

## 厚板高功率激光切割重铸层微观组织研究

马修泉<sup>1</sup>, 王力波<sup>1</sup>, 朱政武<sup>1\*</sup>, 王春明<sup>2</sup>, 米高阳<sup>2</sup><sup>1</sup>华中科技大学机械科学与工程学院, 湖北 武汉 430074;<sup>2</sup>华中科技大学材料科学与工程学院, 湖北 武汉 430074

**摘要** 本文研究了 18 mm 厚 316L 不锈钢激光切割重铸层宏观成形特征, 基于扫描电镜和电子背散射衍射仪, 分析了重铸层表面和截面晶粒的形态和尺寸。结果表明: 重铸层表面的 Fe 元素少量蒸发, 从上部到下部重铸层表面由紊流向层流转变, 厚度逐渐增大, 组织呈现为分层的针状晶形态; 对于晶体取向, 切缝顶部晶粒的外延生长比例低于底部, 前者生长方向的随机分布由熔体紊流引起, 后者的外延生长由熔体层流引起; 母材中的  $\gamma$  相为等轴晶形态,  $\delta$  相呈带状分布; 重铸层中  $\gamma$  相的晶粒形态不规则, 粗化至母材的 2 倍左右, 而  $\delta$  相则弥散分布, 细化至母材中  $\delta$  相尺寸的 1/6~1/2; 组织转变的原因是激光切割过程中极大的温度梯度大幅缩短了  $\delta$  相形成温度的持续时间, 同时, 熔体扰动促使  $\delta$  相弥散分布。

**关键词** 激光技术; 激光切割; 316L 不锈钢; 重铸层; 外延生长; 晶体取向

**中图分类号** TG487 **文献标志码** A

**DOI:** 10.3788/CJL220611

## 1 引言

316L 不锈钢以其优异的强度、塑性和耐蚀性被广泛应用于核工业和化学工业中。激光作为一种高密度热源, 能实现厚板构件的高效切割。在切割过程中, 激光使材料迅速升温并熔化, 在同轴压缩气体的作用下, 光路中的熔融金属被垂直吹落, 形成切缝<sup>[1-2]</sup>。在激光的热作用下, 切缝近表面会形成极薄的(微米级)重铸层。在此薄层的凝固过程中, 特有的温度梯度和流体运动会影响室温组织的形态和结构。

Olsen<sup>[3]</sup>研究了激光切割过程中切割前沿的传热传质现象, 并发现切面顶部的温度场波动是形成切面条纹的主要原因。Yilbas<sup>[4]</sup>研究了工艺参数与切缝成形的关系, 结果显示, 热输入(激光功率与扫描速度之比)越大, 切缝宽度越大。Stournaras 等<sup>[5]</sup>通过测量切缝宽度、切缝边缘粗糙度和热影响区的宽度来监测切削质量, 建立了工艺参数与激光切割质量之间的对应关系。Duan 等<sup>[6]</sup>利用空气动力学分析切缝中的气流场, 同时分析了气流状态对切割质量的影响。在进行薄板切割时, 陈聪等<sup>[7]</sup>发现当切缝的表面粗糙度约为 3  $\mu\text{m}$  时, 可得到的最小热影响区宽度为 10  $\mu\text{m}$ ; 在进行中厚板切割时, 沈义平等<sup>[8]</sup>发现激光功率和辅助气体压力是影响切缝质量的最主要工艺参数。孙凤等<sup>[9]</sup>指出, 辅助气体与激光束之间的偏离量同样会影响切割过程中的气体动力学性能, 合适的偏离量可有

效提高切割质量。党东显等<sup>[10]</sup>采用 N-S 方程的积分形式和 RNG  $k-\epsilon$  湍流模型计算了辅助气体的流场, 结果显示, 收敛型喷嘴的切缝气体动力学性能优于锥形喷嘴。

在上述研究中, 相关学者主要聚焦于工艺参数(激光功率、切割速度和压缩气体压力)对切缝成形和切割质量的影响, 极少有人研究激光切割工艺特有的重铸层的微观形貌及其形成机制。重铸层与基材的组织差异可能会导致切缝边缘处的性能发生突变, 进而影响整体的性能。基于此, 本团队以 18 mm 厚 316L 奥氏体不锈钢为激光切割对象, 研究了重铸层表面的条纹形貌以及重铸层组织的生长模式, 揭示了激光切割工艺条件下切缝不同位置处重铸层微观组织的凝固机制。

## 2 实验方法

## 2.1 工艺试验

采用 18 mm 厚 316L 不锈钢板作为母材(BM), 其成分如表 1 所示。由表 1 可知, Fe、Ni、Cr 是母材中的主要元素, Mo、Mn、Si 是母材中的微量元素。其中, Ni 和 Mn 元素可以促进奥氏体( $\gamma$ )的形成, Cr、Mo 和 Si 元素可以促进铁素体( $\delta$ )的形成。根据已有研究<sup>[11-12]</sup>, 316L 不锈钢的镍当量和铬当量分别为 10.6% 和 18.6%, 后者与前者之比为 1.75。因此, 在平衡凝固条件下,  $\delta$  相先于  $\gamma$  相析出<sup>[13]</sup>。

收稿日期: 2022-03-01; 修回日期: 2022-04-15; 录用日期: 2022-06-08; 网络首发日期: 2022-06-15

基金项目: 国家自然科学基金(52175406)

通信作者: \*zwzhu0916@hust.edu.cn

表 1 母材的化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal

Element	Mass fraction /%
Cr	16.82
Ni	9.84
Mo	1.78
Mn	1.52
Si	0.5
Fe	Bal.

将试板厚度方向定义为轧向(RD),水平方向定义为横向(TD),切割方向定义为法向(ND),如图 1 所示。熔融金属在 ND-RD 平面上沿着 TD 凝固。选用

氮气作为压缩气体,气流方向与激光同轴,激光焦点位于试板上平面以下 15 mm 处,其他切割参数如表 2 所示。

表 2 激光切割参数

Table 2 Laser cutting parameters

Parameter	Value
N <sub>2</sub> pressure /MPa	9.8
Laser power /kW	9
Pulse frequency /Hz	300
Duty cycle /%	60
Defocus /mm	-15
Cutting speed /(mm·min <sup>-1</sup> )	350

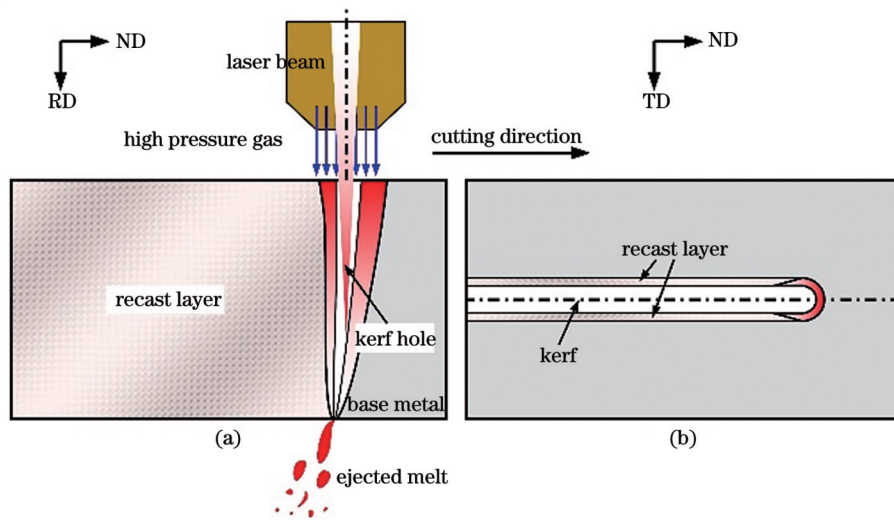


图 1 激光切割过程示意图。(a)主视图;(b)俯视图

Fig. 1 Schematics for laser cutting. (a) Front view; (b) top view

## 2.2 测试表征

考虑到激光切割后切缝两侧近对称分布,因此仅选取单侧切缝进行研究。如图 2 所示,在中间稳定段取具有代表性的试样,分析激光作用后重铸层表面(ND-RD)和横截面(RD-TD)的组织形貌和织构。对于重铸层表面,先用无水乙醇进行清洗,然后用扫描电镜(SEM)观察 RD 方向上组织形貌的演变特征,再用能谱仪(EDS)测试化学成分;对于重铸层横截面,先用不同目数的砂纸进行粗磨、细磨和抛光,接着用王水稀释放液(由 HCl、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 按体积比为 3:1:4 配制而成)腐蚀抛光面,然后采用光学显微镜(OM)观察重铸层及其附近母材的微观结构。为了进一步揭示重铸层晶粒的生长模式和组织织构,对试样进行与上述相同的磨抛工序,而后用 10% 高氯酸酒精溶液(由 HClO<sub>4</sub> 和 C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 按体积比为 1:9 配制而成)对样品表面进行电解抛光,去除磨抛过程中产生的残余应力层。对电解抛光后的试样进行电子背散射衍射(EBSD)分析。在 EBSD 测试中,体心立方结构的 δ 相和面心立

方结构的 γ 相的晶体参数如表 3 所示。

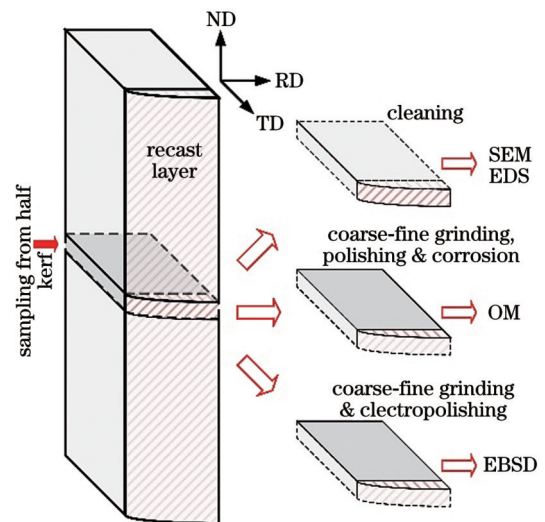


图 2 切缝微观组织的取样、制样和表征

Fig. 2 Sampling, preparation and characterization of microstructure in the kerf

表 3 EBSD 测试中的相参数

Table 3 Phase parameters in electron back scattering diffraction (EBSD) tests

Phase	Structure	Space group	Lattice parameter
$\delta$	Cubic	229; I m 3 m	$a=b=c=0.287\text{ nm}$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$
$\gamma$	Cubic	225; F m 3 m	$a=b=c=0.365\text{ nm}$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

EBSD 后处理主要结果如表 4 所示。由于晶格差异,  $\delta$  相和  $\gamma$  相产生的菊池线特征也会存在差异, 因此可利用菊池线特征将两种相区分开来, 形成相图。基于  $[100]-[010]-[001]$  晶体坐标系在 TD-RD-ND 样品坐标系中的相对方位, 特殊晶面法向的极射投影形成极图, 平行于特定方向的晶体取向形成 IPF 取向图。

表 4 EBSD 后处理主要结果

Table 4 Main results derived from EBSD postprocessing

Type	Name	Parameter
Kikuchi line	Phase map	Crystalline lattice
Crystal orientation	Pole figure	Plane texture: $\{hkl\}$
	Inverse pole figure	Orientation parallel to a specific direction

### 3 分析与讨论

#### 3.1 重铸层的形貌特征

在切缝顶部, 重铸层表面平滑, 厚度小于  $40\ \mu\text{m}$ , 如图 3(a)、(b) 所示, 说明此处气流作用最强, 大量熔融金属被吹走。在距切缝顶部 1/3 位置处, 如图 3(c)、(d) 所示, 重铸层表面形成了紊乱的涟漪状起伏, 无明显方向性, 厚度约为  $100\ \mu\text{m}$ , 说明此处的气流流速仍较高, 熔融金属呈层状聚集。在距切缝顶部 2/3 位置处, 如图 3(f)、(g) 所示, 重铸层表面流动趋于稳定, 流向较为一致, 厚度约为  $100\ \mu\text{m}$ ; 同时, 层状间距减小, 截面上出现了由气流吹下的大量熔体的重叠, 这说明此处温度和流速已较低。在切缝底部, 如图 3(h)、(i) 所示, 重铸层表面呈现为明显的不充分流动, 厚度约为  $150\ \mu\text{m}$ , 说明此处的低温提高了熔体的黏度。采用 EDS 技术分析重铸层表面主要元素的分布特征, 分析结果如表 5 所示。由表 5 可知, 厚度方向上并无显著的元素变化, 即: 在激光热作用和高速气流作用下, 仅 Fe 元素略有损失。在 1/3 位置和底部位置的局部放大区, 重铸层均表现为层状凝固组织, 枝晶形态为针状, 如图 3(e)、(j) 所示。此现象表明, 在切割过程中, 被压缩气体吹下的熔体不断在已凝固的基体上外延生长, 进而形成多层形貌特征。

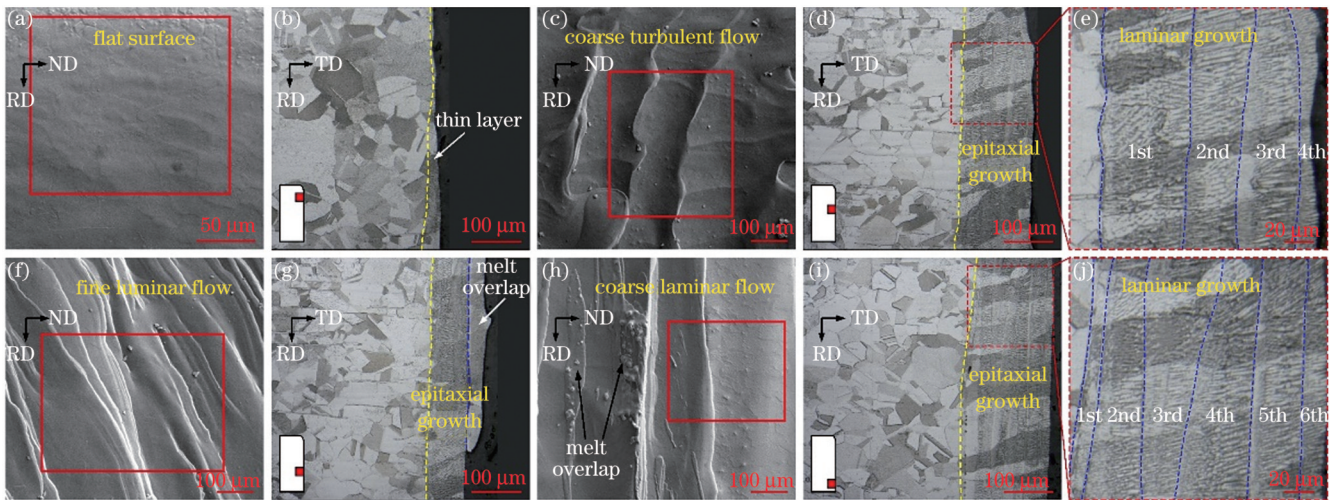


图 3 不同位置处的重铸层形貌。(a)~(b) 切缝顶部; (c)~(e) 距切缝顶部 1/3 位置处; (f)~(g) 距切缝顶部 2/3 位置处; (h)~(j) 切缝底部

Fig. 3 Morphology of recast layer at different sites. (a)~(b) Kerf top; (c)~(e) at 1/3 site from kerf top; (f)~(g) at 2/3 site from kerf top; (h)~(j) kerf bottom

表 5 厚度方向上重铸层成分的变化

Table 5 Composition variation of recast layer along thickness direction

Site	Mass fraction / %					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fe
Kerf top	17.17	10.91	2.36	0.76	1.05	67.75
1/3 from kerf top	17.08	9.65	2.12	0.63	0.90	69.62
2/3 from kerf top	17.51	10.04	1.62	1.00	0.83	69.00
Kerf bottom	17.63	9.06	2.81	1.02	0.99	68.49

进一步分析图 3(d)、(i)中重铸层组织的生长特性。基于熔合线(FL)附近母材和重铸层的组织形态和衬度<sup>[14]</sup>,将外延生长和非外延生长区分开来。在距切缝顶部 1/3 位置处[如图 4(a)所示]以

及底部位置处[如图 4(b)所示],外延生长均是主要模式,但前者非外延生长的比例更高,说明在距切缝顶部 1/3 位置处存在较多自由形核和不同取向的晶粒。

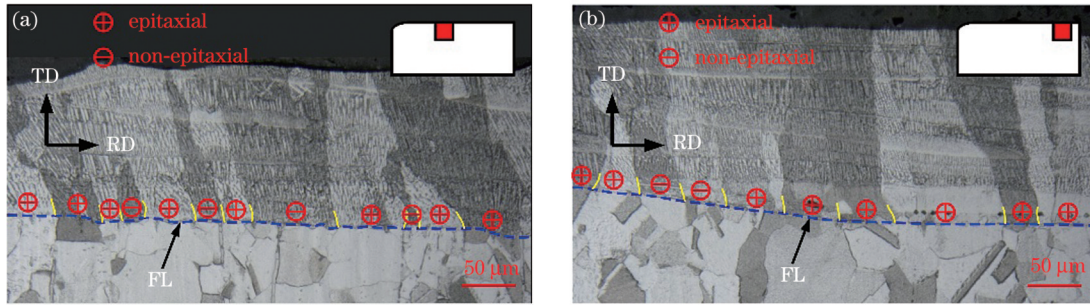


图 4 重铸层中晶粒的生长模式。(a)距切缝顶部 1/3 位置处;(b)切缝底部

Fig. 4 Grain growth mode of recast layer. (a) At 1/3 site from kerf top; (b) kerf bottom

### 3.2 重铸层晶粒取向

为进一步对比分析距切缝顶部 1/3 位置处重铸层晶粒以及切缝底部晶粒的生长特性,对这两个位置处的晶粒进行 EBSD 测试,测试结果如图 5 和图 6 所示。

图 5(a)、(b)中的虚线为熔合线,重铸层的上下分区分别代表重凝区(RZ)和母材。在母材中, $\delta$ 相以短棒状分布于 $\gamma$ 相的晶内和晶界上,其面积分数为 6.96%,长轴方向平行于 TD。在重凝区中, $\delta$ 相变得细小而弥

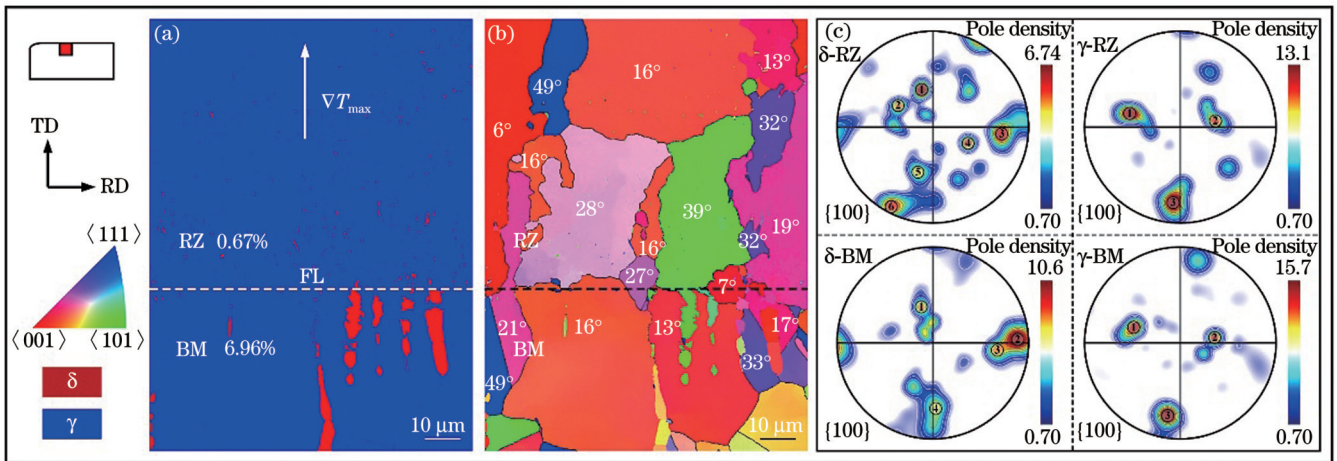


图 5 距切缝顶部 1/3 位置处重铸层的晶粒取向。(a)相图;(b)沿 TD 方向的 IPF 取向图;(c)重凝区和母材中 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相的 $\{100\}$ 极图  
Fig. 5 Crystal orientation of recast layer at 1/3 site from kerf top. (a) Phase map; (b) IPF orientation figure derived from TD; (c)  $\{100\}$  pole figures of  $\delta$  and  $\gamma$  phases in resolidified zone (RZ) and base material (BM)

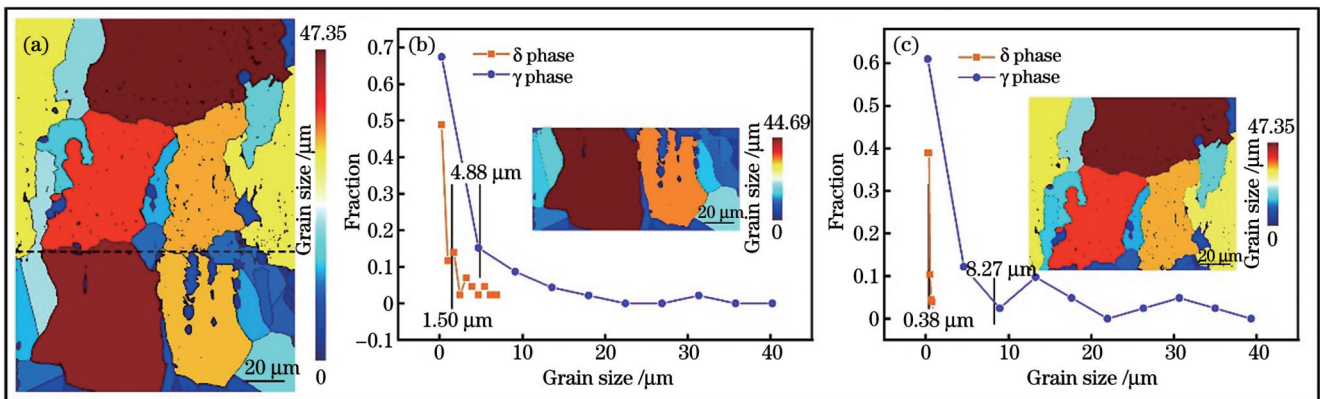


图 6 距切缝顶部 1/3 位置处的晶粒尺寸。(a)晶粒尺寸图;(b)母材中 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相的晶粒尺寸分布;(c)重凝区中 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相的晶粒尺寸分布  
Fig. 6 Grain size at 1/3 site from kerf top. (a) Grain size map; (b) grain size profiles of  $\delta$  and  $\gamma$  phases in BM; (c) grain size profiles of  $\delta$  and  $\gamma$  phases in RZ

散,其面积分数急剧降至 0.67%,约为母材的 1/10。在凝固过程中,最大温度梯度方向( $\nabla T_{\max}$ )一般与固液界面垂直<sup>[15]</sup>,因此,熔合线附近最大的温度梯度方向应与熔合线垂直<sup>[16]</sup>。基于此,每个晶粒的 $\langle 100 \rangle$ 晶向与 TD 的最小夹角代表了最优生长方向与最大温度梯度方向的偏离程度<sup>[17]</sup>。图 5(b)中给出了最小夹角的度数。由图 5(b)可知,熔合线处重凝区的生长存在三种情况:1)母材偏离程度为 6°、21°和 19°时,重凝区晶粒为外延生长模式;2)母材偏离程度为 16°、27°、13°和 7°时,重凝区晶粒为非外延生长模式;3)母材偏离程度为 13°、16°、32°和 49°时,重凝区晶粒自由形核。其中,紧邻熔合线处的晶粒主要为非外延生长模式,与图 4(a)结果较为一致,而距离熔合线较远位置处晶粒的生长方向趋于 TD。由图 5(c)可知,相较于母材, $\delta$ 相在重铸层( $\delta$ -RZ)中的取向更加分散(极密度:

10.6→6.74), $\gamma$ 相在重铸层( $\gamma$ -RZ)中的取向聚集(极密度:15.7→13.1)。由表 6 所示的取向分布可知: $\delta$ 相在母材( $\delta$ -BM)中聚集于极点(0.99,0.04,0.12)处,形成接近(100)//RD 的板织构,此类织构多是在轧制过程中形成的; $\delta$ 相在重铸层中取向的最大分布密度位于(0.94,-0.09,0.31)处,同样形成接近(100)//RD 的板织构,但存在 15°的偏差; $\gamma$ 相在母材( $\gamma$ -BM)和重铸层中分别聚集于(-0.17,-0.96,0.26)和(-0.09,-0.97,0.23)处,相近的晶体取向表现出了显著的外延生长。因此,在距切缝顶部 1/3 位置处,熔合线(FL)附近基体中的晶粒易出现一定宽度的非外延生长,但很快就被周围的外延生长取代。图 5 中展示的 16°→28°→16°的变化也说明了这一点。此测试结果是由二维 EBSD 测试的局限性引起的。

表 6 图 5 所示极图中极点的空间坐标

Table 6 Spatial coordinates of pole points in pole figures shown in Fig. 5

No.	Spatial coordinate			
	$\delta$ -RZ	$\gamma$ -RZ	$\delta$ -BM	$\gamma$ -BM
1	(-0.20, 0.67, 0.72)	(-0.81, 0.22, 0.54)	(-0.21, 0.65, 0.73)	(-0.77, 0.26, 0.58)
2	(-0.61, 0.38, 0.69)	(0.65, 0.11, 0.76)	(0.99, 0.04, 0.12)	(0.64, 0.10, 0.77)
3	(0.94, -0.09, 0.31)	(-0.09, -0.97, 0.23)	(0.92, 0.10, 0.37)	(-0.17, -0.96, 0.26)
4	(0.63, -0.29, 0.72)		(0.04, -0.93, 0.36)	
5	(-0.25, -0.76, 0.61)			
6	(-0.46, -0.89, 0.07)			

图 6(a)、(b)、(c)分别为晶粒尺寸图、母材中的晶粒分布和重凝区的晶粒分布。母材中 $\gamma$ 相晶粒的最大尺寸为 44.69  $\mu\text{m}$ ,重凝区中 $\gamma$ 相晶粒的最大尺寸为 47.35  $\mu\text{m}$ ;重凝区中 $\delta$ 相的平均晶粒尺寸降低至母材的 1/4(1.50  $\mu\text{m}$ →0.38  $\mu\text{m}$ ), $\gamma$ 相的平均晶粒尺寸增大(4.88  $\mu\text{m}$ →8.27  $\mu\text{m}$ )。

切缝底部的相组分和取向分布如图 7 所示。与图 5(a)类似,重凝区中 $\delta$ 相的占比为 0.23%,母材中 $\delta$

相的占比为 3.32%,前者约为后者的 1/14。相较于距切缝 1/3 位置处,此处熔合线附近呈外延生长模式的晶粒偏多。基于熔合线处的外延生长距离,可将晶粒生长分为三种情况:1)母材偏离程度为 47°、38°、51°时,外延生长距离极短;2)母材偏离程度为 20°、24°、10°和 26°时,外延生长距离适中;3)母材偏离程度为 15°、24°和 17°时,外延生长距离长。由图 7(c)可知,相较于母材, $\delta$ 相在重铸层中的取向更加分散(极

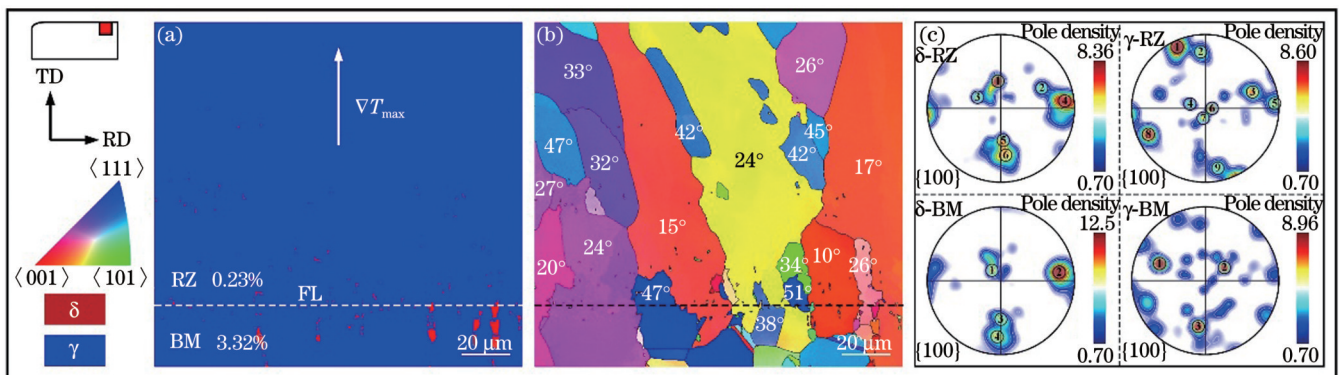


图 7 切缝底部的晶粒取向。(a)相图;(b)沿 TD 方向的 IPF 取向图;(c)重凝区和母材中 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相的 $\{100\}$ 极图

Fig. 7 Crystal orientation at kerf bottom. (a) Phase map; (b) IPF orientation figure derived from TD; (c)  $\{100\}$  pole figures of  $\delta$  and  $\gamma$  phases in RZ and BM

密度:12.5→8.36), $\gamma$ 相在重铸层中的取向聚集程度几乎不变(极密度:8.96→8.60)。由表7中的极点坐标可知: $\delta$ 相在重铸层和母材中分别聚集于(0.91, 0.11, 0.4)和(0.87, 0.13, 0.47)处,与图5(c)所示的 $\delta$ 相的分布较为一致;对于 $\gamma$ 相,其在重铸层中聚集于

(-0.39, 0.85, 0.36),与图5(c)一致,但在母材中聚集于(0.75, 0.28, 0.60),与图5(c)的结果相反;母材中的高密度极点在重凝区转变为低密度极点。上述结果说明 $\gamma$ 相在此处产生了新的取向,不存在明显的外延生长特性。

表7 图7所示极图中极点的空间坐标

Table 7 Spatial coordinates of pole points in pole figures shown in Fig. 7

No.	Spatial coordinate			
	$\delta$ -RZ	$\gamma$ -RZ	$\delta$ -BM	$\gamma$ -BM
1	(-0.05, 0.52, 0.86)	(-0.39, 0.85, 0.36)	(-0.18, 0.20, 0.96)	(0.75, 0.28, 0.60)
2	(0.69, 0.34, 0.64)	(-0.07, 0.86, 0.50)	(0.87, 0.13, 0.47)	(0.37, 0.25, 0.89)
3	(-0.44, 0.21, 0.87)	(0.77, 0.27, 0.59)	(0, -0.68, 0.73)	(-0.12, -0.76, 0.64)
4	(0.91, 0.11, 0.40)	(-0.30, 0.09, 0.95)	(-0.06, -0.86, 0.51)	
5	(0.05, -0.59, 0.81)	(0.94, 0.07, 0.33)		
6	(0.08, -0.77, 0.63)	(0.11, 0, 0.99)		
7		(-0.04, -0.20, 0.98)		
8		(-0.82, -0.37, 0.42)		
9		(0.18, -0.87, 0.44)		

图8(a)、(b)、(c)分别为晶粒尺寸图、母材中的晶粒分布和重凝区的晶粒分布。母材中 $\gamma$ 相晶粒的最大尺寸为36.85  $\mu\text{m}$ ,重凝区中 $\gamma$ 相晶粒的最大尺寸为73.93  $\mu\text{m}$ ;重凝区中 $\delta$ 相的平均晶粒尺寸降至

母材的1/2(1.31  $\mu\text{m}$ →0.66  $\mu\text{m}$ ), $\gamma$ 相的平均晶粒尺寸增大至母材的2倍(6.96  $\mu\text{m}$ →13.80  $\mu\text{m}$ )。与图6所示结果相比,图8中的 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相均明显粗化。

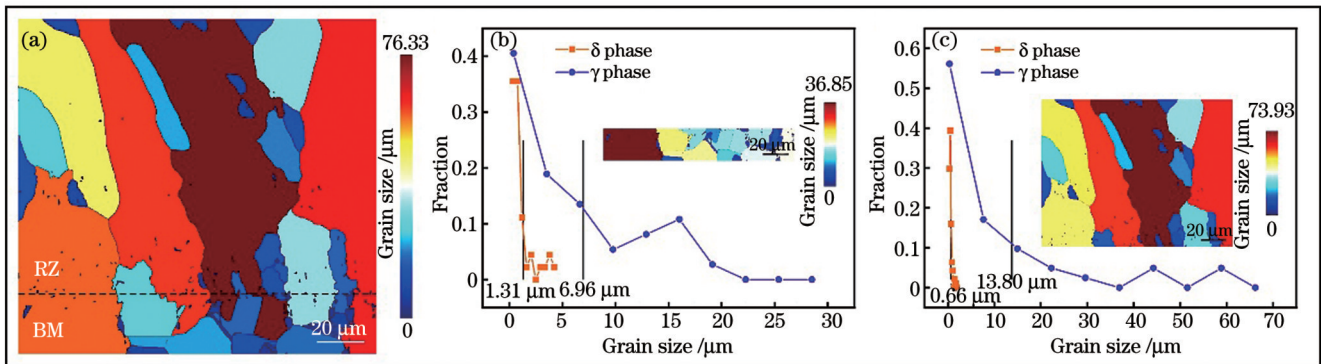


图8 切缝底部晶粒尺寸。(a)晶粒尺寸图;(b)母材中 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相的晶粒尺寸分布;(c)重凝区中 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相的晶粒尺寸分布

Fig. 8 Grain size at kerf bottom. (a) Grain size map; (b) grain size profiles of  $\delta$  and  $\gamma$  phases in BM; (c) grain size profiles of  $\delta$  and  $\gamma$  phases in RZ

### 3.3 熔合线处的外延生长

进一步分析距切缝顶部1/3位置和切缝底部紧邻熔合线处母材和重凝区中 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相的晶体取向分布规律,结果如图9、10所示。为了使晶粒与取向对应,极图中对应极点的颜色与IPF图中的一致。图9(a)、(b)中的IPF图和极图显示两种相除了存在一些晶体取向差异之外,还存在其他差异: $\delta$ 相在熔合线附近存在3种完全对应的晶体取向,而 $\gamma$ 相在熔合线附近存在4种完全对应的晶体取向。一些 $\delta$ 相能贯通母材和重凝区,可能在整个热循环过程中呈现固态;一些 $\delta$ 相在熔合线处非连续分布,但依旧能保持相同的晶体取向,说

明此处仅发生了熔化。上述现象表明距切缝顶部1/3位置处晶体的生长存在一定波动,仅有部分区域未发生混合和扰动,因此非外延生长模式较多。

由图10(a)、(b)所示的IPF取向图和极图可知切缝底部的 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相在熔合线附近的取向一致,说明两相均能稳定生长。与距切缝顶部1/3位置处相比,切缝底部熔体受到的扰动较小。

接下来基于3.1、3.2节中的表面宏观形貌、横截面晶粒取向和外延生长特征分析316L不锈钢激光切割重铸层的演变机制。与常规的电弧和激光等熔化焊相比,激光切割过程中的快速气流会带走大量热量,进

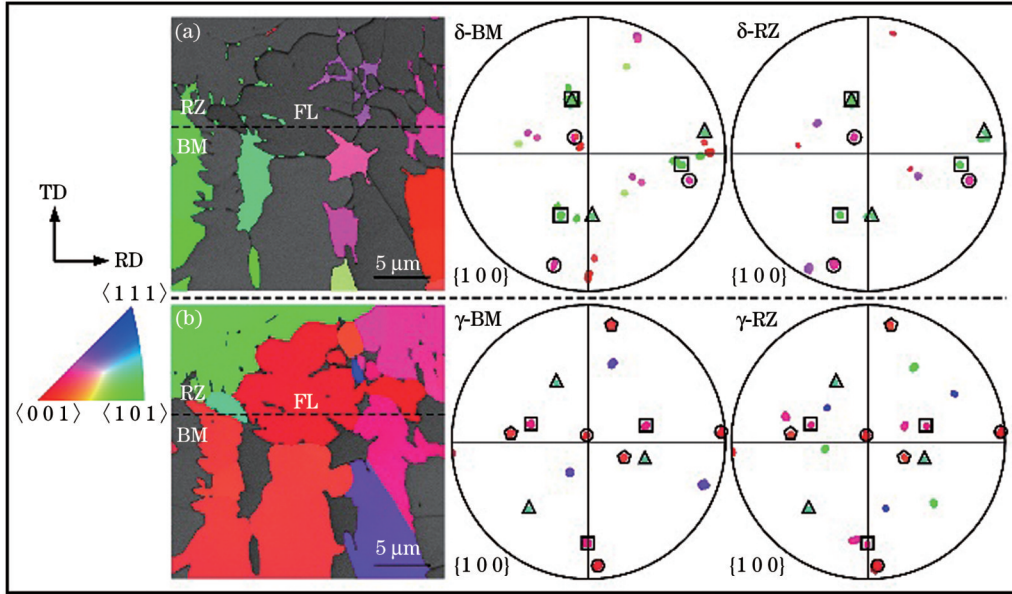


图 9 距切缝顶部 1/3 位置处沿 TD 方向的 IPF 取向图以及母材和重凝区的极图。(a)  $\delta$  相; (b)  $\gamma$  相  
 Fig. 9 IPF orientation figures derived from TD with pole figures of BM and RZ at 1/3 site from kerf top. (a)  $\delta$  phase; (b)  $\gamma$  phase

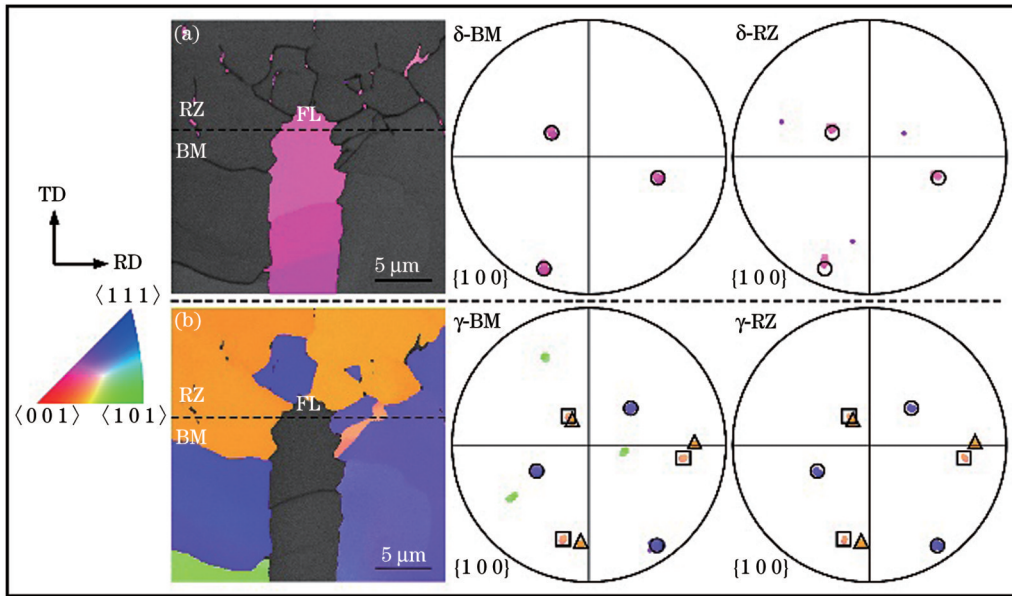


图 10 切缝底部沿 TD 方向的 IPF 取向图以及母材和重凝区的极图。(a)  $\delta$  相; (b)  $\gamma$  相  
 Fig. 10 IPF orientation figures derived from TD with pole figures of BM and RZ at kerf bottom. (a)  $\delta$  phase; (b)  $\gamma$  phase

而形成较高的温度梯度和冷却速度。在前者的作用下,  $\delta$  相和  $\gamma$  相的  $\langle 100 \rangle$  晶向(体心立方和面心立方的择优生长方向)会沿着最大的温度梯度方向生长<sup>[18]</sup>; 在后者的作用下,  $\delta$  相的析出温度大幅降低, 同时  $\delta$  相的持续时间大幅减少, 进而其尺寸和相成分均大幅低于电弧焊接和激光焊接焊缝中的蠕虫状和板条状  $\delta$  相<sup>[19]</sup>。同时, Cr 元素在  $\gamma$  相中聚集提升了硬度水平<sup>[20]</sup>。在切缝顶部, 激光热作用比较集中, 压缩气体流速快, 进而形成了较大的温度梯度和强烈的紊流, 打破了外延生长的连续性<sup>[21]</sup>; 在切缝底部, 激光的热作用减弱, 压缩气体流速慢, 进而形成了较低的温度梯度和稳定的层流, 外延生长表现出显著连续性。同时, 未被吹

落的熔体在切缝两侧不断累积, 形成分层凝固特征, 出现下一层的枝晶形态和晶体取向在已凝固的上一层上延续的现象。

### 4 结 论

本团队以 18 mm 厚 316L 不锈钢为研究对象, 研究了激光切割重铸层表面和横截面的宏微观结构特征, 揭示了横截面晶粒取向转变和外延生长机制。

在激光切割重铸层表面, Fe 元素因熔点较低而少量受热蒸发。在激光和高速气流的作用下, 重铸层表面发生了紊流向层流的转变, 重铸层厚度逐渐增大, 并伴随着分层针状晶分布。

对于晶体取向,切缝顶部晶粒的非外延生长比例高于其下部。其中:上部晶粒的生长方向随机分布,但熔体紊流会导致晶粒破碎;下部晶粒的外延生长方向与母材晶粒一致,熔体层流促进了晶粒连续长大。

对于晶粒尺寸,母材中的 $\gamma$ 相为等轴晶, $\delta$ 相呈带状分布;激光切割后,重铸层中的 $\gamma$ 相晶粒形态不规则,粗化至母材中 $\gamma$ 相的2倍左右,而 $\delta$ 相则弥散分布,细化至母材中 $\delta$ 相的1/6~1/2。

在熔合线处, $\delta$ 相的熔点较 $\gamma$ 相高,因而未完全熔化。凝固过程中,熔合线处较大的温度梯度减少了 $\delta$ 相析出温区的持续时间,熔体剧烈流动产生的扰动使 $\delta$ 相弥散分布。

### 参 考 文 献

- [1] 鄢铨,李力钧,李娟,等.激光切割板材表面质量研究综述[J].激光技术,2005,29(3):270-274.  
Yan C, Li L J, Li J, et al. Review of surface quality study on laser sheets cutting[J]. Laser Technology, 2005, 29(3): 270-274.
- [2] 花银群,陈瑞芳,张永康,等.激光切割表面质量比照判别与控制方法[J].金属热处理,2001,26(11):25-27,40.  
Hua Y Q, Chen R F, Zhang Y K, et al. Comparison inspection and control methods of surface quality of laser cutting[J]. Heat Treatment of Metals, 2001, 26(11): 25-27, 40.
- [3] Olsen F O. Fundamental mechanisms of cutting front formation in laser cutting[J]. Proceedings of SPIE, 1994, 2207: 402-413.
- [4] Yilbas B S. Laser cutting quality assessment and thermal efficiency analysis[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155/156: 2106-2115.
- [5] Stourmaras A, Stavropoulos P, Salonitis K, et al. An investigation of quality in CO<sub>2</sub> laser cutting of aluminum[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2009, 2(1): 61-69.
- [6] Duan J, Man H C, Yue T M. Modelling the laser fusion cutting process: II. Distribution of supersonic gas flow field inside the cut kerf[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2001, 34(14): 2135-2142.
- [7] 陈聪,高明,顾云泽,等.光纤激光切割铝合金薄板工艺特性研究[J].中国激光,2014,41(6):0603004.  
Chen C, Gao M, Gu Y Z, et al. Study on fiber laser cutting of aluminum alloy sheet[J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(6): 0603004.
- [8] 沈义平,陈聪,高明,等.光纤激光切割中厚铝合金板工艺特性研究[J].中国激光,2019,46(1):0102008.  
Shen Y P, Chen C, Gao M, et al. Technological characteristics in fiber laser cutting of medium-thickness aluminum alloy sheet[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(1): 0102008.
- [9] 孙凤,宋园园,赵庆龙,等.激光切割中离轴量影响气体动力学性能的研究[J].中国激光,2020,47(4):0402003.  
Sun F, Song Y Y, Zhao Q L, et al. Influence of off-axis amount on dynamics performance of gas in laser cutting process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402003.
- [10] 党东显,盛晓军,胡俊,等.喷嘴工件距对激光切缝中气体流场的影响[J].中国激光,2010,37(10):2625-2631.  
Dang D X, Sheng X J, Hu J, et al. Effect of standoff distance on flow field of assist gas in cutting slot in laser cutting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(10): 2625-2631.
- [11] DeLong W T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal[J]. Welding Journal, 1974, 53(7): 273s-286s.
- [12] Hull F C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels [J]. Welding Journal, 1973, 52: 193s-203s.
- [13] Inoue H, Koseki T. Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 430-436.
- [14] Zhu Z W, Ma X Q, Wang C M, et al. The metallurgical behaviors and crystallographic characteristic on macro deformation mechanism of 316 L laser-MIG hybrid welded joint[J]. Materials & Design, 2020, 194: 108893.
- [15] Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of solidification[M]. Baech: Trans Tech Publications, 1998.
- [16] Zhu Z W, Ma X Q, Mi G Y, et al. Electron microscopy study of laser welded GH909 superalloy joint[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 15525-15536.
- [17] Zhu Z W, Ma X Q, Jiang P, et al. Planar-cellular-dendritic transformation in the fusion zone of a GH909 superalloy weldment [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 10: 960-975.
- [18] Zhu Z W, Ma X Q, Wang C M, et al. Grain refinement and orientation alternation of 10 mm 316L welds prepared by magnetic field assisted narrow gap laser-MIG hybrid welding[J]. Materials Characterization, 2020, 164: 110311.
- [19] 朱政武,马修泉,米高阳,等.纵向磁场对316L不锈钢窄间隙激光-MIG多层焊接接头微观组织与疲劳裂纹扩展的影响[J].中国激光,2020,47(5):0502007.  
Zhu Z W, Ma X Q, Mi G Y, et al. Effects of longitudinal magnetic field on microstructures and fatigue cracks propagation in 316L stainless steel joints prepared via narrow-gap multi layer laser-MIG welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502007.
- [20] Hu C J, Mi G Y, Wang C M. Study on surface morphology and recast layer microstructure of medium thickness stainless steel sheets using high power laser cutting[J]. Journal of Laser Applications, 2020, 32(2): 022033.
- [21] Zhu Z W, Ma X Q, Wang C M, et al. Altering morphological, crystalline and compositional features in 316 L laser-MIG weldments with an external magnetic field[J]. Materials & Design, 2020, 196: 109156.

## Microstructure of Recast Layer During High Power Laser Cutting of Thick Plates

Ma Xiuquan<sup>1</sup>, Wang Libo<sup>1</sup>, Zhu Zhengwu<sup>1\*</sup>, Wang Chunming<sup>2</sup>, Mi Gaoyang<sup>2</sup>

<sup>1</sup>School of Mechanical Science & Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, Hubei, China;

<sup>2</sup>School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, Hubei, China

### Abstract

**Objective** Owing to the excellent strength, plasticity, and corrosion resistance, 316L stainless steel is widely used in nuclear and



chemical industries. The efficient cutting of thick plates is realized using lasers, which are high-energy-density heat sources. During the laser cutting process, the plate material melts and is blown off vertically under the action of a coaxial compressed gas. Therefore, a kerf is formed. During a rapid thermal cycle, an extremely thin recast layer (the order of microns) is formed on the surface of the kerf. During the solidification of the recast layer, a particular temperature gradient and fluid motion significantly influence the morphology and the texture of the structure at room temperature. In previous studies, researchers have mainly focused on the influence of parameters, such as laser power, cutting speed, and pressure of compressed gas, on the cut formation and its quality. Few studies have focused on the microstructural morphology and formation mechanism of the recast layer. The differences between the as-solidified microstructure and the substrate may lead to non-negligible changes in the properties of the edge, which in turn affects the overall characteristics. To study the morphology and microstructural growth of the recast layer, an 18 mm thick 316L austenitic stainless steel plate is taken as the object of laser cutting for this study. The solidification mechanism of the recast layer at different kerf sites during the laser cutting process is revealed.

**Methods** An 18 mm thick 316L austenitic stainless steel plate was employed as the base metal for this study. A pulsed laser was used to cut the base metal to form a kerf.  $N_2$  was chosen as the compressed gas, and its flow direction was coaxial with the laser. Representative specimens were then sampled to analyze their surfaces. Transverse and surficial microstructural morphologies of the recast layer, under the laser action, were analyzed using scanning electron microscopy and electron back scattering diffraction (EBSD). In addition, the recast surfaces were cleaned using anhydrous ethanol. The transverse surfaces were treated using coarse grinding, fine grinding, and polishing techniques. The polished surface was then etched with diluted aqua regia (volume ratio of HCl,  $HNO_3$  and  $H_2O$  is 3 : 1 : 4).

**Results and Discussions** The distribution of the main elements on the surface of the recast layer is analyzed using energy dispersive spectroscopy. The results indicate that no significant element change occurred along the thickness, except for a slight loss of Fe (Table 5). The grain growth mode of the recast layer is further analyzed using EBSD at the 1/3 site from kerf top and the kerf bottom site. The results indicate that epitaxial growth is the primary growth mode. However, the proportion of non-epitaxial growth at the 1/3 site from kerf top (Fig. 5) is observed to be higher than that at the bottom site (Fig. 7). A comparison between the IPF orientation distribution and pole figures in Figs. 9 and 10 also shows that the grain growth at the 1/3 site from kerf top exhibits some fluctuations with unmixed and unperturbed features.

**Conclusions** The results show that a small amount of Fe evaporates from the recast layer surface. A variation in flow state from turbulent at the top to laminar at the bottom surface is observed, with an increase in thickness and needle-like grains. For crystal orientation, the ratio of the epitaxial growth at the top surface of the recast layer is lower than that at the bottom surface. Such a random distribution of epitaxial growth is caused by the turbulent flow at the former, whereas the dominant epitaxial growth is induced by the laminar flow at the latter. Considering the grain profiles, the  $\gamma$  phase in the base metal is equiaxed, whereas the  $\delta$  phase is arranged in a banded form. The morphology of the  $\gamma$  phase grains in the recast layer is irregular and coarsen by approximately 2 times compared to those of the base metal. However, the  $\delta$  phase is dispersed and refined from 1/6 to 1/2 of the base metal. Under the conditions of an extremely high-temperature gradient and a disordered disturbance owing to melting, a substantially reduced duration of  $\delta$  phase formation with considerable dispersion is produced.

**Key words** laser technique; laser cutting; 316L stainless steel; recast layer; epitaxial growth; crystalline orientation