

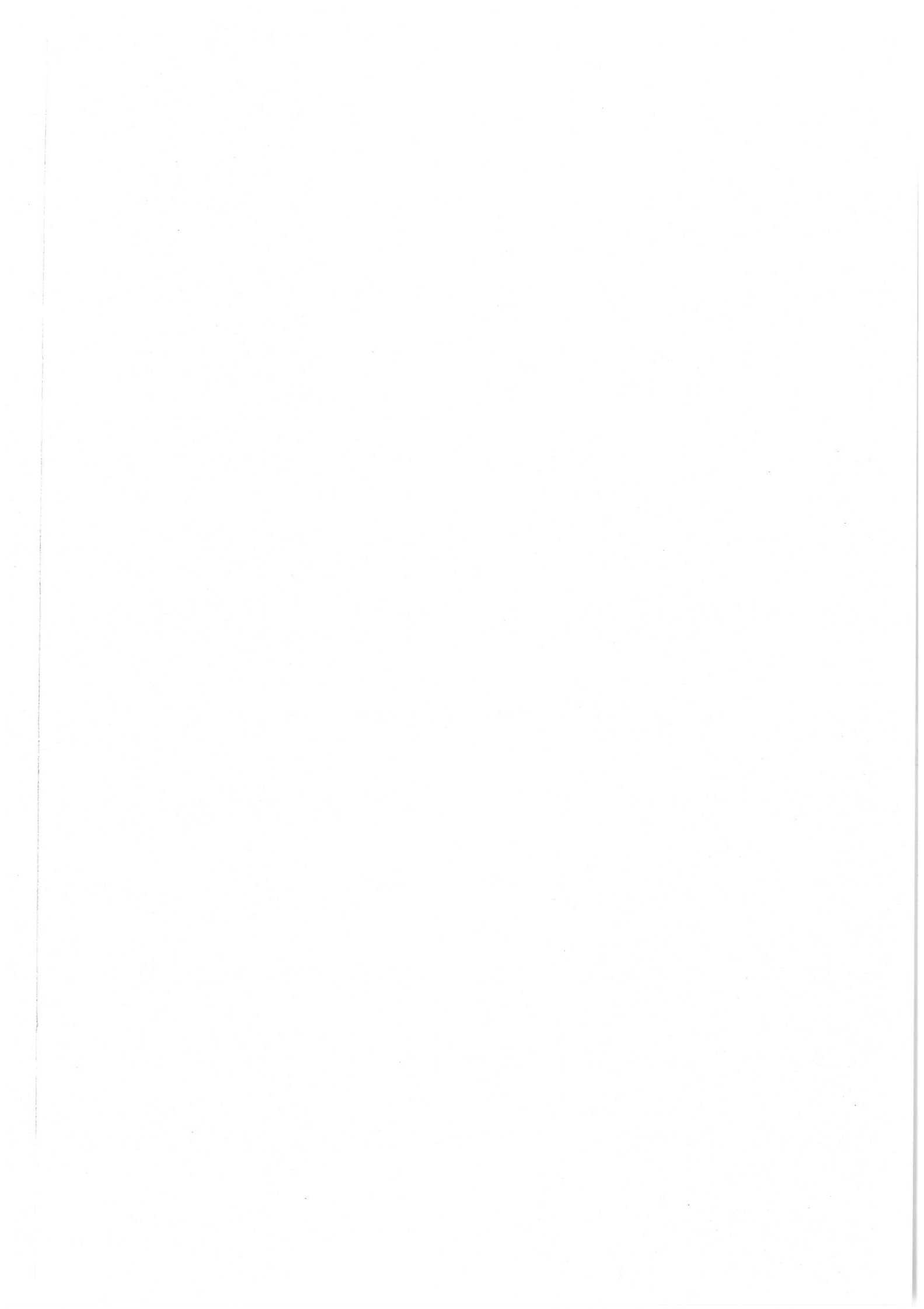
中图分类号: TG142. TG665, O242

论文编号: 10006SY0501312

北京航空航天大学  
硕士学位论文

激光熔化沉积 300M 超高强度钢  
组织及性能

|      |           |
|------|-----------|
| 作者姓名 | 董 翠       |
| 学科专业 | 材料加工工程    |
| 指导教师 | 王华明 教授    |
| 培养院系 | 材料科学与工程学院 |



**Microstructure and Mechanical Properties of Laser  
Melting Deposited Ultra-high Strength Steel 300M**

A Dissertation Submitted for the Degree of Master

**Candidate: Dong Cui**

**Supervisor: Prof. Wang Huaming**

School of Materials Science & Engineering  
Beihang University, Beijing, China





中图分类号: TG142, TG665, O242

论文编号: 10006SY0501312

## 硕 士 学 位 论 文

# 激光熔化沉积 300M 超高强度钢组织及性能

作者姓名 董翠

申请学位级别 工学硕士

指导教师姓名 王华明

职 称 教授

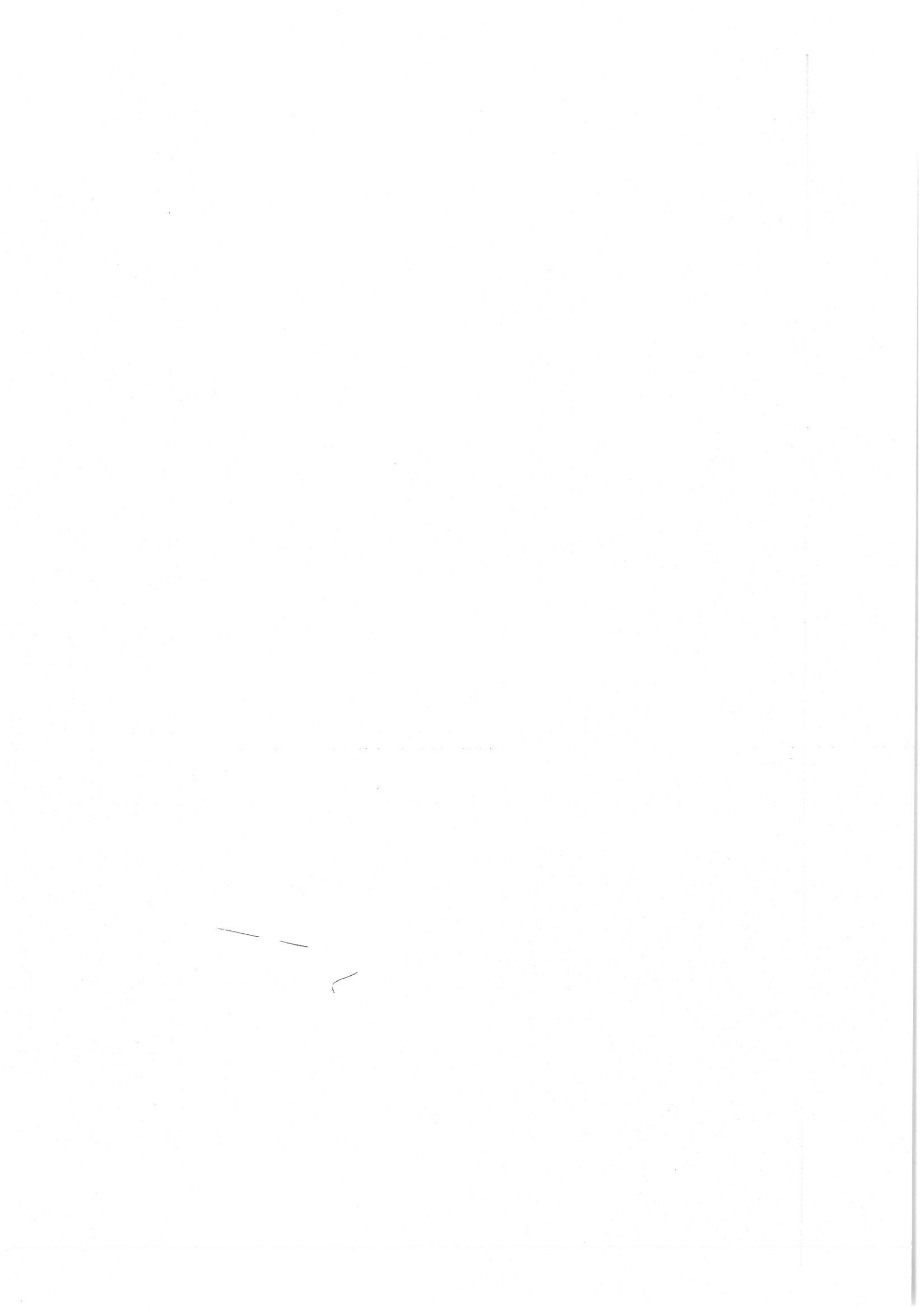
学科专业 材料加工工程

研究方向

学习时间自 2005 年 9 月 15 日 起至 2008 年 1 月 18 日 止

论文提交日期 2007 年 12 月 15 日 论文答辩日期 2007 年 12 月 19 日

学位授予单位 北京航空航天大学 学位授予日期 年 月 日



## 关于学位论文的独创性声明

本人郑重声明：所呈交的论文是本人在指导教师指导下独立进行研究工作所取得的成果，论文中有关资料和数据是实事求是的。尽我所知，除文中已经加以标注和致谢外，本论文不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包含本人或他人为获得北京航空航天大学或其它教育机构的学位或学历证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对研究所做的任何贡献均已在论文中作出了明确的说明。

若有不实之处，本人愿意承担相关法律责任。

学位论文作者签名：董翠

日期：2007 年 12 月 24 日

## 学位论文使用授权书

本人完全同意北京航空航天大学有权使用本学位论文（包括但不限于其印刷版和电子版），使用方式包括但不限于：保留学位论文，按规定向国家有关部门（机构）送交学位论文，以学术交流为目的赠送和交换学位论文，允许学位论文被查阅、借阅和复印，将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，采用影印、缩印或其他复制手段保存学位论文。

保密学位论文在解密后的使用授权同上。

学位论文作者签名：董翠

日期：2007 年 12 月 24 日

指导教师签名：[Signature]

日期：2007 年 12 月 24 日



## 摘 要

本文以真空熔炼/氩气雾化的 300M 超高强度钢粉末为原料,利用激光熔化沉积快速成形技术,制备了 300M 超高强度钢板状试样,并利用 ANSYS 有限元大型分析软件模拟计算了激光熔化沉积过程中 300M 钢试样内的温度场变化。对激光熔化沉积成形 300M 钢板状试样采用光学显微镜、扫描电镜、透射电镜及 X 射线衍射进行了组织结构分析,并结合激光熔化沉积过程中热行为的特点讨论了其显微组织的形成机理,测试了试样沿沉积增高方向的硬度分布及激光熔化沉积态 300M 超高强度钢的室温拉伸力学性能。结果表明:

(1) 激光熔化沉积快速成形的热行为有如下特点:①激光熔化沉积过程中,热流主要沿与沉积增高方向相反的方向散失,受热量累积效应的影响,随沉积高度增加,固/液界面前沿温度梯度逐渐降低;②试样中某一点处温度随时间变化趋势呈现快速非稳态热循环的特征;③由于采用了双向扫描方式,在激光熔化沉积板状试样的两端会产生端际效应。

(2) 激光熔化沉积过程具有温度梯度高、冷却速度快的特点,其凝固组织为细小均匀的胞状树枝晶,由于激光熔化沉积过程中的热量累积效应,其一次枝晶间距随沉积高度的增加而逐渐增大。

(3) 受双向扫描方式所产生的端际效应的影响,激光熔化沉积 300M 钢板状试样由端部向中心沉积层间界线呈向上倾斜的趋势,且在板状试样端部,由于两沉积层的连续沉积成形,熔池尺寸较大,胞状树枝晶定向性较差,而在中部,受端际效应的影响较小,枝晶的定向性较好。

(4) 受沉积过程中快速非稳态热循环效应的影响,激光熔化沉积 300M 钢显微组织随沉积高度增加变化显著,试样中上部为马氏体及贝氏体混合组织,中下部为无碳化物贝氏体+岛状马氏体/奥氏体(岛状 M-A)组织,底部为马氏体及贝氏体的回火组织。

(5) 通过增大基材尺寸及调整激光熔化沉积过程中的停光,得到了沿沉积增高方向显微组织均一的 300M 钢板状试样,其激光熔化沉积态室温拉伸强度为 1895MPa,断裂延伸率 6.7%,均已接近锻件性能水平。其拉伸试样断口形貌以韧窝为主,断裂机制

为韧性断裂。

关键词：激光熔化沉积，超高强度钢，显微组织，力学性能，温度场，数值模拟

## Abstract

Plate-like specimens of ultra-high strength steel 300M were fabricated by laser melting deposition manufacturing process using vacuum melted/argon atomized elemental powders in the thesis. Temperature field within the plate-like specimens during the laser melting deposition process was simulated using the ANSYS software. Microstructure of the as-deposited 300M steel was characterized by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and X-ray diffraction (XRD). Formation of the microstructure was discussed in term of thermal behavior during the laser melting deposition process. Hardness profile along the depositing direction and room temperature tensile property of the as-deposited 300M steel were also tested. Results showed that:

(1) The characteristics of thermal behavior during laser melting deposition process were as follows: Heat flow was conducted in the direction opposite to the depositing direction. Due to heat accumulation effect, temperature gradient at the solid/liquid interface front decreased gradually with the increasing deposition height; Temperature variation of the laser deposited specimen has characteristics of rapid and unstable thermal cycle because of the particular manufacturing process of laser melting deposition; Side effect occurred at the edge of the plate-like specimen due to the application of reciprocating scanning mode.

(2) Laser melting deposition process has high temperature gradient and great cooling rate. The specimen has fine cellular dendrite microstructure. The prime dendrite arm spacing increased with the increasing deposition height, which is due to the heat accumulation effect of the laser melting deposition process.

(3) The boundary of the deposited layer of the plate-like specimen was curved upward from side to middle, which is influenced by the side effect of the reciprocating scanning mode. Due to the reciprocating process, a big melting pool formed at the side of the sample and cellular dendrite is not sharply unidirectional due to the side effect. In contrast, the dendrite in the middle of the specimen is extremely unidirectional.

(4) Microstructure of the as-deposited 300M steel varied significantly with the increasing deposition height. The sample has a mixed martensite/bainite microstructure in the middle-upper part, a carbide-free bainite plus island-like martensite/austenite duplex microstructure in the middle-lower part and a tempered martensite and bainite mixed structure in the lower part.

(5) The plate-like 300M steel specimen with a uniform microstructure was fabricated through the improvement of processing parameters and increase of substrate size. The room-temperature tensile strength was 1 895MPa with the elongation rate 6.7%, which was comparable to that of the corresponding forgings. The fractured surface of the tensile test specimen was mainly composed of dimple and the fracture mechanism was ductile rupture.

**Key words:** laser melting deposition, ultra-high strength steel, microstructure, mechanical property, temperature field, numerical simulation

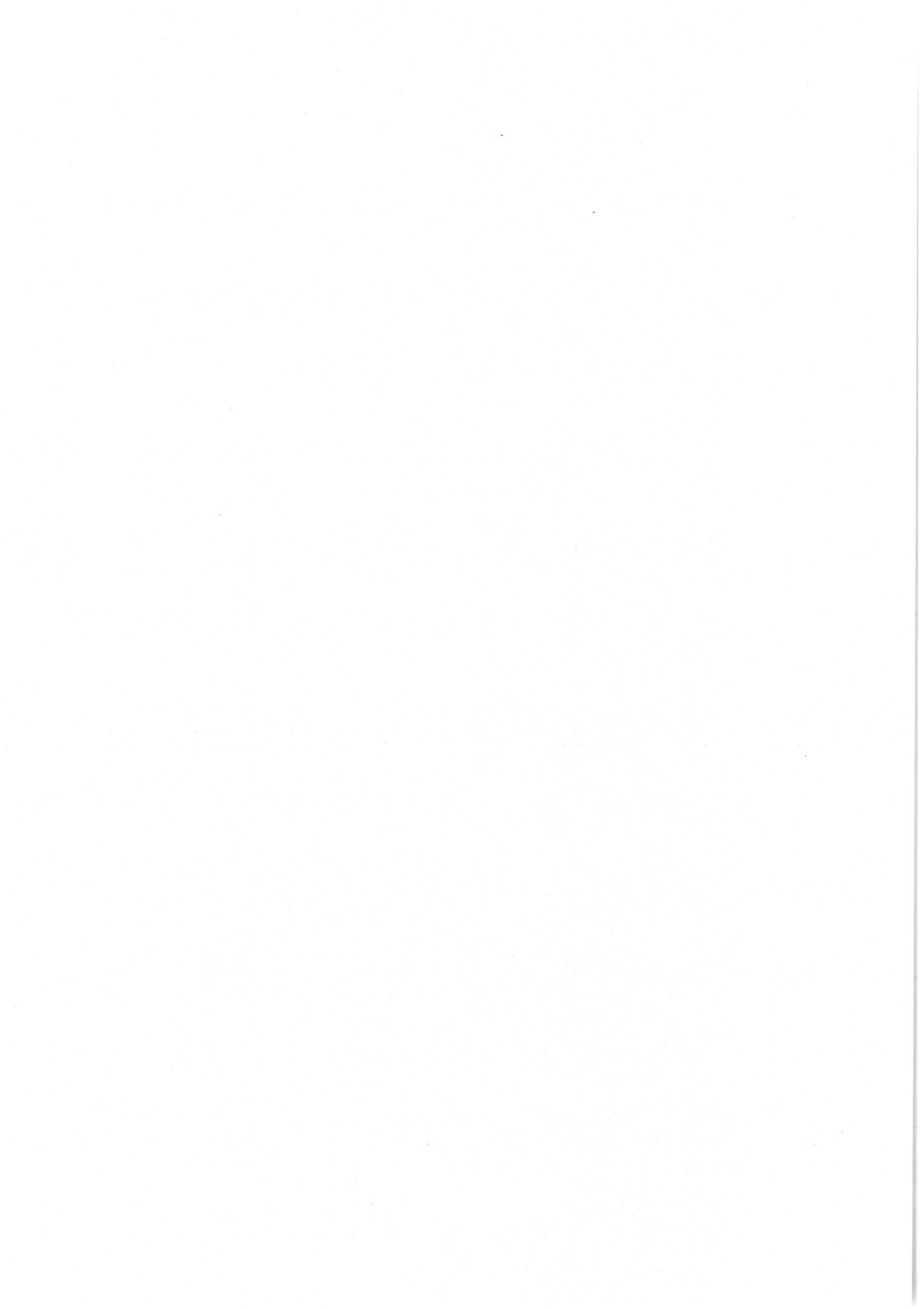


# 目 录

|                          |    |
|--------------------------|----|
| 第一章 绪论                   | 1  |
| 1.1 研究背景                 | 1  |
| 1.2 超高强度钢                | 2  |
| 1.2.1 概述                 | 2  |
| 1.2.2 分类                 | 3  |
| 1.2.3 发展趋势               | 4  |
| 1.3 中碳低合金超高强度钢--300 M    | 5  |
| 1.3.1 概述                 | 5  |
| 1.3.2 合金化原理              | 5  |
| 1.3.3 300M 钢成分及常规机械性能    | 6  |
| 1.3.4 300M 钢热处理制度及显微组织特点 | 6  |
| 1.3.5 300M 钢零件传统加工工艺     | 7  |
| 1.3.6 300M 钢研究现状         | 7  |
| 1.4 激光快速成形技术             | 11 |
| 1.4.1 概述                 | 11 |
| 1.4.2 成形原理               | 12 |
| 1.4.3 成形系统               | 12 |
| 1.4.4 研究现状               | 13 |
| 1.5 研究目的及研究内容            | 17 |
| 1.6 技术路线                 | 17 |
| 第二章 实验方法                 | 19 |
| 2.1 激光熔化沉积实验             | 19 |
| 2.1.1 实验材料               | 19 |
| 2.1.2 实验设备               | 19 |
| 2.1.3 实验方法               | 20 |
| 2.2 组织分析                 | 21 |
| 2.2.1 金相试样制备             | 21 |
| 2.2.2 组织观察               | 21 |
| 2.2.3 投射电镜 (TEM) 分析      | 21 |
| 2.2.4 物相分析               | 22 |
| 2.3 硬度测试                 | 22 |
| 2.4 贝氏体体积分数测量            | 22 |
| 2.5 室温拉伸力学性能测试           | 22 |

|                                         |    |
|-----------------------------------------|----|
| 第三章 激光熔化沉积过程热行为 .....                   | 24 |
| 3.1 基本理论及假设 .....                       | 24 |
| 3.2 模型建立 .....                          | 26 |
| 3.3 边界条件 .....                          | 30 |
| 3.4 算法设计 .....                          | 32 |
| 3.5 计算结果与分析 .....                       | 33 |
| 3.5.1 热量累积效应 .....                      | 33 |
| 3.5.2 熔池附近温度分布及散热条件 .....               | 38 |
| 3.5.3 快速非稳态热循环效应 .....                  | 40 |
| 3.5.4 双向扫描方式对成形过程热行为的影响（端际效应） .....     | 41 |
| 第四章 激光熔化沉积 300M 钢凝固过程分析 .....           | 46 |
| 4.1 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 I 的制备 .....       | 46 |
| 4.2 激光熔化沉积 300M 钢凝固过程分析 .....           | 46 |
| 4.2.1 柱状晶及胞状树枝晶的形成 .....                | 46 |
| 4.2.2 熔池内凝固过程分析 .....                   | 48 |
| 4.2.3 热量累积效应对胞状枝晶一次枝晶间距的影响 .....        | 49 |
| 第五章 激光熔化沉积 300M 超高强度钢组织结构分析 .....       | 52 |
| 5.1 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 制备 .....       | 53 |
| 5.2 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 凝固组织 .....     | 53 |
| 5.2.1 凝固组织观察 .....                      | 53 |
| 5.2.2 端际效应对凝固组织形态的影响 .....              | 57 |
| 5.3 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II 显微组织 ..... | 59 |
| 5.3.1 贝氏体-马氏体混合组织区（中上部） .....           | 60 |
| 5.3.2 贝氏体及岛状 M-A 组织区（中下部） .....         | 62 |
| 5.3.3 马氏体-贝氏体回火组织区（底部） .....            | 66 |
| 5.3.4 硬度分布 .....                        | 66 |
| 5.3.5 XRD 物相分析 .....                    | 67 |
| 5.3.6 快速非稳态热循环效应对显微组织及硬度的影响 .....       | 68 |
| 第六章 激光熔化沉积 300M 钢组织控制及力学性能 .....        | 73 |
| 6.1 工艺参数对成形过程温度变化的影响 .....              | 73 |
| 6.2 激光熔化沉积板状 300M 钢试样 III 的制备 .....     | 75 |
| 6.2.1 显微组织 .....                        | 75 |
| 6.2.2 硬度分布 .....                        | 76 |
| 6.3 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 力学性能 .....    | 76 |
| 6.3.1 室温拉伸性能 .....                      | 77 |

|                       |    |
|-----------------------|----|
| 6.3.2 断口分析 .....      | 77 |
| 结 论 .....             | 81 |
| 参考文献 .....            | 82 |
| 附 录 .....             | 88 |
| 攻读硕士学位期间取得的学术成果 ..... | 95 |
| 致 谢 .....             | 96 |



## 第一章 绪 论

### 1.1 研究背景

超高强度钢是为适应航空、航天、航海以及核能等高新技术发展需要而从 20 世纪 40 年代中期开始（以 AISI 4340 为基础）发展起来的新钢种<sup>[1]</sup>，在航空航天等高科技领域有着广泛的应用。而且近年来，随着宇航工业及海面平台建设、船舶、压力容器制造等领域的发展，超高强度钢的使用范围还在不断扩大。提高钢的纯洁度，细化组织结构及提高耐蚀性是超高强度钢的目前研究发展的主要方向。

300M 钢作为超高强度钢中的一个重要钢种，属于马氏体强化型。300M 钢通常在淬火及低温回火状态下使用，显微组织为板条马氏体，具有较好的强度和韧性，也可以通过等温淬火获得下贝氏体与马氏体的混合组织，也具有较好的强韧性组合。300M 钢因具有高强度、高韧性和较好的抗疲劳性能，目前已应用于制造多种飞机起落架。而且 300M 钢合金元素含量少，成本低，同以往的飞机起落架材料（如 30CrMnSiNi2A、AISI4340 等）相比，其强度、韧性及抗应力腐蚀能力均有了较大程度的提高，具有良好的发展前景。

但是，300M 钢在拥有超高强度的同时，其脆性也大大增加了，缺口敏感性大，对裂纹、夹杂及加工造成的表面缺陷十分敏感，这些均对 300M 钢的生产加工工艺提出了更高的要求，限制了 300M 钢的进一步发展和应用。

首先，为提高 300M 钢在工作条件下的安全性和可靠性，需要尽量提高钢的纯度，降低钢中杂质、气体及有害杂质的含量，如采用铸造工艺生产 300M 钢，需采用真空感应及真空自耗重熔（双真空）方法以提高钢的纯净度，但双真空法生产设备及操作复杂，能源消耗量大，须严格控制熔炼过程中的工艺参数以保证铸锭质量，并且在生产过程中对环境存在一定程度的污染。

其次，300M 钢作为飞机起落架的大型承力构件，通常采用整体模锻的方式锻造成形，因其体积大，几何形状复杂，锻造成形难度很大；而且 300M 钢变形抗力高，锻造温度范围窄，每加热火次的变形量要求严格，这些更增加了锻造工艺的难度。由于 300M 钢一般在大气中锻造成形，毛坯表面脱碳现象严重，为提高零件寿命，还须对毛坯进行扒皮加工以去除表面脱碳层。而且由于锻造过程中反复的高温加热、锻打过程，会在 300M 钢锻件中产生裂纹并形成缺陷以及过热粗晶。

另外, 300M 钢热处理过程中脱碳倾向严重, 淬火时易发生扭曲和变形, 虽然采用真空热处理工艺可以减少工件淬火时由热应力引起的变形, 但因马氏体转变体积膨胀所产生的组织应力无法消除, 还需综合考虑装炉方式, 装炉量等因素, 尽量控制减少变形。经淬火后的 300M 钢强度高韧性好, 但其切削表面加工硬化程度高, 切屑不易卷曲和折断, 并且 300M 钢本身导热性差, 容易形成切削表面烧伤, 加工条件控制不当时, 还会在机加工工程中产生微裂纹, 直接影响材料的使用安全性和可靠性。

综上所述, 300M 钢现有加工成形工艺存在很多问题, 尤其表现为锻造成形困难, 机加工工艺性能差等, 这使得 300M 钢生产工艺复杂, 效率低、生产周期长, 成为 300M 钢进一步发展应用的难以突破的“瓶颈”, 因此, 研究开发新型、经济、高效的 300M 钢成形加工工艺具有十分重要的实际意义。

基于分层制造原理的激光快速成形技术被认为是近年来制造技术的一项重大突破, 它是 CAD、数控、激光、材料学等多学科交叉集成, 在金属零件 CAD 三维实体模型切片数据的驱动下, 通过金属材料的激光逐层熔敷沉积, 在无需任何专用模具和任何专用工装条件下直接快速制造出具有快速凝固组织特征的高性能、全致密复杂实际金属零件。激光快速成形技术具有灵活性和快捷性的优点, 尤其适用于传统加工工艺不能制造或难于制造的各种难熔、高活性、高纯净、易污染、高性能金属零件及复杂结构件的制备。成形工艺简单, 制造环节少, 可以节省模具制造、熔炼、压力加工等诸多工序, 缩短生产周期, 提高生产效率, 而且成形过程中金属粉末的利用率高, 所得零件结构致密, 有着广阔的开发应用前景。

鉴于激光快速成形工艺的优越性, 将激光快速成形工艺应用于 300M 钢零件的加工制造, 对解决 300M 钢零件现有加工工艺存在的问题, 探索其新型成形工艺有重要的实际意义, 有望为其工业生产找到一条新型、高效、经济的道路。

据此, 本课题采用激光熔化沉积快速成形的方法制备 300M 钢, 对激光熔化沉积成形试样进行组织观察以及力学性能的测试, 研究激光熔化沉积 300M 超高强度钢组织形成规律及力学行为, 以期为实现 300M 超高强度钢激光熔化沉积过程组织性能控制提供依据, 并为其实现工业应用奠定基础。

## 1.2 超高强度钢

### 1.2.1 概述

20 世纪 40 年代以来, 在高强度钢的基础上, 通过调整合金元素和碳的含量以及改

进工艺, 超高强度钢逐渐发展起来。关于超高强度钢, 目前并无公认的定义, 一般把拉伸强度大于 1400MPa, 屈服强度大于 1200MPa 的合金结构钢称为超高强度钢<sup>[1]</sup>。从超高强度钢开始出现至今, 经过不断的研究发展, 它已成为材料科学与工程一个专门的学科领域, 是目前抗拉强度最高、韧性等综合力学性能最好的金属结构材料<sup>[2]</sup>, 在航空航天及其他高科技领域有重要地位。近年来, 随着宇航工业及海面平台建设、船舶、压力容器制造等领域的发展, 超高强度钢的使用范围还在不断扩大<sup>[3]</sup>。

超高强度钢要求具有高的抗拉强度, 并有一定的塑性和韧性, 还要求比强度(强度与密度之比)大和屈强比( $\sigma_s/\sigma_b$ )高, 以减轻构件的重量, 而且要求工艺性能良好。

### 1.2.2 分类

按照钢中合金元素含量的不同, 超高强度钢可以分为低合金超高强度钢(合金元素总含量小于 5%), 中合金超高强度钢(合金元素总含量为 5%~10%), 和高合金超高强度钢(合金元素总含量大于 10%)。在高合金超高强度钢中又包括二次硬化马氏体钢系列, 马氏体时效钢系列以及沉淀硬化不锈钢系列<sup>[4]</sup>。而按照强化机制和使用性能的不同, 可以分为中碳低合金超高强度钢(马氏体强化型), 二次硬化钢, 马氏体时效钢和超高强度不锈钢四大类<sup>[1]</sup>。

二次硬化型超高强度钢的发展也是由航空航天的需求引发的。最初的二次硬化型钢是 9Ni-4Co 系合金, 在此基础上不断的进行成分改进, 又开发了 HY180 钢和 AF1410 钢, 使得强度和韧性都有了较大的提高。20 世纪 90 年代, 美国研究成功航空工业用超高纯度钢 AerMet100, 其拉伸强度为 1930MPa, 断裂韧性达  $115\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ <sup>[1]</sup>, 是目前同强度级别钢中断裂韧性最高的钢种, 而且其抗应力腐蚀能力较好, 有研究表明, 在 3.5%NaCl 溶液中 AerMet100 较 18Ni(250)、300M、AISI4340 和 H11 有较高的抗应力腐蚀能力<sup>[5]</sup>。在 AerMet100 基础上提高碳含量得到的 AerMet310, 其抗拉强度达到 2170MPa, 强度重量比超过多数钛合金, 可作为下一代飞机要求强度高、尺寸小、重量轻的起落架及其它关键飞机零件的候选材料<sup>[6]</sup>。

马氏体时效钢是 20 世纪 60 年代由美国研制成功的, 其成分特点是超低碳(小于 0.03%)、高镍(18%~25%)。按其所含镍元素量的多少分为 18Ni, 20Ni, 25Ni 等几种类型。其中因 18Ni 制造容易, 应用最为广泛。

马氏体时效钢淬火后, 基体为超低碳板条马氏体, 具有很高的塑性和韧性, 时效后析出细小均匀的金属间化合物, 对基体有强烈的沉淀强化作用。杂质对马氏体时效钢的

影响相当大,而且这种有害影响随钢的强度的提高而更为显著。因此对于强度级别较高的钢种,均须采用真空熔炼<sup>[7]</sup>,以便得到杂质少、偏析小、含气体量低的高纯钢锭,从而保证钢具有较好的韧性和抗疲劳性能。

马氏体时效钢具有优良的机械性能和工艺性能,但由于合金化程度高,价格较昂贵,使其应用受到限制,目前主要用于要求比强度高、可靠性强、尺寸控制精确并且是其它超高强度钢难以满足要求的重要构件,如飞机机身构件、火箭发动机外壳等。

超高强度不锈钢是随着航空、航天等国防军工技术的发展,为弥补通用钢铁材料比强度低,耐磨性差而发展起来的一类超高强度钢。与其它钢种相比,它具有优异的耐腐蚀性,而强度略低<sup>[1]</sup>。超高强度不锈钢按其强化机制可以分为冷作硬化奥氏体不锈钢、马氏体不锈钢、沉淀硬化不锈钢和相变诱导塑性不锈钢四类。其中,沉淀硬化不锈钢因为具有高强度、高韧性和良好的焊接性能和机加工性能,在工程上有广泛的应用。沉淀硬化不锈钢碳含量较低,并含有一定量的 Cr、Ni 及一些添加元素包括 Mo、Co、Ti、Ni、Al 等,将钢加热到奥氏体化温度固溶处理并淬火得到马氏体组织,后在 400~600℃ 时效,可析出细小、均匀的金属间化合物沉淀相,从而使钢件得到高强度及良好的韧性。日本 D.H.Ping 等人的研究结果表明 13Cr-8Ni-2.5Mo-2Al 马氏体沉淀硬化不锈钢在 450~620℃ 时效时可析出大量超细 (1~6nm)  $\beta$ -NiAl 相,沉淀相呈球状,弥散分布于马氏体基体中<sup>[8]</sup>。

### 1.2.3 发展趋势

航空航天科技的发展,要求超高强度钢具有超高强度,高韧性和耐腐蚀等性能,以保证其长寿命及高可靠性的使用要求。

强度与脆性的矛盾是超高强度钢发展的主要问题,随着钢强度的提高,缺口敏感性也增大,从而使超高强度钢使用的安全性和可靠性降低。如何降低超高强度钢的缺口敏感性,提高钢的断裂韧性,一直是人们努力的方向。采用电渣重熔、真空感应及真空自耗等提高钢纯净度的冶金工艺,可以降低钢中杂质、气体以及有害元素的含量,使钢的韧性得到提高,而且随着钢强度的提高,发展超纯净熔炼技术是其发展趋势。控制钢中奥氏体晶粒度,细化淬火马氏体组织也能有效改善钢的缺口韧性,近年来超细晶粒钢是超高强度钢的又一发展方向。

超高强度钢由于其强度重量比较高,在日益要求减重、节能的汽车制造领域有着广阔的应用前景<sup>[9]</sup>,但也是由于高强度,其加工性能(尤其是板材的加工成形性能)较差,



这是限制其在汽车制造领域发展的一个主要问题,故发展适合超高强度钢板材的加工成形工艺是超高强度钢制造领域研究的重要方向。

超高强度钢的另一个重要问题是不耐蚀<sup>[2]</sup>。其腐蚀机理和解决途径也是一个重要的研究方向。

### 1.3 中碳低合金超高强度钢--300 M

#### 1.3.1 概述

低合金超高强度钢是 20 世纪 40 年代中期,在调质钢基础上发展起来的钢种,通常在淬火和低温回火状态下使用,显微组织为板条马氏体,具有较好的强度和韧性,也可由等温淬火获得下贝氏体组织或下贝氏体与马氏体的混合组织,韧性也较好,这类钢合金元素含量少,成本低,具有广泛的应用范围。目前低合金超高强度钢的强度范围一般在 1500~2000MPa。常见的牌号有 30CrMnSiNi2A, 45CrNiMoVA, 35CrNi4MoA, 34Si2MnCrMoVA, 40CrNi2Si2MoVA (即 300M) 等。

300M 钢是低合金超高强度钢的典型代表。它是在 AISI 4340 (40CrNiMo) 钢的基础上加入约 1.5% 的硅和 0.05%~0.10% 的钒,以及略提高碳和钼的含量发展而来,热处理后抗拉强度可达 1900MPa<sup>[7]</sup>以上,并具有优良的横向塑性,断裂强度等,适宜制造飞机起落架、机体零件、接头和轴等结构零件<sup>[10]</sup>。

#### 1.3.2 合金化原理

低合金超高强度钢属马氏体强化型,而马氏体的强度主要取决于其中间隙固溶的碳原子数,合金元素对强度的贡献不大。添加合金元素的目的在于改善钢的其它性能,包括提高钢的淬透性和回火马氏体的稳定性,细化晶粒,改善碳化物的分布等。

**碳元素:**用以获得超高强度,其含量对低温回火后回火马氏体组织的强度、塑性和韧性有直接影响。在含碳量为 0.2%~0.5% 的低合金钢中,拉伸强度与碳含量之间保持线性关系:

$$\sigma_b(\text{MPa})=2940 \times C + 820^{[11]} \quad (1.1)$$

在此范围内,碳含量对钢的影响非常显著。随着碳含量的进一步提高,虽然强度有所增加,但是钢的塑性和韧性均被削弱,工艺性能(如加工性、焊接性等)也随之恶化。所以钢中的碳含量以保证其强度即可,不可过高。

**合金元素:**

(1) 提高淬透性 主要有锰、铬、镍、钼、硼等元素, 通过提高过冷奥氏体的稳定性, 使零件在淬火时全部淬成马氏体而不含过冷奥氏体的分解物, 从而获得超高强度。另外, 淬透性的提高可使淬火所需要的冷却速度减慢, 相应的减少钢在淬火时所引起的残余应力, 从而降低回火温度, 减少钢在回火时的强度损失。但合金元素的加入量不宜超过淬透性的需要, 以免使  $M_s$  点显著降低, 增加淬裂倾向。

(2) 增加回火稳定性 提高马氏体的回火稳定性, 可使钢在低温回火后应力得到消除, 塑性和韧性提高, 而强度损失较小; 另外, 也可以在保证强度的前提下, 适当提高低温回火的温度, 以提高塑性和韧性。

所有元素中, 硅是提高钢的低温回火稳定性的最有效的元素, 它可以使低温回火脆性区显著地向高温方向移动。300M 钢中加入了 1.45%~1.80% 的硅, 其低温回火脆性区推迟到 350℃ 才出现<sup>[4]</sup>。另外, 铬、钒、钼等一些碳化物形成元素, 能延缓马氏体的分解, 也可以提高马氏体的回火稳定性, 但其作用不如硅明显。

(3) 改善机械性能 在钢中加入某些合金元素, 可以细化马氏体组织, 改善碳化物的分布, 从而改善回火马氏体的韧性, 降低其缺口敏感性。

镍和少量铬、硅可以使马氏体中的碳较为均匀的分布; 钒、钛能细化晶粒, 故可细化马氏体组织; 钼能破坏碳钢中碳化物薄膜的连续性, 这些都有利于提高回火马氏体的塑性和韧性。

### 1.3.3 300M 钢成分及常规机械性能

300M 钢名义成分和常规机械性能分别列于表 1 和表 2 中。

表 1 300M 的化学成分<sup>[10]</sup>

| 元素    | C     | Mn    | Si    | S      | P      | Cr    | Ni    | Mo    | V     | Cu    |
|-------|-------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 含量    | 0.38~ | 0.60~ | 1.45~ | ≤0.010 | ≤0.010 | 0.75~ | 1.65~ | 0.30~ | 0.05~ | ≤0.35 |
| wt. % | 0.43  | 0.90  | 1.80  |        |        | 0.95  | 2.00  | 0.50  | 0.10  |       |

表 2 300M 钢机械性能<sup>[12]</sup>

| 材料   | $\sigma_b$ (MPa) | $\sigma_{0.2}$ (MPa) | $\delta_5$ (%) | $\Psi$ (%) | $\alpha_k$ (KJ/m <sup>2</sup> ) | HRC   | 脱碳层 (mm) |
|------|------------------|----------------------|----------------|------------|---------------------------------|-------|----------|
| 300M | 1965±100         | 1572±100             | 8              | 30         | --                              | 52~55 | ≤0.075   |

### 1.3.4 300M 钢热处理制度及显微组织特点

**热处理制度:** 925℃, 正火+高温回火+870℃, 油淬+300℃, 空冷, 回火两次<sup>[11]</sup>。

**合金组织结构:** 正火状态下组织为少量珠光体、马氏体和贝氏体。淬火+回火后的组织主要是回火马氏体, 少量贝氏体和少量残余奥氏体<sup>[10]</sup>。

300M 钢经淬火和回火后,  $\epsilon$  碳化物在板条马氏体内部沉淀析出<sup>[13]</sup>, 它是在马氏体转变过程中, 直接从奥氏体相沉淀析出的,  $\epsilon$  碳化物在马氏体内倾向于平行排列且与马氏体板条长轴方向成一定角度, 其与马氏体的位相满足 Jack 关系。另外, 在原始奥氏体晶界上还可能有块状自回火马氏体出现<sup>[14]</sup>, 在其内部,  $\epsilon$  碳化物和渗碳体沿一定惯析面并沿某些特定的晶向沉淀析出。

### 1.3.5 300M 钢零件传统加工工艺

传统的 300M 钢零件加工工艺路线<sup>[12]</sup>为: 锻造—正火+退火—机械加工—去应力退火--(焊接—去应力退火) 淬火+回火—校正—去应力退火—精加工—去应力退火—喷丸—探伤—表面处理—探伤—喷漆。

### 1.3.6 300M 钢研究现状

300M 钢是美国国际镍公司于 1952 年开发的, 从上世纪 60 年代起一直是主要的飞机起落架材料, 美国有 90% 以上的军民用飞机起落架都用 300M 钢制造, 如 F-15, F-16, Boeing747 等飞机的起落架及 Boeing767 飞机机翼的襟滑轨, 缝翼管道等, 目前已发展为一种成熟的航空用钢种。1980 年我国开始仿制 300M 钢 (国内牌号为 40CrNi2Si2MoVA), 1988 年作为起落架用钢试生产, 目前已达到与飞机机体同寿命的国际水平<sup>[1]</sup>。关于 300M 钢的研究主要可分为组织与性能研究、加工成形工艺研究两个方面。

#### (1) 组织与性能研究

300M 钢因具有超高的强度, 对氢脆及应力腐蚀敏感, 提高 300M 钢的韧性及抗氢脆和应力腐蚀能力一直是国内外研究工作者的努力方向。

国外有材料研究工作者提出解决这一问题的一个潜在的方法是得到具有混合组织的钢, 通过各种组织之间的配合以满足不同的使用性能要求: 奥氏体组织的存在有利于韧性和抗氢脆及抗应力腐蚀能力的提高; 在贝氏体转变温度区进行等温转变, 可增加富碳奥氏体的含量, 并得到无碳上贝氏体 (主要是硅的存在可强烈抑制贝氏体转变过程中渗碳体的沉淀析出), 这些组织较板条间的渗碳体脆性相有利于增强钢的韧性和环境使用性能; 薄膜状奥氏体机械稳定性较好, 对塑性和韧性的提高有利, 而富碳的块状奥氏体因其机械稳定性较差, 反而对塑性和韧性有害。Yoshiyuki Tomita 和 Takeyoshi Okawa 指出对于 300M 钢在 623K 及其以下温度进行等温转变时, 可得到在无碳上贝氏体基体中均匀分布的奥氏体薄膜 (体积分数约为 12~18%), 而在 648K 及其以上温度等温转变,

残余奥氏体量增多并呈块状（体积分数约为 22~25%）<sup>[15]</sup>。

在等温贝氏体转变过程中，贝氏体的形成机理类似于马氏体相变，转变过程中，不发生扩散，多余的碳在贝氏体板条生长停止时迅速转移到残余奥氏体中。L.C.Chang 和 H.K.D.H.Bhadeshia<sup>[16]</sup>应用相变理论分析了 300M 钢在贝氏体等温转变过程中残余奥氏体的含碳量之后，提出该无扩散贝氏体的生长机制可用来计算奥氏体的组分，从而通过组分的控制提高奥氏体的机械稳定性，进而提高 300M 钢的机械性能。H.K.D.H.Bhadeshia 还研究了含部分贝氏体组织的 300M 钢的马氏体转变动力学机制。将试样加热到奥氏体化温度后先在贝氏体转变温度区进行等温转变，后继续冷却到室温，结果表明，贝氏体铁素体条的出现并不明显改变马氏体的形成方式，基于实验数据，他提出了一种无热马氏体转变动力学模型，转变过程中马氏体具有自发结晶形核效应，使得马氏体板条的大小趋于一致<sup>[17]</sup>。

300M 钢最终热处理工艺通常采用淬火加低温回火处理，使用状态下的组织主要是回火马氏体，少量贝氏体和少量残余奥氏体。研究不同热处理状态下的组织转变规律及不同组织转变产物对材料力学性能的影响，对于改善 300M 钢的强韧性配合，提高材料的综合使用性能有重要的意义。

凌斌<sup>[18]</sup>等研究了不同淬火速度下组织转变产物的特征及变化规律，冷却速度较快时，显微组织主要为板条马氏体，同时存在极少量的下贝氏体、孪晶马氏体和小尺寸的残余奥氏体；冷速越大，孪晶数量越多，残余奥氏体尺寸越小。中速冷却时，显微组织仍以马氏体为主，并有转变不完全的贝氏体和残余奥氏体，随着冷却速度降低，贝氏体转变温度升高，组织中的下贝氏体减少，而上贝氏体增多，同时残余奥氏体尺寸增大。他们指出 300M 钢在快速淬火，低温回火状态马氏体或下贝氏体内碳化物析出前存在一个时效过程，组织特征为呢纹花样。

通过对 300M 钢在  $M_s$  点以下温度进行等温热处理得到马氏体、下贝氏体和残余奥氏体的混合组织，可以使钢获得较淬火回火处理较高的韧性，但其拉伸强度稍有降低<sup>[19]</sup>。与马氏体相比，混合组织具有更高的塑性和韧性，是由于等温时随碳的扩散，马氏体和下贝氏体的含碳量降低，因而钢强度下降，较软的下贝氏体铁素体板条对裂纹扩展起阻碍作用。塑性好的下贝氏体通过塑性变形有效的缓和裂纹尖端的应力集中，并导致裂纹平面凹凸不平，从而大大增加了断裂过程消耗的能量。等温热处理时下贝氏体的体积分数高于油淬回火处理，且稳定化的残余奥氏体数量也增加，使钢的韧性高于淬火回火处理。

300M 钢对氢脆及应力腐蚀敏感,是影响构件安全使用的重要因素。有研究表明,300M 钢之所以具有较高的应力腐蚀敏感性,是由钢的组织所决定的。热处理后 300M 钢显微组织一般以板条马氏体结构为主,同时存在孪晶马氏体及沉积于板条马氏体间的脆性渗碳体。孪晶马氏体导致局部高应力并限制位错移动,渗碳体构成氢致开裂的敏感途径。因此在外加应力与环境介质的协同作用下,300M 钢裂尖阳极溶解与氢致开裂过程均易进行。提高 300M 钢抗应力腐蚀能力的途径之一就是改进热处理工艺,减少孪晶马氏体量并设法在马氏体间均匀地分布一层稳定地残余奥氏体薄膜<sup>[20]</sup>。

虽然钢中的残余奥氏体有利于提高塑性和韧性,并可改善钢的应力腐蚀敏感性,但天津大学的朱子新等人<sup>[21]</sup>通过研究指出 300M 钢中的残余奥氏体对冲击疲劳性能有害。在 300M 钢淬火组织中,马氏体(或贝氏体)板条本身的塑性变形能力很小,而板条间的相对滑动是其塑性变形的的主要方式,这样板条间存在的残余奥氏体薄膜主要起软相作用,使得在切应力作用下,板条间的滑动易于进行。板条间的滑移量越大,即塑性变形越大,所造成的疲劳损伤也越大,当疲劳损伤积累到一定程度时,将产生微裂纹,并在循环应力的作用下,很快连接长大,造成材料的冲击疲劳裂纹起始寿命降低;在裂纹尖端及塑性区内,由于应变大,残余奥氏体易发生应变诱发转变,形成高碳马氏体,当其存在于原马氏体或贝氏体板条间时,这种脆性相在应力作用下可能优先开裂,并使裂纹易于连接,从而促进冲击疲劳裂纹扩展。

综上所述,要提高 300M 钢材的性能,须考虑各种因素综合作用的影响,并结合具体使用条件,选择合理热处理工艺使其获得满足其使用性能的相应的微观组织。

## (2) 加工成形工艺研究

300M 钢因其具有超高的强度,脆性也大大增加了,缺口敏感性较大,对于裂纹、夹杂以及加工所造成的表面缺陷十分敏感,使得钢在使用过程中,即使在较小的应力条件下,裂纹扩展到临界尺寸时,就会在无塑性变形或塑性变形很小的情况下突然扩展,导致零件发生脆性破坏,造成重大事故;另外,其氢脆倾向和应力腐蚀倾向也较大,使零件的可靠性大大降低。为了改善钢的韧性,提高其在工作条件下的安全性和可靠性,要尽量提高钢的纯度,降低钢中杂质、气体及有害杂质(如 P、S、O、H、N 等)的含量以减少其在原奥氏体晶界和马氏体板条相界处的偏聚,因此在工业生产中 300M 钢的熔炼一般均采用双真空法即真空感应加真空自耗重熔工艺<sup>[10]</sup>。但这些工艺本身也存在着一些缺点:生产设备及操作复杂,能源消耗量大,对环境有一定的污染<sup>[22]</sup>,须严格控制熔炼过程的工艺参数以保证铸锭质量。以真空自耗电弧炉为例<sup>[23, 24]</sup>:熔炼时应选择适当



的炉内压力,确保电弧稳定,不出现辉光放电现象,避免恶化铸锭质量;重熔时,应选择适当的电流和导电条件,保证电弧围绕电极端头平缓移动;另外非同轴供电系统的VAR炉、不恰当的稳弧线圈设置和稳弧工艺参数都影响着铸锭质量。

300M钢常用于起落架上的重要受力构件,因其体积大,几何形状很复杂,成形技术难度较大;而且材料变形抗力高、锻造温度范围窄,以及每加热火次的变形量要求严,这些更增加了锻造工艺的难度。

目前,国产300M钢通常以整体模锻件作为毛坯,由于在大气中锻造成形,毛坯表面脱碳现象严重,为提高零件寿命,必须去除表面脱碳层,即进行扒皮加工。其外形结构的复杂性,又给扒皮加工带来了困难,加工难以在普通机床上进行,需要采用数控机床来完成<sup>[25]</sup>。另外,300M钢零件在锻造过程易产生裂纹并形成缺陷<sup>[26]</sup>,这是由于在反复高温加热、锻打的过程中,裂纹萌生并在其开裂面及附近产生氧化脱碳,后经反复锻打,裂纹扩展,而每次扩展后裂纹尖端的塑性区中总会有一些空洞或微裂纹,在多次锻打过程中,因金属的逆向变形,使微裂纹和空洞的边界趋于圆钝,最终形成裂纹断面和凹坑缺陷。300M钢由于其纯净度高,加热时奥氏体晶粒长大倾向增加,过热敏感性强,在锻造过程中容易因模锻温度高或成形次数多而产生过热粗晶<sup>[27]</sup>,研究表明,可通过970~980℃高温正火消除粗晶组织。

300M钢热处理时脱碳倾向严重,淬火过程中易发生扭曲和变形,目前对300M钢零件需采用真空热处理,其加热方式以辐射为主,不同于空气炉中以对流传热为主的加热方式,故在真空炉中升温比在空气炉中缓慢、均匀,可减少工件淬火时由热应力引起的变形。但淬火时因马氏体转变所引起的体积膨胀会产生组织应力,因此还需综合考虑装炉方式,装炉量等因素,尽量控制减少变形。李文玉<sup>[28]</sup>研究了300M钢起落架大型零件采用真空热处理后的变形规律,提出了控制及减小变形量的一些方法,经实验,300M钢主起落架和前起落架长筒件热处理后有不同长度的伸长,圆周有较小的弯曲或扭曲,采取如缓慢升温,并在600℃×1.5h预热;主起落架外筒采用两臂朝下由底托起的垂直吊挂方式,可减少变形量。飞机起落架零件热处理前应留有足够的余量以便通过后续机加工处理保证关键部位的尺寸。另外,张伟、孙强等人<sup>[29]</sup>提出真空高压气淬炉可用于300M钢零件的热处理,其淬火过程通过高压气体以超音速从喷嘴进入加热室并从四周吹到工件上实现,热的气体经热交换器冷却后又经喷管吹到工件上,如此反复几个循环使工件快速冷却。他们通过研究得出真空高压气淬具有与真空油淬相同的微观组织结构,且力学性能满足相关技术条件要求,而且真空高压气淬冷却均匀,淬火变形量小,

且不需清洗,可直接在炉内进行真空回火。

经淬火回火后 300M 钢强度高韧性好,但材料的切削表面加工硬化程度高,切屑不易卷曲和折断,并且材料本身导热性差,容易形成切削表面烧伤,故加工过程中必须采用酸蚀检查法进行烧伤检查;另外,加工条件控制不当时,300M 钢易在精加工过程中产生微裂纹,在热处理前后、精加工和电镀后都应进行磁力探伤检查<sup>[25]</sup>。与其他高强度合金一样,300M 钢疲劳强度对应力集中敏感,使起落架构件的疲劳寿命受到极大制约,为提高 300M 钢飞机起落架使用可靠性,须首先解决疲劳性能对应力集中敏感的问题,为此,赵振业等<sup>[30]</sup>提出“无应力集中”抗疲劳概念,可通过在机械加工表面实施喷丸、孔挤压、螺纹滚压等表面层组织再造改性处理,在构件表面造成残余压应力和高位错密度胞状结构,将疲劳裂纹萌生推移至亚表面并阻滞其扩展,使应力集中处的疲劳强度回复至接近钢的固有疲劳强度。

由上述可知,300M 加工成形过程中存在许多问题,尤其表现为锻造成形困难,作为飞机起落架的大型承力构件,需采用整体模锻工艺,兼之其形变抗力高,锻造温度范围窄,给锻造技术造成了很大难度,而且锻造过程中易形成裂纹、凹坑等缺陷及过热粗晶。另外,300M 钢工艺性能较差,使得其生产加工工艺复杂,效率低,生产周期长,因此,300M 钢加工成形工艺的发展方向,除提高现有加工工艺的水平外,研究开发新型、经济、高效的 300M 钢成形加工工艺具有十分重要的实际意义。

## 1.4 激光快速成形技术

### 1.4.1 概述

激光快速原型(RP)技术于20世纪80年代中期开始出现并逐步发展起来,与传统的铸、锻、轧、焊、车、铣、刨等一系列加工过程相比,快速制造大大缩短了零部件加工周期并降低了成本,因此具有很大的优越性,是实现并行工程和快捷制造的有效手段<sup>[31, 32]</sup>。

RP技术最初用来制造铸造用模型,后逐渐应用于制造原型零件,主要目的是模型或零件的直观检验。目前,此类技术已基本趋于成熟,并已有定型产品<sup>[33]</sup>,主要包括液体光敏树脂固化技术、熔融沉积成型技术、实体叠层制造技术、分层固化技术、选择性激光烧结技术、3D喷射印刷技术等。随着RP技术的发展,该技术逐渐应用于金属材料、陶瓷材料的制备,其主要目标是快速制造出满足使用性能的致密的金属零件。

金属零件的激光快速成形技术起始于20世纪90年代中期。它通过高功率激光熔化同

步输送的各种金属粉末,逐点逐层堆积来成形全致密的金属零件。由于该技术采用添加材料的方法成形零件,可显著提高材料利用率;又因为直接成形金属零件,可大大缩短零件制造周期,提高加工效率,降低制造成本;而且所得金属零件致密,具有优越的综合性能。在各种高性能金属零部件的快速制备上具有广阔的开发应用前景,目前已成为原型制造领域内国际研究发展的前沿课题。

#### 1.4.2 成形原理

RP技术基于分层制造原理,首先将三维实体模型数据(STL文件)按一定方向分层为层片模型数据(CLI文件),再根据这些数据,利用特定的材料,形成一系列具有一个微小厚度的片状实体,然后采用熔结、聚合、粘结等手段使其逐层堆积成一体,便可以制造出所设计的样件、模型或模具,直至完成整个实体的创建。一层截面制作后,另一层又在它上面累加,反复如此,直到整个零件由底而上逐层构造完成。

金属零件的激光快速成形技术基于一般快速成形原理,采用中、大功率激光器熔化同步供给的金属粉末或细丝(主要是金属粉末),在沉积基板上逐层堆积而形成金属零件,其实质是计算机控制下的三维激光熔覆。激光束或沉积基板的运动通过实体模型(由CAD产生)经切片分层处理后形成的二维平面信息来控制<sup>[34]</sup>,零件成形的关键在于精确连续地供应粉末,并控制金属粉末的熔化及随后的凝固过程,保证一定的熔池形状(熔池尺寸小且稳定)和连续的固液界面,使得成形过程保持连续和一致<sup>[28]</sup>。

#### 1.4.3 成形系统

金属粉末的激光快速成形系统主要由软件系统、激光器、数控系统及工作台、粉末输送系统及保护气氛装置组成。

软件系统主要包括造形、数据处理及工艺监控3部分。通过造形软件完成零件的三维CAD设计,并将其转化为STL文件格式,然后通过数据处理软件对所生成的STL文件数据进行检验修复以及切片离散化,生成扫描路径。工艺监控软件负责数据处理所生成的数控信息对成形系统运动的控制,完成成形制造过程<sup>[35]</sup>。激光器用来提供使金属粉末熔化所需要的能量,激光快速成形技术所使用的激光器的输出功率一般较高,多为二氧化碳激光器和Nb:YAG固体激光器。数控系统及工作台完成成形过程中的路径扫描以及工作台的升降。通过送粉器向激光熔池中送入连续稳定的金属粉流以保证成形的完成,激光快速成形通常在保护气氛下进行,以防止金属被氧化,所用的保护气体通常为氩气,氦气或氮气<sup>[36]</sup>。



激光输出功率、光斑直径、扫描速率、送粉量等是激光快速成形过程中的重要的工艺参数,所成形的金属材料不同,所采用的工艺参数也不同,通过工艺参数的优化,达到成形致密、高性能的金属零件的目的。

#### 1.4.4 研究现状

金属零件的激光快速成形是对传统制造技术的革命,是多种技术和多学科交叉的融合。目前,金属零件的快速成形的实现方法主要有间接激光烧结、直接激光烧结和液滴喷射沉积,其中直接激光烧结技术是快速制备致密金属零件的主要技术<sup>[35]</sup>。

最初,美国Sandia和Los A Lamos国家实验室、密歇根大学在美国能源部的支持下,同时开始了激光直接快速制造金属零件的研究,先后开发了不同名称的激光快速成形技术。

美国Sandia国家实验室研究开发了LENS<sup>TM</sup> (Laser Engineered Net Shaping) 技术<sup>[37,38]</sup>,并用其进行高温合金、钛合金、不锈钢、工具钢等高性能金属零部件的快速成形。其中,所制造的难熔金属零件已应用于火箭发动机。

美国Los A Lamos国家实验室开发了DLF (Directed Light Fabrication) 技术<sup>[39]</sup>,并进行了镍基材料,难熔金属,不锈钢,工具钢,钛合金,金属间化合物等材料的零件直接成形研究,性能与常规方法制得的零件相当。

这两种技术的共同特点所采用的激光器功率较小,故所得零件尺寸精度高,表面光洁度好,但生产效率低,主要适合于小型精密零件的小批量生产。

美国密歇根大学研究开发了DMD(Direct Metal Deposition) 闭环控制系统<sup>[40]</sup>,将激光、传感器、电脑数控平台、CAD/CAM软件及熔覆冶金学融于一体,并且该项技术所可成形的材料的种类很广,沉积速度快,具有广泛的应用前景。

美国AreoMet公司开发了Lasform (Laser Form) 技术<sup>[41]</sup>,采用大功率的CO<sub>2</sub>激光器、多轴联动系统,发展了钛合金(Ti-5Al-2.5Sn, Ti-6Al-4V) 的柔性制造技术,产品达到近终成形,成分和力学性能均达到ASTM 标准。该公司已将此技术用于大型飞机钛合金结构件的制造<sup>[17]</sup>。相对于传统工艺,其制造成本降了20%~40%,生产周期也缩短了50%~75%。

LENS<sup>TM</sup>、DLF、DMD、Lasform等快速制造技术,虽然名称不同,但其本质都是通过高功率激光熔化同步输送的各种金属粉末,逐点逐层堆积来成形全致密的金属零件。因其技术的先进性和巨大发展前景,世界各大学及研究机构纷纷进行了大量研究。

J. Dutta Majumdar<sup>[42]</sup>等人用激光快速成形的方法成形了316L不锈钢试样,对不同工艺参数(激光功率密度、扫描速度、送粉量)下成形试样的微观组织进行了光学显微镜和扫描电镜的观察,测量了各试样的晶粒度范围,以优化工艺参数。他们总结得出:熔覆层顶端为等轴晶组织,接近基体处为细小的柱状晶,层与层交界处为粗大的柱状晶;随着激光功率密度的增大和扫描速率的减小,晶粒变大;而晶粒度范围虽扫描速率的降低而缩小;试样中的微观孔隙随扫描速度的增加而减少,且在中等送粉速率时孔隙数量达到最小。

T. M. Yue<sup>[43]</sup>等人通过激光快速成形方法制得了SS316L/Rene88DT梯度材料,其成分由底部的100%SS316L不锈钢连续变化到顶部的100%Rene88DT高温合金,并且研究了所得试样中 $\gamma$ 相树枝晶,  $\gamma'$ 沉淀相,  $\eta$ 相和碳化物沿成分变化的分布。他们总结得出:当合金中Rene88DT的成分为40%时,  $\gamma'$ 相在枝晶间析出,当Rene88DT的成分达到60%时 $\gamma'$ 相开始在枝晶内析出,并且随着Rene88DT含量的增加,  $\gamma'$ 相的数量及大小都增大;在Rene88DT的含量由45%变化到80%的区域均有 $\eta$ 相析出,而且 $\eta$ 相的片层间距较为细小;与相图中不同,除形成MC碳化物外,还形成了一定量的 $M_6C$ 碳化物,但没有发现 $M_{23}C_6$ ,他们认为这是由于快速成形过程中冷却速度过大所致。

M. Gäumann<sup>[44]</sup>等人采用称为E-LMF (Epitaxial Laser Metal Forming)的技术成形了镍基高温合金。E-LMF工艺基于快速成形原理,用激光对基体表面进行局部加热,形成较大的温度梯度,以此控制凝固速度,使树枝晶稳定生长,避免熔覆层中等轴晶的形核与生长,所得试样具有定向凝固的组织特征,并有可能在单晶表面沉积一层定向生长的单晶。实验中的基体材料为CMSX-4单晶合金,金属粉为CMSX-4混合金属粉末,他们利用扫描电镜和光学显微镜对E-LMF工艺所得试样进行微观组织的观察,并对其电子衍射(EBSD)花样进行了标定。通过EBSD进行晶粒结构的确定,他们得出基体的单晶组织在熔覆层中被复制了,即在熔覆层中得到了定向凝固的单晶组织。

Dirk A. Hollander, Matthias von Walter<sup>[45]</sup>等人采用DLF (Direct Laser Forming)的方法成形了Ti-6Al-4V医用材料,并对所得试样的机械性能进行了测试:未经热处理时,激光成形试样的拉伸强度和屈服强度均超过1000MPa,断裂延伸率为 $6.5 \pm 0.6\%$ ;经过退火处理后,断裂延伸率提高了一倍,达到 $13 \pm 0.6\%$ ,拉伸强度和屈服强度下降了约8%,测得材料的杨氏模量为 $118.000 \pm 2.300$ MPa,以上数据均满足ASTM规定的Ti-6Al-4V作为医用材料的标准。

D. Srivastava<sup>[46]</sup>等人利用DLF方法对 $Ti_{48}Al_2Mn_2Nb$ 粉末进行了成形实验,并对热处理

前后成形试样的微观组织进行了观察研究, DLF成形试样组织较传统成形方法细小, 但不均匀, 需后续均匀化处理。J. Choi和Y. Chang<sup>[47]</sup>应用DMD技术成形了H13工具钢试样, 研究了试样显微硬度、孔隙率、组织结构随工艺参数改变的变化情况。

国内对于激光快速成形技术的研究起步较晚, 与国际先进水平相比还有一定差距。目前国内开展此项技术研究的除我院外, 主要还有北京有色金属研究总院, 清华大学, 西北工业大学等单位。

北京航空航天大学激光材料加工制造技术实验室自1998年以来, 以先进飞机机身带筋加强复杂钛合金关键承力结构件及高推比航空发动机高性能梯度性能高温合金涡轮盘的快速制造为研究目标, 开展了BT20、TC4等钛合金带筋加强复杂结构件, Rene95、Rene88DT等径向定向快速凝固高温合金零件, Ni<sub>2</sub>Si, Ti<sub>2</sub>Si金属间化合物基复合材料, 高温耐磨耐蚀合金结构件激光快速成形关键材料技术、工艺技术及工艺装备技术的研究与开发。针对高推比航空发动机涡轮盘的工作条件和性能要求, 本课题组开展了超纯净、径向定向快速凝固梯度性能高温合金涡轮盘激光快速成形技术的探索研究, 初步快速成形出了具有沿盘件径向方向定向快速凝固树枝晶组织的“径向定向快速凝固镍基高温合金盘件”样件, 其沿径向方向定向生长的树枝晶非常细小挺直、组织致密均匀, 其一次枝晶及二次枝晶间距十分细小并几乎不随盘件直径的增加而变化, 与普通定向凝固组织相比, 激光快速成形定向凝固组织枝晶间距降低近百倍<sup>[48-50]</sup>。

北京有色金属研究总院在国家“863”计划支持下, 建成了金属零件激光快速成形的专用系统, 制造出了316L不锈钢薄壁零件<sup>[51]</sup>, Rene'95镍基高温合金零件<sup>[34]</sup>, 并对激光快速成形工艺进行了研究, 取得了很大进步; 其所制备的316L 不锈钢零件组织致密, 成分均匀, 具有近快速凝固组织特征, 力学性能与铸态及锻造退火态相当, 可满足直接使用要求; 而快速成形的Rene'95镍基合金组织由于成形时存在很高的残余应力, 容易开裂。

西北工业大学凝固技术实验室进行了一系列激光快速成形实验<sup>[52-55]</sup>, 对实验所得试样的组织与性能进行了观察和测试, 并研究了成形过程中工艺参数对成形试件组织性能的影响。他们利用快速成型的方法得到了成形精度得到控制、组织致密的Rene95高温合金力学性能试样, 并对成形试样进行了固溶时效热处理, 其力学性能测试结果表明, 成形试样的强度指标已经接近粉末冶金C级标准, 塑性指标超过粉末冶金A级标准, 试样平均硬度达到HV496.3; 成功制备了100%316L到100%Rene 88DT成分连续变化的梯度材料, 成形梯度材料组织致密, 具有明显的取向性; 他们采用小孔法对激光快速成形Ni20试件的残余应力分布特性进行了研究, 结果表明, 成形试件中的残余应力整体水平较低,

属于低残余应力,靠近基材处熔覆金属承受一个与光束扫描方向平行的压应力,随着熔覆层数的增加,压应力值逐渐减小并转变为拉伸应力,同时应力值呈增加趋势,而与光束扫描方向垂直的应力值相对较小;另外,他们还对高温合金与钛合金的成形工艺进行了研究,并就二者的成形工艺性能进行了对比,实验材料选用Rene95和TC4。

另外,上海交通大学的邓琦林、胡德金<sup>[56]</sup>对激光熔覆成形金属致密零件进行了初步实验研究,总结了激光功率、扫描速度和光斑直径对激光熔覆成形的影响规律,获得了激光熔覆成形的金属零件。华中科技大学的姬钦生等<sup>[57]</sup>对激光直接制造技术(DLF)熔覆制造不锈钢零件的工艺进行了较为详细的分析探讨,研究了不同填充路径填充模式对零件组织结构和力学性能的影响。

表3 几种典型材料激光快速成形与传统工艺零件性能比较

| 材料             | 成形工艺     |          | 抗拉强度 (MPa) | 屈服强度 (MPa) | 延伸率 (%) |
|----------------|----------|----------|------------|------------|---------|
| Rene95<br>高温合金 | 室温       | 激光快速成形   | 1311       | 1070       | 12.04   |
|                |          | 粉末冶金C级标准 | 1430       | 1145       | 10      |
|                | 650℃     | 激光快速成形   | 945        | --         | 7.43    |
|                |          | 粉末冶金C级标准 | 1280       | 1055       | 8       |
| Ti-6Al-4V      | DLF      |          | 1211       | 1100       | 6.5     |
|                | DLF+退火   |          | 1042       | 960        | 13.0    |
|                | 锻造       |          | 1000       | 900        | 13      |
|                | ASTM医用标准 |          | 860        | 795        | 10      |
| 316L<br>不锈钢    | 激光快速成形   |          | 626        | --         | 43      |
|                | 锻造+退火    |          | 586        | --         | 50      |
|                | 铸造       |          | 517        | --         | 39      |

激光快速成形技术具有近净成形的特点,所得金属零件无需加工或只需少量加工就可以投入使用,将激光快速成形技术应用于工业化发展,是其未来发展的一个重要方向。目前,对于激光快速成形技术的研究主要有两个发展趋势:一是采用小功率激光器进一步提高成形零件尺寸精度和表面光洁度,另一方面是采用更高功率的激光器加快沉积成形速度,缩短生产周期。

在材料研究方面,目前,激光快速成形多采用钛合金、高温合金等高温结构材料,梯度材料,金属间化合物材料,钢铁材料方面多采用不锈钢、工具钢,但关于结构钢的激光快速成形工艺研究未见报道。几种典型金属材料激光快速成形工艺与传统工艺制备零件的性能比较列于表3,激光快速成形零件的机械性能均接近、达到甚至超过传统工艺

水平,有良好的开发应用前景,因此,将激光快速成形工艺应用于300M超高强度钢零件的制备,具有工艺可行性。本课题组前期已对300M钢激光快速成形的工艺、组织结构及力学性能进行了初步的研究,并取得了一定的结果。

## 1.5 研究目的及研究内容

采用激光熔化沉积快速成形的的方法成形300M钢,对激光熔化沉积成形试样进行组织观察以及力学性能的测试,研究激光熔化沉积300M超高强度钢组织形成规律及力学行为,以期为实现300M超高强度钢激光熔化沉积过程组织性能控制提供依据,并为其实现工业应用奠定基础。

### (1) 激光熔化沉积 300M 钢成形过程中热行为特点

激光熔化沉积成形技术利用添加法,通过材料的逐层堆积来实现零件的三维成形,这种特殊的加工成形方式导致激光熔化沉积中的热行为同传统的制备方法有很大区别,有其自身的特点。而加工过程中的热行为对材料的组织及性能均会产生显著影响,因此认识及掌握成形过程中的热行为对于分析激光熔化沉积过程中的组织形成规律及组织结构特点均有重要的指导作用。本文通过ANSYS有限元软件模拟分析激光熔化沉积过程的热行为特点。

### (2) 激光熔化沉积300M钢显微组织形成规律探索

激光熔化沉积过程中,温度梯度大,冷却速度快,试样呈现非平衡快速凝固组织特征,而且成形过程中条件复杂,使得成形试样的显微组织呈现多样性的特点,本文通过对微观组织的观察并结合激光熔化沉积热行为的特点,分析探讨激光熔化沉积过程中微观组织的形成规律。

### (3) 激光熔化沉积 300M 钢力学性能测试

300M钢作为飞机起落架的重要结构部件,要求具有超高强度,拉伸性能也是评价300M钢力学性能水平的最重要指标,本文对激光熔化沉积成形制得的300M钢板状试样进行室温拉伸力学性能测试,以评价其激光熔化沉积成形试样的力学性能水平。

## 1.6 技术路线

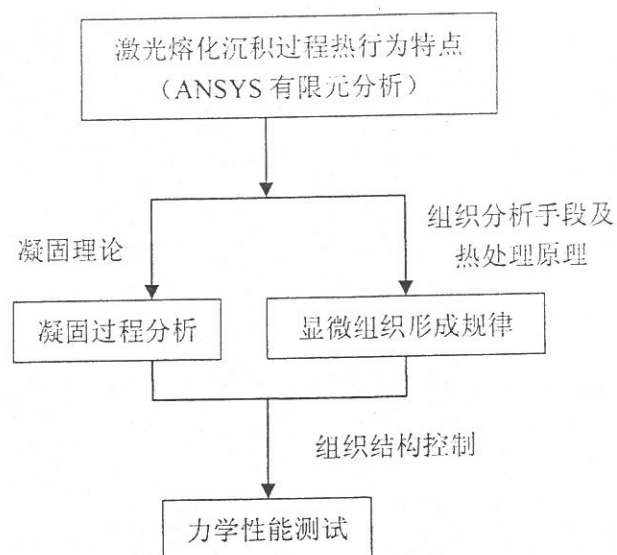


图 1 研究方案技术路线



## 第二章 实验方法

### 2.1 激光熔化沉积实验

#### 2.1.1 实验材料

本实验采用真空熔炼/氩气雾化的 300M 超高强度钢粉末为原料, 其化学成分(质量分数, %) 为 C 0.42, Mn 0.82, Si 1.69, Cr 0.84, Ni 1.79, Mo 0.32, V 0.058, Cu 0.056, S 0.008, P 0.0063, Fe 余量。粉末粒度范围为 80~500 $\mu\text{m}$ 。粉末原料如图 2 所示, 粉末近似球形, 表面不光滑, 有微小突起。

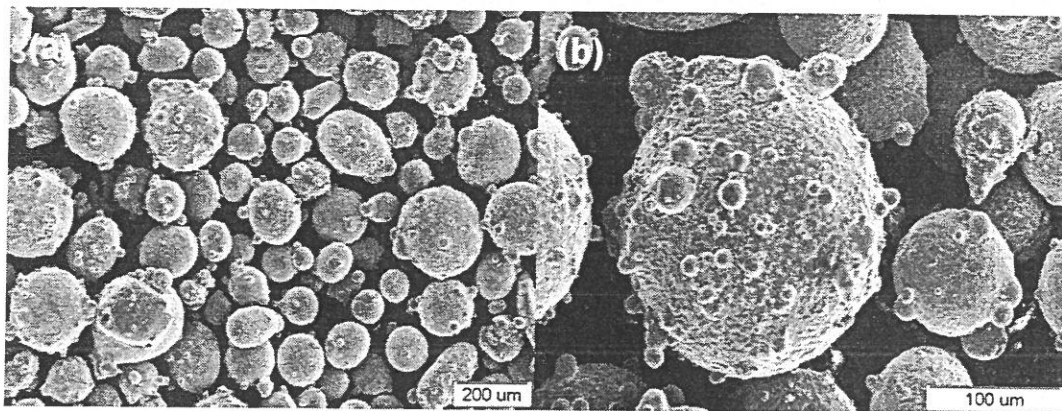


图 2 真空熔炼/氩气雾化 300M 超高强度钢粉末 SEM 照片 (a) 低倍, (b) 高倍

#### 2.1.2 实验设备

##### (1) 激光器

金属材料的激光熔化沉积成形制备采用北京航空航天大学激光材料加工制造实验室配有三轴联动四坐标数控加工机床、功率 8kW 的 GS-TFL-8000 型横流  $\text{CO}_2$  激光材料加工与快速成形成套系统进行。

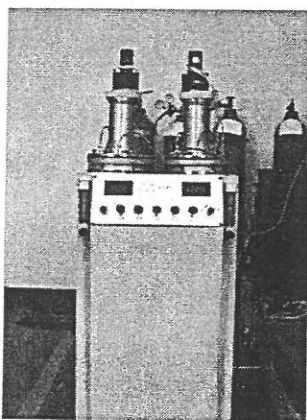


图 3 激光熔化沉积成形设备送粉器

## (2) 送粉器

送粉器(图3)型号为BSF-2型,北京博方公司生产。

### 2.1.3 实验方法

由于300M钢在激光高能量密度(一般为2~4KW)的照射下,极易与空气中的氧发生激烈的化学反应,造成烧损,同时试样还可能会与氮和氢发生反应,影响钢的组织性能。因此,在300M钢的激光成形过程中,采用了保护箱进行气氛保护,气氛保护箱示意图如图4所示。

气氛保护箱置于激光加工机床上,可实现X、Y方向的联动。激光光筒及同轴送粉系统从保护室顶端深入内部,而保护气体氩气由保护室底部进入,气氛保护箱盖板与光筒和箱体有效地起到了密封的效果。由于在激光熔化沉积快速成形过程中箱体内壁长时间受到高功率激光的辐照,温度较高,故在箱体内壁安装了水冷保护套;同样,为了防止光轴铝套长时间受热,在其顶端设计了光轴水冷保护套。通过安装在保护室上的观察孔,可以观察300M钢试样激光熔化沉积成形时的情况。

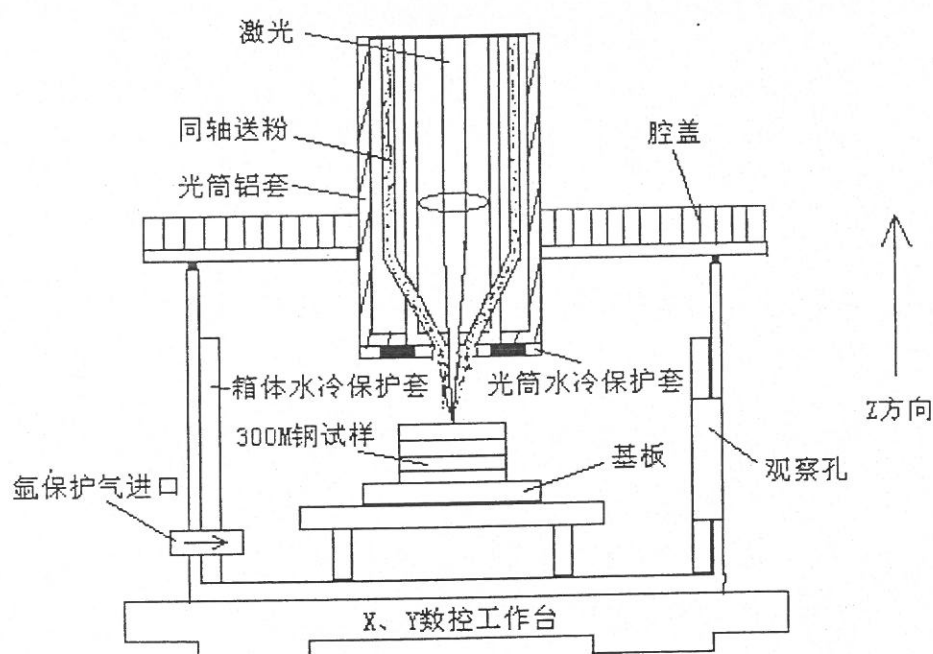


图4 气氛保护箱示意图

激光熔化沉积快速成形过程如图5所示。光斑逐层扫描,一层沉积完毕后,光斑提升一个沉积层高度,反向扫描,进行下一层的沉积成形。



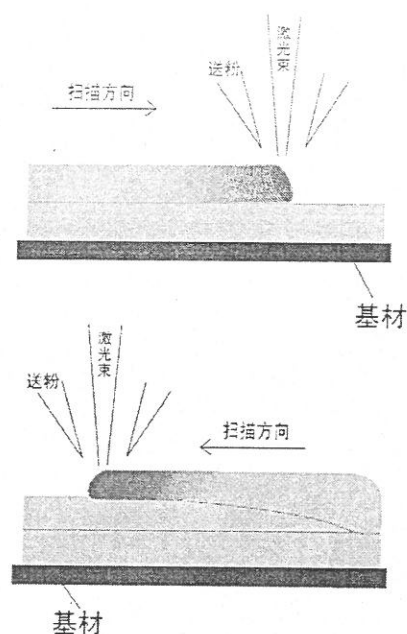


图 5 激光熔化沉积成形过程示意图

## 2.2 组织分析

### 2.2.1 金相试样制备

将激光快熔化沉积所得 300M 钢板试样沿平行于沉积增高的方向切开，根据试样大小分别用 XQ-2B 型镶样机热镶或用环氧树脂及固化剂冷镶，对镶嵌好的试样用 150#，280#，500#，800#，1000#，1500#及 2000#水磨砂纸打磨，并在绒布上用 3.5 $\mu$ m 金刚石研磨膏抛光，抛光液使用自来水，然后使用 4%的硝酸酒精溶液（硝酸与酒精的体积比为 1: 24，显示快速凝固组织及显微组织）及苦味酸溶液（1g 苦味酸+5mml 盐酸+100ml 酒精，显示奥氏体晶粒）进行腐蚀，根据试样截取位置不同，腐蚀时间 10~30 秒不等。

### 2.2.2 组织观察

为观察激光熔化沉积 300M 钢板状试样的组织形态，分析激光熔化沉积 300 钢显微组织的形成机制，对所制金相试样采用 OlympusBX51M 型光学显微镜及 KYKY-2800、JSM-5800 扫描电镜进行低倍及高倍显微组织的观察分析，采用扫描电镜观察时，试样表面通过喷金处理以增加导电性。

### 2.2.3 透射电镜（TEM）分析

为进一步观察激光熔化沉积 300M 钢马氏体组织及贝氏体组织的形态，利用 JEM-2100F 场发射透射电镜进行激光熔化沉积 300M 钢试样显微组织的分析。由板状试样上通过线切割切取 200 $\mu$ m 薄片，手工磨至 50 $\mu$ m 后采用双喷电解法制备透射电镜试样，

电解液为 10%高氯酸无水乙醇溶液（体积分数）。

## 2.2.4 物相分析

将金相试样抛光后利用 Rigaku D/max 2200 PC 自动 X 射线衍射仪进行物相鉴定，采用 0.154056 nm Cu K<sub>α</sub> 辐射，扫描速度为 6°/min，管电压 40kV，管电流 40mA。

## 2.3 硬度测试

为进一步确定组织结构，对激光熔化沉积 300M 钢进行显微硬度及宏观（洛氏）硬度的测试，显微硬度的测试在 MH-6 型半自动显微硬度计上进行，测试过程中，采用的载荷均为 500g，加载时间 10s。宏观（洛氏）硬度测试采用 Durometer A.B.Alpha 洛氏硬度仪（载荷 150kgf）。测试时，沿厚度方向从试样一端到另一端，每隔一定间距测试一个硬度点，据此绘制试样沿沉积增高方向的硬度分布曲线。

## 2.4 贝氏体体积分数测量

对于激光熔化沉积 300M 钢板状试样中部区域出现的大量贝氏体组织，利用图像法对其光镜照片进行处理，测量贝氏体的体积分数。

## 2.5 室温拉伸力学性能测试

300M 钢作为飞机起落架的重要结构部件，要求具有超高强度，其拉伸性能是评价 300M 钢力学性能水平的最重要指标，为此，本课题主要测试激光熔化沉积态 300M 钢的室温拉伸力学性能。

将激光熔化沉积板状试样取中间部分经线切割加工成非标准拉伸试样（3 件），拉伸试样尺寸如图 6 所示。拉伸试样截取方向为纵向，即拉伸方向与激光熔化沉积成形增高方向一致，切取方法见示意图 7。

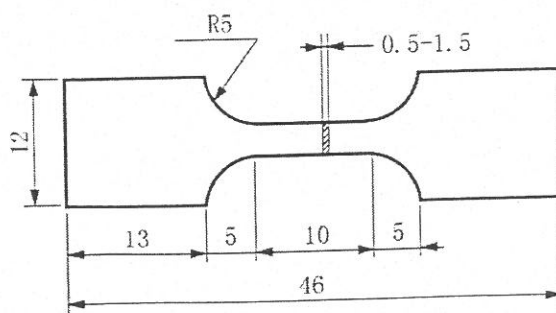


图 6 非标准板状拉伸试样

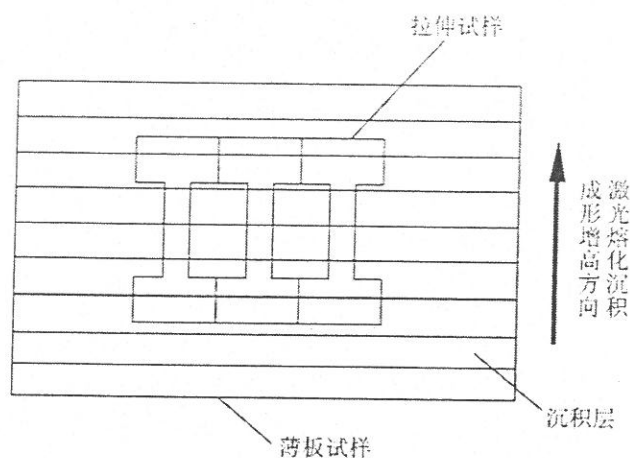


图7 纵向拉伸试件切取示意图

对切割好的非标准拉伸试样，上下两表面先采用60#水磨砂纸磨平，再经150#，280#，500#，1000#砂纸打磨，消除横向划痕。其侧向两表面先用锉去除线切割痕迹，再经150#，500#，800#，1000#水磨砂纸打磨，消除横向划痕。

激光熔化沉积态300M钢室温力学性能拉伸实验在MTS (Material Test System) 880万能试验机上进行，拉伸时采用位移控制方式，速度0.5mm/min。非标试样拉伸时，由于工作长度小，不能加引伸计，故只能测出抗拉强度和断裂延伸率，试样初始标距10mm。

### 第三章 激光熔化沉积过程热行为

激光熔化沉积成形技术作为一项新的制造技术,同以往的加工制备方法不同,它是利用添加法,通过材料的逐层堆积来实现零件的三维成形。成形过程中,工作台按照由零件三维模型生成的二维平面路径不断移动,成形零件的不同部位始终处于激光光源的加热状态下,这一特殊的加工成形方式导致激光熔化沉积中的热行为同传统的制备方法有很大区别。零件内的温度场作为热行为的具体体现,是激光加工过程中的一个重要参量,它不仅影响加工过程本身,还会对材料的组织及性能产生显著影响,因此认识及掌握成形过程中零件内的温度场变化规律对于确定成形工艺参数和实现成形零件的组织性能控制均有重要的指导作用。由于激光熔池是一个快速的熔化、凝固过程,而且熔池的尺寸较小,其温度场变化极为剧烈,这些都为熔池的温度场测量带来了很大困难。所幸的是,随着高温测量技术的不断发展与应用,使熔池的温度场测量成为了可能,近年来相继有研究者采用不同方法对激光加工过程的温度场进行了测量。M.L.Griffith<sup>[37]</sup>、Dongming Hu<sup>[58]</sup>等人采用红外成像技术对成形过程中激光熔池进行了实时观测,并通过图像处理获得了熔池附近的温度分布,李延民<sup>[59]</sup>等人采用多路热电偶对激光多层涂敷过程中基材的温度场进行了实时测量,激光加工过程中,基材存在明显的升温过程。但通采用实验手段测量激光加工过程的温度场只能得到测量点附近的温度分布,对于确定整个零件内的温度场尚有很大困难,因此大多数国内外学者都采用数值方法计算模拟激光熔化沉积过程中零件内部温度场的变化。席明哲<sup>[60]</sup>等人利用 ANSYS 有限元软件进行了金属薄壁零件三维瞬态温度场数值模拟,初步揭示了激光快速成形过程中零件内部温度场的变化规律。Riqing Ye<sup>[61]</sup>等人采用有限元方法模拟了 316 不锈钢薄壁零件激光快速成形过程中的热行为,并与实验结果吻合的较好。随着计算机技术的发展及对大型计算程序处理能力的增强,数值模拟的优势更加明显,计算结果也更加精确,使得通过数值计算方法实现激光快速成形工艺参数优化及组织性能控制成为了可能。本章采用 ANSYS 有限元分析软件模拟计算激光熔化沉积薄壁板零件成形过程中的温度场,以获得成形过程中试样温度场变化的基本规律。

#### 3.1 基本理论及假设

按照热力学第二定律,凡是有温差的地方一定有热量转移,而且热量总是由高温物体传递给低温物体<sup>[62]</sup>。热量的传递,一般有三种基本方式:传导、对流及辐射。

热传导是依靠物体中微观粒子（分子原子及自由电子等）的热运动进行的，当物体内部存在温度差时，热量将从高温部分传递到低温部分，而且不同温度的物体相互接触时热量会从高温物体传递到低温物体。其导热方程为：

$$\frac{Q}{t} = \frac{\kappa A (T_{hot} - T_{cold})}{d} \quad (3.1)$$

式中， $Q$  为时间  $t$  内的传热量， $\kappa$  为热传导率， $T$  为温度， $A$  为平面面积， $d$  为两平面间距离。 $T_{hot}$  及  $T_{cold}$  为两平面之间的温度差。

对流传热是流体流过某表面时与后者之间进行的热交换，这种传热方式的前提是流体的流动，即流体微团由某一区域移向另一温度不同的区域，高温物体表面常常发生对流现象。在对流的同时，温度不同的部分之间必然存在着热量的传导。这种综合的热传递过程称为对流换热。对流换热的基本计算式是牛顿冷却公式：

$$\text{流体被加热时} \quad q = h(t_w - t_f) \quad (3.2)$$

$$\text{流体被冷却时} \quad q = h(t_f - t_w) \quad (3.3)$$

式中， $t_w$  及  $t_f$  分别为物体表面温度和流体温度。比例系数  $h$  为对流换热系数。

与传导和对流不同，辐射传热是一种电磁波的传播、吸收与转化过程。它不需要物体之间直接接触，也不需要任何中间介质。同一物质，温度不同时的辐射能力不一样。物体在单位时间内发出的辐射热量由 Stefan-Boltzmann 定律揭示：

$$\phi = \varepsilon S \sigma T^4 \quad (3.4)$$

式中， $T$  为物体的热力学温度， $\sigma$  为物体辐射常数， $S$  为辐射表面积， $\varepsilon$  为物体的辐射率，或称为黑度，它的数值处于 0~1 之间。自然界中的任何物体都在不断的向周围空间发射辐射能，并吸收来自空间其他物体的辐射能，这种辐射和吸收过程的综合作用即形成了辐射换热过程。

上述三种基本传热方式构成了 ANSYS 热分析的基础，激光熔化沉积过程中金属零件中的温度场随时间的推移不断发生变化，属于非稳态（瞬态）传热过程。对于瞬态传热过程，系统的温度、热流率、热边界条件以及内能都将随时间发生变化。根据能量守恒原理，瞬态传热可以用公式表达为：

$$[C]\{T\} + [K]\{T\} = \{Q\}^{[63]} \quad (3.5)$$

式中， $[K]$  为传导矩阵，包含导热系数、对流系数及辐射率和形状系数； $[C]$  为比热容

矩阵;  $\{T\}$  为节点温度向量;  $\{T'\}$  为温度对时间的导数;  $\{Q\}$  为节点热流率向量, 包含热生成。

在具体的传热过程中, 材料热性能、热边界条件等会随温度发生变化, 此时上述公式可转换为:

$$[C(T)]\{T'\} + [K(T)]\{T\} = [Q(T)]^{[63]} \quad (3.6)$$

在模拟计算中, 基于下面几点假设:

1. 忽略材料液相与固相热性能参数 (包括热导率、热熔、密度等) 的差别。
2. 由于成形过程中, 材料一直处于激光光源的加热状态下, 光源加热所传递的热量远远大于凝固过程重熔化潜热所释放的热量, 故在计算过程中忽略熔化潜热的影响。
3. 忽略固/液两相间糊状区的影响。

300M 钢及 45 钢固相热物性能参数参照《中国航空材料手册》, 详见附录 A。

### 3.2 模型建立

要模拟激光熔化沉积过程的温度场, 首先应建立成形薄板零件、基材及工作台的模型。图 8 为激光熔化沉积成形金属零件、基材和工作台相对位置、对称性特征示意图, 如图所示, 薄板零件具有沿中心面的镜面对称性特征, 中心面向两侧温度分布规律相同, 因此建模时只需建立沿中心面剖开的一半模型即可满足计算要求。按上面所述, 利用 ANSYS 软件建立好的模型如图 9 所示。模型各部分尺寸设置列于表 4 中。本试验中所成形的试样为单道薄板状, 光束扫描一道即完成一层的沉积成形, 光束单道扫描成形试样厚度 2~4mm, 故在本模型中设试样厚度为 3mm, 取其一半为 1.5mm (模型中金属零件的 z 向尺寸)。成形金属零件宽度及高度分别取为 90mm 及 5mm (模型中金属零件 x 向及 y 向尺寸)。实际加工设备中工作台的尺寸很大 (长 1000mm×宽 600mm), 而成形金属零件尺寸相对较小, 加工过程中对工作台的热影响也较小, 因此在不影响计算结果的前提下, 尽量减小工作台的尺寸以减小计算量, 在本模型中将工作台尺寸设为长 150mm×宽 24mm×高 20mm。

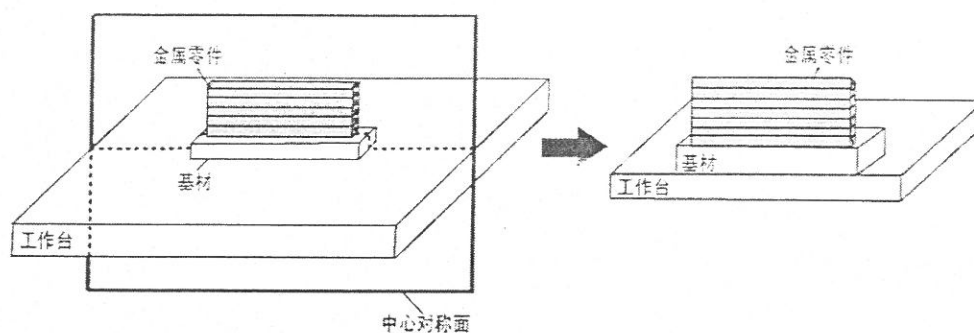


图 8 激光熔化沉积板状试样与基材、工作台对称性示意图

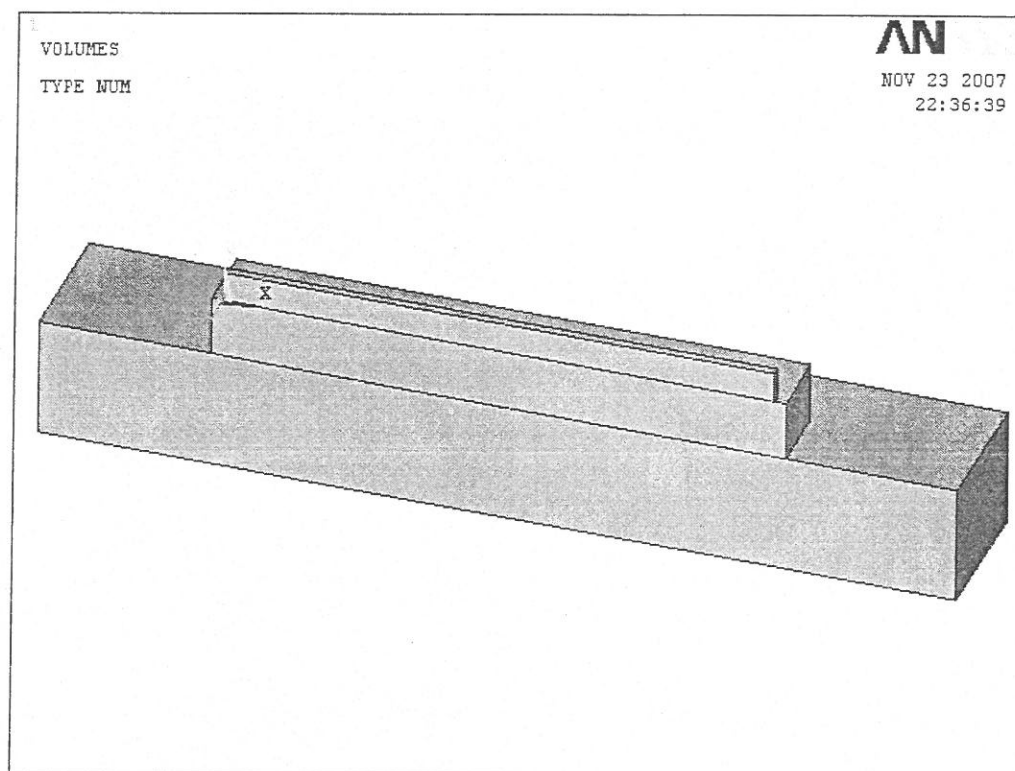


图 9 激光熔化沉积热过程模拟计算 ANSYS 模型

表 4 模型各部分尺寸设置及材料类型

|              | 单壁板    | 基材   | 工作台  |
|--------------|--------|------|------|
| 宽 (x 方向: mm) | 90     | 94   | 150  |
| 高 (y 方向: mm) | 5      | 10   | 20   |
| 厚 (z 方向: mm) | 1.5    | 12   | 24   |
| 材料类型         | 300M 钢 | 45 钢 | 45 钢 |

采用 solid70 (八节点六面体) 单元对建立好的模型进行网格划分。陈静<sup>[64]</sup>等对激光快速成形过程中激光熔池进行实时观察研究表明, 熔池达到稳定时, 其形状接近长椭球状, 如图 10a 所示, 因此可以采用图 10b 所示的长方体近似模拟椭球状熔池。熔池长



度、熔池宽度及熔池深度均与激光光斑直径大小有关,板状零件沉积成形时,光斑直径一般取 3~5mm,考虑到熔池的运动性特征,在计算模型中,设长方体熔池长度为 2mm,熔池宽度为 1.5mm (板状零件模型厚度的一半),熔池深度为 0.5mm (单层沉积高度),即采用 2mm×1.5mm×0.5mm 的单元格对薄板状零件模型进行网格划分。对于基材及工作台则可以采用较粗的网格划分方式,使计算量减小。网格划分完毕后的模型如图 11 所示。另外,在模型表面用 surf152 单元设置一层表面层单元 (图 12),用以计算材料表面的辐射换热及与空气的对流换热。

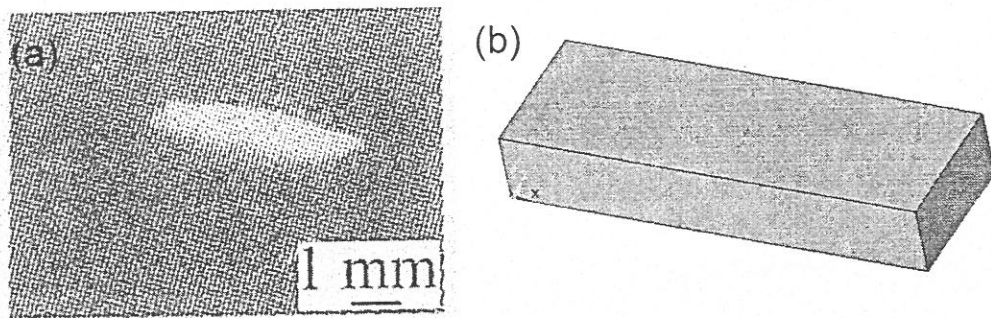
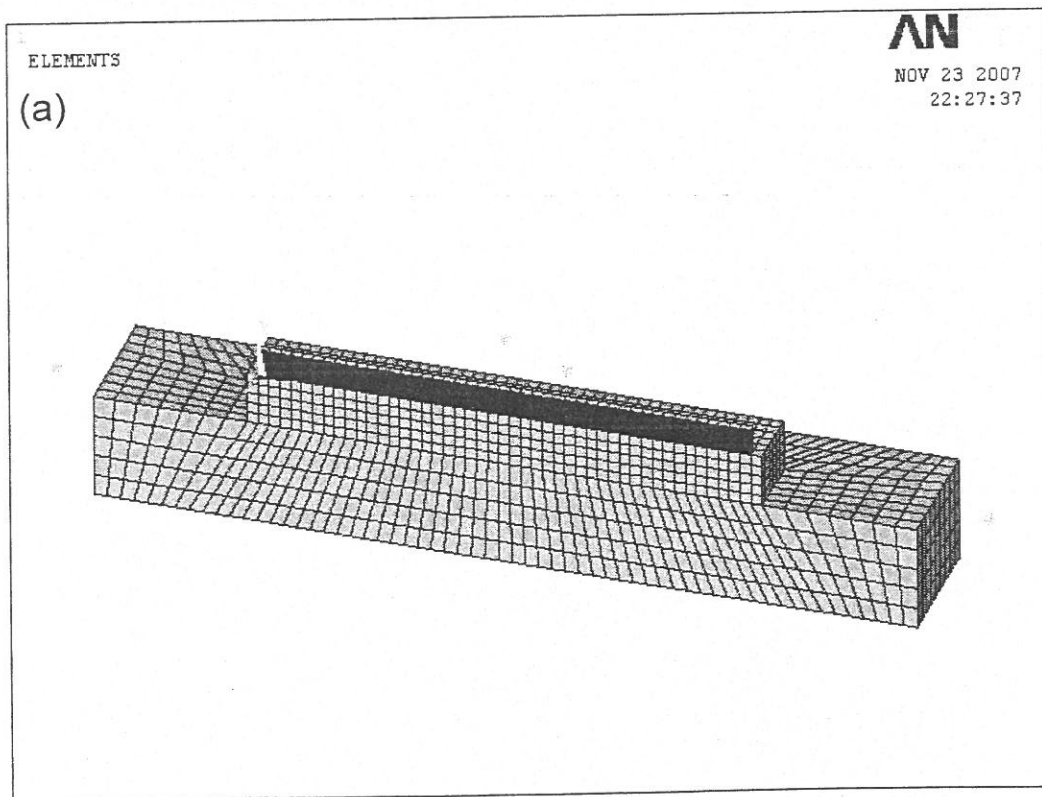


图 10 熔池形态实时观察图像<sup>[64]</sup> (a) 及熔池模拟计算模型 (b)





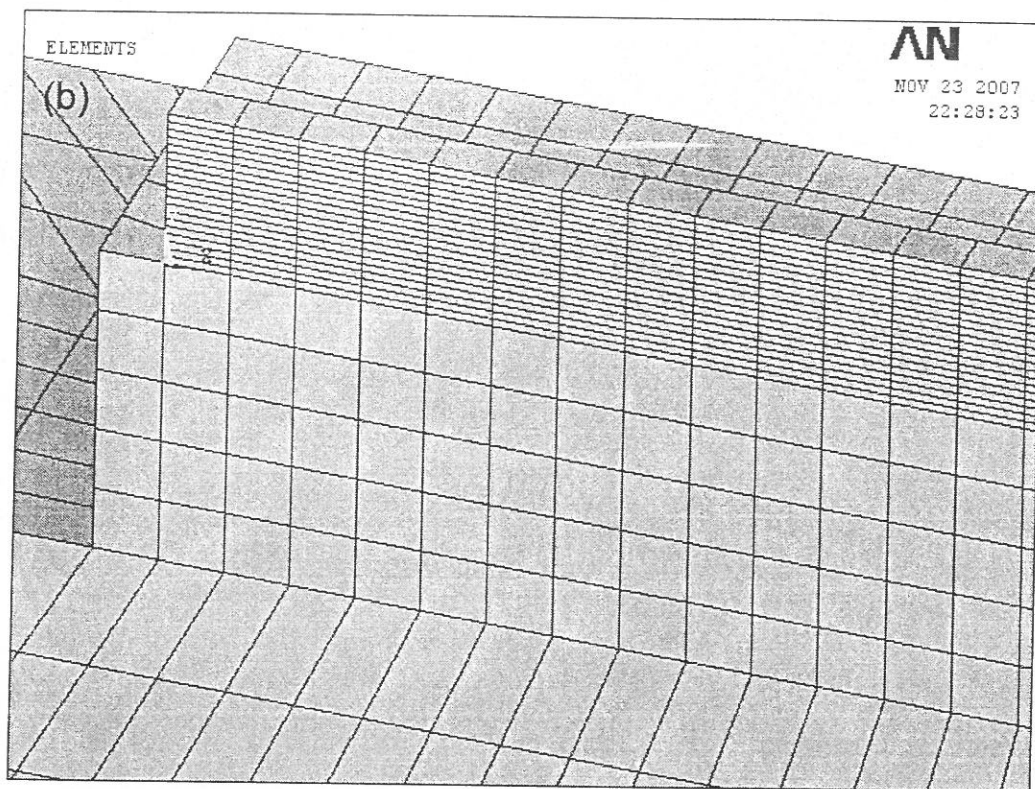
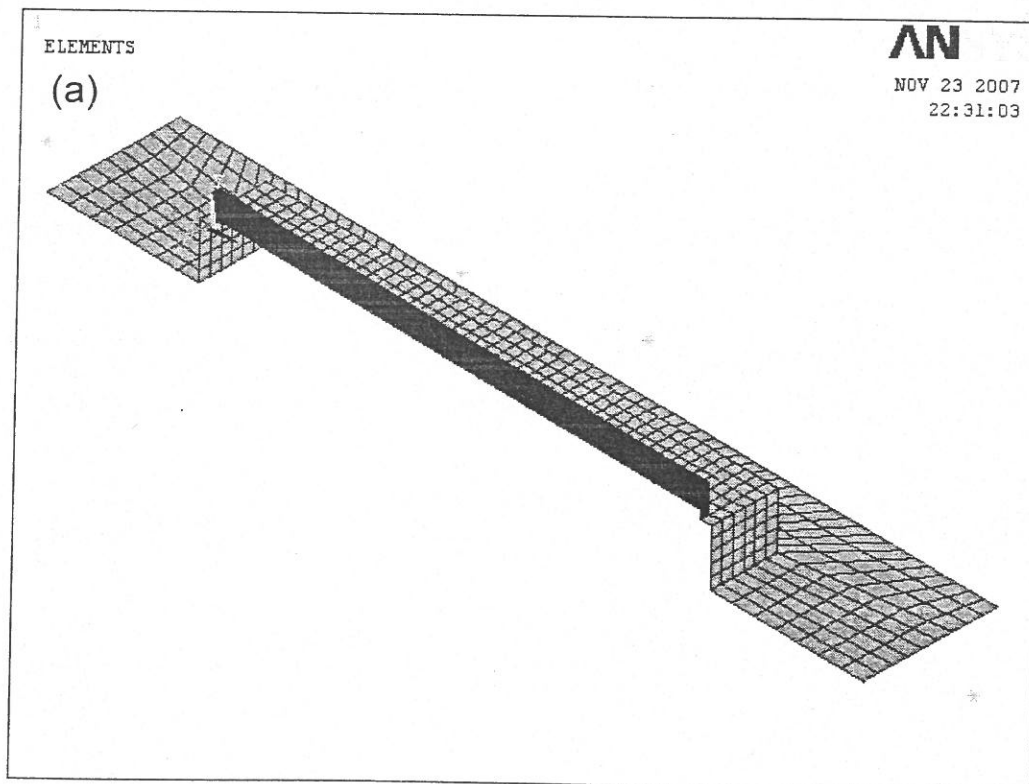


图 11 激光熔化沉积热过程模拟计算 ANSYS 网格划分模型, (a) 整体模型, (b) 局部放大



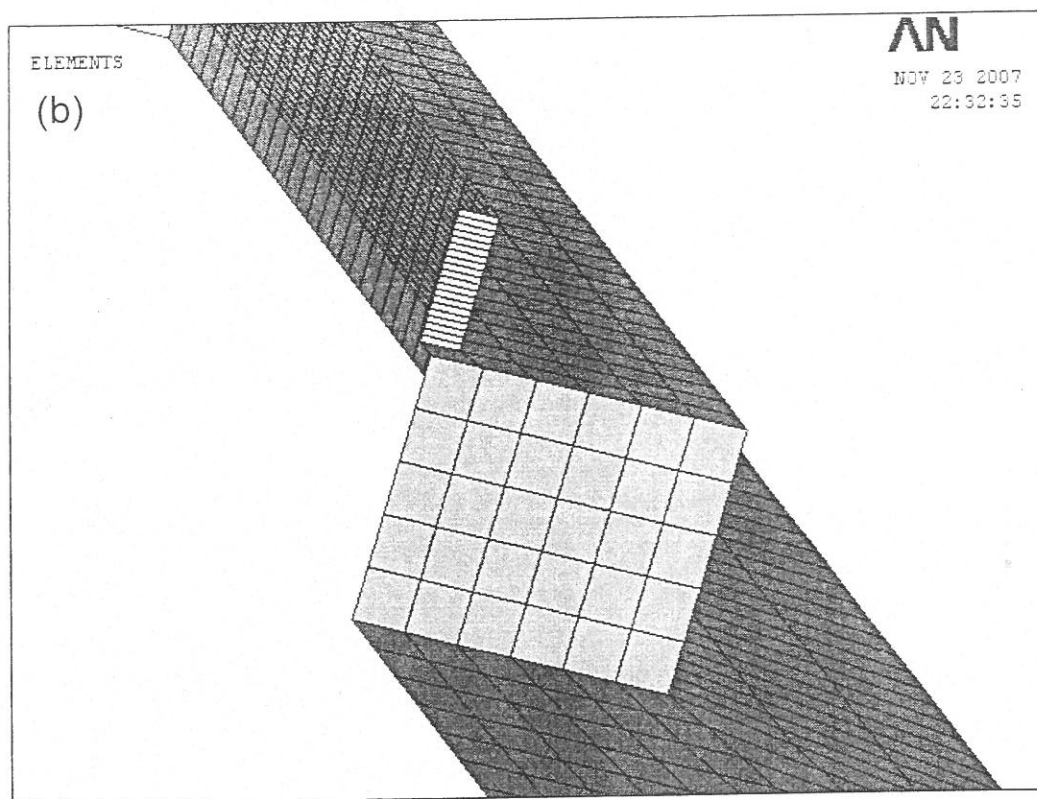


图 12 激光熔化沉积热过程模拟计算 ANSYS 表面单元模型, (a) 整体模型, (b) 局部放大

### 3.3 边界条件

在激光熔化沉积成形过程中, 工作台由于尺寸较大, 热容较大, 在整个成形过程中, 工作台底面及侧面均无明显的升温过程, 故可以将其设置为室温边界条件。工作台的顶面及基材的顶面和侧面随激光熔化沉积成形过程的进行, 都会有不同程度的升温, 这些表面会对外进行辐射换热以及与空气的对流换热, 这些热边界条件可通过在模型外设置的一层表面单元来实现, 对流换热边界条件偏微分方程为

$$\begin{cases} -k \frac{\partial T}{\partial x} = h(T - T_a) \\ -k \frac{\partial T}{\partial y} = h(T - T_a) \\ -k \frac{\partial T}{\partial z} = h(T - T_a) \end{cases} \quad (3.7)$$

其中,  $h$  为空气的对流换热系数, 设为  $10 \text{ W/m}^2\text{K}$ 。  $T_a$  为环境温度, 设为  $20^\circ\text{C}$ 。边界条件的施加完成后的模型如图 13 所示。

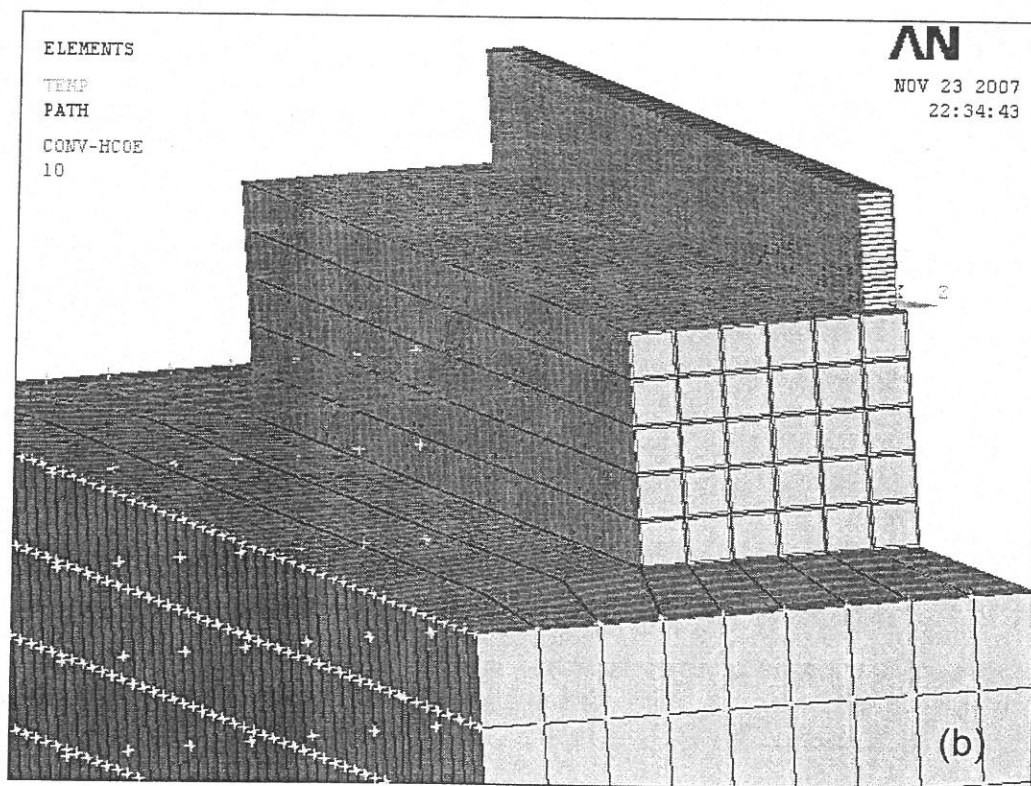
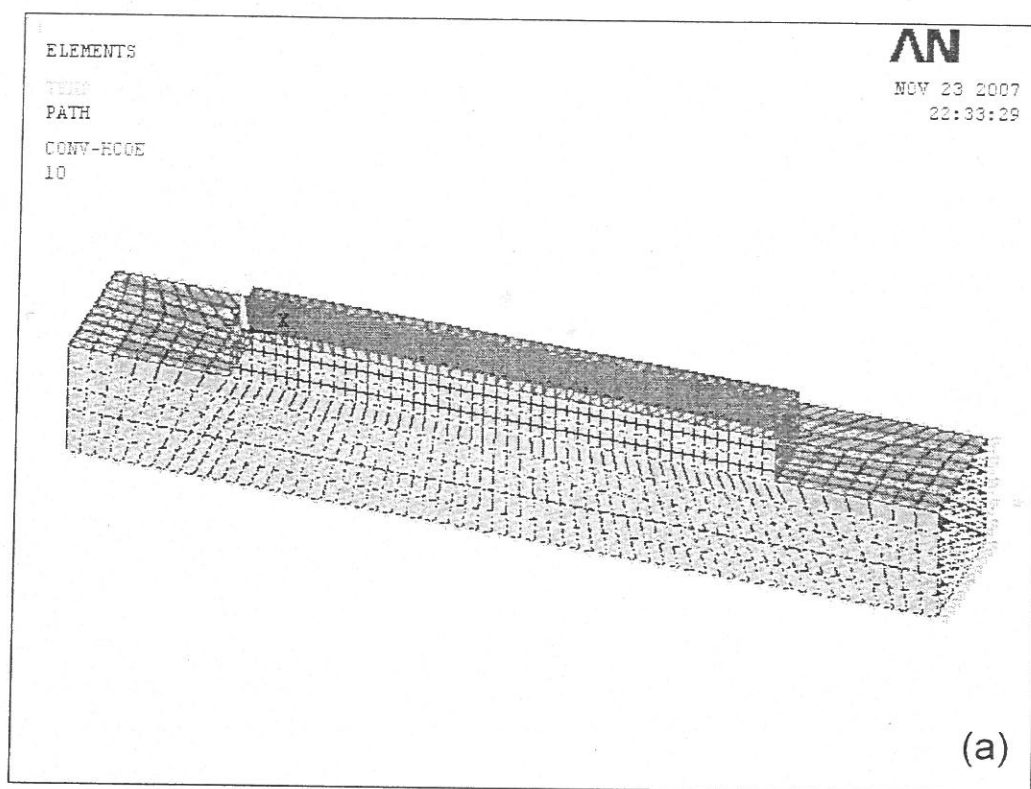


图 13 激光熔化沉积热过程模拟计算 ANSYS 边界条件施加模型，  
(a) 模型正面，(b) 模型背面，对流换热条件的施加

在模拟过程中, 将激光加工的连续过程近似等效为具有极小段时间间隔的分段不连续过程, 时间间隔长度为熔池的寿命:

$$\Delta t = t_m = L/v_b \quad (3.8)$$

其中,  $t_m$  为熔池寿命,  $L$  为熔池长度,  $v_b$  为光束扫描速度。在计算过程中, 设光束扫描速度为 4mm/s, 因此  $\Delta t$  为 0.5s。激光束扫描处, 光束作用区域被迅速加热而升温, 其边界条件的偏微分方程为

$$-\lambda \frac{dT}{dy} = \eta \frac{Q}{\pi R^2} \quad (3.9)$$

其中,  $\lambda$  为材料的热导率;  $\eta$  为材料吸收系数;  $Q$  为激光功率,  $R$  为光斑半径。

### 3.4 算法设计

激光熔化沉积工艺利用添加法, 通过材料的逐层沉积成形三维零件。成形时, 光束逐点逐层扫描, 扫描至某一沉积层某一点时, 进行该点的沉积成形, 一层沉积成形完毕后, 光束提升一个沉积层的高度, 开始下一沉积层的成形过程。但在 ANSYS 软件中, 所有的模型必须在计算前建立完全, 计算过程中不能进行模型的添加或删除。因此要实现这一材料逐渐添加的过程, 需用到 ANSYS 有限元软件中的“生死单元”功能, 即在模型建立之后, 将未沉积部分单元“杀死”, 当沉积成形进行至某一单元时, 再将其重新激活。如图 14 所示, 计算开始前, 将基材上部成形金属零件中所包含的单元全部“杀死”, 当光束扫描至单元 1 时, 单元 1 被激活, 同样, 光束逐渐移动, 后面的单元格也依次被“激活”, 并在后续计算过程中一直处于“活”的状态。在“生死单元”功能中, ANSYS 程序并不是将“杀死”的单元从模型中删除, 而是将其刚度 (或传导) 矩阵乘以一个很小的因子, 这样死单元的单元载荷将为零, 从而不对载荷向量生效, 不参与至计算中<sup>[65]</sup>。同样, 单元“出生”时, 也不是将其加到模型中, 而是重新激活它们, 使其刚度、质量、单元载荷等恢复原始的数值, 参与到后续计算中。

由于成形时采用双向扫描方式, 在网格划分完毕后, 应查看单元编号以确定激活顺序。如图 14 所示, ANSYS 程序对所有单元格采用分层从左到右的顺序进行编号。而成形过程中光斑的扫描路径则如图 14 中所示, 为往复扫描方式, 因此, 应用下面一段程序, 将模型中偶数层单元的编号左右对换, 使其满足对激光熔化沉积过程往复扫描方式的模拟 (图 14 所示)。

```
*dim,nnnn,20
```

```
*do,i,1,20
```

```

nnnn(i)=i
*enddo
layernum=1
*do,layernum,1,3
j=mod(layernum,2)
*if,j,eq,0,then
*do,h,1,4
m=(layernum-1)*8+h
n=8*layernum-h+1
nnn=nnnn(m)
nnnn(m)=nnnn(n)
nnnn(n)=nnn
*enddo
k=mod(i,8)
*if,k,eq,0,then
layernum=layernum+1
*endif
*endif
*enddo

```

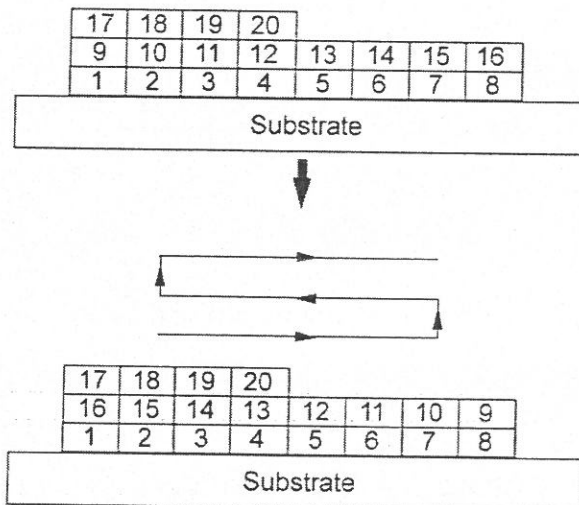


图 14 激光蒸发沉积热过程模拟计算“生死单元”应用示意图

### 3.5 计算结果与分析

#### 3.5.1 热量累积效应



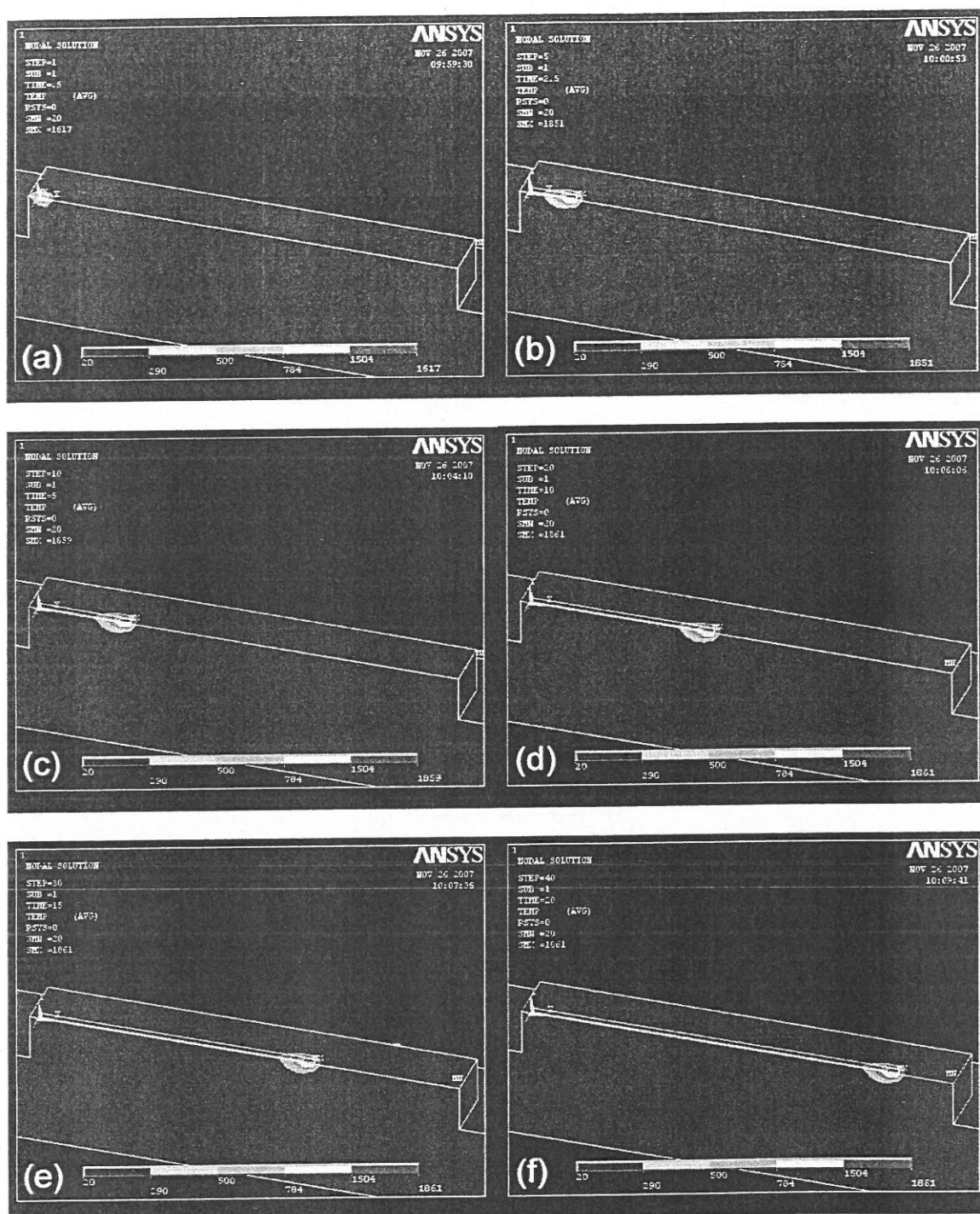


图 15 激光熔化沉积成形第一层时不同时刻熔池形态及温度分布，

 (a)  $t=0.5s$ , (b)  $t=2.5s$ , (c)  $t=5s$ , (d)  $t=10s$ , (e)  $t=15s$ , (f)  $t=20s$ 

图 15 为激光熔化沉积成形第一层沉积层时不同时刻 ( $t=0.5s$ ,  $2.5s$ ,  $5s$ ,  $10s$ ,  $15s$  及  $20s$  时) 试样内温度场分布, 可以看出, 随激光束的移动, 试样内的温度分布也呈“运动态”。其中, a 图为沉积成形初始时刻的温度场分布图, 可见此时激光熔池的温度较低, 加热影响区范围也很小, 这是由于成形之前基材及工作台均为室温, 温度较低, 激光加

热所能达到的温度也较低。随成形过程的进行,在光源的加热作用下,基材温度逐渐升高,熔池温度也迅速升高,当光源加热热流与散热热流达到平衡后,熔池达到稳定态,此时熔池温度基本维持不变,热影响区的范围也不再变化(如图 15 中 c、d、e、f 所示)。图 16 为激熔化沉积第一层时熔池温度随时间变化趋势图,可见激光熔池达到稳定态所需时间约为 2.5s。

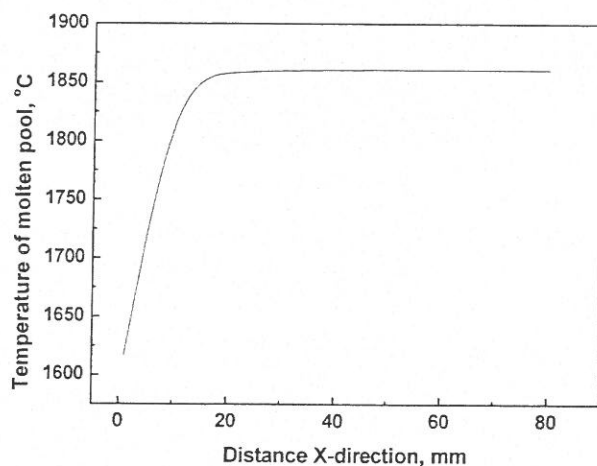
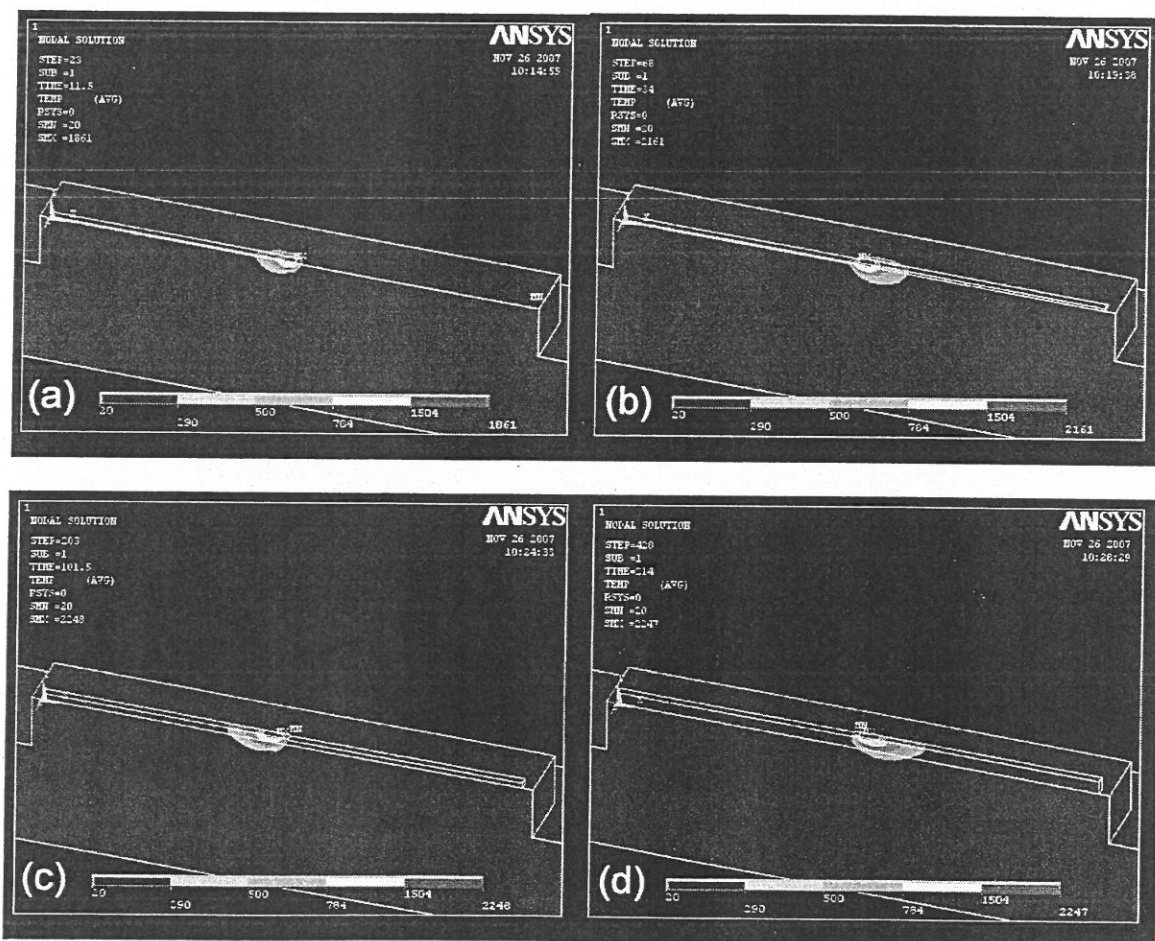


图 16 激熔化沉积成形第一层熔池温度随时间变化趋势





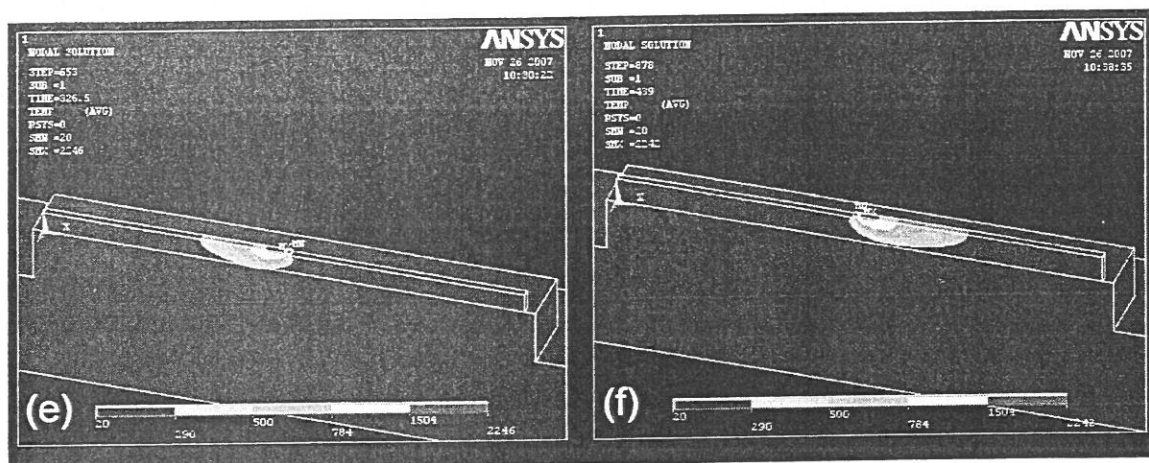


图 17 激光熔化沉积成形过程中不同时刻温度分布 (a) 第 1 层中部, (b) 第 2 层中部, (c) 第 5 层中部, (d) 第 10 层中部, (e) 第 15 层中部, (f) 第 20 层中部

图 17 为激光熔化沉积成形过程中不同时刻温度分布图, 所选时刻激光束均处于板状试样中部, 以便于熔池温度及加热影响区的对比。可见, 随激光束扫描方向的改变, 试样内温度分布方向也随之改变。随沉积层数的增加, 加热影响区的范围逐渐增大, 这也是由于成形时试样一直处于光源的加热状态下所造成的热量累积效应造成的。图 18 为激光熔池最高温度变化趋势图, 随沉积层数增加, 熔池最高加热温度先迅速升高, 沉积成形至第 5 层时, 温度逐渐趋于稳定, 稳定态的熔池最高温度约 2240°C。

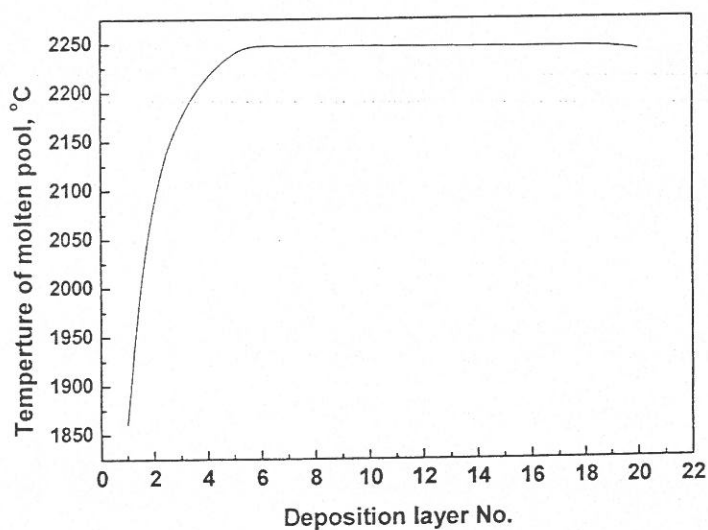


图 18 激光熔池最高加热温度随沉积层数增加变化趋势

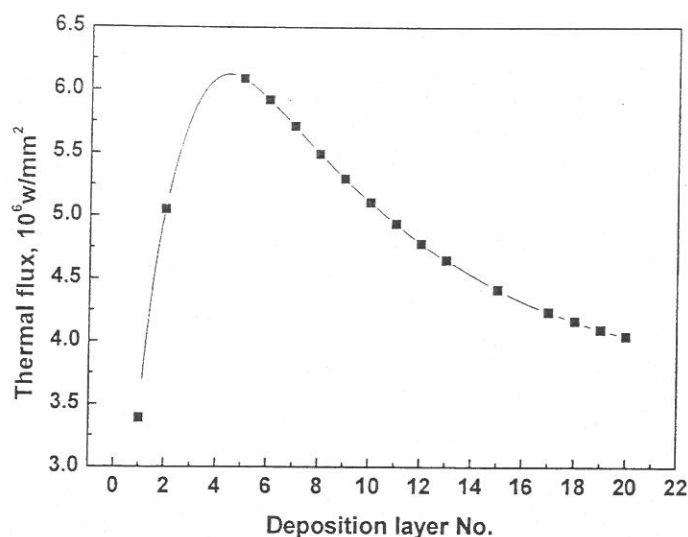


图 19 热流率随沉积层数增加的变化趋势

对应于温度随沉积层数增加变化趋势图 (图 18), 图 19 为热流率随沉积层数增加的变化规律, 由图可知, 在激光熔化沉积达到稳定态之前, 随沉积层数增加, 熔池最高加热温度也不断升高, 因此单位时间内通过试样的热流量也逐渐增大。当激光熔化沉积达到稳定态之后, 熔池最高温度不再变化, 同时由于试样内的热量累积, 其导热能力逐渐下降, 单位时间内通过试样的热流量也下降, 即试样内的冷却速度逐渐降低。

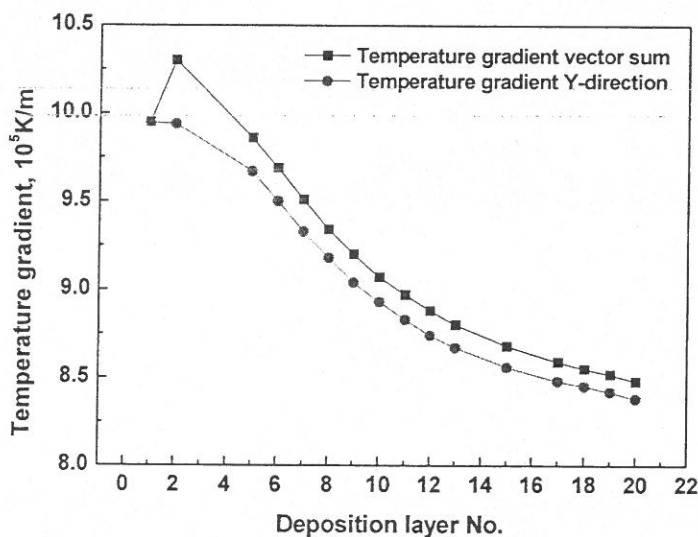


图 20 激光熔化沉积过程中温度梯度矢量加和及 Y 向温度梯度随沉积层数增加的变化趋势

图 20 为激光熔化沉积过程中温度梯度矢量加和及 Y 向温度梯度随沉积层数增加的变化趋势, 可以看出, 在第一层沉积成形时, 温度梯度总合与 Y 向温度梯度数值相等, 表明此时绝大部分热量都是沿 Y 向 (即平行于沉积增高方向) 通过基材散失, X 向及 Z 向散热量很小。当成形至第二层时, Y 向温度梯度与温度梯度总合的差值突然增大, 说明在板状试样内热量散失虽仍以 Y 向为主, 但沿 X 向及 Z 向均有了一定的散热量。在

之后的成形过程中, 这种差值逐渐减小, 达到沉积稳定态后, Y 向温度梯度与总温度梯度间的差值基本维持不变, 并且二者都随沉积高度的增加不断减小, 这也是由于热量累积, 板状试样内的散热能力逐渐减弱所致。

### 3.5.2 熔池附近温度分布及散热条件

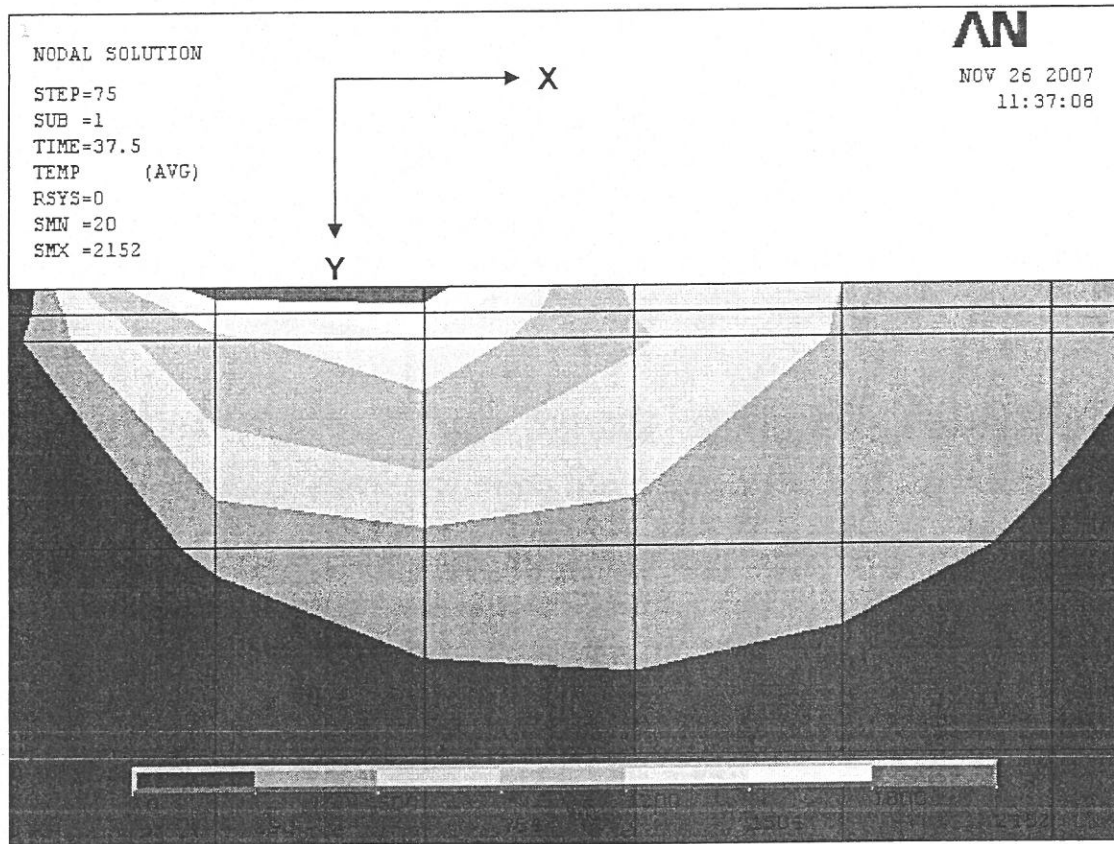


图 21  $t=37.5s$  时刻试样中的温度分布

图 21 为  $t=37.5s$  时刻试样中的温度分布放大图, 由图可见沿 Y 向等温线分布较为密集, 这也表明 Y 向是热量散失的主要方向。图 22 及图 23 分别为熔池附近沿 X 方向及 Y 方向的温度分布, 图中的横坐标分别表示沿 X 向及 Y 向距离熔池中心的距离。由图可见, 沿 X 方向由熔池中心向外, 温度逐渐降低, 在熔池内部温度降低趋势缓慢, 到固/液界面处降温趋势突然加快, 随着与固/液界面距离的加大, 降温幅度又逐渐变缓。沿 Y 方向, 随着与熔池中心距离的增加, 温度也迅速降低, 其降温幅度远大于 X 方向, 这也说明 Y 方向是热量散失的主要方向, 固/液界面前后降温幅度略有差别, 但差别不大。

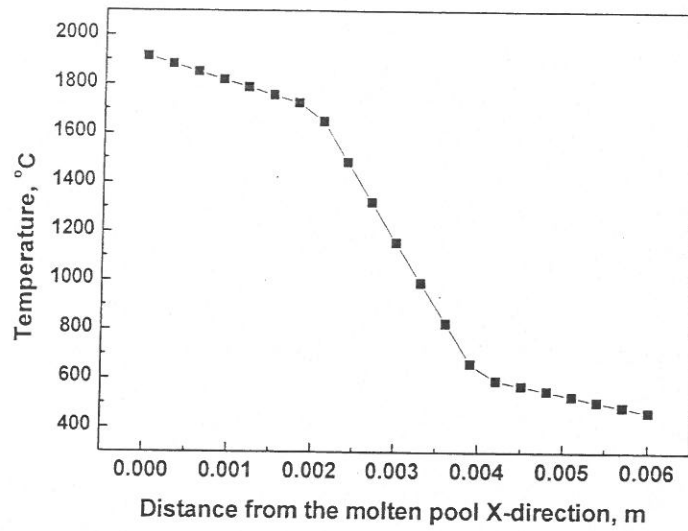


图 22 熔池附近沿 X 方向的温度分布

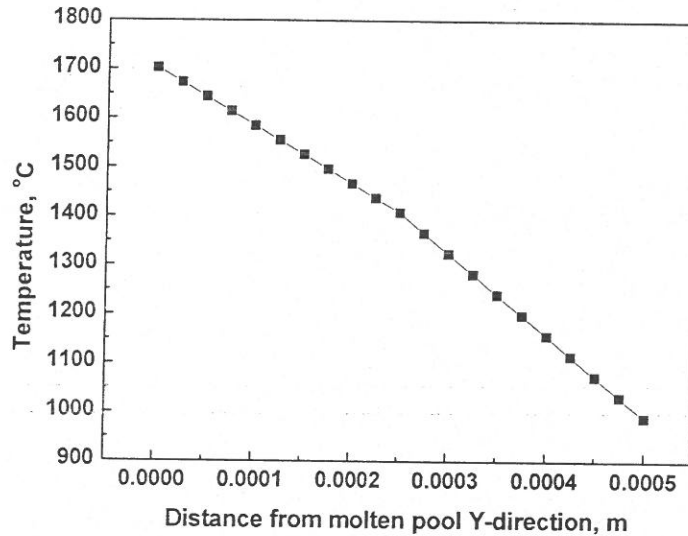


图 23 熔池附近沿 Y 方向的温度分布

图 24 为随距熔池中心距离增加（沿 Y 方向）Y 向温度梯度的变化趋势。由于熔池内液相散热条件较差，熔池内部由中心向外，Y 向温度梯度逐渐增大，到固/液界面时，Y 向温度梯度增至最大，约  $1.5 \times 10^6 \text{ K/m}$ 。在固相内，随着与固/液界面距离的增加，Y 向温度梯度迅速降低。

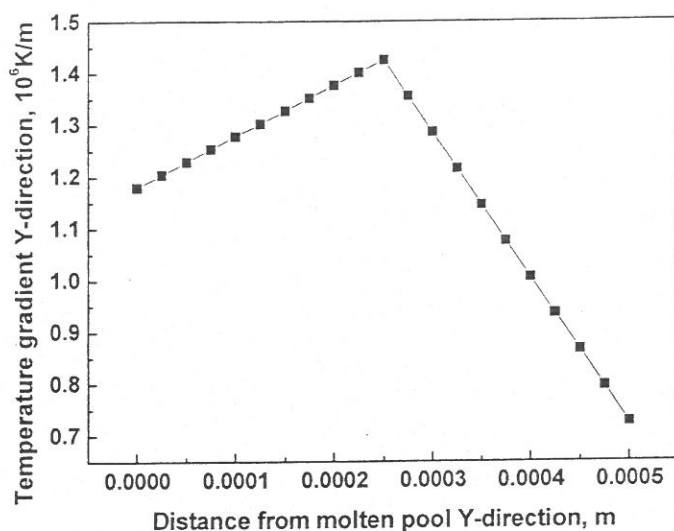


图 24 熔池附近 Y 向温度梯度分布 (沿 Y 方向)

### 3.5.3 快速非稳态热循环效应

上面讨论了激光熔化沉积过程中不同时刻的温度场分布及熔池最高温度、热流量、温度梯度的变化规律, 由于激光熔化沉积成形采用逐层沉积的方式, 试样内某个定点处温度随时间的变化也有其独特的规律。如图 25 所示, 取板状试样中心纵切面的五个点, 依次对应沉积层数为第 1 层、5 层、10 层、15 层、19 层 (共 20 层), 分别作与该五个点对应的温度-时间曲线, 讨论温度随时间的变化规律。

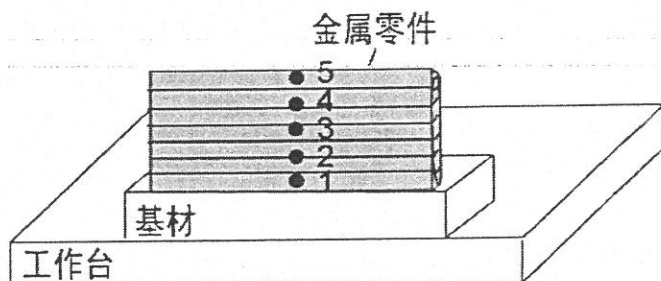


图 25 温度变化规律分析取点示意图

点 1 处的温度-时间曲线如图 26 所示, 当成形进行至点 1 时, 在点 1 处形成激光熔池, 此时熔池内最高温度为  $1860^{\circ}\text{C}$ , 当激光束继续移动离开点 1 并逐渐远离时, 点 1 的温度迅速下降至室温左右, 试样的第一层成形完成后, 开始试样第二层的沉积成形, 当光束再次扫描过点 1 的上方时, 点 1 的温度由室温迅速上升至  $1700^{\circ}\text{C}$ , 由于此时已在试样第一层上新沉积了第二层, 因此点 1 的加热的峰值温度比在成形第一层时加热峰值温度要低。以后随着激光熔化沉积过程的进行, 沉积层数越来越多, 点 1 与激光光源的距离越来越大, 光源扫描至点 1 上方时点 1 被加热的峰值温度也越来越低。由图 26 可以看出, 在整个成形过程中, 点 1 的温度-时间曲线是由一次次的循环加热冷却过程组

成的,在每次加热冷却循环中,点1都经历了快速升温及快速降温的过程,由于加热及冷却的速率都很大,因此这一热循环过程是非稳态的,激光熔化沉积过程中的这种特殊的热行为可称为快速非稳态热循环效应。点1~5的温度随时间变化情况如图27所示,可见,点2~4处的温度变化趋势与点1类似,表明这种快速非稳态热循环效应在激光熔化沉积过程中是普遍存在的。

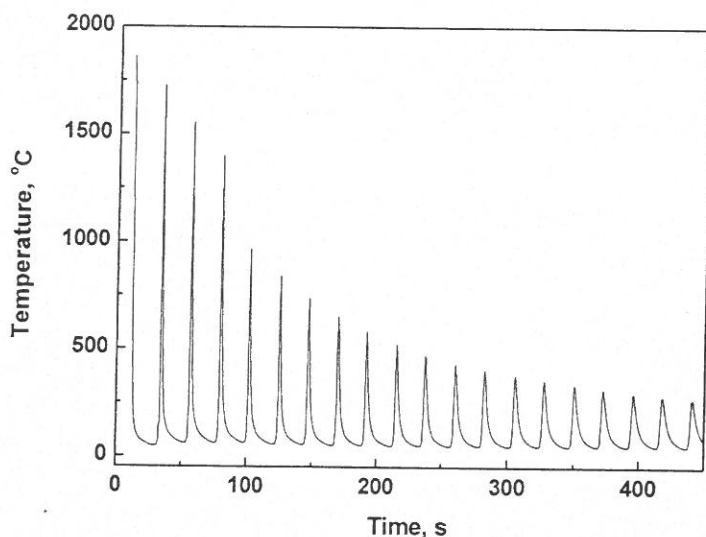


图26 点1处温度随时间变化规律

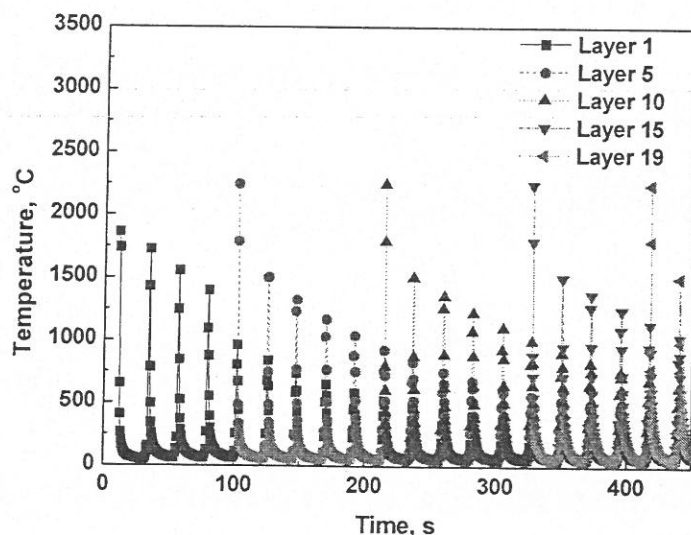
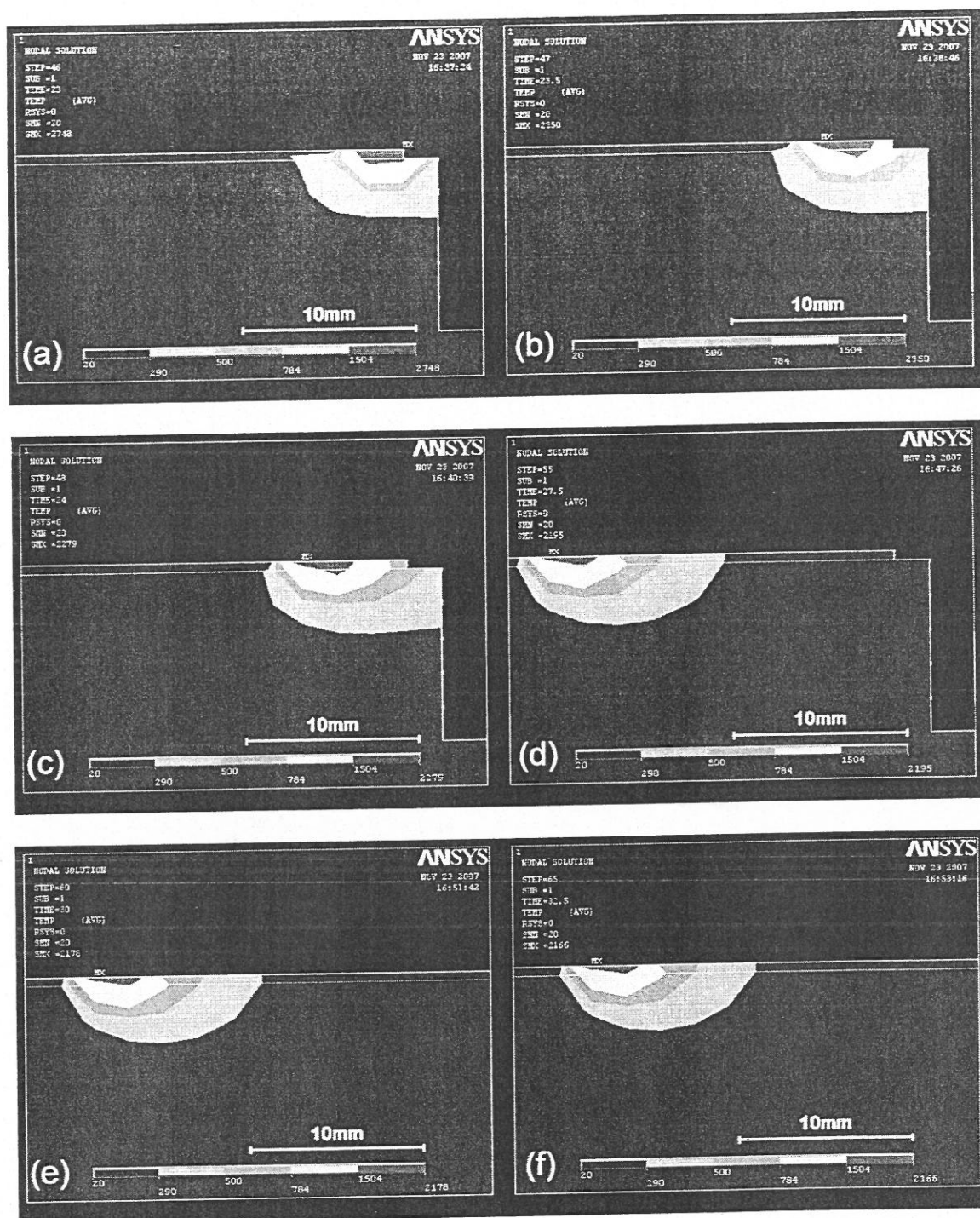


图27 点1~5温度随时间变化规律

### 3.5.4 双向扫描方式对成形过程热行为的影响(端际效应)







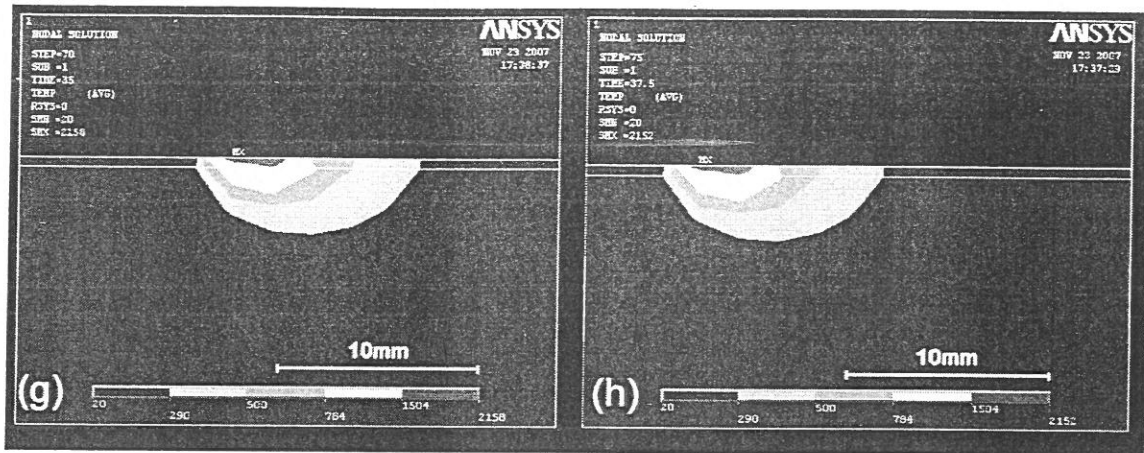


图 28 激光束由一端逐渐扫描至中心时试样内温度场变化规律，  
熔池中心距试样右边缘的距离分别为 (a) 0mm, (b) 2mm, (c) 4mm, (d) 20mm, (e) 30mm,  
(f) 40mm, (g) 50mm, (h) 60mm

由于激光熔化沉积成形时采用双向扫描方式，使得沉积过程中板状试样边缘与中间部位的温度场分布有所不同，从而热过程也会产生差异，由此导致的成形过程中对热行为及凝固过程、组织结构的影响可称为端际效应。图 28 为激光熔化沉积过程中激光束由一端逐渐扫描至中心时试样内一系列的温度场变化，由图可见，当激光束在板状试样边缘时，由于上下两个沉积层的连续成形，熔池尺寸较大（图中红色区域），熔池温度也较高，光束向前移动一个熔池长度后，在光束作用区形成新的激光熔池，原熔池由于加热温度高，仍有部分未完全凝固（图 28b）；光斑逐渐移向板状试样中心时，温度分布图中的红色区域逐渐减小，即熔池尺寸逐渐减小，熔池温度也逐渐降低（图 28 中 c、d 所示），随着光束的继续推移，熔池大小及熔池温度都逐渐趋于稳定，端际效应减弱并最终消失（图 28 中 e、f）。图 29 为熔池温度随距边缘距离增大时的变化趋势，表明端际效应的作用区域为距边缘 15mm 范围内。

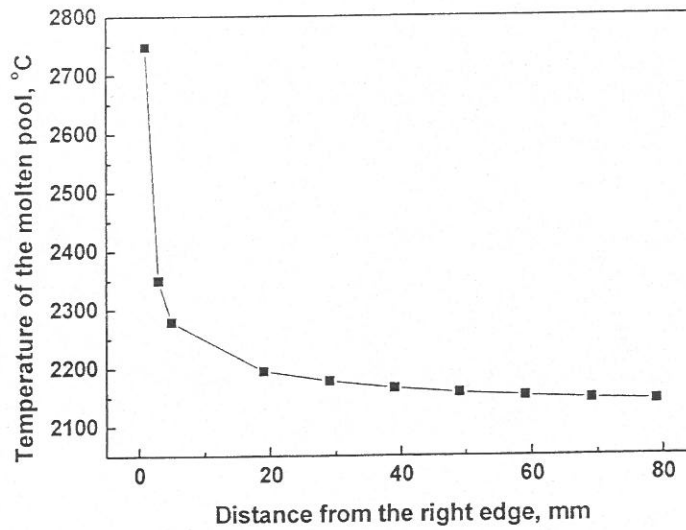


图 29 熔池温度随距边缘距离增加的变化趋势

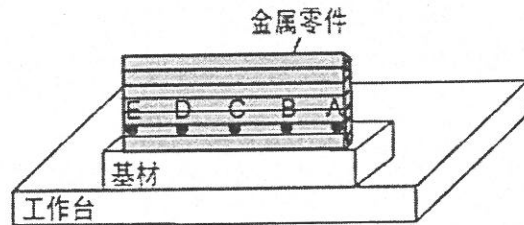


图 30 纵切面端际效应分析取点示意图

图 31 为同一沉积层内（此处选为第二层沉积层）由边缘至中心不同位置处温度随时间变化关系图（各点选取如图 30 所示，各点间间距相等），对比图中各曲线可以看出，受端际效应的影响，在边缘处，完成一个沉积层的成形后，光束提升一定高度并开始下一沉积层的成形过程，在此期间，该点一直处于加热状态，当光束移走后才开始降温过程，即相邻两层的加热冷却过程合并为一次热循环过程，边缘处的热循环周期是中间部位的 2 倍。而对于处于这两者之间的各点，其快速非稳态热循环则表现为短周期与长周期交替出现的规律，在短周期内，由于冷却时间较短，试样未能冷至最低温度即开始了下一循环的加热过程。

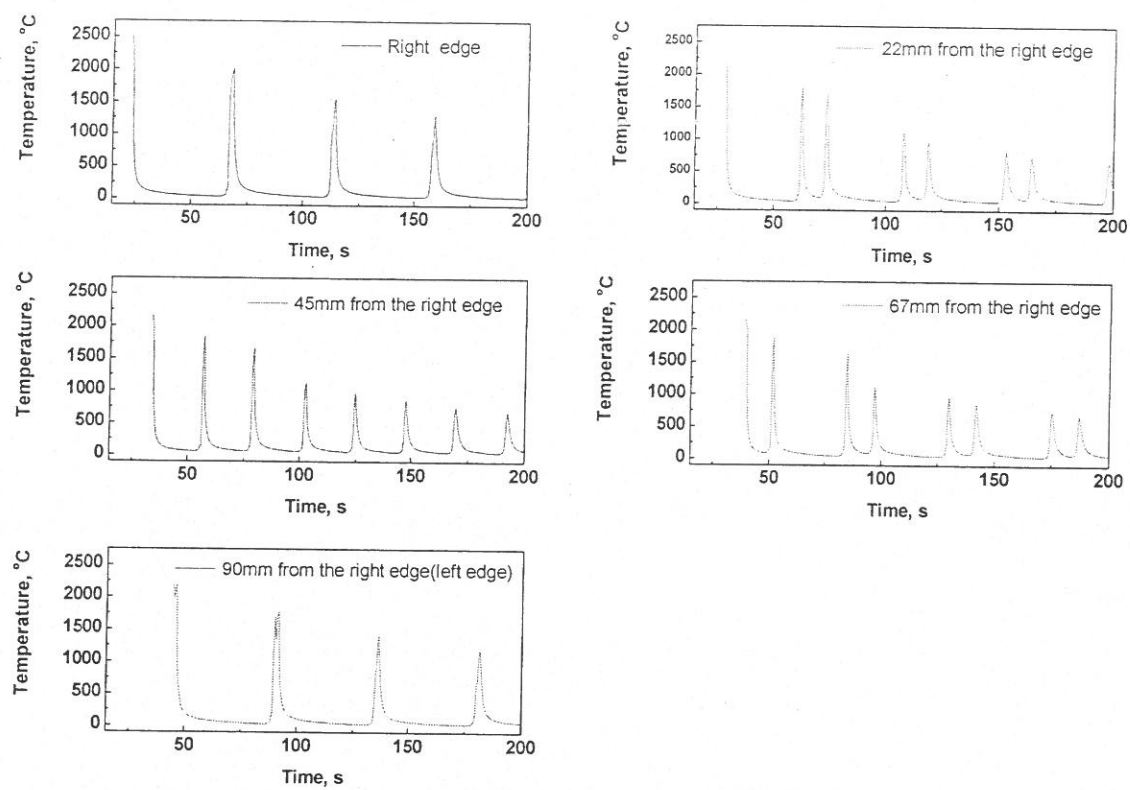


图 31 点 A~E 温度随时间变化规律

## 第四章 激光熔化沉积 300M 钢凝固过程分析

由上一章激光熔化沉积过程热行为的讨论可知, 激光熔化沉积成形具有温度梯度高、冷却速度快的特点, 这使得激光熔化沉积凝固过程不同于传统的成形工艺, 表现为定向凝固、快速凝固的特征, 组织细小、均匀, 偏析程度小。

### 4.1 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 I 的制备

采用激光熔化沉积快速成形方法制备了 300M 钢板状试样 I。为防止试样氧化, 成形过程在保护箱内进行, 保护气氛中氧含量低于 70ppm。得到 300M 钢板状试样 I 的尺寸为长度 90mm×高度 5mm×厚度 3mm。激光熔化沉积主要工艺参数为: 激光功率 2800~3000W, 光斑直径 4mm, 光束扫描速度 4mm/s, 双向扫描方式, 单层沉积厚度 0.25~0.4mm。基材选用 45 钢, 表面经喷砂处理以增加激光吸收率。

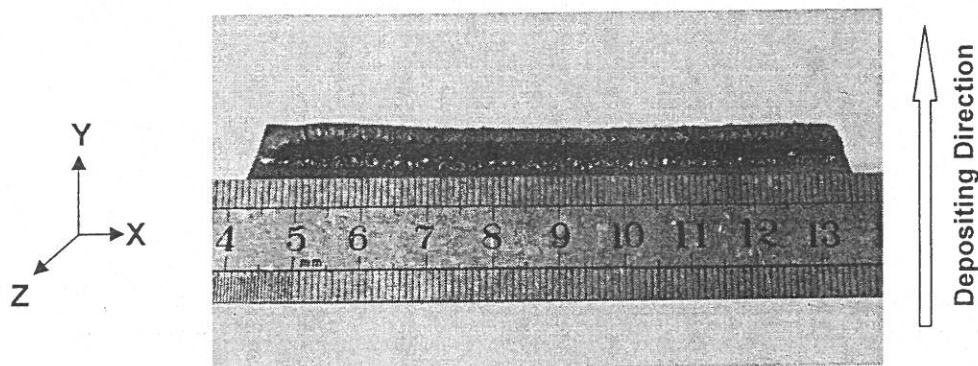


图 32 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 I 实物照片

图 32 所示为激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 I 的宏观形貌, 其表面光洁, 无气孔裂纹等缺陷。

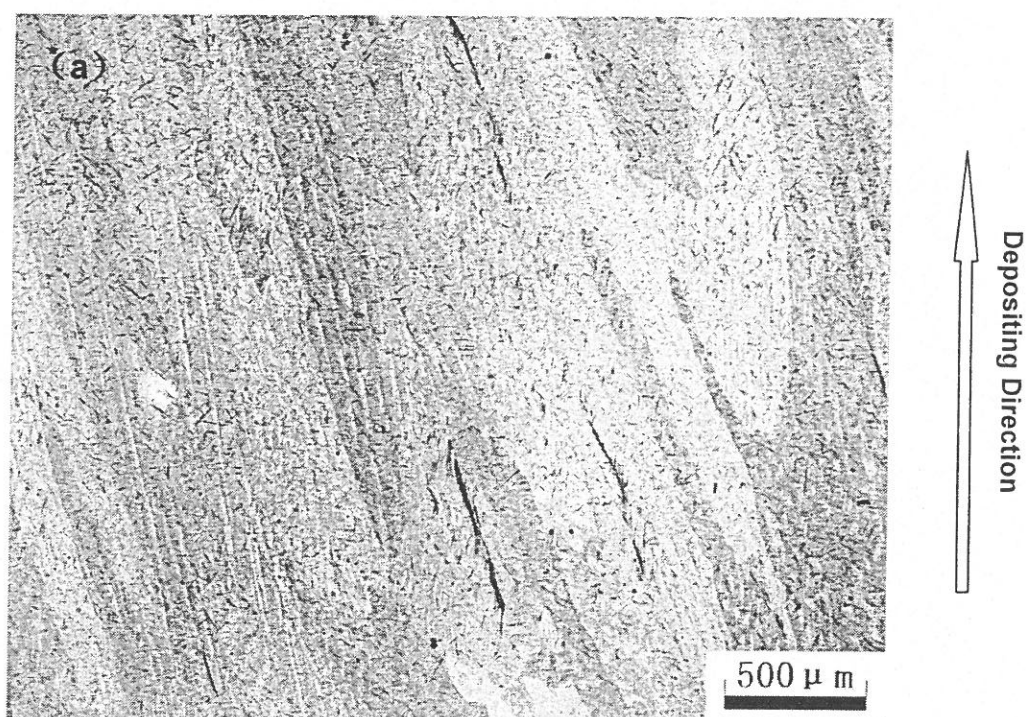
### 4.2 激光熔化沉积 300M 钢凝固过程分析

#### 4.2.1 柱状晶及胞状树枝晶的形成

将激光熔化沉积成形 300M 钢板状试样 I 沿 XY 面 (平行于沉积增高方向) 切取金相试样, 观察组织。如图 33 所示, 激光熔化沉积宏观组织为与沉积方向呈一定角度的柱状晶 (图 33a)。由上一章讨论可知, 沉积成形时, 固/液界面前沿熔体中的温度较高, 而已凝固的固相一侧温度较低, 过热熔体的热能大部分通过固相释放, 满足定向凝固条件, 热流方向与固/液界面移动的方向相反。晶体学最大长大速度方向与热流方向平行的晶核会更快长大伸入液相, 导致择优取向。对于面心立方的  $\gamma$  奥氏体来说,  $\langle 100 \rangle$  晶向

长大速度最快, 具有该生长方向的晶粒在凝固过程中优先长大, 并在后续沉积过程中不断外延生长。由定向凝固理论可知, 晶体生长方向不但受热流方向控制, 而且与固/液界面垂直, 在板状试样的激光熔化沉积过程中由于光源处于移动状态, 使得固/液界面倾斜, 如图 33a 所示, 故所形成的柱状晶并非垂直于基材 (即平行与沉积增高方向), 而是与沉积增高方向有一定夹角。

定向凝固条件下, 对于  $k_0 < 1$  的合金体系, 在晶体前沿的液相内会形成溶质富集层, 在固/液界面前沿出现“成分过冷”区, 平界面遭到破坏, 形成胞状晶凝固组织。激光熔化沉积过程具有高温度梯度 ( $G$ )、高凝固速度 ( $v$ ) 的特点, 凝固过程中冷却速度 ( $G \cdot v$ ) 很大, 在很大的过冷度下, 可以达到很高的形核率, 而且其生长时间极短, 得到高度细化的胞状树枝晶组织, 如图 33b 所示。同时正是由于上述原因, 激光熔化沉积 300M 钢柱状晶晶粒细化, 晶粒直径只有  $500\mu\text{m}$  左右。



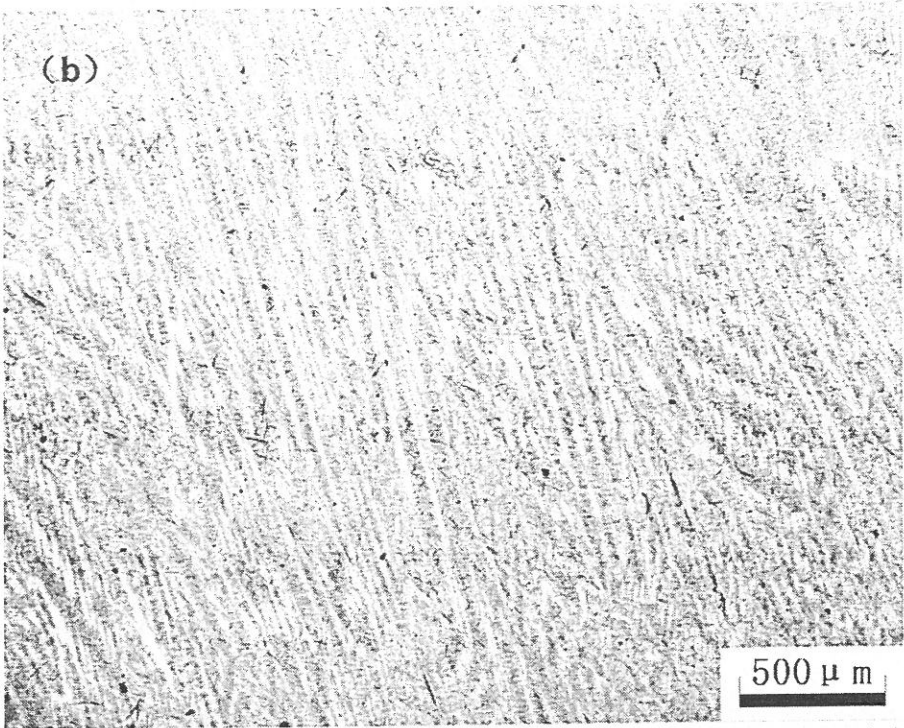


图 33 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 I 金相照片, (a) 苦味酸腐蚀 (b) 硝酸酒精腐蚀, 分别显示了其凝固过程宏观柱状晶组织及胞状树枝晶快速凝固组织

#### 4.2.2 熔池内凝固过程分析

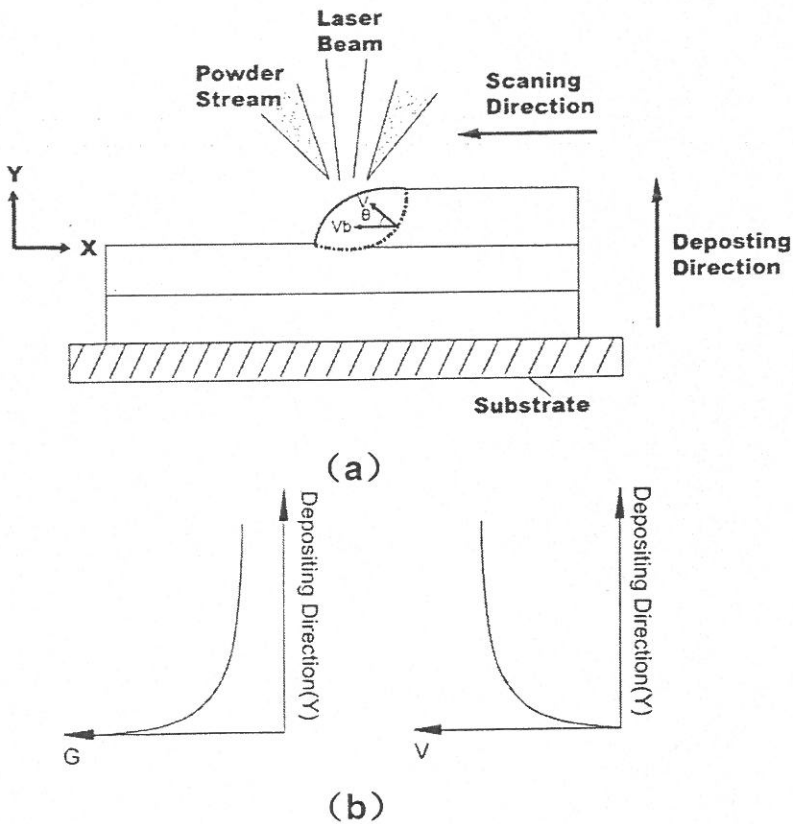


图 34 激光熔化沉积过程示意图 (a) 及温度梯度  $G$  和凝固速度  $v$  沿固/液界面的变化 (b)



由第四章讨论可知,在激光熔化沉积过程中,熔池内温度梯度较低,固/液界面处温度梯度最高,平行于沉积增高方向为热传导的最大方向,而由于光源始终处于移动状态,造成固/液界面的倾斜,因此沿固/液界面由熔池底部向熔池顶部各处的温度梯度均不同。图 34 为激光熔化沉积过程示意图及温度梯度  $G$  和凝固速度  $v$  沿固/液界面的变化,如图 34a 所示,固/液界面的推进速度  $v$  取决于界面上某一点所处的位置和光源的移动速度  $v_b$ ,由图 34a 中所示几何关系可知,  $v=v_b \cos \theta$ 。图 34b 中所示为沿沉积增高方向凝固速度  $v$  及温度梯度  $G$  的变化趋势。由熔池底部到顶部,凝固速率  $v$  由零迅速增加至  $v_b$  附近,而温度梯度  $G$  则呈减小的趋势<sup>[44]</sup>。在熔池底部,凝固速率很小,温度梯度很大,凝固过程可以平面方式进行而得到无偏析的凝固组织。如图 35a 所示,靠近基材处的组织无明显枝晶形态。在熔池顶部,温度梯度减小,凝固速度迅速增大,  $G/v$  值减小,“成分过冷”程度增大,且在熔池顶部热量可通过与空气对流、辐射等方式而散失,单向凝固条件被破坏,故在熔池顶部可形成一层等轴树枝晶,如图 35b 中所示的试样顶端,枝晶侧枝高度分化,且取向杂乱,在试样中部并没出现此种等轴枝晶组织是因为在逐层熔化沉积过程中熔池顶部组织被重熔掉所致。

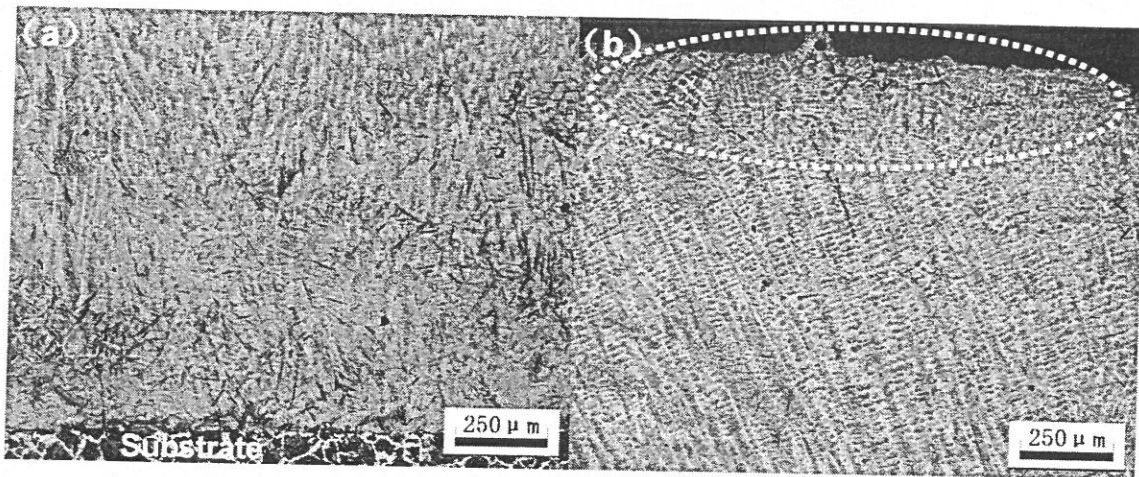


图 35 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 IXY 截面凝固组织金相照片,其中 (a) 为板状试样底部凝固组织照片, (b) 为板状试样顶部凝固组织照片,分别显示了凝固过程中熔池底部的平面晶形态及熔池顶部的等轴树枝晶形态 (线框中所示)

#### 4.2.3 热量累积效应对胞状枝晶一次枝晶间距的影响



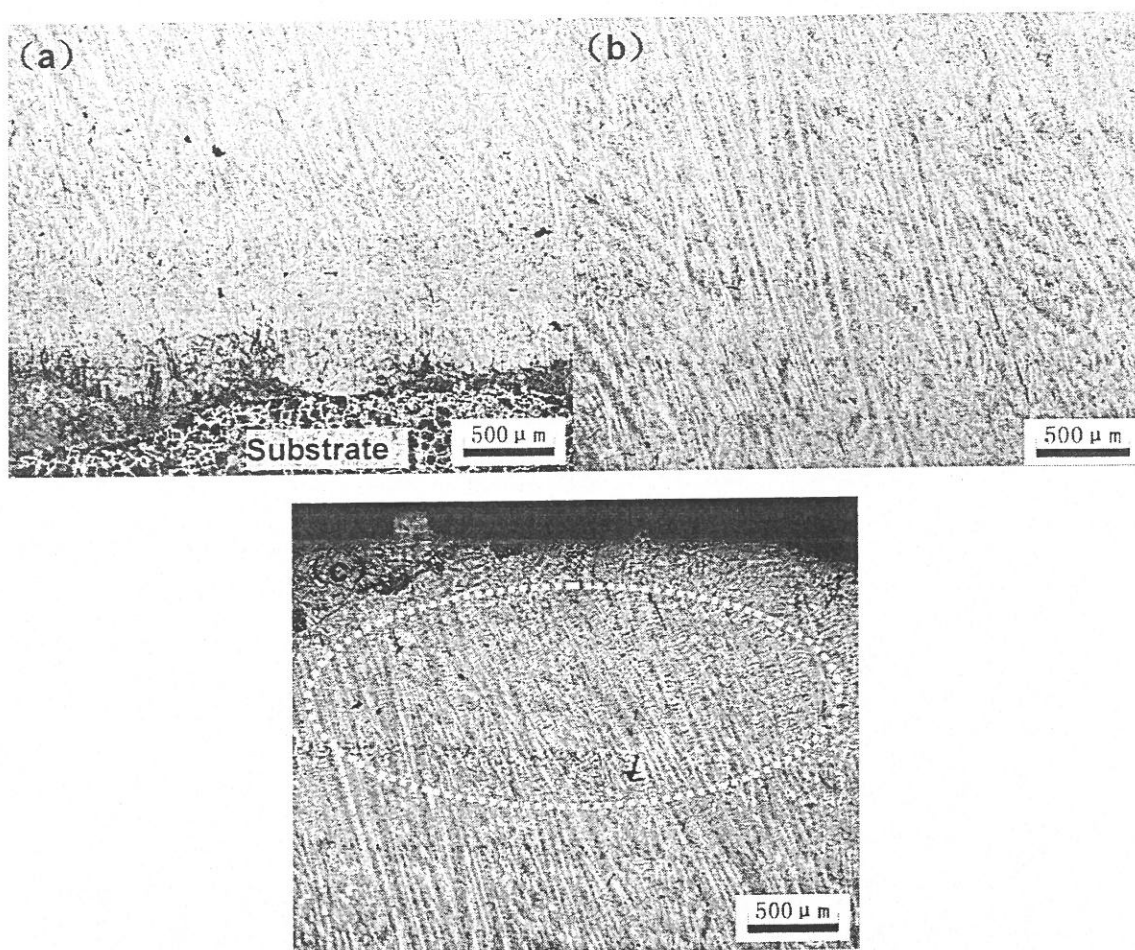


图 36 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 IXY 截面凝固组织形貌, (a)底部, 其一次枝晶间距为  $20\mu\text{m}$ ; (b)中部, 其一次枝晶间距为  $45\mu\text{m}$ ; (c)顶部, 其一次枝晶间距为  $50\mu\text{m}$

对激光熔化沉积板状试样凝固组织一次枝晶间距进行测量, 对应于图 36 中底部、中部、顶部凝固组织, 其胞状树枝晶一次枝晶间距分别为  $20\mu\text{m}$ 、 $45\mu\text{m}$ 、 $50\mu\text{m}$ , 可见, 由试样底部到顶部胞状枝晶一次枝晶间距逐渐增大, 而且如图 36c 中线框内所示, 顶部胞状枝晶侧向分支较发达, 演变为柱状树枝晶。通过上一章 ANSYS 数值模拟计算得到, 沉积成形过程中, 由于热量的累积, 固/液界面处温度梯度随沉积高度增加而逐渐减小。由枝晶生长模型<sup>[66]</sup>可知, 一次枝晶间距  $\lambda_1$  与固/液界面前沿温度梯度  $G$  及凝固速度  $v$  有如下关系:

$$\lambda_1 \propto G^{-y} v^{-x} \quad (4.1)$$

其中,  $x$  与  $y$  均为常数。由该式可知, 温度梯度随沉积高度增加的不断减小, 必然导致一次枝晶间距的逐渐增大。

另外, 根据快速凝固理论<sup>[67]</sup>, 凝固速率在下述范围内时, 固液界面将变得不稳定