

$$\frac{GD_L}{\Delta T_0} \leq v \leq \frac{D_L \Delta T_0}{k\Gamma} \quad (4.2)$$

其中 $\frac{GD_L}{\Delta T_0}$ 为临界生长速率, $\frac{D_L \Delta T_0}{k\Gamma}$ 为绝对稳定生长速率, 凝固速率介于这二者之间时, 凝固形态是由溶质扩散过程和界面张力共同决定的, 凝固形态随生长速率增加发生从胞状晶向树枝晶再到胞状晶的转化。凝固速率在该区间之外, 凝固界面呈平面状。由式 4.2 可知, 温度梯度的减小, 使得固/液界面不稳定生长的凝固速率范围变宽, 即在相同凝固速率下, 固/液界面的不稳定性增加, 胞枝转变的倾向增大。在成形试样上部, 熔池温度梯度较小, 同时由于热量的累积, 冷却速度也减小, 胞状树枝晶有更充分的时间进行生长, 侧向分支发达^[68]。

第五章 激光熔化沉积 300M 超高强度钢组织结构分析

300M 钢作为一种重要的超高强度钢种,广泛用作军用及民用飞机起落架,属于马氏体强化型低合金超高强度钢,通过淬火并回火后得到马氏体组织实现超高强度。首先,淬火马氏体内含有相变时产生的高位错密度,能够产生很强的位错强化效应;第二,马氏体形成时,奥氏体被分割成许多小的、被大角度边界包围的、取向不同的区域,即马氏体束,使晶粒大大细化;第三,间隙原子碳固溶入马氏体中造成很强的固溶强化效应,使马氏体具有较高的硬度;第四,经回火处理后,碳化物析出,其间隙固溶效应减弱从而使钢的韧性大大提高,析出的碳化物可造成第二相强化效应^[7]。

300M 钢淬火处理后,其显微组织为高位错密度的板条马氏体、下贝氏体及残余奥氏体,另外还含有 5% 以下的孪晶马氏体片和岛状马氏体-奥氏体(M-A 岛)组织。TEM 分析证明,两条马氏体板条共有一条残余奥氏体,以两个晶带为界的界面是大角度协变板条束界。随淬火温度提高,奥氏体晶粒尺寸变大,淬火后马氏体板条束尺寸也增大,但马氏体板条间的薄膜状残余奥氏体形态及尺寸均变化不大^[69]。低温回火后在马氏体基体上沿位错线沉淀细小、弥散分布的 ϵ -碳化物,但残余奥氏体仍存在于马氏体板条界,回火温度提高,残余奥氏体开始分解为 Fe_3C 及铁素体,同时马氏体板条轮廓逐渐不清晰。

另一种热处理制度是对 300M 钢进行等温热处理以获得马氏体(M_s 点以下等温处理)或贝氏体(M_s 点以上等温处理)。 M_s 点温度以下等温热处理时,由于微观成分的不均匀,总有少部分贝氏体首先转变,接着形成一部分马氏体,最后在等温温度下完成奥氏体向下贝氏体(B_f)+马氏体(M)转变,并在组织中留下少量残余奥氏体(A_0)而得到 $M+B_f+A_0$ 混合组织^[70]。300M 钢经淬火处理及 M_s 点以下等温热处理后均可得到马氏体+贝氏体+残余奥氏体的混合组织,两种热处理工艺得到的马氏体组织并无本质的区别,都主要为板条状马氏体,板条组成板条马氏体束,孪晶马氏体量很少。但贝氏体及残余奥氏体的形态则有所不同,淬火处理组织中的贝氏体呈板条状分布,具有典型的下贝氏体特征,少量的残余奥氏体以薄膜状分布于板条边界;等温处理组织中贝氏体及残余奥氏体的量均明显增多,残余奥氏体不仅分布于板条界,也有部分分布于板条内,显示铁素体由许多亚结构条片组成,铁素体板条边界已不清晰,表明此时形成的贝氏体由切变型转变机制变为扩散型转变机制^[71]。在 M_s 点温度以上等温热处理(大于 320°C)时,得到的组织只有无碳化物上贝氏体和板条间的残余奥氏体,没有出现下贝氏体组织。

各温度下等温处理均有块状残余奥氏体出现,随等温温度升高,残余奥氏体块逐渐增大,且分布不均匀^[15]。

由第三章分析可知,激光熔化沉积成形过程中试样所经历的热过程具有快速非稳态的特点,且在整个成形过程中试样已沉积部分不断受到后续沉积成形时的热循环作用,因此导致激光熔化沉积 300M 钢试样具有独特的显微组织特点。

5.1 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 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 II。成形过程在保护箱内进行以防止氧化,保护气氛中氧含量低于 70ppm。制得 300M 钢板状试样 II 的尺寸为长 88mm×高 85mm×厚 3mm。激光熔化沉积主要工艺参数为:激光功率 3000W,光斑直径 5mm,光束扫描速度 6mm/s,双向扫描方式,单层沉积厚度 0.5mm。基材选用 45 钢,尺寸为长 100mm×高 9.5mm×厚 15mm。激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 表面光滑,无裂纹气孔等缺陷。

5.2 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 凝固组织

5.2.1 凝固组织观察

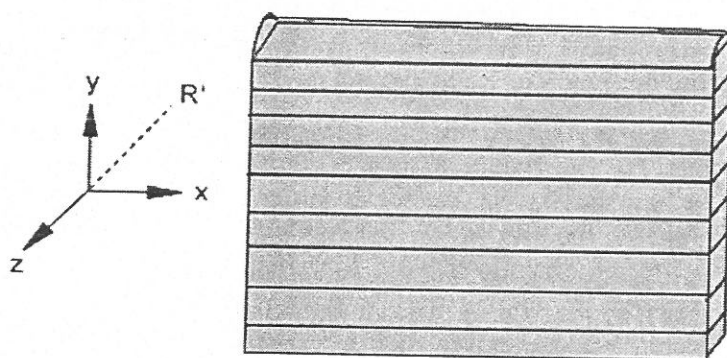


图 37 金相试样截取示意图

通过第四章激光熔化沉积凝固过程分析可知,激光熔化沉积凝固组织与传统成形工艺凝固组织不同,有其自身的特点。分别按示意图 37 中所示的 XY 面、YZ 面及 R'Z 面切取金相试样,观察凝固组织。

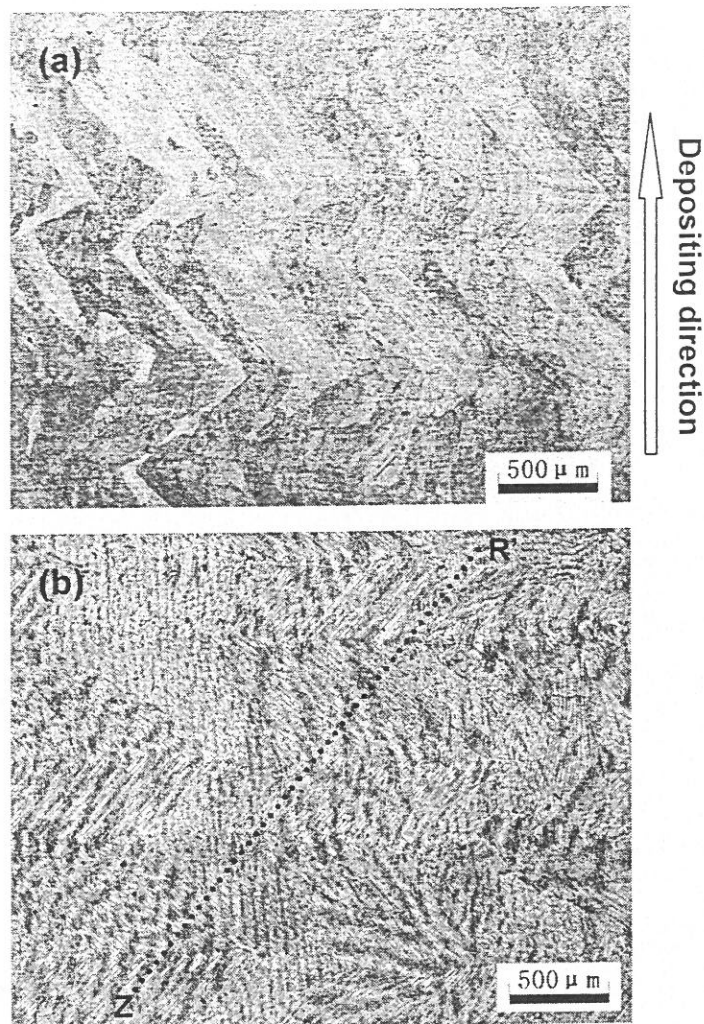


图 38 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II XY 凝固组织金相照片, (a) 苦味酸腐蚀, (b) 硝酸酒精腐蚀, 分别显示了柱状晶宏观组织及胞状树枝晶快速凝固组织, 图中直线为 R'Z 截面金相试样截取方向

图 38 为激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 凝固组织照片, 由第四章凝固过程讨论可知, 激光熔化沉积 300M 钢宏观组织为柱状晶形态 (见图 38a)。图 38b 为 XY 截面试样经硝酸酒精腐蚀后的金相照片, 可见, 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II 的凝固组织为细小均匀的胞状树枝晶快速凝固组织, 而且随着激光束扫描方向的改变, 胞状树枝晶组织呈“之”字形外延生长。这是由于在激光熔化沉积过程中, 熔池温度梯度高, 固/液界面前沿温度梯度大, 熔池金属的凝固过程实质是以熔池底部晶粒为异质基底的外延生长过程。根据晶体生长理论, 对于面心立方结构的奥氏体来说, 其择优生长方向为 $\langle 100 \rangle$ 晶向。根据颜敏^[72]提出的激光熔化沉积过程 Aermet100 钢“之”形胞状组织凝固模型, 在激光熔化沉积过程中, 当光束向左扫描时 (如图 39a 所示), 假定作为三个 $\langle 100 \rangle$ 晶向之一的 $[100]$ 方向与热流方向最为接近而优先生长, 另外两个 $\langle 100 \rangle$ 晶向 ($[010]$ 、 $[001]$)

方向)则完全被抑制,因此在该层中形成了[100]取向的胞状晶凝固组织。完成此层的沉积成形后,光束提升一个沉积层的高度,开始向右扫描(如图 39b 所示),此时由于热流方向的改变,另一个<100>晶向(假设为[001]晶向)得以优先外延生长而使该层得到[001]方向生长的胞状晶。对于激光熔化沉积 300M 钢,其凝固组织为胞状树枝晶,热流对于胞状树枝晶的影响模式与胞状晶相同,随着激光熔化沉积过程中光束扫描方向的交替,胞状树枝晶外延生长过程中两个择优取向也逐层交替,得到了“之”字形的胞状树枝晶凝固组织。

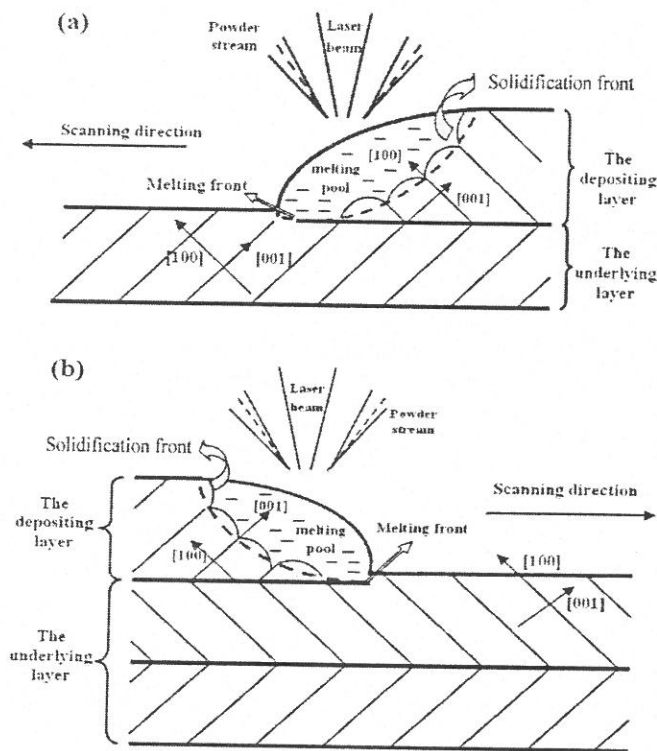


图 39 “之”字形凝固组织形成示意图^[72], (a)向左扫描; (b)向右扫描

为更好的观察“之”字形外延生长胞状树枝晶凝固的形态,取试样的 R-Z 截面制成金相试样,组织照片如图 40 所示,可见胞状树枝晶横断面及纵断面的逐层交替组织。其中,枝晶纵截面显示了枝晶生长方向不仅与热流方向有关,而且垂直于固/液界面。图 40 中试样中部的胞状树枝晶沿平行于沉积增高方向生长,而两侧的胞状树枝晶主干则向中部倾斜,由图 40 还可以看出胞状树枝晶的横断面组织形貌均为“十”字形。

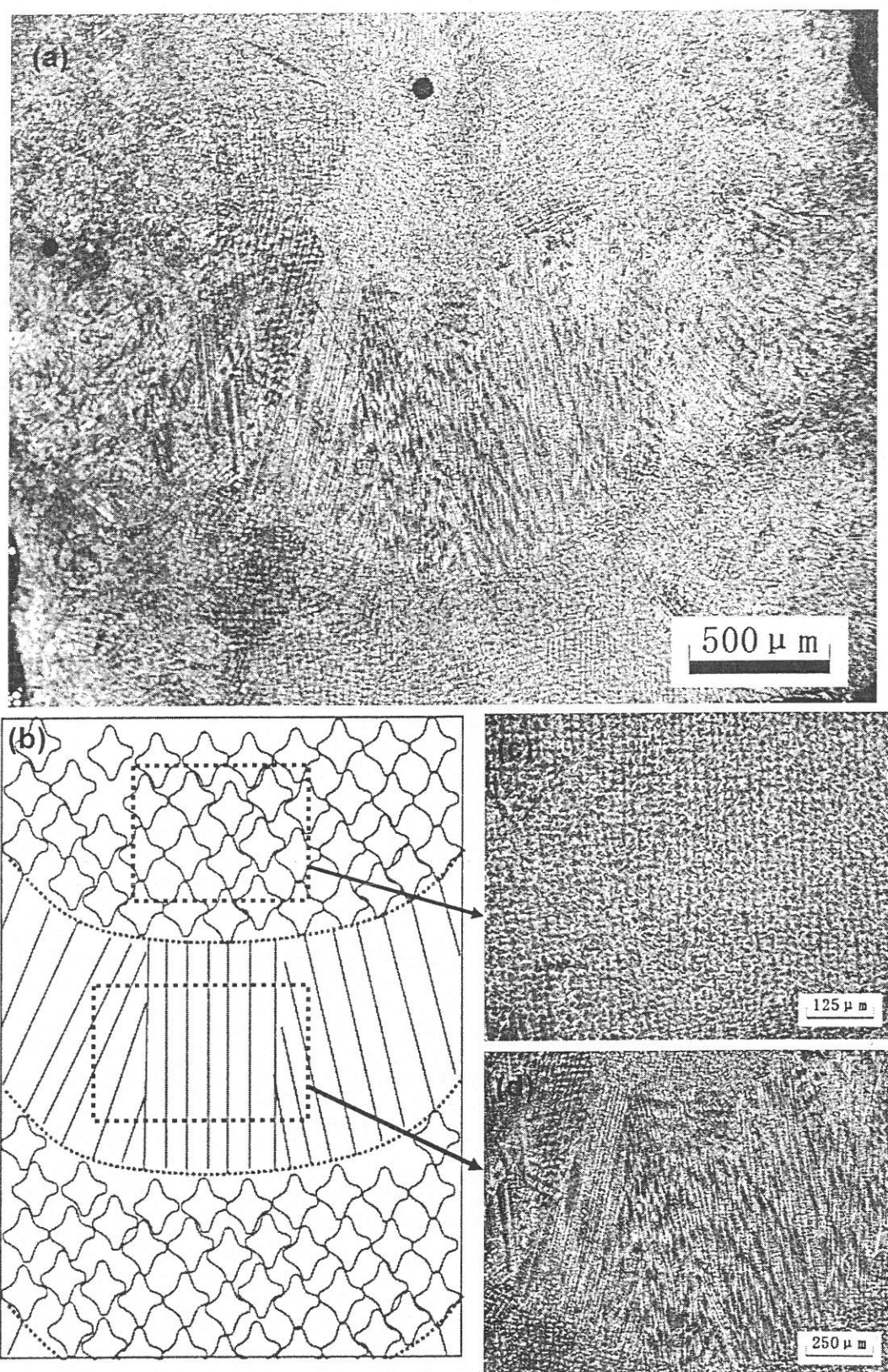


图 40 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II R'Z 截面凝固组织，其中 (a) 为低倍光镜照片，(b) 为胞状树枝晶横断面与纵断面逐层交替组织示意图，(c) 与 (d) 分别为胞状树枝晶横断面及纵断面金相组织光镜照片

5.2.2 端际效应对凝固组织形态的影响

由第三章激光熔化沉积过程中的热行为讨论可知,双向扫描方式的采用会使激光熔化沉积板状试样的左右两端产生端际效应,该部位试样的凝固行为也与试样中部不同。由端际效应所产生的激光熔池尺寸的变化如示意图 41 所示,沉积成形时,激光光束扫描至沉积层某处,同轴输送的金属粉末被加热熔化,在该处形成熔池,一层沉积结束后光斑提升一个沉积层高度,开始下一层的沉积成形。当光束扫描至边缘区域时,相邻两沉积层成形时间间隔极短,上一层凝固过程开始不久,光斑即移动至此进行下一层的沉积成形,即上一沉积层熔池内大部分液态金属还未开始凝固,随即进行下一层的凝固过程,使得上下两层中激光熔池合并,形成一个大尺寸的熔池,随着光束继续反向扫描,相邻两沉积层成形时间间隔增加,上一沉积层中液态金属的凝固也更充分,激光熔池尺寸逐渐变小。由于激光熔池尺寸的改变,造成了沉积线(相邻沉积层界线)的倾斜,如图 41 白色虚线所示,由板状试样一端向中心,沉积线逐渐向上倾斜,并在板状试样中部趋于水平。图 42 为激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 由端部至中心的一组凝固组织照片,各图中的白色曲线显示了在该区域沉积线的位置,其整体趋势与示意图中的沉积线走向吻合的较好。但图 42 中的沉积线局部有向下倾斜的趋势,这是由于局部区域熔池尺寸的不稳定造成的。由图 42 还可以看出端际效应的影响范围约为距板状试样边缘 15mm 区域内,这与 ANSYS 数值模拟的结果相一致。

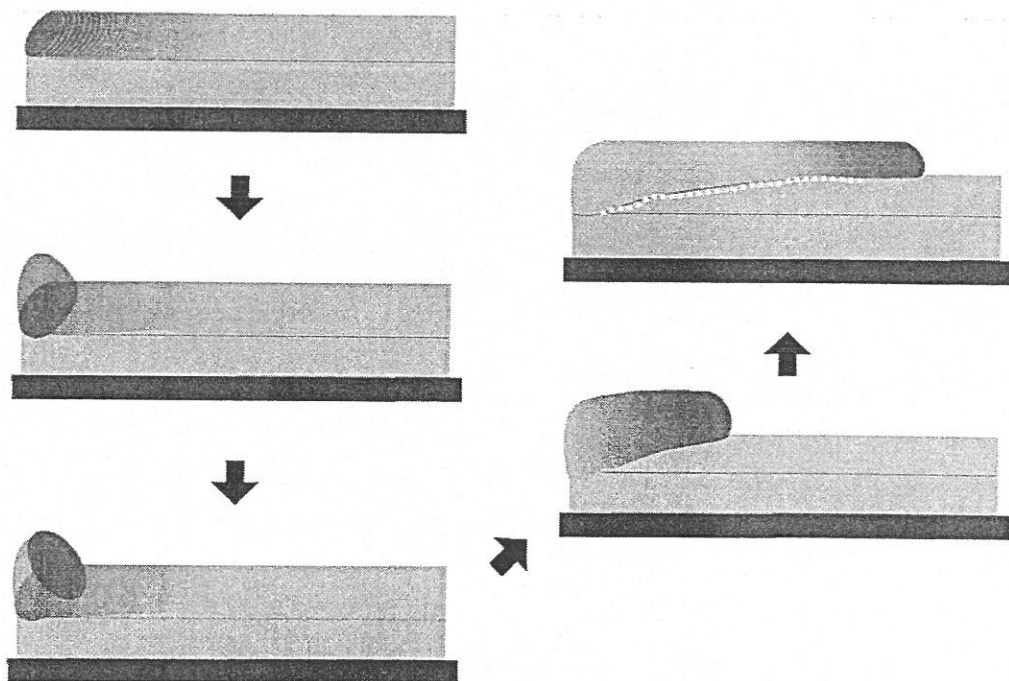


图 41 激光熔化沉积成形过程熔池形态变化示意图

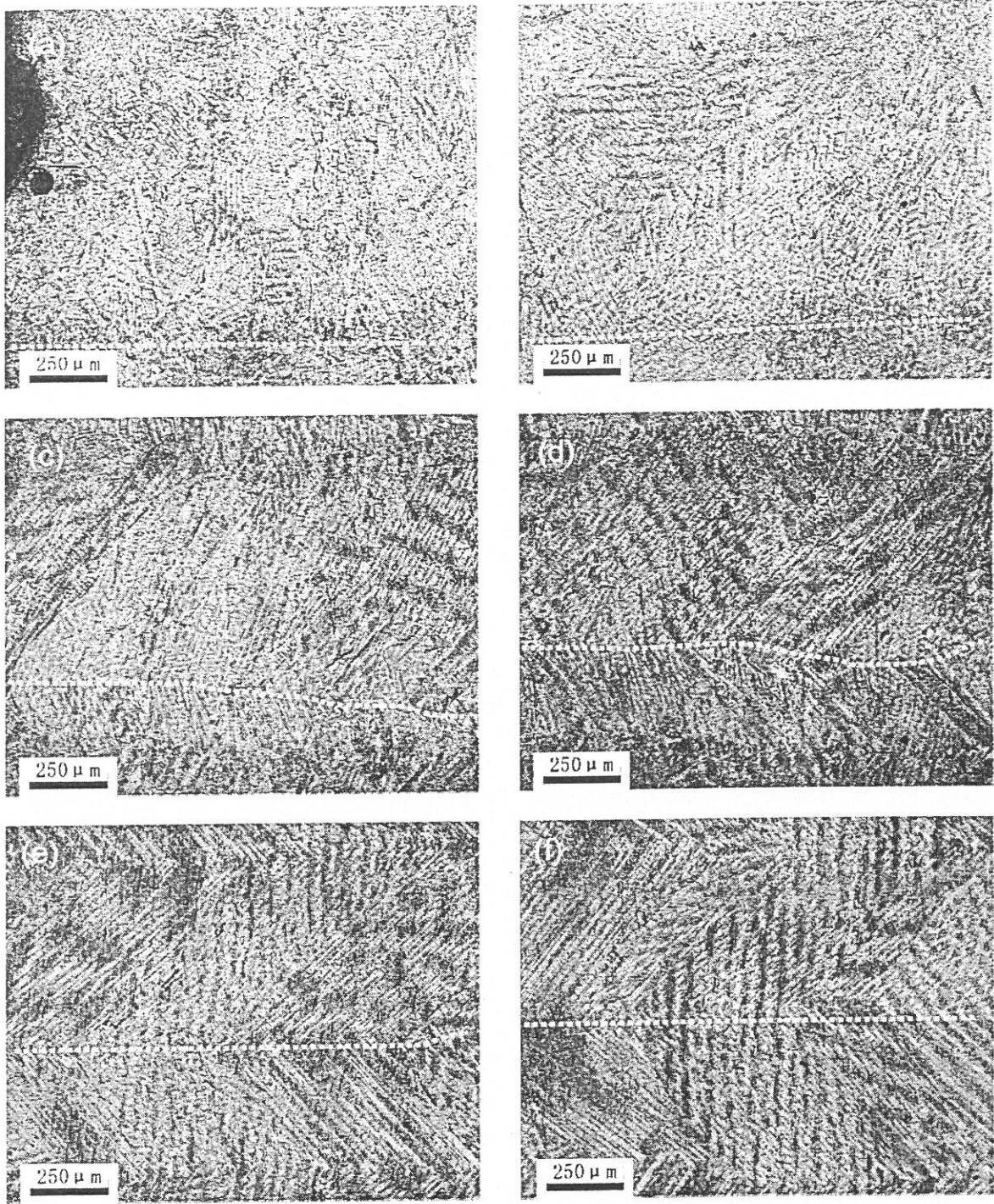


图 42 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II XY 截面凝固组织, (a) 板状试样端部, (b) 距试样端部 3mm, (c) 距试样端部 7mm, (d) 距试样端部 15mm, (e) 距试样端部 25mm, (f) 距试样端部 30mm, 图中白色虚线为各区域中沉积线的位置, 显示由板状试样端部逐渐移向中心, 沉积线呈向上倾斜的趋势

由图 42 中的一组凝固组织照片可以看出, 随着沉积线逐渐向上倾斜, 胞状树枝晶的定向性也逐渐增强, 其凝固组织形成过程可用图 43 表示。在板状试样端部 (图 43a), 由于相邻两层的连续沉积成形, 熔池尺寸很大, 同时由于激光的连续加热, 熔池中心温

度很高, 熔池下方的固相基底枝晶取向杂乱, 胞状树枝晶由固相基底晶粒外延生长, 其取向也较为杂乱, 取向为择优晶向的枝晶生长速度较快, 并抑制了其他取向枝晶的生长, 当枝晶前端伸入过热熔体中时, 由于金属液的温度较高, 可能造成枝晶的熔断, 熔断的枝晶随熔池中的对流作用被带到熔池表面, 成为新的晶核促使枝晶在熔池顶部的长大, 从而形成的端部凝固组织枝晶定向性差, 取向杂乱。随着激光束由端部向中心移动, 熔池向前移动的同时熔池后沿逐渐抬高, 固/液界面倾斜, 固相基底的枝晶定向性增强, 胞状枝晶沿垂直于固/液界面的方向外延生长, 此时熔池尺寸也逐渐减小, 中心温度下降, 同时固/液界面的推进速度加快, 枝晶熔断现象减少, 枝晶的定向性逐渐增强 (如图 43b、c、d、e 所示)。

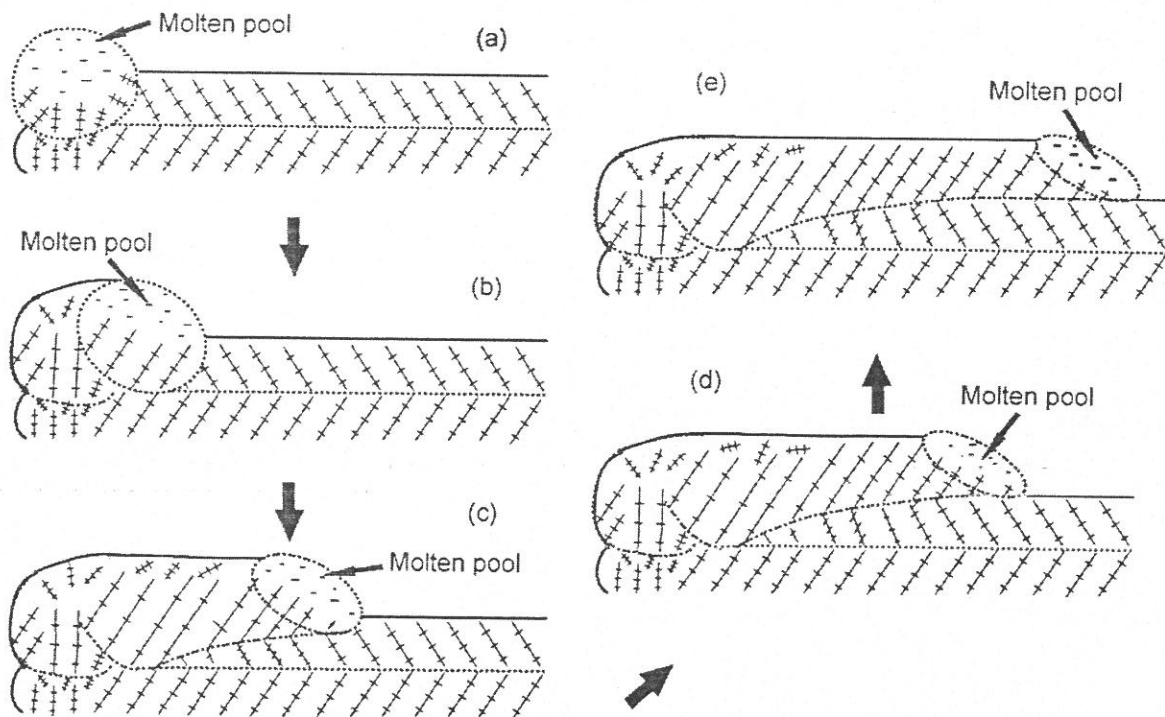


图 43 端际效应对凝固过程影响示意图

5.3 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II 显微组织

图 44 为激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II YZ 截面沿沉积增高方向不同高度处的组织形貌, 可见, 显微组织呈明显分层特征, 其上、中、下区域组织特点各不相同。

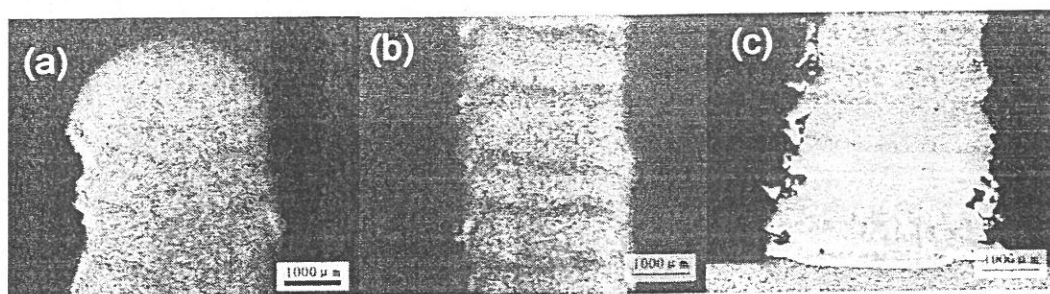


图 44 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II YZ 截面显微组织低倍 OM 照片, (a) 上部 (b) 中部 (c) 底部

5.3.1 贝氏体-马氏体混合组织区 (中上部)

激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 的中上部区域 (沉积高度即距离基材表面距离 43~85mm 范围内) 主要为针状马氏体和贝氏体的混合组织。图 45 为其光镜照片, 可以看出, 在试样中部区域内, 胞状枝晶定向生长, 枝晶主干平行排列, 取向高度一致, 在随后的冷却过程中, 针状组织析出时由于与胞状枝晶保持一定的晶体学位相关系而各针之间方向一致、平行排列, 形成尺寸较大的集束 (图 45a)。而在试样顶部, 枝晶定向性较差, 枝晶主干间取向差较大, 继续冷却时所形成的针状组织集束尺寸较小, 集束之间为大角度边界, 有些呈 60° 交角 (图 45b)。

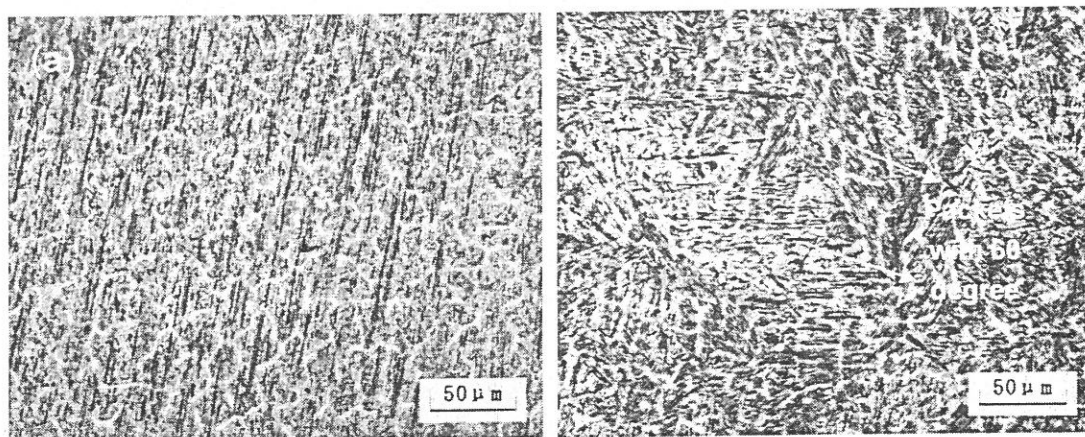


图 45 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II YZ 截面中上部针状马氏体-贝氏体混合组织 OM 照片(a) 试样中部区域, (b) 试样顶部区域

由图 46 所示的金相照片可见, 在奥氏体晶界处有深色的析出相, 高倍光镜照片 (图 46b) 显示其为贝氏体组织, 且尺寸较大, 说明其形成温度高于晶粒内的混合组织。图 47 为马氏体-贝氏体混合组织的 SEM 照片, 可以看到晶界处及晶粒内的大尺寸贝氏体组织, 而晶粒内的短针状组织为马氏体。

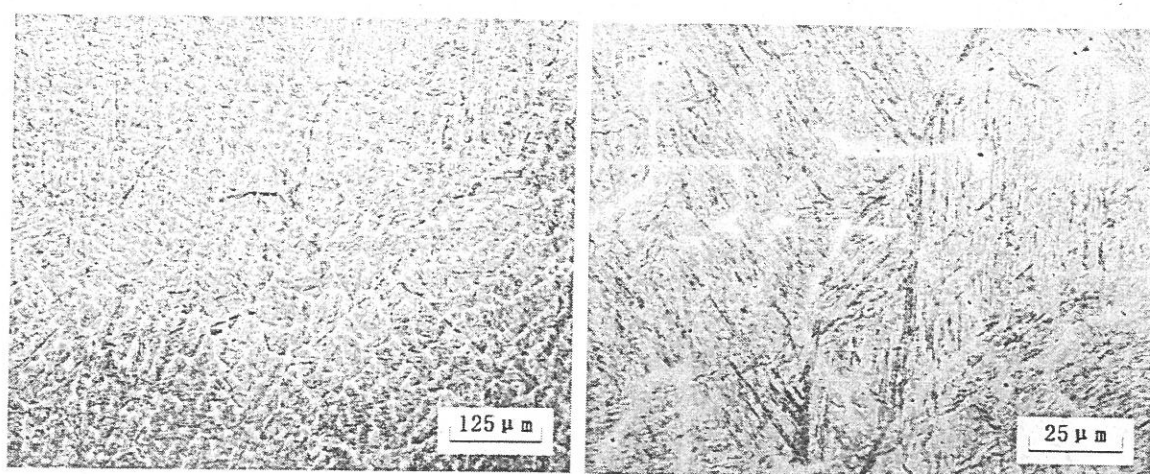


图 46 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II YZ 截面晶界处贝氏体组织 OM 照片
(a) 低倍, (b) 高倍

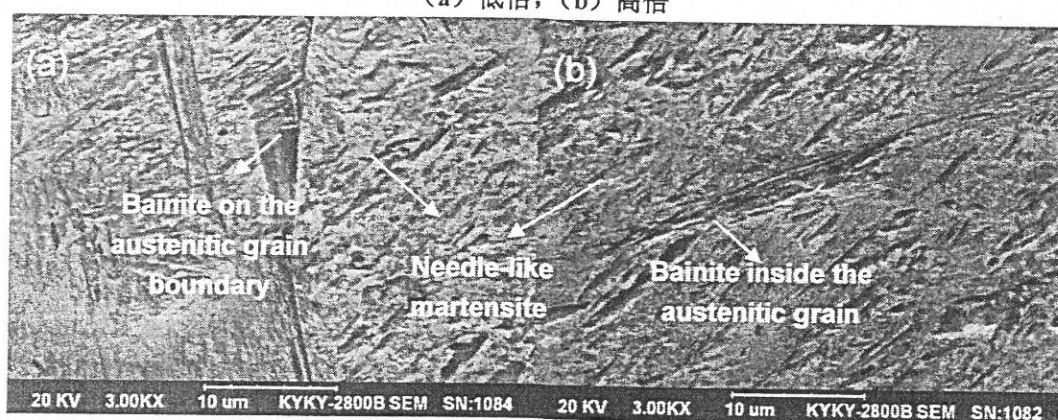


图 47 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中上部试样针状马氏体-贝氏体形态 SEM 照片, (a) 晶界处贝氏体形态, (b) 晶粒内贝氏体形态



图 48 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中上部马氏体 TEM 照片

图 48 为马氏体组织区透射电镜照片, 可见, 马氏体板条边界较为清晰, 板条宽度约为 450~650nm。

5.3.2 贝氏体及岛状 M-A 组织区（中下部）

在激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中下部（沉积高度 6~43mm 处）区域的沉积层内及沉积层交界处出现尺寸较粗大的贝氏体组织。由形态区分，这些贝氏体组织包括羽毛状贝氏体（图 49）、针状贝氏体（图 50）及形状不规则贝氏体（图 51）。由于 300M 钢中含硅量高（接近 2%），强烈抑制过冷奥氏体中温转变时碳化物的析出^[16]，故各种不同形态的贝氏体本质都是铁素体与残余奥氏体的混合组织，即无碳化物贝氏体。由高倍扫描电镜照片可见：铁素体板条与残余奥氏体相间排列形成羽毛状形态（图 49b）；针状贝氏体中位相一致的铁素体板条平行排列形成集束，铁素体板条轮廓呈锯齿状，板条内部存在与主轴呈一定角度且被残余奥氏体分隔的相变单元亚结构（图 50b、c），关于此种贝氏体组织已有大量文献报道，并有文献称其为“过渡型贝氏体”^[27,73]；而形状不规则贝氏体其铁素体中分布着残余奥氏体岛，形态类似于粒状贝氏体（图 51b）。另外在无碳化物贝氏体形成过程中，贝氏体铁素体将奥氏体晶粒分割成岛状单元，继续冷却时，岛状奥氏体转变为更细小的马氏体、少量贝氏体等低温产物，并有一定的奥氏体残留，在下文中将此种组织更为细小的岛状单元简称为岛状 M-A 组织（图 49、50、51 中箭头所指）。

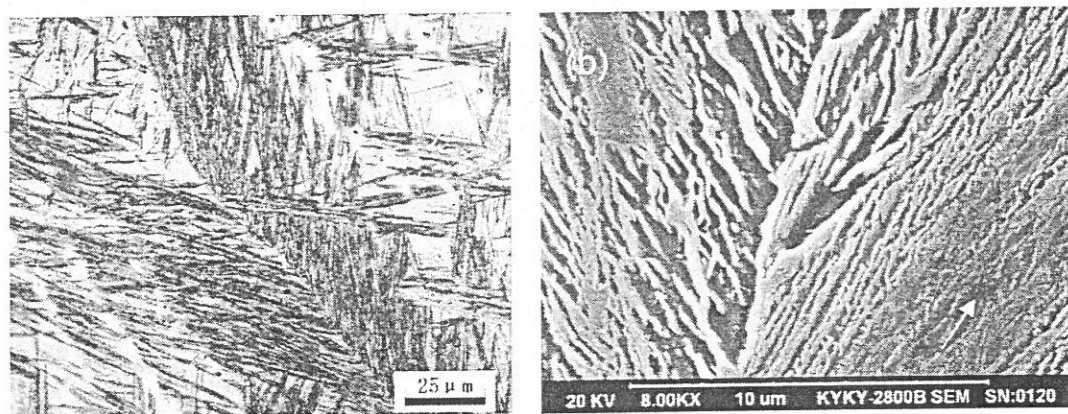


图 49 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中下部羽毛状贝氏体形态, (a) OM (b) SEM, 图中箭头所指为由贝氏体铁素体板条分割所成的岛状 M-A 组织

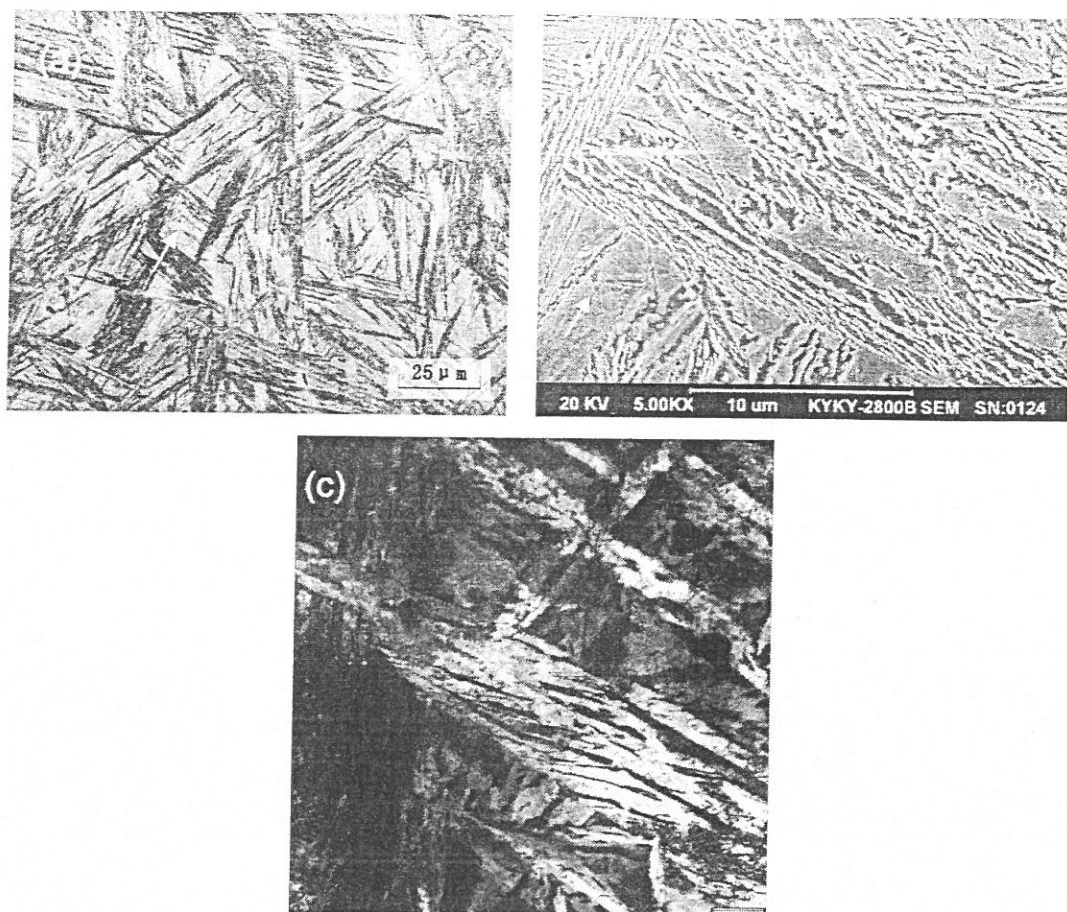


图 50 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中下部针状贝氏体形态, (a) OM (b) SEM (c) TEM, 图中箭头所指为由贝氏体铁素体板条分割所成的岛状 M-A 组织, TEM 照片显示了贝氏体铁素体板条间及板条内的薄膜状残余奥氏体

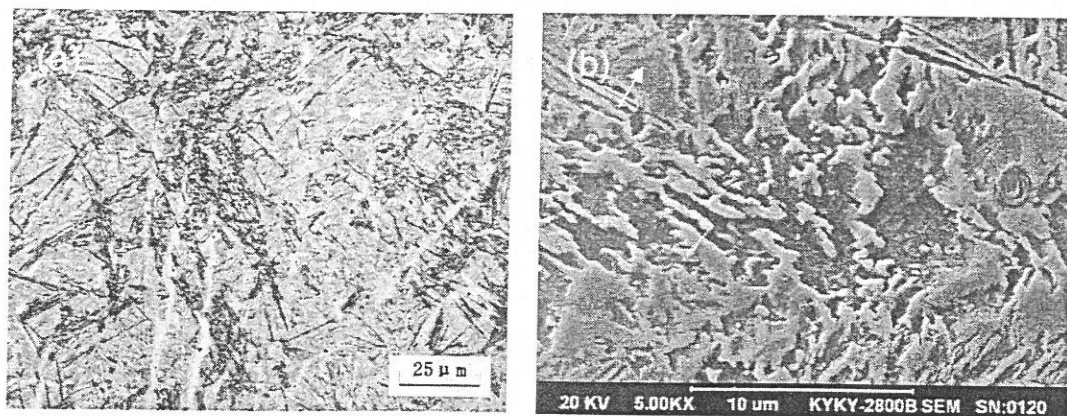


图 51 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中下部不规则贝氏体形态, (a) OM (b) SEM, 图中箭头所指为由贝氏体铁素体板条分割所成的岛状 M-A 组织

利用图像分析法测定试样中不同沉积高度处的无碳化物贝氏体的体积分数, 测量结果如图 52 所示, 沉积高度约 5mm 时, 无碳化物贝氏体体积分数约 25%, 沉积高度增至 6mm 后, 贝氏体量迅速下降, 到约 7mm 时降至最低 (约 18%), 之后随沉积高度增加, 贝氏体体积分数又逐渐增加, 到达 21mm 处增至 31%, 沉积高度 21~34mm 范围内, 含

量保持稳定 (约 30vol.%)。沉积高度由 34mm 增加至 42mm 时, 无碳化物贝氏体体积分数又逐渐较少, 并在约 43mm 高度处, 无碳化物贝氏体几乎完全消失。

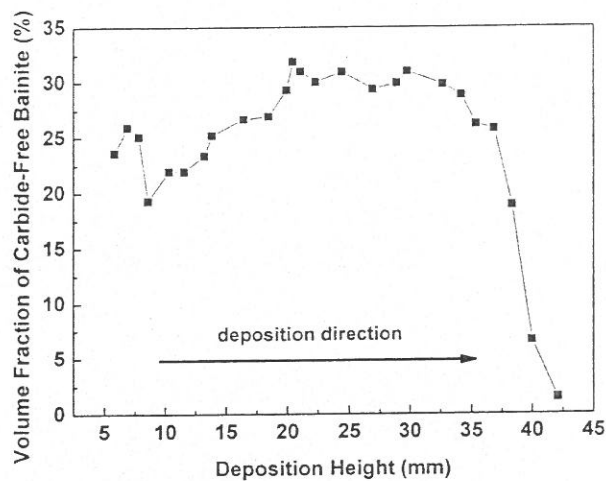
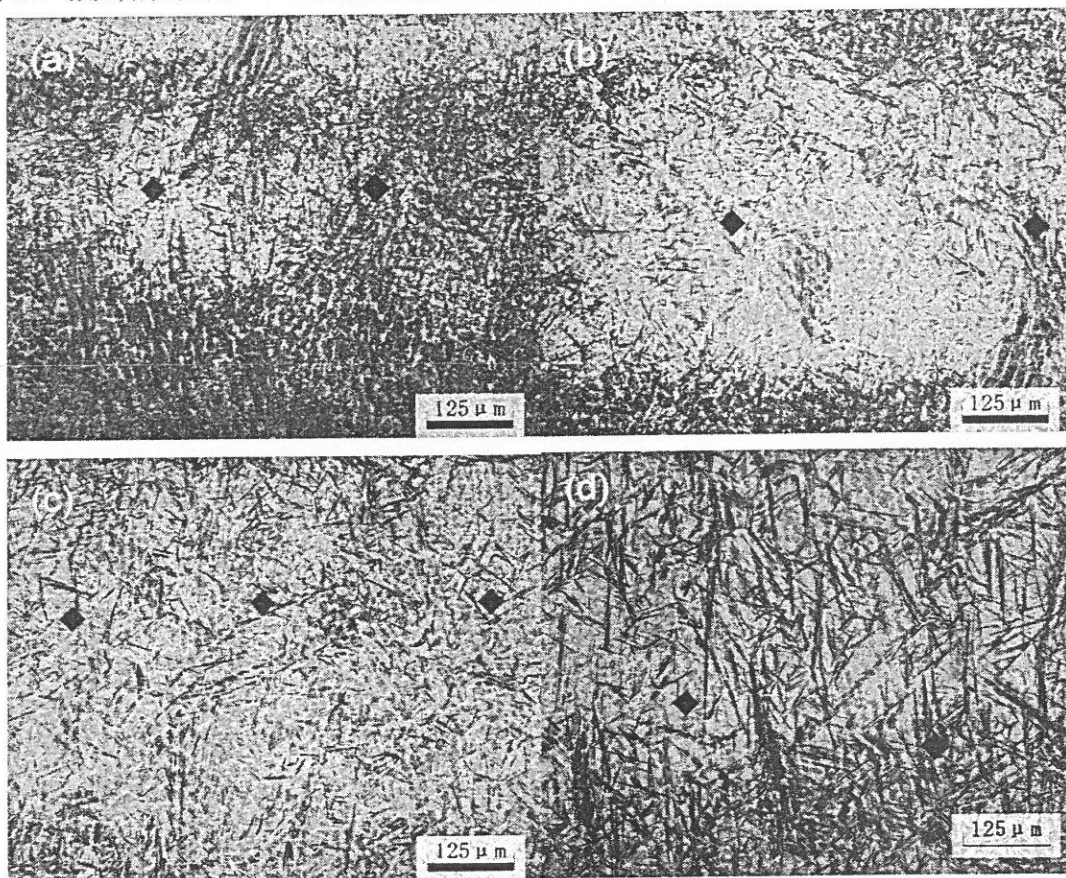


图 52 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 中下部无碳化物贝氏体体积分数随沉积高度分布曲线



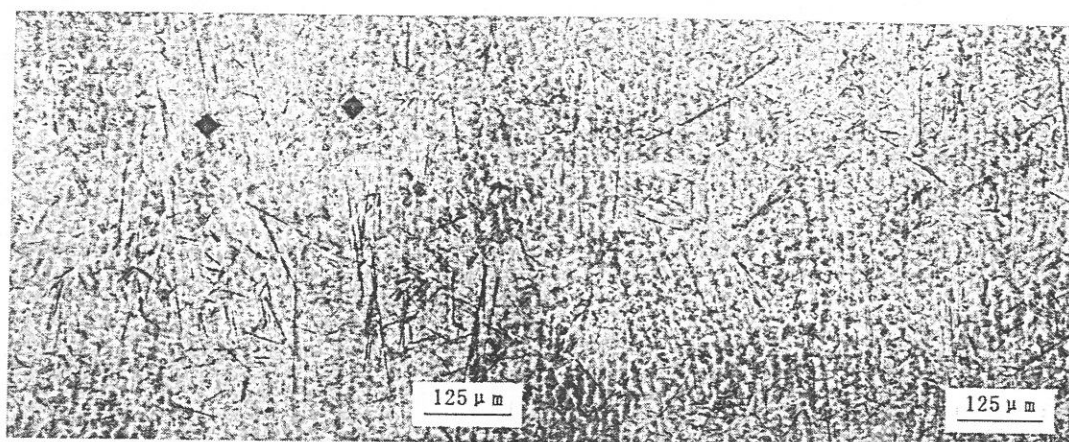


图 53 不同沉积高度处无碳化物贝氏体体积分数及形态变化, 沉积高度分别为 (a) 6mm (b) 6.5mm (c) 10mm (d) 25mm (e) 37mm (f) 42mm

图 53 为不同沉积高度处无碳化物贝氏体含量及形态的变化, 由图可知, 随沉积高度逐渐增加, 首先形成大量不规则形状贝氏体, 然后不规则形状贝氏体迅速减少, 同时形成少量的短针状贝氏体, 随后贝氏体针逐渐变长, 贝氏体量增多, 在针状组织中同时存在一定量的羽毛状贝氏体组织且尺寸较大。最后针状贝氏体组织含量逐渐减少, 至沉积高度 43mm 处几乎完全消失。

对不同形态的无碳化物贝氏体组织及被贝氏体铁素体板条分割的 M-A 岛组织进行显微硬度测试 (见表 5)。结果表明, 无碳化物贝氏体组织的显微硬度明显低于 M-A 岛状区组织。这主要是由于贝氏体组织形成于过冷奥氏体中温转变区, 铁素体中含碳量低, 故硬度较低; 同时由于无碳化物贝氏体的形成, 奥氏体中碳含量增加, 继续降温时, 过冷奥氏体转变为低温产物 (马氏体、贝氏体及残余奥氏体) 时, 组织中的碳含量较高, 硬度较高; 另一方面, 贝氏体形成温度较高, 由于不受约束, 其铁素体板条可横贯奥氏体晶粒^[74], 将奥氏体分割成岛状区, 继续冷却时形成 M-A 岛, 组织细化 (见图 54), 硬度提高。不同形态无碳化物贝氏体组织显微硬度的差别主要是因形成温度不同而引起的碳含量不同所造成的。

表 5 不同形态无碳化物贝氏体及 M-A 岛状区组织显微硬度

组织形态	不规则状贝氏体	羽毛状贝氏体	针状贝氏体	M-A 岛状区
显微硬度 (HV)	518.1	554.2	574.9	667.8

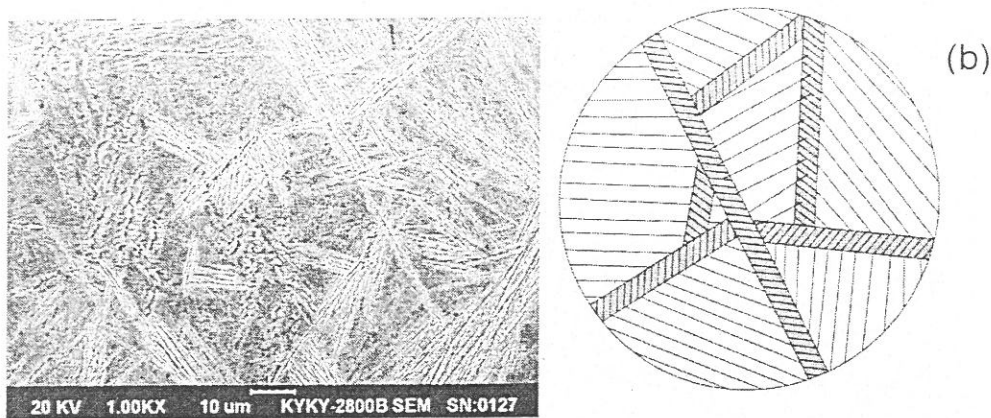


图 54 贝氏体铁素体板条细化割奥氏体晶粒, (a) SEM (b) 示意图

5.3.3 马氏体-贝氏体回火组织区 (底部)

激光熔化沉积 300M 钢板状试样底部 (沉积高度小于 6mm 范围内) 为马氏体及贝氏体的回火组织 (见图 55)。

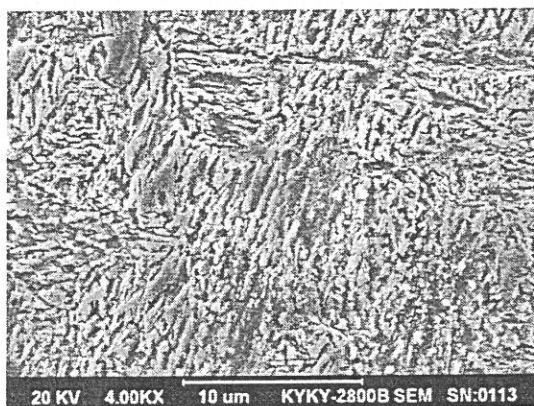


图 55 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 底部回火组织 SEM 照片

5.3.4 硬度分布

激光熔化沉积 300M 钢薄壁板状试样纵向截面沿熔化沉积增高方向的洛氏硬度 (HRC) 分布如图 56 所示。随沉积高度增高, 试样宏观硬度呈台阶状变化, 可分为三个硬度平台区: I 区硬度最高 (约 58HRC), 对应于试样中上部针状马氏体和贝氏体混合组织区域; II 区硬度有所降低 (约 53HRC), 对应于试样中下部无碳化物贝氏体+岛状 M-A 组织区; III 区硬度最低 (约 46HRC), 对应于试样底部马氏体和贝氏体的回火组织区域。

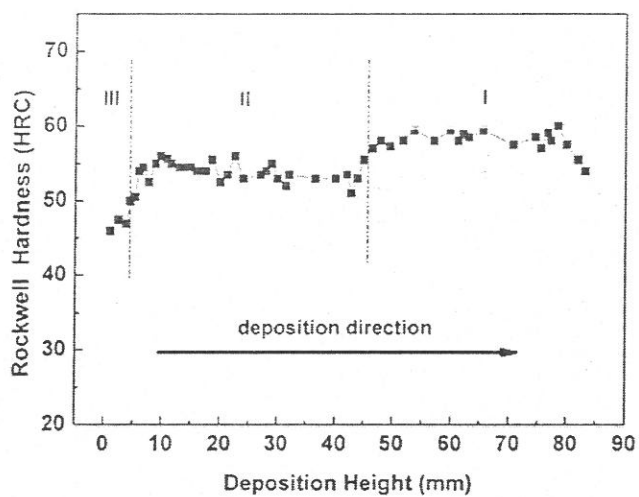
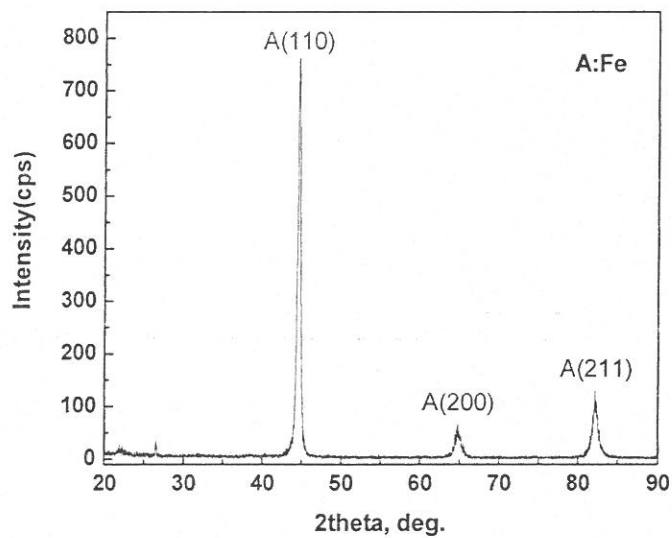
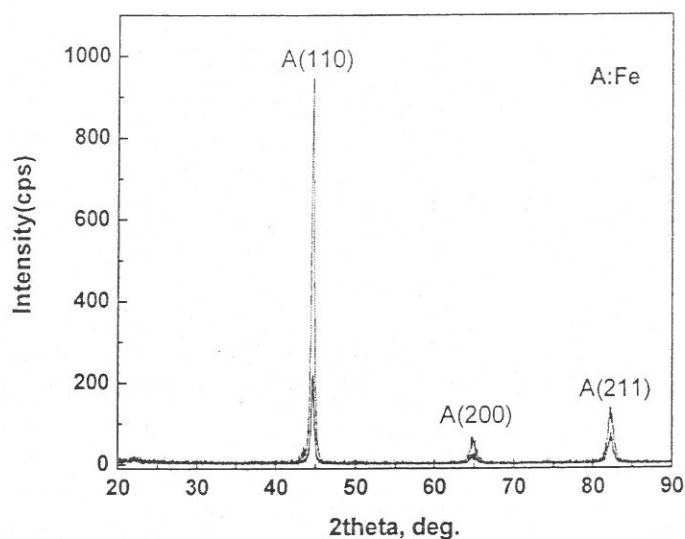


图 56 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II YZ 截面沿熔化沉积增高方向的宏观硬度 (HRC) 分布

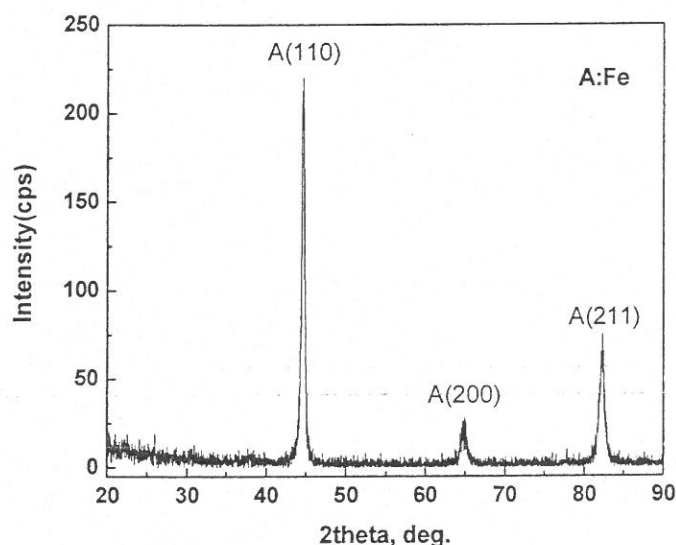
5.3.5 XRD 物相分析



(a)



(b)



(c)

图 57 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 II XRD 衍射分析结果, (a) 板状试样上部, (b) 板状试样中下部, (c) 板状试样底部

对激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 上、中、下区域进行 XRD 物相分析, 三者衍射图谱基本相同, 如图 57 所示。激光熔化沉积成型态 300M 钢的组织组成相主要为 α -Fe 相, 由于其凝固组织有很强的定向性, 表现出很强的凝固组织, 在 XRD 衍射图谱中未见残余奥氏体的衍射峰。

5.3.6 快速非稳态热循环效应对显微组织及硬度的影响

根据第四章的讨论, 由于激光熔化沉积采用逐点逐层熔化沉积的方式成形, 当激光光源移动到沉积层上某一点处时, 同轴输送的金属粉末熔化, 在该点处形成熔池, 同时

熔池下方的已沉积成形层被加热升温,并在光源移走后迅速降温冷却。每沉积增高一层,均使已沉积材料经历一次快速非稳态升温与冷却的过程(快速非稳态热循环效应)。对于存在固态相变行为的材料来说,这种快速非稳态的升温与冷却过程,相当于对材料进行了一次快速非稳态热处理。由于不同沉积高度处的材料所经历的热循环历史不同,其发生的固态相变过程也不同,从而导致沿沉积高度增高,显微组织及硬度变化显著。

如图 58 所示,以试样某一沉积层内一点 A 处的温度变化来说明激光熔化沉积过程中的热行为及其对 A 点显微组织及硬度的影响。对应于图 58a 中激光熔化沉积成形的不同时刻 t_1 、 t_2 、 t_3 ,试样中点 A 所在的纵向截面温度分布如图 58b 所示,对于一次快速非稳态热循环过程,距离光源越远,加热峰值温度越低。同时,随加热峰值温度降低,温度梯度不断减小,冷却速度下降。不同时刻 A 点的快速非稳态加热冷却循环过程($T-t$ 曲线)如图 58c 所示,当光源移至 A 点正上方时, A 点温度迅速升高,光源移走后,又迅速降温。 t_1 时刻, A 点与激光光源距离近,被加热的峰值温度高(远高于奥氏体转变温度),在加热过程中迅速发生奥氏体转变,降温过程中,温度梯度大,冷却速度快,可转变为马氏体与贝氏体的混合组织,硬度水平高。将此阶段称为快速非稳态热循环第 I 阶段。 t_2 时刻, A 点与光源距离加大,被加热的峰值温度降低(稍高于奥氏体转变温度),由于仅考虑约一个熔池大小范围内的组织变化,此时组织仍可进行奥氏体转变,在随后的降温过程中,温度梯度减小,冷却速度减慢,过冷奥氏体经过中温转变区形成无碳化物贝氏体,继续冷却时被贝氏体铁素体分割的岛状过冷奥氏体转变为更细小的岛状 M-A 组织。由于冷却速度减慢及无碳化物贝氏体的形成,硬度降低。此阶段称为快速非稳态热循环第 II 阶段。 t_3 时刻, A 点与光源距离较远,加热峰值温度已降低至奥氏体转变温度以下,此时 A 点不再进行奥氏体化,而是发生短时的快速非稳态回火转变,造成材料的软化^[37],此阶段为快速非稳态热循环第 III 阶段。

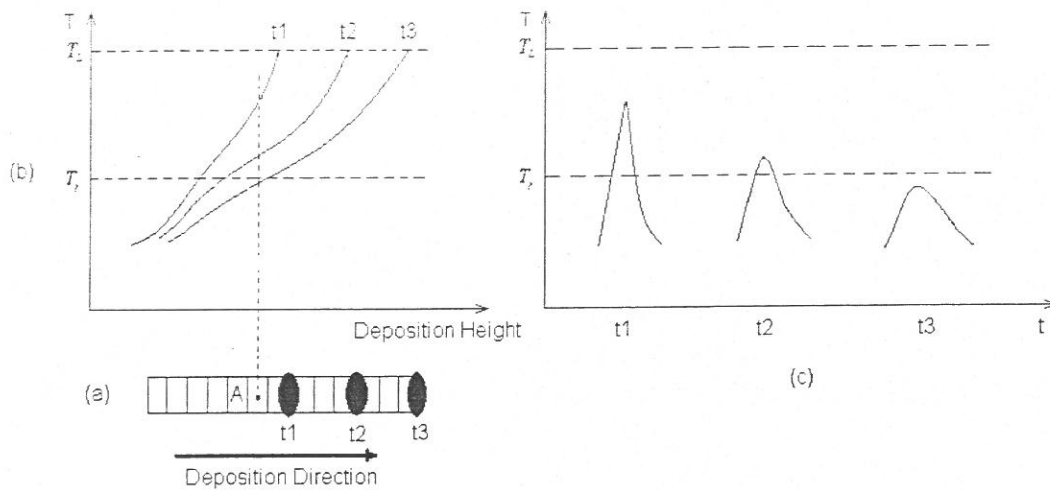


图 58 激光熔化沉积成形过程中的热行为示意图, 其中 (a) 为激光熔化沉积成形 t_1 、 t_2 、 t_3 时刻示意图, (b) 为对应三个时刻试样内的温度分布曲线, (c) 为标记点 A 在三个时刻的快速非稳态热循环曲线

对于激光熔化沉积 300M 钢板状试样来说, 底部区域成形时间最早, 随着后续成形的进行, 底部区域经历了加热峰值温度由高到低的完整热循环过程 (快速非稳态热循环 I、II、III 阶段), 显微组织表现为马氏体与贝氏体的回火组织, 同时由于多次的短时快速非稳态回火转变, 硬度降低较多。中下部区域成形时间稍晚, 所经历的热循环过程也不完整 (快速非稳态热循环 I、II 阶段, 该区域下部可能进入了快速非稳态热循环第 III 阶段, 但循环次数很少), 显微组织表现为无碳化物贝氏体及岛状 M-A 组织, 同时由于冷速减慢和无碳化物贝氏体的形成, 试样硬度较低。而对于中上部区域, 其形成时间最晚, 经历的热循环过程也最不完整 (仅经历了快速非稳态热循环第 I 阶段), 由于加热峰值温度高, 冷却速度快, 显微组织为马氏体与贝氏体的混合组织, 硬度也最高。

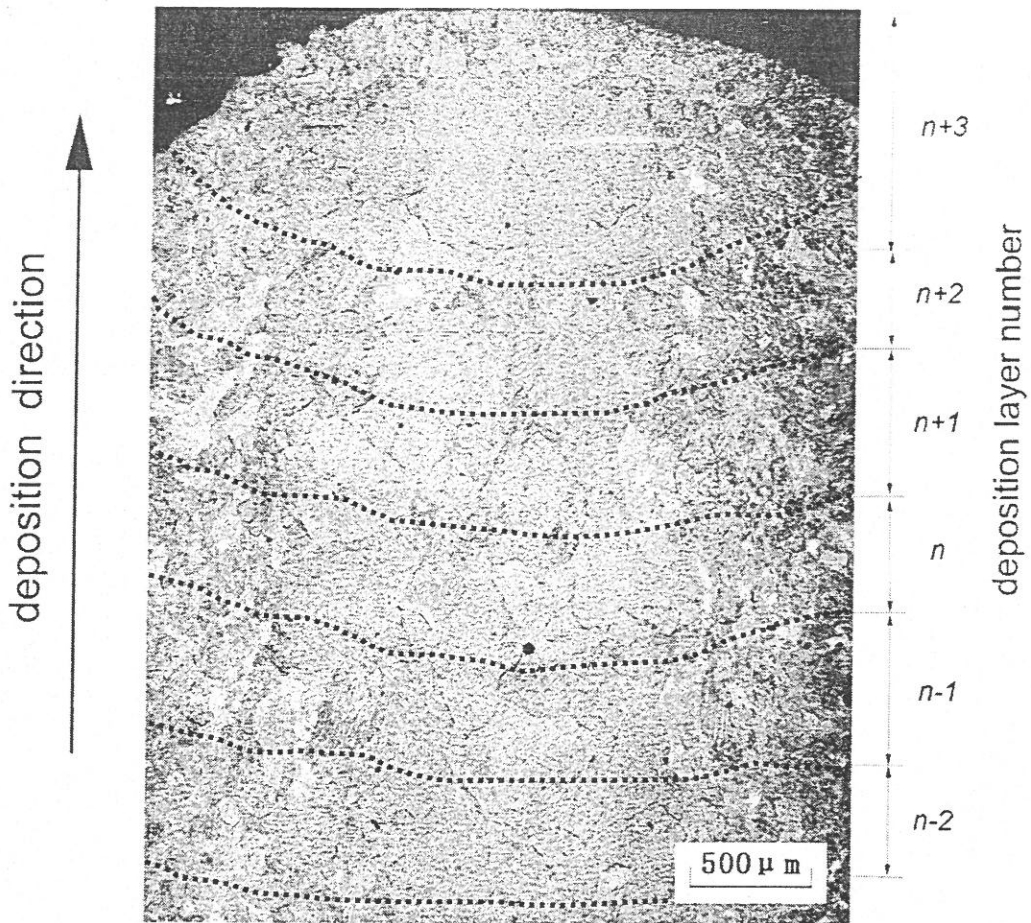


图 59 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 顶端沉积层中奥氏体晶粒 OM 照片（苦味酸侵蚀）

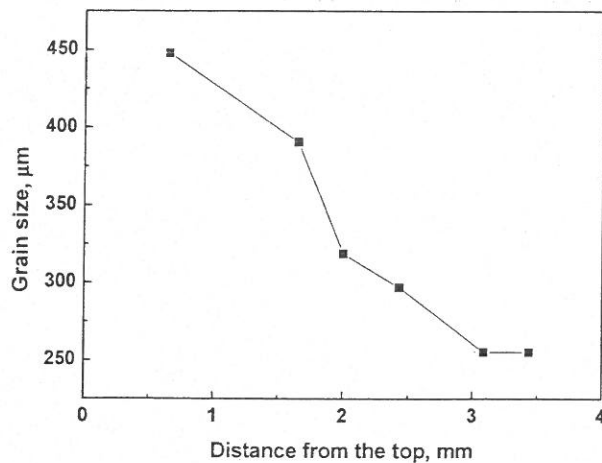


图 60 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 II 顶端晶粒尺寸变化

300M 钢板状试样 II 顶端（距试样顶端约 5mm 范围）硬度随沉积高度的降低（即沉积层数的减小）而逐渐提高。图 59 为板状试样顶端奥氏体晶粒 OM 照片，将其中的某一熔化沉积层数标记为 n ，其余各沉积层层数按沉积先后顺序依次标记为 $n-1$ 、 $n+1$...可以看出，随沉积层数减小，奥氏体晶粒存在细化趋势，通过对图 59 进行奥氏体晶粒的

测量, 得到奥氏体晶粒尺寸随与试样顶端距离增加的变化趋势如图 60 所示, 可见在距顶端 3mm (约顶端 5 个沉积层) 范围内, 奥氏体晶粒尺寸不断减小, 这也是由快速非稳态热循环作用造成的。如图 61 所示, t_1 时刻, 光源移至顶端某一沉积层 n 内 A 处, 在该处形成激光熔池, t_2 时刻光源移走后, 熔池迅速冷却凝固, 由于加热温度高, 初始形成的奥氏体晶粒较为粗大, 同时因凝固过程中温度梯度高, 冷却速度快, 奥氏体晶粒内存在十分细小均匀的胞状树枝晶组织。第 n 层熔化沉积结束后, 开始进行第 $n+1$ 层的沉积成形, 当光源移动至 A 处上方的 B 处时 (t_3 时刻), B 处形成激光熔池, 同时 A 处被迅速加热到远远高于奥氏体转变的温度, 迅速发生奥氏体化。由于过热度大, 在原奥氏体晶界及胞状树枝晶晶界等成分不均匀处形成大量奥氏体晶核并长大。光源移开 B 处后 (t_4 时刻), A 及 B 处均快速冷却, B 处形成初始奥氏体组织, 晶粒较粗大, 而 A 处由于形核率增加而使奥氏体晶粒细化, 同时硬度也提高。沉积层的高度越低, 成形时间越早, 所经历快速非稳态加热冷却循环次数也越多, 晶粒细化越明显, 硬度越高。这种由于快速非稳态热循环而造成的晶粒细化硬度提高现象可简称为循环硬化效应。当沉积层与激光光源的距离较大时, 加热峰值温度较低, 过热度减小, 形核率减少, 快速非稳态热循环过程对奥氏体晶粒的细化作用将不再明显, 硬度也不再升高, 故循环硬化效应只发生在试样顶端约几个毫米范围内, 也可将其称为顶端循环硬化效应。

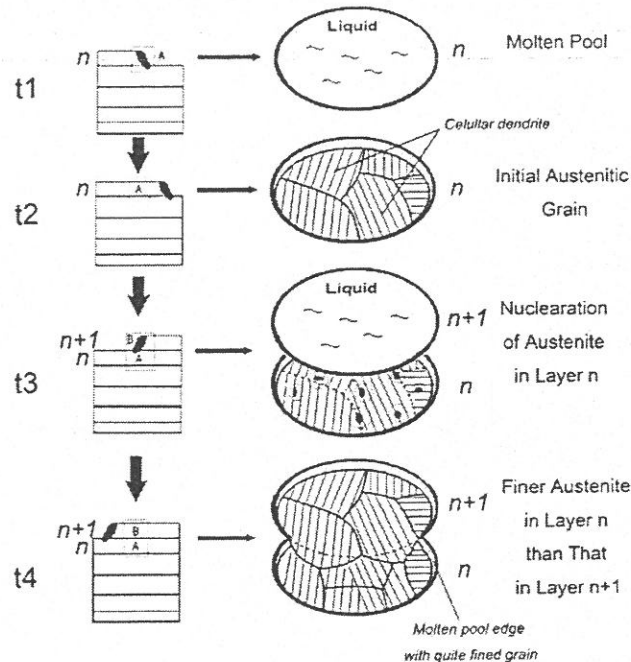


图 61 快速非稳态循环加热冷却作用奥氏体晶粒细化示意图

第六章 激光熔化沉积 300M 钢组织控制及力学性能

由一章分析可知, 由于激光熔化沉积热过程的特殊性, 激光熔化沉积 300M 钢薄壁板状试样不同沉积高度范围显微组织变化显著, 由此可以预见, 由于组织结构的变化, 激光熔化沉积成型 300M 钢试样不同部位的力学性能也将有所不同, 这种显微组织及力学性能的不均匀性对于成形零件的使用性能是不利的, 因此在成形过程中, 更倾向于得到均一的显微组织。

6.1 工艺参数对成形过程温度变化的影响

在激光熔化沉积过程中, 对试样的组织结构有重要影响的参数有: 激光功率、光斑直径、扫描速度等。材料表面被加热温度 T 随时间 t 的变化^[64]为:

$$T = \frac{2p\tau_0}{\alpha} \sqrt{\lambda t} \quad (6.1)$$

式中, p 为激光功率密度, τ_0 为光能作用时间, λ 和 α 分别为材料的热导率和热扩散率。

而材料表面的冷却速率 ε ^[64]为:

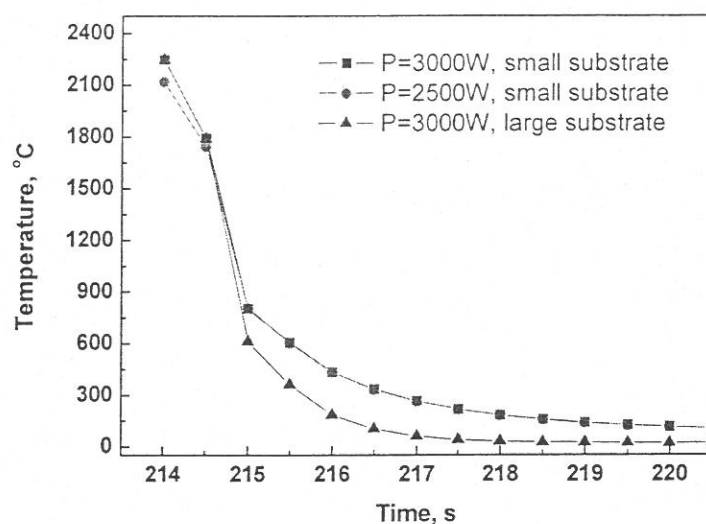
$$\varepsilon = \frac{\tau_0}{\alpha} \sqrt{\frac{\lambda}{t}} \quad (6.2)$$

由公式 6.1、6.2 可知, 在某一时刻, 对于某种特定的材料来说, 激光功率密度越大, 光能作用时间越长, 材料被加热的温度越高, 冷却过程中冷却速度越慢。激光功率密度的大小主要取决于激光功率及光斑直径, 激光功率越大、光斑直径越小, 激光功率密度越大。而光能作用时间, 主要由扫描速度的大小决定, 扫描速度越小, 光能对于材料的局部区域作用时间越长, 因此, 提高激光功率、减小光斑直径及降低光束扫描速度均会使熔池温度升高, 冷却速率下降。基材的尺寸由于对成形时的散热过程有巨大的影响, 也会影响材料的显微组织形成。基材尺寸增大时, 对热量的吸收能力增强, 可以提高成形过程中的冷却速度。

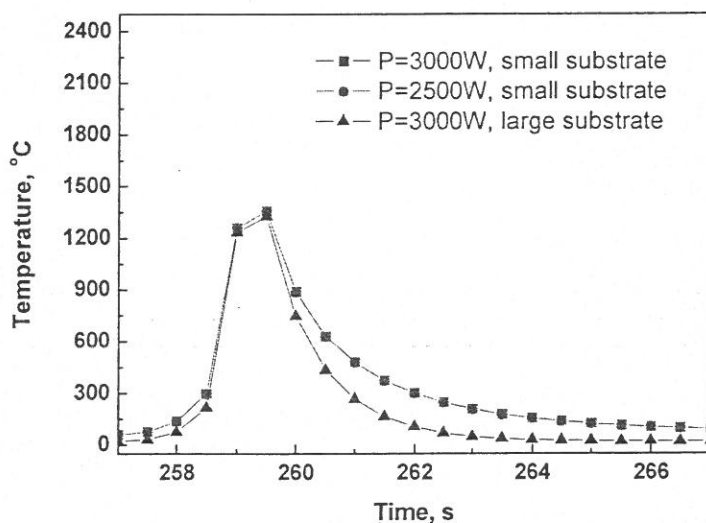
仍利用第三章所述 ANSYS 有限元模型, 计算工艺参数对激光熔化沉积成形过程温度变化趋势的影响。对比计算所采用的工艺条件如下:

- (1) 激光功率 3000W, 基材尺寸 100m×10mm×12mm;
- (2) 激光功率 2500W, 基材尺寸 100m×10mm×12mm;
- (3) 激光功率 3000W, 基材为无限大平板。

计算结果如图 62 所示。



(a)



(b)

图 62 激光熔化沉积成形试样中部温度随时间变化趋势, (a) $t=214\sim 220\text{s}$, 试样中部沉积成形过程温度变化; (b) $t=257\sim 267\text{s}$, 试样中部成形后第二次非稳态热循环过程

图 62 为激光熔化沉积成形达到稳定态后试样中部温度随时间的变化趋势。图 62a 为试样中部成形过程 ($t=214\sim 220\text{s}$) 中的温度变化趋势, 可知, 激光功率减小, 成形时熔池温度降低, 凝固冷却速度减小, 而基材尺寸增大时, 对熔池温度影响不大, 但冷却过程中冷却速度增大, 与预计的结果相同。图 62b 为试样中部成形完成后第二次快速非稳态热循环过程 ($t=257\sim 267\text{s}$), 可见, 基材尺寸增大使试样后续快速非稳态热循环过程加热峰值温度有所降低, 冷却速度加快, 但激光功率对试样后续快速非稳态热循环过程影响不大。

另外，沉积过程中的停光调整，也会对成形组织产生影响，但其影响机制还有待于进一步研究。

6.2 激光熔化沉积板状 300M 钢试样 III 的制备

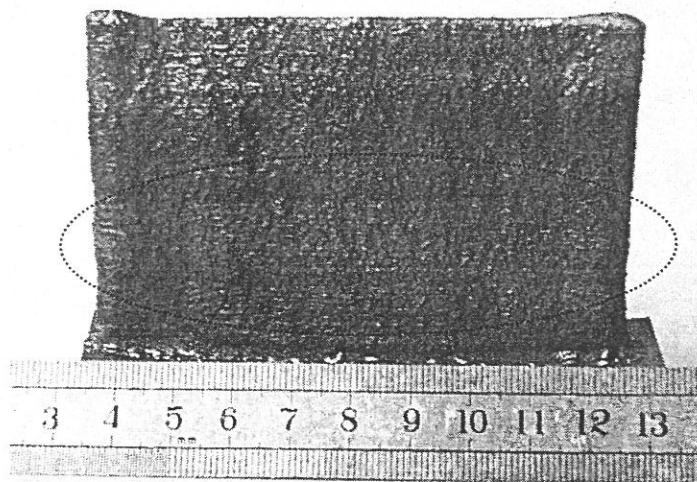
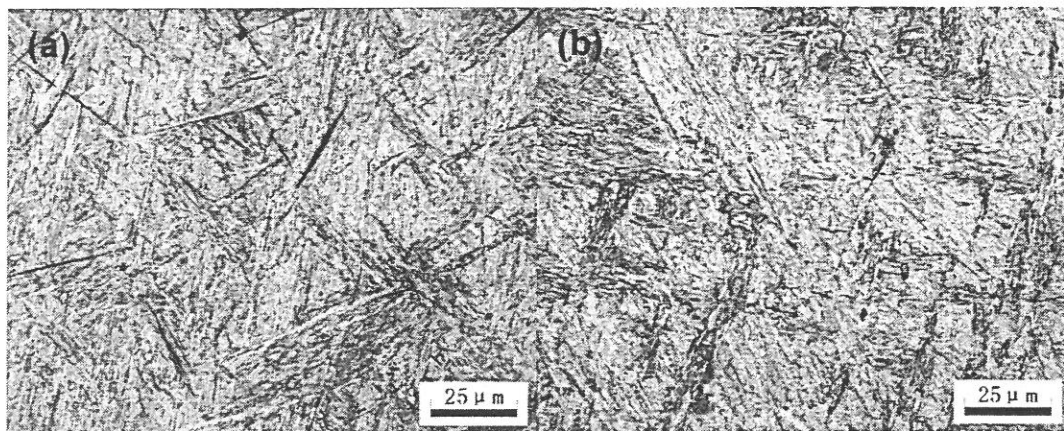


图 63 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 实物照片，线框中显示由其表面可看到两处较为明显的停光反应区

选用较大尺寸的 45 钢（长 100mm×高 10mm×厚 25mm）作为 300M 钢激光熔化沉积成形的基材，激光功率选用 2800~3000W，光斑直径 4mm，扫描速度 4mm/s，成形过程在保护箱内进行，保护气氛中氧含量低于 70ppm。得到的 300M 钢板状试样 III 尺寸为长 92mm×高 60mm×厚 4mm，单层沉积厚度为 0.25~0.4mm。图 63 为激光熔化沉积 300M 钢板状试样照片，可见其无裂纹、气孔等缺陷，表面较为光洁，但如图中线框中所示，其表面有两处较为明显的停光反应区，显示试样经历了两次较为明显的停光过程。

6.2.1 显微组织



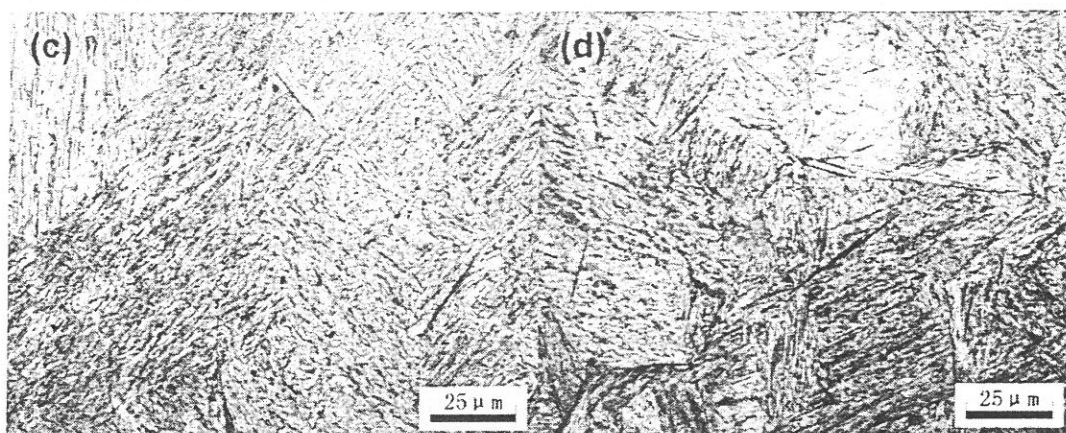


图 64 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 纵截面显微组织金相照片，其中 (a)、(b) (c)、(d) 分别为沉积高度为 1mm、20mm、40mm 及 58mm 处的金相照片，沿沉积增高方向其显微组织均匀一致

图 64 为激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 沿沉积增高方向不同沉积高度处的显微组织，可见，沿沉积增高方向其显微组织均匀一致，均为针状贝氏体及马氏体的混合组织（贝氏体组织分布于奥氏体晶界处及奥氏体晶粒内），即快速非稳态热循环第一阶段快速冷却的组织产物，这说明，大尺寸基材的选用及成形过程中的停光过程有效的增大了试样的冷却速度，但其作用机制还有待于进一步的研究。

6.2.2 硬度分布

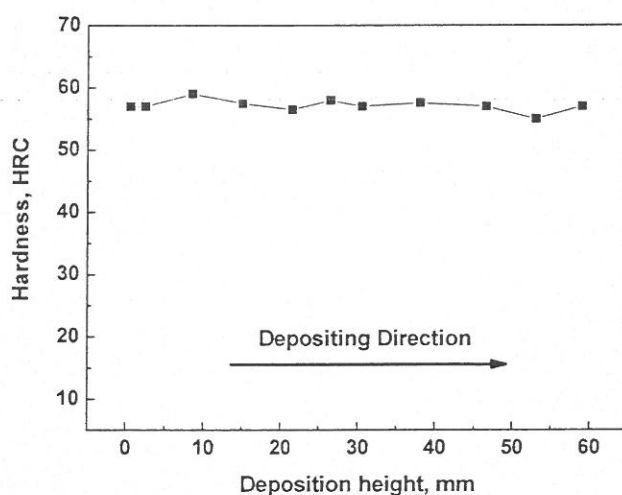


图 65 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 纵截面沿沉积增高方向硬度分布

取纵截面测试宏观（洛氏）硬度，结果如图 65 所示，随沉积高度增加，激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 硬度分布均匀，约 58HRC。这也与显微组织沿沉积增高方向的均匀一致相对应。

6.3 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 力学性能

6.3.1 室温拉伸性能

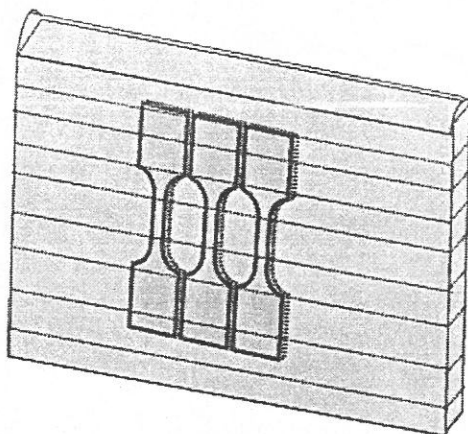


图 66 拉伸试样截取位置示意图

按照图 66 中所示位置由 300M 钢板状试样 III 切取纵向拉伸试样（加载方向平行于激光熔化沉积增高方向），其室温拉伸力学性能结果列于表 6 中。由表 6 可见，激光熔化沉积态 300M 钢室温拉伸强度约 1895MPa，断裂延伸率约 6.7% (δ_{10})（上述均为三个试样试验结果的平均值），已接近甚至达到锻件水平。图 67 为激光熔化沉积态 300M 钢拉伸试样典型的应力-应变曲线，可以看到，在拉伸过程中，300M 试样没有出现明显的屈服平台。

表 6 激光熔化沉积态 300M 钢室温拉伸力学性能

编号	1	2	3	平均值
抗拉强度 σ_b (MPa)	1979.7	1838.3	1867.3	1895.1
断裂延伸率 δ_{10} (%)	6.7	6.0	7.5	6.7

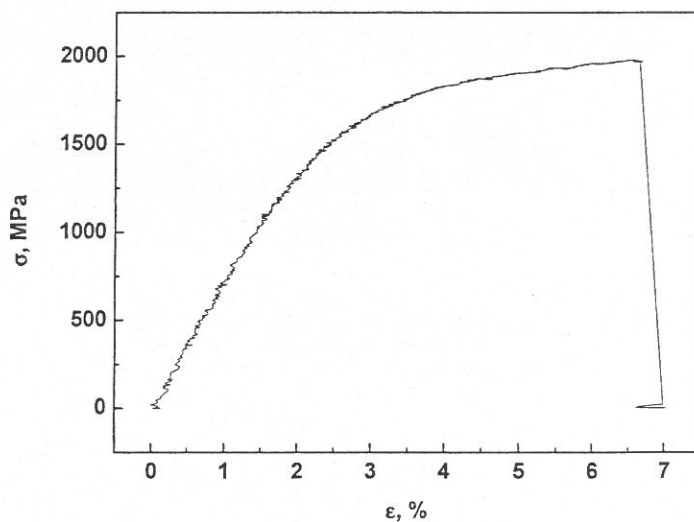


图 67 激光熔化沉积态 300M 超高强度钢板状试样 III 室温拉伸应力-应变曲线

6.3.2 断口分析

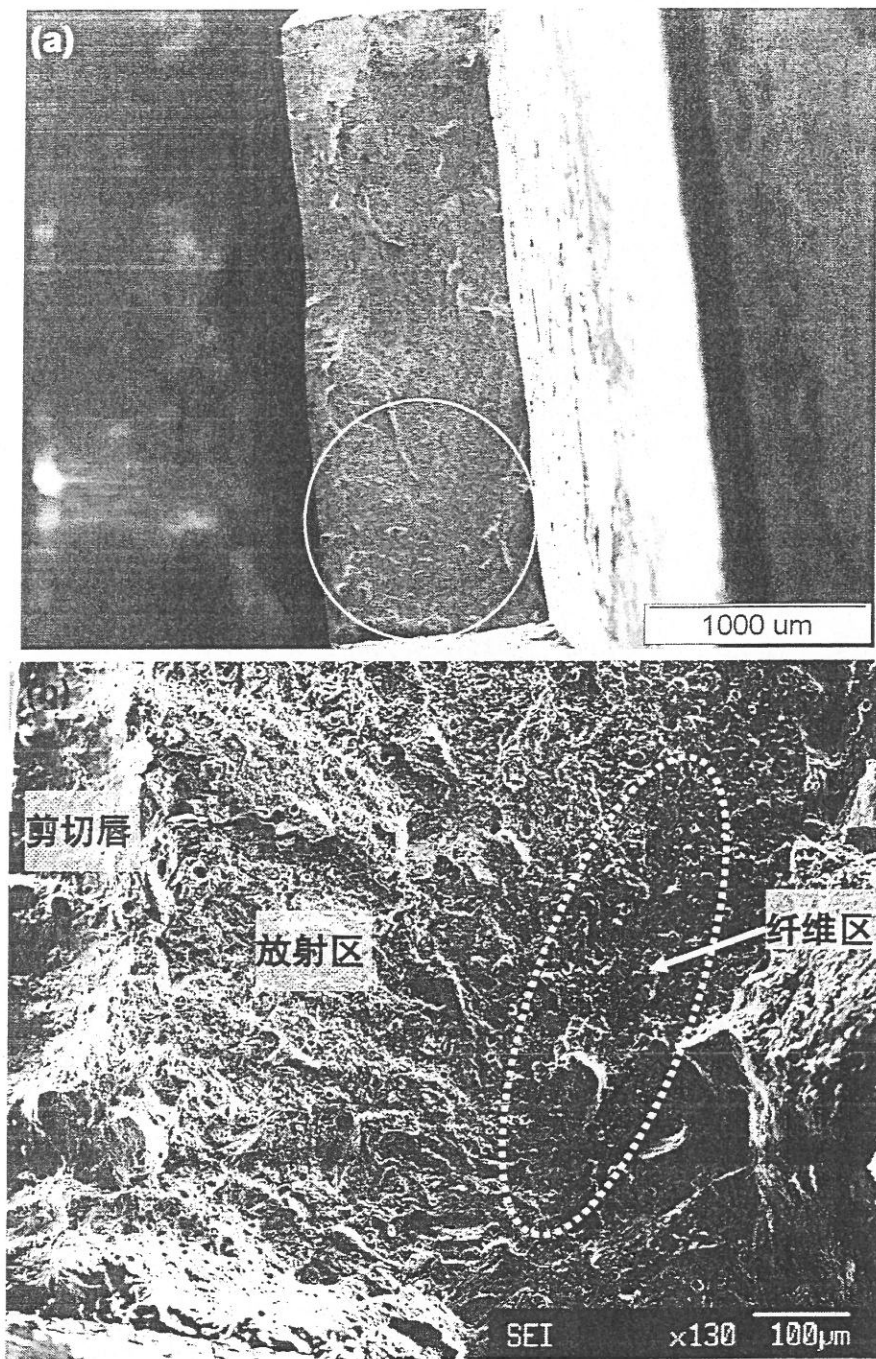


图 68 激光熔化沉积 300M 钢板状试样 III 拉伸试样断口低倍形貌, (a) 宏观形貌扫描电镜照片;
(b) 图 a 中线框内区域放大电子探针二次电子照片

图 68 为 300M 超高强度钢室温拉伸试样断口的低倍形貌, 由断口宏观扫描电镜照片可以看出, 300M 钢拉伸断口较为平整。在拉伸过程中, 发现试样出现了一定程度的颈缩, 这是由形变的局部化造成的。当载荷超过材料的屈服极限时, 首先产生均匀的塑性变形, 在单向拉应力作用下, 总变形和局部变形不一致时, 在试样的局部区域会形成小空穴, 继而形成颈缩。在图 68b 中可看到断口的纤维区、放射区和剪切唇。试样在拉伸应力的作用下, 由于颈缩而在最小截面处造成了三向应力, 其值在轴线方向最大。这

些应力对于裂纹的形成具有最重要的作用，它将使晶界或缺陷破裂形成显微空洞，随着应力的提高，空洞不断长大，相互连接，同时还产生新的空洞，使裂纹缓慢长大，并在断口上留下纤维状的区域。放射区紧邻纤维区，放射区的出现标志着裂纹由缓慢扩展向快速的不稳定扩展转化，放射区的特征是有放射花样，其放射方向与裂纹扩展方向平行，而垂直于裂纹前沿的轮廓线，并逆指向裂纹源。断裂过程的最后阶段是形成剪切唇，由图中可以看到，剪切唇的表面较光滑，与拉伸应力主轴的交角约 45° ，也是裂纹作快速的不稳定扩展形成的^[75]。

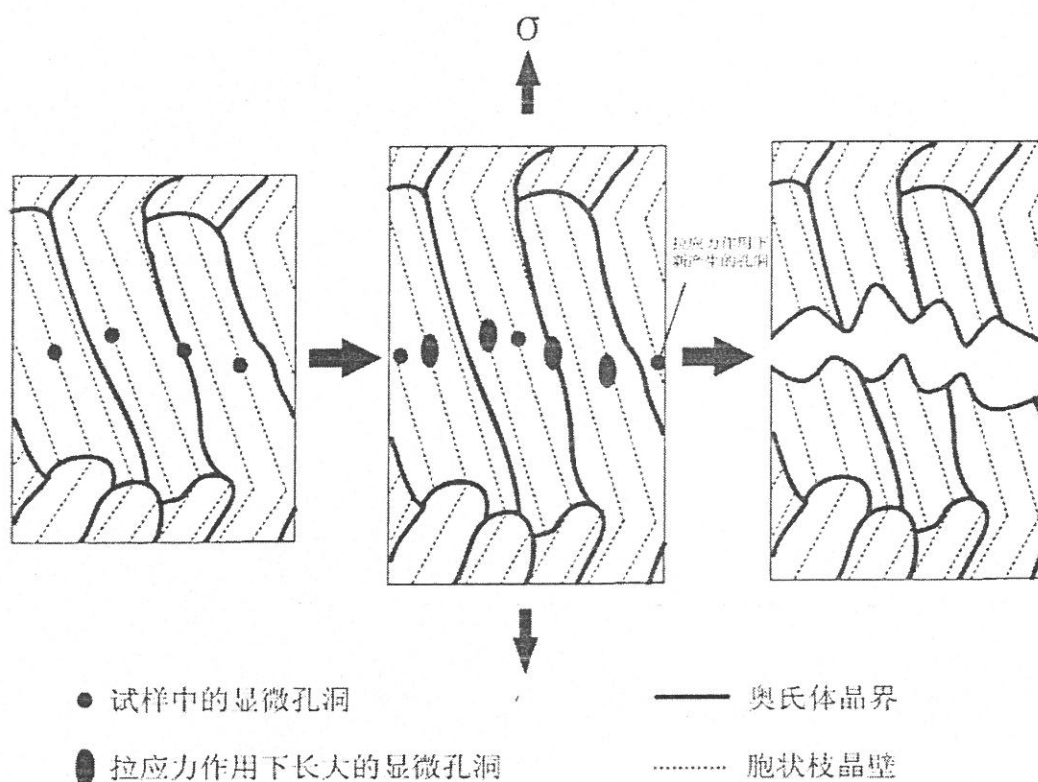


图 69 激光熔化沉积态 300M 钢拉伸断裂机制示意图

激光熔化沉积态 300M 钢板状拉伸试样的断裂模式为微孔聚集型拉伸断裂模式，在 300M 钢的激光熔化沉积成形过程中，在奥氏体晶界及胞状树枝晶枝晶壁处会因为最后凝固而得不到金属液体的补缩而形成一些显微空洞，在拉应力作用下，显微空洞被拉长长大，并相互连接，同时产生新的孔洞并促使裂纹扩展，最终导致材料的断裂，其断裂机制如图 69 所示。图 70 为纤维区及放射区的端口高倍 SEM 照片，可见，300M 钢室温拉伸试样断口为韧窝形貌，韧窝较深且分布均匀，说明激光熔化沉积 300M 钢试样的塑性较好。

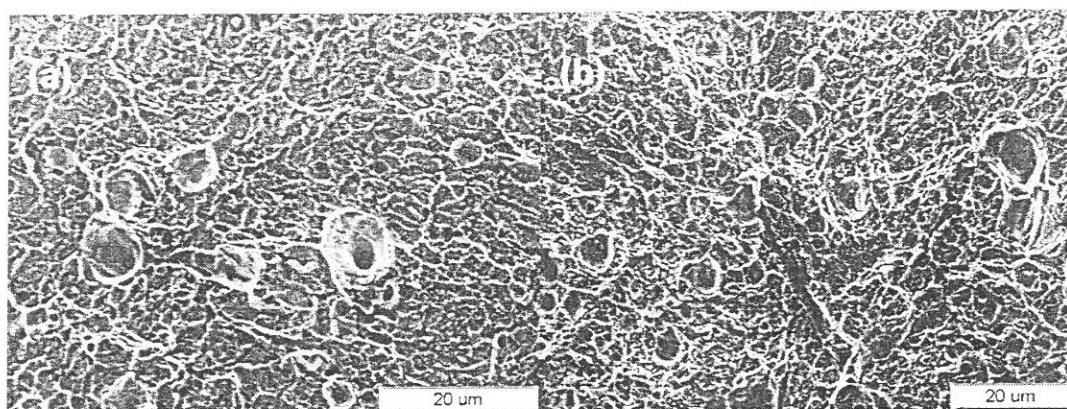


图 70 激光熔化沉积 300M 超高强度钢板状试样 III 拉伸试样断口扫描电镜照片, (a) 纤维区放大形貌; (b) 放射区放大形貌

结 论

(1) 由于激光熔化沉积快速成形过程采用逐点逐层沉积的成形方式, 成形过程, 试样一直处于激光光源的加热状态下, 激光熔化沉积过程热行为有其自身特点, 通过 ANSYS 有限元软件对激光熔化沉积过程进行热分析得到: 激光熔化沉过程中, 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; 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; 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。

参考文献

- [1] 师昌绪, 李恒德, 周廉. 材料科学与工程手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003: 6-85~6-87
- [2] 赵振业, 李春志, 李志等. 探索强韧化机理, 创新超高强度高韧性不锈钢[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(S1): 202-206
- [3] Jahazi M., Egbali B.. The influence of hot rolling parameters on the microstructure and mechanical properties of an ultra-high strength steel [J]. Journal of Materials processing Technology, 2000, (103): 276-279
- [4] 李成功等. 航空航天材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 59-62
- [5] Sundaram P.A., Marble D.K.. Hydrogen diffudivity in Aermet100 at room temperature under galvanostatic charging conditions [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, (360): 90-97
- [6] 石琳. 下一代飞机用超高强度钢[J]. 航空工程与维修, 2000, (3): 39-40
- [7] 万翥如, 许昌溢. 高强度及超高强度钢[M]. 北京: 机械工业出版社, 1989: 75
- [8] Ping D.H., Ohnuma M., Hirakawa Y., et al. Microstructural evolution in 13Cr-8Ni-2.5Mo-2Al martensitic precipitation-hardened stainless steel [J]. Materials Science and Engineering, 2005, (A394): 285-295
- [9] Mori K., Akita K., Abe Y.. Spingback behaviour in bending of ultra-high-strength steel sheets using CNC servo press [J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2007, (47): 321-325
- [10] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册第1卷[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001: 282-317
- [11] 赵振业. 合金钢设计[M]. 北京: 国防工业出版社, 1999: 202
- [12] 中国机械工程学会热处理专业分会, 《热处理手册》编委会. 热处理手册-典型零件热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002: 682-683
- [13] Padmanabhan R., Wood W. E.. Precipitation of ϵ carbide in martensite [J]. Materials Science and Engineering, 1984, 65(2): 289-297
- [14] Padmanabhan R., Wood W. E.. On the occurrence of blocky martensite in 300M steel[J]. Materials Science and Engineering, 1984, 66(1): 1-11

- [15] Tomita Y., Okawa T.. Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel [J]. Materials Science and Engineering, 1993, (A172): 145-151
- [16] Chang L.C., Bhadeshia H.K.D.H.. Carbon content of austenite in isothermally transformed 300M steel [J]. Materials Science and Engineering, 1994, (A184): L17-L19
- [17] Khan S.A., Bhadeshia H.K.D.. Kinetics of Martensitic transformation in partially bainitic 300M steel [J]. Materials Science and Engineering, 1990, (A129): 257-272
- [18] 凌斌, 钟炳文, 赵振业等. 超高强度钢连续冷却组织和时效反应的研究[J]. 材料工程, 1995, (7): 31-33
- [19] 濮汝厚, 张伟, 赵振业. 超高强度钢 300M 含碳量、等温组织、与力学行为的关系[J]. 航空材料学报, 1994, 14(3): 14-18
- [20] 刘道新, 金石. 300M 超高强度钢应力腐蚀敏感性及其断口的分维特征[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1994, 6(1): 77-81
- [21] 朱子新, 杜则裕, 胡光立. 残余奥氏体对 300M 超高强度钢冲击疲劳性能的影响[J]. 天津大学学报, 2001, 34(4): 379-382
- [22] 李正邦. 21世纪电渣冶金的新进展[J]. 特殊钢, 2004, 25(5): 1-5
- [23] 李献军. 真空自耗电弧炉熔炼技术和铸锭质量问题[J]. 钛工业进展, 2001, (3): 16-22
- [24] 刘华波, 陈今润, 张国强. 真空自耗电弧炉熔速控制模型的实验研究[J]. 稀有金属快报, 2004, 23(12): 23-26
- [25] 杨昭明, 罗小安. 先进工艺在飞机起落架制造中的应用[J]. 航空制造技术, 2005, (6): 100-103
- [26] 赵爱国, 王克然, 张卫方等. 300M 钢锻件中的裂纹扩展机理[J]. 机械工程材料, 2003, 27(4): 21-23
- [27] 张伟; 赵振业, 冯玉书等. 超高强度钢低倍粗晶于高倍组织的关系[J]. 材料工程, 1994, (1): 15-17
- [28] 李文玉. 飞机起落架零件真空热处理变形规律及控制试验研究[J]. 材料工程, 1997, (4): 32-34
- [29] 张伟, 莫卫红, 刘中秋等. 超高强度钢 300M 在真空炉中的高压气体淬火[J]. 金

- 属热处理, 1996, (10): 18-19, 27
- [30] 赵振业, 宋德玉, 李向斌等. 一种超高强度钢构件抗疲劳试验研究[J]. 中国工程科学, 2005, 7(10): 51-55
- [31] 杨海波, 任丽莉. 一种提高RPM制作精度的算法[J]. 太原科技, 2001, (1): 25-28
- [32] Hua G.R., Zhao J.F., Zhang J.H., et al. Rapid manufacturing of metal parts [J]. Journal of Southeast University (English Edition), 2002, 18(2): 123-127
- [33] 虞钢, 虞和济. 集成化激光智能加工工程[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002: 113-115
- [34] 张永忠, 石力开, 章萍芝等. 激光快速成型镍基高温合金研究[J]. 航空材料学报, 2002, 22(1): 22-25
- [35] 张永忠, 石力开, 章萍芝等. 基于粉末的激光快速成型技术新进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2002, 29(6): 361-365
- [36] Lewis G.K., Schlienger E.. Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition [J]. Materials and Design, 2000, (21): 417-423
- [37] Griffith M.L., Harwell L.D., Oliver M.S., et al. Understanding thermal behavior in the LENS process [J]. Materials and design, 1999, (20): 107-113
- [38] Susan D.F., Puskar J.D., Brooks J.A., et al. Quantitative characterization of porosity in stainless steel LENS powders and deposits[J]. Materials Characterization, 2006, (57): 36-43
- [39] Milewski J.O., Lewis G.K., Thoma D.J., et al. Directed light fabrication of a solid metal hemisphere using 5-axis powder deposition [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, (75): 165-172
- [40] Mazumder J., Dutta D., Kikuchi N., et al. Closed loop direct metal deposition: art to part [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2000, (34): 397-414.
- [41] Abbott D.H.. AeroMet implementing novel Ti process [J]. PM SPECIAL FEATURE, 1998, (2): 24-26
- [42] Majumdar J.D., Pinkerton A., Liu Z., et al. Microstructure characterisation and process optimization of laser assisted rapid fabrication of 316L stainless steel [J]. Applied Surface Science, 2005, (247): 320-327
- [43] Lin X., Yue T.M.. Phase formation and microstructure evolution in laser rapid

- forming of graded SS316L/Rene88DT alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2005, (A402): 294-306
- [44] Gäumann M., Henry S., Cléton F., et al. Epitaxial laser metal forming: analysis of microstructure formation[J]. Materials Science and Engineering, 1999, (A271): 232-241
- [45] Hollander D.A., Walter M., Wirtz T., et al. Structural, mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti-6Al-4V produced by direct laser forming [J]. Biomaterials, 2006, (27): 955-963
- [46] Srivastava D., Chang I.T.H., Loretto M.H.. The effect of process parameters and heat treatment on the microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy samples [J]. Intermetallics, 2001, (9): 1003-1013
- [47] Choi J., Chang Y.. Characteritics of laser aided direct metal/material deposition process for tool steel [J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2005, (45): 597-607
- [48] 王华明. 金属材料激光表面改性与高性能金属零件激光快速成形技术研究进展 [J]. 航空学报, 2002, 123(5): 473-478
- [49] 王华明. 航空高性能金属结构件激光快速成形研究进展[J]. 航空制造技术, 2005, (12): 26-28
- [50] 王华明, 张凌云, 李安等. 先进材料与高性能零件快速凝固激光加工研究进展[J]. 世界科技研究与发展, 2004, 26(3): 27-31
- [51] 张永忠, 席明哲, 石力开等. 激光快速成型316L不锈钢的组织及性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2002, 31(2): 103-105
- [52] 杨海欧, 陈静, 李延民等. Rene95高温合金激光快速成形试样的力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(4): 276-279
- [53] 杨海欧, 林鑫, 陈静等. 利用激光快速成型技术制造高温合金—不锈钢梯度材料 [J]. 中国激光, 2005, 32(4): 567-570
- [54] 杨健, 陈静, 杨海欧等. 激光快速成形过程中残余应力分布的实验研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(12): 1304-1307
- [55] 陈静, 杨海欧, 杨健等. 高温合金与钛合金的激光快速成型工艺研究[J]. 航空材料学报, 2003, (S1): 100-103

- [56] 邓琦林, 胡德金. 激光熔覆快速成型致密金属零件的试验研究[J]. 金属热处理, 2003, 28(2): 33-38
- [57] 姬钦生. 激光熔覆直接制造不锈钢零件的工艺与性能研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2005
- [58] Hu D.M., Kowacevic R.. Sensing, modeling and control for laser-based additive manufacturing [J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2003, (43): 51-60
- [59] 李延民, 杨海欧, 林鑫等. 激光多层涂敷过程中的温度场测量与数值模拟[J]. 金属学报, 2003, 39(5): 521-525
- [60] 席明哲, 张永忠, 石力开等. 激光快速成形金属薄壁零件的三维瞬态温度场数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 887-892
- [61] Ye R.Q., Smugeresky J.E., Zheng B.L., et al. Numerical modeling of the thermal behavior during the LEN⁺ process [J]. Material Science and Engineering, 2006, (A428): 47-53
- [62] 梅炽. 冶金传递过程原理[M]. 湖南: 中南工业大学出版社, 1987: 185
- [63] 唐兴伦, 范群波, 张朝晖等. ANSYS 工程应用教程-热与电磁学篇[M]. 北京: 中国铁道出版社, 2003: 41
- [64] 陈静, 谭华, 杨海欧等. 激光快速成形过程熔池行为的实时观察研究[J]. 应用激光, 2005, 25(2): 77-80
- [65] 美国 ANSYS 公司北京办事处. ANSYS 高级分析技术指南[Z]. 1998
- [66] 胡汉起. 金属凝固原理[M]. 第二版. 北京: 机械工业出版社, 2000: 145
- [67] 陈光, 傅恒志等. 非平衡快速凝固新型金属材料[M]. 第二版. 北京: 科学出版社, 2005: 50-51
- [68] 林鑫, 杨海欧, 陈静等. 激光快速成形过程中 316L 不锈钢显微组织的演变[J]. 金属学报, 2006, 42(4): 361-368
- [69] Youngblood J.L., Raghavan M.. Correlation of microstructure with mechanical properties of 300M steel [J]. Metallurgical Transactions, 1977, (8A): 1439-1447
- [70] 赵振业, 钟炳文. 超高强度钢 300M 韧化热处理[J]. 材料工程, 1992, (1): 139-145
- [71] 张伟, 刘井宏, 赵振业. 两种热处理 40CrNi2Si2MoVA 钢的微观组织与力学行为[J]. 材料工程, 1995, (1): 12-14

- [72] 颜敏, 张述泉, 王华明. 激光熔化沉积 AerMet 100 耐蚀超高强度钢的凝固组织及力学性能[J]. 金属学报, 2007, 43(5): 472-476
- [73] 罗承萍, 刘江文, 肖晓玲. 38Si2Mn2Mo 钢等温下贝氏体的精细结构和晶体学特征[J]. 金属学报, 1998, 34(10): 1009-1015
- [74] 赵振业, 钟炳文. 超高强度钢的精细组织与强韧性[J]. 航空材料, 1989, 9(1): 16-22
- [75] 上海交通大学《金属断口分析》编写组. 金属断口分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1979: 27-33

附录

附录 A 激光熔化沉积过程 ANSYS 热分析材料热物性参数

表 7 300M 钢热物性参数

密度 (g/cm^3)	7.74				
热容	温度 ($^{\circ}\text{C}$)	0	240	320	500
	热容 ($\text{J/Kg}^{\circ}\text{C}$)	474	540	560	610
热导率	温度 ($^{\circ}\text{C}$)	0	207	327	
	热导率 ($\text{W/m}^{\circ}\text{C}$)	26	29.5	31.5	

表 8 45 钢热物性参数

密度 (g/cm^3)	7.81													
热容	温度 ($^{\circ}\text{C}$)	100		200		400		600						
	热容 ($\text{J/Kg}^{\circ}\text{C}$)	468.9		481.5		523.4		573.6						
热导率	温度 ($^{\circ}\text{C}$)	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200	
	热导率 ($\text{W/m}^{\circ}\text{C}$)	48.15	46.47	41.15	38.1	38.1	35.17	31.82	25.96	26.8	26.8	28.8	29.17	

附录 B 激光熔化沉积过程 ANSYS 热分析 APDL 程序

```

/prep7
keyopt,2,9,1
keyopt,2,8,2
allsel
vsel,s,,,1
vplot
lesize,5,0.002
lesize,6,0.00025
lesize,10,,,1
mshkey,1
vatt,1,,1
vmesh,1      !影射划分试样

allsel
vsel,s,,,4
vplot
lesize,20,,,5
lesize,24,,,6
lesize,14,,,47
lesize,37,,,1
lesize,38,,,1
lesize,4,,,45
lesize,10,,,1
vatt,2,,1
vsweep,4     !划分基材

allsel
vsel,s,,,2
vplot
lesize,39,,,7
lesize,19,,,7
lesize,35,,,9
lesize,30,,,5
lesize,26,,,61
lesize,16,,,47
lesize,22,,,6
vatt,2,,1
vsweep,2     !划分工作台

n,50000,-0.04,-0.012,-0.01
n,50001,0.13,-0.012,-0.01
n,50002,0.045,0.015,-0.001

```

n,50003,0.045,-0.012,-0.035

type,2

real,2

mat,3

vsel,all

vsel,s,,,1

nslv

nsel,s,loc,x,0

nplot

esurf,50000

nsel,all

nslv

nsel,s,loc,x,0.09

nplot

esurf,50001

nsel,all

nslv

nsel,s,loc,z,-0.0015

nplot

esurf,50003 !划分试样三个侧面表面单元

vsel,all

vsel,s,,,4

nslv

nsel,s,loc,x,-0.002

nplot

esurf,50000

nsel,all

nslv

nsel,s,loc,x,0.092

nplot

esurf,50001

nsel,all

nslv

nsel,s,loc,z,-0.012

nplot

esurf,50003 !划分基材三个侧面表面单元

```
vsel,all
nset,all
vsel,s,,,2
nslv
nset,s,loc,y,-0.01
aset,s,,,9
nsla,u
nplot
esurf,50002    !划分工作台顶面表面单元
```

```
vsel,all
nset,all
vsel,s,,,4
nslv
nset,s,loc,y,0
aset,s,,,3
nsla,u
nplot
esurf,50002    !划分基材顶面表面单元
```

```
allsel
eplot
```

```
allsel
nset,s,loc,y,-0.03
d,all,temp,20    !工作台底面施加室温边界条件
nset,all
nset,s,loc,x,-0.03
d,all,temp,20
nset,all
nset,s,loc,x,0.12
d,all,temp,20
nset,all
nset,s,loc,z,-0.024
d,all,temp,20    !工作台侧面实验室温边界条件
```

```
esel,all
nset,all
esel,s,type,,2
nsle
sf,all,conv,10,20
nset,all
esel,all    !表面施加对流边界
```

```

/solu
antype,4
nropt,full

vsel,s,,,1
eslv
nropt,full
estif,1.0e-25
ekill,all
nsle
d,all,temp,20    !杀死成形部分单元，并施加温度约束

allsel
nplot
tunif,20    !初始温度场
toffst,273    !辐射计算温度偏移量
d,50000,temp,20
d,50001,temp,20
d,50002,temp,20
d,50003,temp,20    !辐射 extra node 温度加载

t=0
dt=0.5    !时间步长值
outres,nsol,last
timint,on
tintp,,,,1.0
lnsrch,on

*dim,nnnn,,900
*do,i,1,900
    nnnn(i)=i
*enddo

layernum=1

*do,layernum,1,20    !层数

    j=mod(layernum,2)
    *if,j,eq,0,then

        *do,h,1,22    !从层中间分成两部分
            m=(layernum-1)*45+h
            n=45*layernum-h+1

```

```

nnn=nnnn(m)
nnnn(m)=nnnn(n)
nnnn(n)=nnn      !每层 22 个单元换位
*enddo

k=mod(i,45)
*if,k.eq.0,then
    layernum=layernum+1
*endif

*endif
*enddo

*do,i,1,180
    ealive,nnnn(i)
    *do,a,1,8
        ddele,nelem(nnnn(i),a),temp
    *enddo      !删除温度约束
    sfe,nnnn(i),4,hflux,1,7.7e7
    t=t+dt
    time,t
    nropt,full
    nsubst,1
    autots,on
    kbc,1

    save
    solve
    sfede,nnnn(i),4,hflux    !加载热流密度
    save
*enddo

*do,i,180,900
    ealive,nnnn(i)
    *do,a,1,8
        ddele,nelem(nnnn(i),a),temp
    *enddo      !删除温度约束
    aaa=mod(i,45)

    *if,aaa.le.2,and,aaa.ne.0,then
        sfe,nnnn(i),4,hflux,1,7.7e7    !加载热流密度
    *else

        sfe,nnnn(i),4,hflux,1,7.7e7    !加载热流密度

```

```

d,nelem(nnnn(i),1),temp,1504
d,nelem(nnnn(i),2),temp,1504
d,nelem(nnnn(i),5),temp,1504
d,nelem(nnnn(i),6),temp,1504    !加载熔点温度
*endif

t=t+dt
time,t
nropt,full
nsubst,1
autots,on
kbc,1

save
solve

*if,aaa,le,2,and,aaa,ne,0,then
    sfdele,nnnn(i),4,hflux    !卸载热流密度
*else

    sfdele,nnnn(i),4,hflux    !加载热流密度

    ddele,nelem(nnnn(i),1),temp
    ddele,nelem(nnnn(i),2),temp
    ddele,nelem(nnnn(i),5),temp
    ddele,nelem(nnnn(i),6),temp    !卸载温度
*endif

save
*enddo

t=t+500
time,t
nsubst,5
autots,on
outres,nsol,last
solve
save
finish

```

攻读硕士学位期间取得的学术成果

董翠, 王华明. 激光熔化沉积 300M 超高强度钢组织与性能[J]. 金属热处理学报, 已录用

董翠, 王华明. 激光熔化沉积成形薄壁板状金属零件温度场的数值模拟[J]. 航天材料及工艺研究所建所 50 周年科技论坛暨第六届先进功能复合材料技术学术交流会中国宇航学会材料工艺专委会学术研讨会论文集, 2007: 588-592

致 谢

本课题是在王华明老师的悉心指导和督促下完成的。在论文的选题、研究和撰写过程中，王老师倾注了大量心血，并对论文进行了精心评阅与指导。研究生工作期间，王老师勤奋严谨的治学风范、敏锐活跃的学术思维、连贯流畅的逻辑思维深深影响了我，感谢王老师给予学术上的指导和人生的启迪。

在金相制备、组织分析过程中得到了北航材料学院于荣莉老师、段辉平老师、苏梅老师、陈赤囡老师及中科科仪何老师的大力协助，在硬度测试实验过程中得到了材料学院阮中建老师的大力支持，在拉伸性能测试实验中得到了北航材料学院韩海军老师的大力帮助，在激光熔化沉积快速成形制造过程中得到了北航激光材料加工制造技术实验室的张凌云老师、李安老师、李鹏老师、张述泉师兄、刘虎潜师傅、吴述龙师傅、和李金铎师傅的大力帮助，老师们渊博的知识和三位师傅熟练的技艺给我留下了很深的印象并给我很多启示，在此一并表示深深的谢意。

在研究生论文完成期间还得到了本课题组汤海波师兄、袁源师兄、贵永亮师兄、陆晓峰师兄、方艳丽师姐、刘栋师兄、李佳臻师姐、田象军师兄以及盛伟、于翔天、王远李佳等同学在研究和实验工作中给予的大力支持。

再次对所有关心和帮助过我的老师和同学表示衷心的感谢！