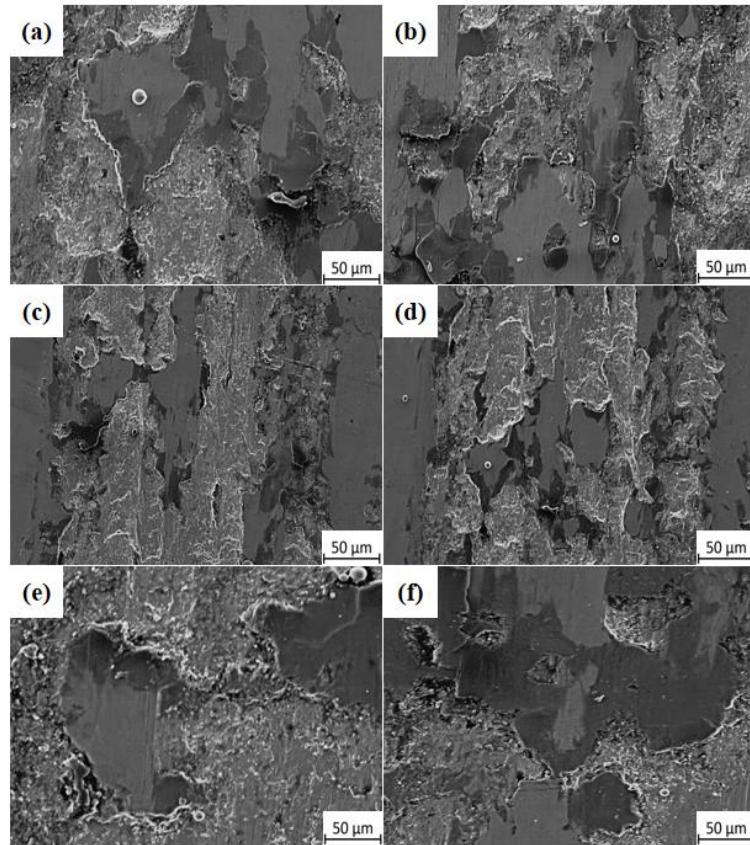


图 5-6 Ti48Al2Cr-xNb 合金的摩擦磨损形貌

(a)Ti48Al2Cr2Nb;(b)Ti48Al2Cr4Nb;(c)Ti48Al2Cr6Nb;(d)Ti48Al2Cr8Nb;(e)Ti48Al2Cr10Nb;
(f)Ti48Al2Cr12Nb

5.4 本章小结

Ti48Al2Cr2Nb 高温合金涂层性能随 Nb 含量变化显著。物相分析显示, γ 相数量随 Nb 含量增加先增后减, 6 wt.% 时达最大值。硬度测试表明, 合金硬度同样先升后降, 6 wt.%Nb 时硬度最高。摩擦磨损实验发现, 耐磨性随 Nb 含量增加先增强后减弱, 6 wt.% 时最佳。因此, 适量 Nb 添加能显著改善合金性能, 过量则产生不利影响。综上所述, 适量的 Nb 添加可以显著改善 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的性能, 包括促进 γ 相的形成、提高硬度和增强耐磨性。然而, 过量的 Nb 元素添加则会对合金性能产生不利。

第 6 章 结论和展望

6.1 结论

本研究通过对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的不同 Nb 含量（2、4、6、8、10、12 wt.%）的影响进行了系统分析。研究的主要结论如下：

(1) 数值模拟分析：对 Ti48Al2Cr2Nb 合金涂层进行工艺参数分析计算，在激光功率范围从 1100W 到 1600W，扫描速度范围从 4mm/s 到 9mm/s 内，Ti48Al2Cr2Nb 合金的最优工艺参数为激光功率 1400W，扫描速度为 5mm/s，且预热 300℃。基于最优工艺参数模拟 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层的残余应力，结果表明在 6 wt.% Nb 时，残余应力最小。

(2) 裂纹形成分析：在 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层中，随着 Nb 含量的增加，表面裂纹数量和长度逐渐减少。特别是在 6 wt.% Nb 时，裂纹数量和长度最小，同时微观裂纹平均宽度最小，表明该含量下的涂层具有最佳的抗裂性能。

(3) 物相组成：通过 XRD 分析，随着 Nb 含量的增加，Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层中 γ 相的数量呈现先增加后下降的趋势。当 Nb 含量为 6 wt.% 时， γ 相的数量达到最大值，表明适量 Nb 能够促进 γ 相的形成与稳定。然而，过量的 Nb 则导致 γ 相数量减少，并促进其他不利相的析出，影响合金的物相稳定性。

(4) 硬度分析：Nb 元素的添加对 Ti48Al2CrNb_x 合金涂层的硬度有显著影响。随着 Nb 含量的增加，合金的硬度值在 6 wt.% 时有所提升，8 wt.% 时达到了最高值。这主要归因于 Nb 的固溶强化作用和晶粒细化效应。进一步增加 Nb 含量则导致硬度下降，是由于合金中晶粒粗化和不利相的析出。

(5) 摩擦磨损性能：摩擦磨损实验表明，添加适量的 Nb 元素能够显著改善合金的耐磨性。含有 8 wt.% Nb 时，磨损率最低，表明 Nb 元素的加入能够增强合金的抗磨损能力。然而，过高的 Nb 含量导致磨损率的回升，表明过量的 Nb 会对耐磨性产生负面影响。

综上所述，适量的 Nb 添加能够显著提升 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层的综合性能，特别是硬度、耐磨性和抗裂性。最优的 Nb 含量为 6 wt.%，此时合金涂层的

综合性能最佳。

6.2 展望

尽管本研究已初步揭示了不同 Nb 元素含量对 Ti48Al2Cr-xNb 高温合金涂层性能的影响，但仍存在一些问题需要进一步探索。未来研究应进一步深入探讨 Nb 的固溶行为、相变机制及其与其他合金元素的相互作用，以揭示 Nb 对合金性能的影响机制。关注高温下的性能变化，尤其是 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层在高温环境下的抗氧化性、热稳定性和耐腐蚀性等方面的表现。可以通过进一步的实验和模拟，优化 Nb 含量范围，以满足特定应用对合金的力学性能、耐磨性和抗裂性的要求。Nb 元素的加入显著改善了 Ti48Al2Cr2Nb 合金涂层的性能，可以结合其他元素（如 Mo、W 等）与 Nb 的协同效应，进一步提升合金的综合性能，开发新型高温合金材料，以满足更为苛刻的工程需求。本研究采用激光金属沉积技术制备 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层，并通过有限元模拟对工艺参数进行了优化。未来可以进一步深入研究激光金属沉积过程中温度场、应力场的分布与演变，优化激光功率、扫描速度等工艺参数，以提高合金涂层的沉积质量和性能稳定性。

通过以上研究，期望能够进一步降低 Ti48Al2Cr-xNb 合金涂层的裂纹敏感度和提高合金涂层的力学性能，并为其在高温环境下的应用提供理论支持和实验依据。

参考文献

- [1] 张可召,何超威,林雨杨,等.激光熔覆修复 5A06 铝合金组织及力学性能[J].Laser& Optoelectronics Progress, 2020, 57(23): 231409.
- [2] Olajide A K. Advanced Coating: Laser-Metal Deposition of Titanium Aluminide Composites[D]. University of Johannesburg (South Africa), 2019.
- [3] 李康安,万杰,唐斌,等.选区激光熔化制备钛铝合金研究进展[J].稀有金属材料与工程,2024,53(12):3526-3538.
- [4] Abdulrahman K O, Akinlabi E T, Mahamood R M. Additive manufacturing: laser metal deposition and effect of preheating on properties of deposited Ti-4822-4 alloy[M]//Additive Manufacturing Technologies from an Optimization Perspective. IGI Global, 2019: 165-183.
- [5] 张新, 刘鸿羽, 车昶, 等. 钛合金低成本成形技术研究进展[J]. 铸造, 2021, 70(10): 1141-1148.
- [6] 欧阳佩旋, 陈航, 孙若晨, 等. 钛铝系合金的非等温氧化特性[J]. Journal of Materials Engineering/Cailiao Gongcheng, 2024, 52(5).
- [7] Wang K, Liu W, Hong Y, et al. An overview of technological parameter optimization in the case of laser cladding[J]. Coatings, 2023, 13(3): 496.
- [8] H. Clemens ,W. Smarsly, Light-Weight Intermetallic Titanium Aluminides-Status of Research and Development[J], Advanced Materials Research. 2011, 278: 551-556.
- [9] Youn S J, Kim Y K, Kim S W, et al. Elevated temperature compressive deformation behaviors of γ -TiAl-based Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Intermetallics, 2020, 124: 106859.
- [10] Liu Y, Ding Y, Yang L, et al. Research and progress of laser cladding on engineering alloys: A review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66: 341-363.
- [11] Zhao B, Huang P, Zhang L, et al. Temperature effect on stacking fault energy and deformation mechanisms in titanium and titanium-aluminium alloy[J]. Scientific Reports, 2020, 10(1): 3086.
- [12] García-Martínez E, Miguel V, Martínez A, et al. Tribological characterization of tribosystem Ti48Al2Cr2Nb-coated/uncoated carbide tools at different temperatures[J]. Wear, 2021, 484: 203992.

- [13] Yim S, Bian H, Aoyagi K, et al. Spreading behavior of Ti48Al2Cr2Nb powders in powder bed fusion additive manufacturing process: experimental and discrete element method study[J]. Additive Manufacturing, 2022, 49: 102489.
- [14] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
- [15] 杨益, 党明珠等. 激光选区熔化钛铝合金裂纹形成机理及抑制研究[J]. 机械工程学报, 2020, 56(3): 181-188.
- [16] 游川川, 肖华, 任丽蓉, 等. TC4 表面激光熔覆 Ti-Al-N 复合涂层的组织与性能[J]. Laser Technology, 2021, 45(5).
- [17] Mahamood R M, Okamoto Y, Maina M R, et al. Wear resistance behaviour of laser additive manufacture materials: an overview[C]//2019 International Conference on Engineering, Science, and Industrial Applications (ICESI). IEEE, 2019: 1-6.
- [18] Yim S, Bian H, Aoyagi K, et al. Effect of multi-stage heat treatment on mechanical properties and microstructure transformation of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 816: 141321.
- [19] Wang H, Liu Z, Liang J. High-temperature oxidation behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by laser additive manufacturing[J]. Materials Chemistry and Physics, 2025, 333: 130365.
- [20] Ghorbani H R, Kermanpur A, Rezaeian A, et al. Effect of nitrogen addition and aging treatment on microstructure and high temperature mechanical properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb (at%) intermetallic alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 904: 164077.
- [21] Huaqiang X, Chuanchuan Y O U, et al. Process and microstructure properties of laser cladding TiAl alloy coating on TC4 surface[J]. Laser Technology, 2021, 45(6).
- [22] Chen T, Zhu Y, X X, et al. Process parameter optimization and surface integrity evolution in the high-speed grinding of TiAl intermetallics based on grey relational analysis method[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 117(9): 2895-2908.
- [23] 裴颖脱, 张海礼. 稀土元素 Y 对粉末冶金制备钛铝合金组织和性能的影响[J]. 冶金与材料, 2019, 39(1): 168-169.
- [24] He X, Song R G, Kong D J. Effects of TiC on the microstructure and properties of TiC/TiAl composite coating prepared by laser cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 112: 339-348.
- [25] Ye P, Li X, Wu H, et al. A bicomponent TiAl alloy with superior compressive

- strength-ductility synergy prepared by powder metallurgy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 884: 145511.
- [26] Siahbouni A 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.
- [27] Liu Z, Yin G, Zhu X, et al. Microstructure, texture and tensile properties as a function of laser power of Ti48Al2Cr2Nb5Ta alloy prepared by laser additive manufacturing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 73: 624-632.
- [28] Li C, Zeng M, Liu C, et al. Microstructure and tribological behavior of laser cladding TiAlSi composite coatings reinforced by alumina–titania ceramics on Ti–6Al–4V alloys[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, 240: 122271.
- [29] Chen Z, Deng Z, Wang Y, et al. Solidification behavior of TiB₂-Ti₂AlN reinforced TiAl composites with variation Al content[J]. *Intermetallics*, 2025, 178: 108640.
- [30] García-Martínez E, Miguel V, Manjabacas M C, et al. Evaluation of Machining-Induced Chatter and Part Quality in TiAl Alloys Turning Processes by Means of Harmonics Analysis[J]. *Key Engineering Materials*, 2023, 959: 149-158.
- [31] Liang J, Yin X, Lin Z, et al. Microstructure and wear behaviors of laser cladding in-situ synthetic (TiB_x+ TiC)/(Ti₂Ni+ TiNi) gradient composite coatings[J]. *Vacuum*, 2020, 176: 109305.
- [32] Han T, Zhang Y, et al. Laser cladding Ni-Ti-Cr alloy coatings with different process parameters[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2019, 34(15): 1710-1718.
- [33] Saeedi R, Razavi R S, Bakhshi S R, et al. Optimization and characterization of laser cladding of NiCr and NiCr–TiC composite coatings on AISI 420 stainless steel[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(3): 4097-4110.
- [34] Richardson P, Cuskelly D, Brandt M, et al. Microstructural analysis of in-situ reacted Ti₂AlC MAX phase composite coating by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 385: 125360.
- [35] Moskal G, Migas D, Mendala B, et al. The Si influence on the microstructure and oxidation resistance of Ti-Al slurry coatings on Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. *Materials Research Bulletin*, 2021, 141: 111336.
- [36] Liang J, ** S, Lv N, et al. Effects of TaC Addition on the Microstructure

- Transformation and High-Temperature Wear Resistance of Laser Cladding Ti₂AlNb Coatings[J]. *Metals and Materials International*, 2025, 31(2): 405-422.
- [37] Wang H, Liu Z, Liang J, et al. Effect of Vanadium Layer on Microstructure and Properties of TC4 (Ti-6Al-4V)/TiAl (Ti-48Al-2Cr-2Nb) Dissimilar Metals Produced by Laser Additive Manufacturing[J]. *Coatings*, 2023, 13(9): 1638.
- [38] Li Y, Su K, Bai P, et al. Microstructure and property characterization of Ti/TiBCN reinforced Ti based composite coatings fabricated by laser cladding with different scanning speed[J]. *Materials Characterization*, 2020, 159: 110023.
- [39] Han T, Zhang Y, et al. Effect of Cr content on microstructure and properties of Ni-Ti-xCr coatings by laser cladding[J]. *Optik*, 2019, 179: 1042-1048.
- [40] J. Schuster and M. Palm, Reassessment of the binary Aluminum-Titanium phase diagram[J], *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2006, 27: 255-277.
- [41] Zhang Y L, Li J, Zhang Y Y, et al. Evolution in microstructure and high-temperature oxidation behaviors of the laser-cladding coatings with the Si addition contents[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 827: 154131.
- [42] 郭顺, 彭勇, 朱军, 等. 钛/铝激光焊接的微观组织及力学性能[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(11): 1102010--1.
- [43] Zhuo Z, Fang Z, Ma C, et al. Influence of LaB₆ inoculant on the thermodynamics within the molten pool and subsequent microstructure development and cracking behavior of laser powder bed fused TiAl-based alloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 2363-2381.
- [44] Liu P, Wang Z, Wang A, et al. Fabrication, microstructure and mechanical properties of TiAl composite with a Nb-enriched network reinforcement architecture[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 110212.
- [45] Wang Z, Liu P, Wang A, et al. Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of Ti₂AlC/TiAl composites with network architecture[J]. *Solid State Communications*, 2024, 394: 115708.
- [46] Wang Z, Chen W, Chen Z, et al. Enhanced mechanical properties of TiAl alloy through Nb alloying by Triple-wire arc directed energy deposition[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2025: 118800.
- [47] Chen T T, Shi Y J. Process optimization and property of Ti-Al-Cr-Nb coating on titanium alloy surface by laser in-situ synthesis[C]//*Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing, 2023, 2469(1): 012024.
- [48] Rittinghaus S K, Zielinski J. Influence of process conditions on the local solidification and microstructure during laser metal deposition of an intermetallic

- TiAl alloy (GE4822)[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52: 1106-1116.
- [49] Yanan L, Ronglu S, Wei N, et al. Effects of CeO₂ on microstructure and properties of TiC/Ti₂Ni reinforced Ti-based laser cladding composite coatings[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2019, 120: 84-94.
- [50] Lu J Z, Cao J, Lu H F, et al. Wear properties and microstructural analyses of Fe-based coatings with various WC contents on H13 die steel by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 369: 228-237.
- [51] LIANG C, WANG X, WANG H. Formation mechanism of B₂ phase and micro-mechanical property of rapidly solidified Ti-Al-Nb alloy[J]. *Acta Metall Sin*, 2022, 58(9): 1169-1178.
- [52] Liu Z, Yin G, Zhang Y. Effects of Annealing Treatment on Microstructure and Tensile Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb-5Ta Alloy by Laser Additive Manufacturing[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(10): 8630-8642.
- [53] Zeng X, Wang Q, Chen C, et al. Effects of WC addition on the morphology, microstructure and mechanical properties of Fe50/TiC/WC laser claddings on AISI 1045 steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 427: 127781.
- [54] 米高阳, 蒋熠鸣, 王春明, 等. Ti 中间层厚度对光束摆动焊接 7075 铝合金显微组织和力学性能的影响[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2023, 50(24): 2402102-2402102-10.
- [55] WANG H, ZHAO L, PENG Y, et al. Microstructure and Mechanical Properties of TiB₂ Reinforced TiAl-Based Alloy Coatings Prepared by Laser Melting Deposition[J]. *Acta Metall Sin*, 2022, 59(2): 226-236.
- [56] Li X, Zhao S, Yuan G, et al. Experimental and Thermal Stress Field Numerical Simulation Study on Laser Metal Deposition of Ti-48Al-2Cr-2Nb Alloy[J]. *Materials*, 2024, 17(10): 2189.
- [57] Sun D, Guo Y, Wang Y, et al. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high-Nb TiAl composites reinforced by nitrogen solid solution and in-situ boride[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 3117-3125.
- [58] Liu X, Wang H, Liu Y, et al. The effect of Nb content on microstructure and properties of laser cladding 316L SS coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 425: 127684.
- [59] Carrullo J C Z, Falcón J C P, Borrás V A. Influence of process parameters and

- initial microstructure on the oxidation resistance of Ti48Al2Cr2Nb coating obtained by laser metal deposition[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 358: 114-124.
- [60] Yan X, Yue S, Ge J, et al. Microstructural and mechanical optimization of selective laser melted Ti6Al4V lattices: Effect of hot isostatic pressing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 77: 151-162.
- [61] Liang J, Liu Z, Wang H, et al. Enhancement of microstructure and mechanical properties of high Nb-TiAl alloys prepared using laser additive manufacturing by annealing treatment[J]. *Metals*, 2023, 13(9): 1562.
- [62] Zhou S, Peng P, Xu Y, et al. Investigation on microstructure and mechanical properties of heat-treated Ti-47.5 Al-3Nb-3.5 Cr alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 832: 142366.
- [63] Zhang W, Li W, Zhai H, et al. Microstructure and tribological properties of laser in-situ synthesized Ti3Al composite coating on Ti-6Al-4V[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 395: 125944.
- [64] ZHAO Y H, LI Y X, TAN Y X, et al. Statistical Analysis and Optimization of Process Parameters for the Laser Cladding of TiBCN Powder onto a 7075 Aluminium Alloy Substrate[J]. *Lasers in Engineering* (Old City Publishing), 2020, 45.
- [65] Dey D, Bal K S, Singh A K, et al. Hardness and wear behaviour of multiple component coating on Ti-6Al-4V substrate by laser application[J]. *Optik*, 2020, 202: 163555.
- [66] Fan H, Wang C, Tian Y, et al. Laser powder bed fusion (L-PBF) of Ti-6Al-4V/Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-4V/ γ -TiAl bimetals: processability, interface and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 871: 144907.
- [67] Xue H, Song Y, Tong X, et al. Enhancing strength and ductility in high Nb-containing TiAl alloy additively manufactured via directed energy deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 86: 104194.
- [68] Hu Q, Wang Y, Liu Y, et al. Introducing mechanism of nano planar defect structure in Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy through multi-step heat treatment and its effect on mechanical properties[J]. *Materials Characterization*, 2025: 114820.
- [69] Luo Y, Liu S, Sun Z, et al. Microstructural evolution during annealing of a powder metallurgical TiAl-Nb composite and its effect on mechanical properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25:

3654-3669.

- [70]Cao T, Chen C, Wang W, et al. Evolution of microstructure and mechanical property of Ti-47Al-2Cr-2Nb intermetallic alloy by laser direct energy deposition: From a single-track, thin-wall to bulk[J]. *Materials Characterization*, 2022, 190: 112053.
- [71]Roa Rovira J J, Leunda J, Mateo García A M. Microstructural and micromechanical characterization of Ti-6Al-4V samples produced by laser cladding[C]//*Anales de Mecánica de la Fractura XXXVII*. 2020: 278-285.
- [72]Wang H B, Yuan T. Microstructure and Properties of Laser Cladding Coating on the Surface of Superalloy Ti600[C]//*IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. IOP Publishing, 2021, 714(3): 032054.
- [73]Sui X, Lu J, Zhang X, et al. Microstructure and properties of TiC-reinforced Ti 2 Ni/Ti 5 Si 3 eutectic-based laser cladding composite coating[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, 29: 1838-1846.
- [74]Long-Zhang S, Yong L, Zhen-Yuan Z, et al. Effect of Ni/B Addition on the Mechanical Properties of Martensite Stainless Steel by Laser Cladding[J]. *Science of Advanced Materials*, 2020, 12(11): 1656-1665.
- [75]Carrullo J C Z, Falcón J C P, Borrás V A. Influence of process parameters and initial microstructure on the oxidation resistance of Ti48Al2Cr2Nb coating obtained by laser metal deposition[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 358: 114-124.
- [76]Peng P, Zhou S, Liu Z, et al. Analysis on microstructure and mechanical properties of Ti-47.5 Al-3Nb-1.5 Cr alloy through heat-treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 908: 164689.
- [77]Pu Z, Zhang Y, Kang X, et al. Enhancing the high-temperature mechanical property and microstructure stability in Ti-4822 matrix composites via Ti/Al transition layer[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(9): 16000-16016.
- [78]Ma Y, Yang J, Liu Z, et al. Directional heat treatment technique to prepare columnar grains in a TiAl alloy: Microstructure evolution and deformation behavior[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, 330: 118462.

攻读学位期间发表的学术论文和成果目录

- [1] 高熵合金 CoCrFeNiSn_x 的第一性原理计算，安徽工程大学学报（二审中，一作）
- [2] 一种除冰机器人[P]. 中国专利：CN202410999502.3，2024-9-20.

致谢

行文至此，落笔为终，时间的风终究从三年前的初秋吹到了三年后的盛夏。一路走来，有过实验成功的喜悦，也有过论文拒稿的消沉，有过通宵工作的劳累，也有过操场奔跑的轻松。三年很长，长到足够拥有一次弥足珍贵的经历；三年很短，短到还记得开始就已迎来了结尾。

在此，感谢我的导师疏达教授。亦师亦父、认真严谨、帮助支持、监督提醒，是我三年中最好的引路人，感谢安徽工程大学里的王建彬教授、王风涛副教授、王安恒副教授、李鑫老师的指导，也感谢企业导师李红伟、日本大阪大学吴东升博士、贵州大学张大斌教授、金华职业技术学院陈源副教授，一路上对我帮助颇多。

感谢我的父母。劳累辛苦、理解包容、嘘寒问暖、关怀备至，倾尽所有不求回报，是我一生中最好的导师。

感谢我的同门师兄弟和同学，汤勇师兄、刘恩智师兄和吴文专师兄，李永昆，胡家乐，张家高，王宜红同学以及李文睿、杨强、殷硕、张彬等几位师弟在学习、工作和生活上的帮助。

最后，感谢自己，感谢那个从来不曾优秀，但也从来未曾放弃的自己。

致谢很短，人生还长，剩下的话就在未来的日子里慢慢说吧。愿自己在今后的生活中以梦为马，不负韶华。

尚德敏学 唯实惟新

