

激光功率对 DH36 船用钢力学性能及 强化机制的影响

柳睿, 于佳成, 杨琪帆, 吴志杰, 席明哲, 高士友

(燕山大学 机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004)

摘要: **目的** 提高 DH36 船用钢表面力学性能及研究其强化机制。**方法** 采用不同激光功率对 DH36 船用钢表面进行激光重熔。随后使用 OM、SEM、TEM、万能力学试验机和维氏硬度计研究了激光功率对 DH36 船用钢组织转变、析出相和力学性能的影响。利用 Rosenthal 模型计算出了熔池内的温度梯度、冷却速率和凝固速度。分析讨论了不同激光功率下重熔层内显微组织的转变过程。比较了不同激光功率作用后 DH36 船用钢的拉伸性能和显微硬度。**结果** 激光功率为 1 500 W 时,最大的屈服强度和抗拉强度分别为 495.7 MPa 和 615.5 MPa。重熔层内显微硬度沿 z 方向呈逐渐下降趋势,激光功率为 1 000 W 时,具有最大的硬度值 448HV。随着激光重熔功率 (P) 的增加,熔池内的温度梯度的最大值 (G_{\max}) 单调增加,而凝固速度的最大值 (R_{\max}) 则与 P 无关。当 $v=10$ mm/s 时,激光重熔 DH36 钢的熔池内有 $R_{\max}=0.0983$ m/s。在 $P=2\,500$ W 时,熔池内有 $G_{\max}=107\,700$ K/m。功率为 1 000 W 时,晶粒内弥散着纳米渗碳体,强化机制为第二相强化;功率为 2 500 W 时,晶粒内和晶界处出现尺寸较大的析出相,强化机制为固溶强化。不考虑 $P=1\,000$ W,激光功率越大,重熔层硬度的提升效果越明显。**结论** 激光重熔工艺可有效地提高 DH36 船用钢表面力学性能。不同激光功率下,船用钢重熔层内的强化机制不同。

关键词: 激光功率; Rosenthal 模型; 力学性能; 析出相; 强化机制

中图分类号: V261.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)03-0408-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.03.039

Effect of Laser Power on Mechanical Property and Strengthening Mechanism of DH36 Marine Steel

LIU Rui, YU Jia-cheng, YANG Qi-fan, WU Zhi-jie, XI Ming-zhe, GAO Shi-you

(School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Hebei Qinhuangdao 066004, China)

ABSTRACT: The laser remelting experiment was carried out in the in-house system, which consists of a 3 300 W fiber laser and a CNC four-axis working substrate. The DH36 marine steel plate is 200 mm long, 120 mm wide and 12 mm thick. An argon purged chamber with oxygen content less than 8×10^{-6} was used to prevent the molten pool from oxidation. The laser remelting

收稿日期: 2021-12-17; 修订日期: 2022-06-10

Received: 2021-12-17; Revised: 2022-06-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51875502、U21A20138)

Fund: National Natural Science Foundation of China (51875502, U21A20138)

作者简介: 柳睿 (1993—), 男, 博士研究生, 主要研究方向为激光表面改性。

Biography: LIU Rui (1993-), Male, Doctor student, Research focus: laser surface modification.

通讯作者: 高士友 (1958—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为激光表面改性。

Corresponding author: GAO Shi-you (1958-), Male, Doctor, Professor, Research focus: laser surface modification.

引文格式: 柳睿, 于佳成, 杨琪帆, 等. 激光功率对 DH36 船用钢力学性能及强化机制的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(3): 408-417.

LIU Rui, YU Jia-cheng, YANG Qi-fan, et al. Effect of Laser Power on Mechanical Property and Strengthening Mechanism of DH36 Marine Steel[J]. Surface Technology, 2023, 52(3): 408-417.

processing parameters were as follows: laser power 1 000, 1 500, 2 000 and 2 500 W, spot size 3 mm, laser scanning velocity 10 mm/s, overlapping ratio 50%.

After grinding and polishing, the cubics cut by wire-electrode were etched with 4% nitric acid alcohol. The microstructure of yz section of DH36 marine steel was observed under ZEISS AX10 metallographic microscope (OM). The effect of different laser remelting power on the mechanical properties of DH36 Marine steel was studied by Zwick Z010 universal mechanical testing machine which the tensile speed was 1 mm/min. QPIX automatic vickers hardness tester was used to test the microhardness with the load of 200 g and the retention time of 20 s. JEM-2010 transmission electron microscope was used to observe the microstructure and size of precipitates in the xy plane after laser remelting process, and the element distribution was analyzed by mapping.

The temperature gradient, cooling rate and solidification speed of molten pool during laser remelting process was simulated by Rosenthal solution. When $P=1\ 000\ \text{W}$, the microstructure of the molten pool is mainly of AF and the overlapping zone consists of QF. It crosses the AF forming region on the CCT curve when the laser power is 1 000 W. The core of AF is Mn and a small amount of Si and Ti in the alloy, which grows fast in the shape of plate. Nanoscale cementites appear intragranular which the average length is 120-140 nm and the width is 20 nm. From the point of view of phase transformation, the carbon content of austenite is much higher than that of ferrite. Because of the lack of carbon content of DH36 steel, the pre-eutectoid reaction inevitably occurs when the molten pool goes through the cooling process. At a certain temperature gradient, however, the diffusion of C is inhibited, which makes it free from the ferrite boundary. At the same time, owing to the large cooling rate, the cementites don't have enough time to connect and grow into lamellae and disperse in the grain as particles. Meanwhile, a certain amount of Ti and Nb precipitates in the crystal to form (Nb,Ti)C which reduces the nucleation barrier and promotes AF nucleation. From the energy point of view, the high temperature gradient in the molten pool provides sufficient driving force to satisfy the interface energy difference resulting from the formation of nanoscale cementites. When P increases to 2 500 W, spherical precipitates are produced in the grain and at the grain boundary. The average grain size in remelted layer is about 2 μm . The intracrystalline precipitates pins for the dislocations, while the dislocations are wound into cells distributed around the grain boundary precipitates. The maximum size of precipitate is about 0.8 μm . There is a high content of Fe in the intragranular precipitates, while the grain boundary precipitates seldom contains of Fe and are mainly composed of Mn, Ti and Al elements. The diffusion driving force of Fe is much higher than that of Mn, Ti and Al. Therefore, it forms compounds intragranular as solid solution rather than moves to the grain boundary. When $P=1\ 500\ \text{W}$, it has the maximum yield strength and extension strength, which is 495.7 MPa and 615.5 MPa, increased 7.5% and 3.2% compared with the DH36 steel. When $P=1\ 000\ \text{W}$, AF appears at the bottom of remelting layer, and the microhardness is significantly increased to 448HV, which is 70.49% higher than that of DH36 steel. The microhardness of the remelting layer decreases gradually along the z direction which is the remelting zone > heat affected zone > DH36 steel.

KEY WORDS: laser power; Rosenthal solution; mechanical properties; precipitation; strengthening mechanism

DH36 是一种低合金高强度钢, 常应用为船体结构钢^[1-2]。海工领域的工况极其恶劣, 如在停泊过程中船体遭受来自与拖船和码头上防撞垫的剧烈冲击, 对其表面力学性能及耐腐蚀性能有很高的要求。激光重熔工艺使材料表面经历了熔化再凝固的过程, 改善了重熔层内部的组织形貌以达到强化目的。因能量密度高, 激光重熔工艺熔池内的温度梯度和冷却速率极大。激光重熔后的组织主要由凝固过程中的温度梯度和凝固速度控制^[3]。在传统工艺方法中, 热轧后的钢坯采用超快速冷却 (UFC) 技术可在其组织中产生纳米渗碳体析出, 实现第二相强化^[4]。UFC 工艺增加奥氏体相变过冷度, 增大相变自由能, 抑制 C 原子扩散。王斌等^[5-6]采用 UFC 工艺处理轧后亚共析钢, 提高组织内的冷却速率, 渗碳体无法联结长大呈片状析出,

最终以纳米渗碳体形式弥散在晶粒内。研究表明, 冷却速率大、温度梯度大, 同时可以抑制奥氏体内析出物的数量, 增加铁素体内的过饱和度, 增强固溶强化效果^[7-8]。谢胜涛等^[9]将 410S 冷轧板奥氏体化后在 $(M_T+M_S)/2$ 温度盐浴淬火, 组织内残余奥氏体含量下降了 12.9%, 含 Cr 化合物析出明显增多, 强度显著提高。在海工领域, 大多采用激光熔覆工艺在表面形成熔覆层来提升船用钢强度和耐腐蚀性能。王开明等^[10]研究了粉末中 Mo 含量对 45 钢熔覆层性能的影响, 发现当 Mo 的质量分数达到 4% 时, 熔覆层内出现了 Mo_2C 相, 提高了其耐磨性和耐腐蚀性能。He 等^[11-12]采用激光熔覆技术在 S355 钢表面制备了 Al-Ni-Ti-CeO₂ 涂层, 在 3.5% NaCl 溶液浸泡过程中其表面产生 Al_2O_3 和 AlOOH , 阻碍腐蚀进一步扩展。但采用激

光熔覆工艺还需考虑稀释率和表面开裂等问题。激光重熔工艺中不添加其他元素,避免了熔覆层与基体因凝固速度不同导致的界面开裂。同时降低了稀释率,重熔层与基体实现冶金结合,极大地提高生产效率,具有广阔的应用前景。国内外许多研究人员采用激光重熔技术对铁基材料进行处理来提升其服役性能。徐伟等^[13]采用 YLS-4000 型 IPG 光纤激光器对 300M 钢进行表面重熔使其晶粒细化,改善了耐腐蚀性能并提高了表面硬度。Chan 等^[14]表明激光重熔工艺及随后的时效处理促进了 S32950 双相不锈钢中 δ 相向 σ 相与 γ_2 相分解。处理后组织中高含量的 γ_2 相可有效地限制点蚀的萌生,提高耐腐蚀性能。Zhao 等^[15]对 40Cr 钢进行激光表面处理 (LSR),细化的晶粒引起晶界数量增加。在疲劳试验过程中,疲劳裂纹被晶界限制。即使疲劳裂纹可以穿过晶界,考虑到相邻晶粒晶体取向不同导致疲劳裂纹的扩展方向发生改变而消耗更多的能量,共同提高 40Cr 钢表面的疲劳性能。但相应研究中有关定量描述激光重熔工艺过程中温度梯度分布和不同功率下重熔区强化机制的报道较少。本工作得到不同功率处理后的 DH36 钢试样,研究重熔层内的显微组织分布、析出相和力学性能。分析不同功率处理后重熔层的强化机制,以期对激光重熔强化 DH36 钢的工艺优化提供一定的指导。

1 试验方法

DH36 船用钢化学成分 (质量分数) 为: C 0.057%, Mn 1.39%, Si 0.25%, Nb 0.05%, V 0.043%, Cr 0.042%, Al 0.034%, Cu 0.025%, Ti 0.017%, P 0.013%, Ni 0.012%, Fe 余量。采用 Thermo-Calc 热力学模拟软件到得 DH36 钢的相变温度: A_{c1} 为 741 °C (珠光体向奥氏体转变时的起始温度), A_{c3} 为 914 °C (铁素体向奥氏体转变时的终了温度), 熔点 T_m 为 1 440 °C。将尺寸为 200 mm×120 mm×12 mm 的钢坯置于载物台上,采用本课题组自建的系统对 DH36 钢进行激光重熔

处理,技术原理如图 1a 所示。该系统包括: 4 000 W 光纤激光发生器 (Raycus A4000D, 波长 915 nm, 调制频率 50~5 000 Hz)、四轴数控激光成形载物台、Kugler 反射聚焦铜镜, 焦距 150 mm。激光重熔 DH36 钢的工艺参数如表 1 所示, 其中, d 为聚焦后离焦位置处光斑直径, R_0 为搭接宽度与单一道次宽度之比。不同功率重熔区域面积为 100 mm×20 mm, 空冷至室温后再进行下一功率的激光重熔, 其离焦量为 +5 mm。该工艺过程在惰性气体保护箱内 (Ar 99.9%) 进行, 采用 Tecsense 氧含量分析仪实时观测和控制保护箱内的氧含量体积分数始终小于 8×10^{-6} ^[16]。

表 1 激光重熔 DH36 船用钢的工艺参数
Tab.1 The process parameters of laser remelting of DH36 marine steel

P/W	$v/(mm \cdot s^{-1})$	d/mm	$R_0/\%$
500	10	3	50
1 000	10	3	50
1 500	10	3	50
2 000	10	3	50
2 500	10	3	50

Note: P is laser power, v is scanning velocity, d is diameter of laser spot, R_0 is overlapping ratio.

将钢坯切取为长度 10 mm 的立方体小样并用牙托粉镶嵌, 经研磨抛光后, 采用体积分数为 4% 的硝酸酒精腐蚀 15 s, 在 Zeiss AX10 金相显微镜 (OM) 下观察不同功率处理后的 DH36 钢 yo_z 截面组织形貌。使用线切割沿激光重熔方向将处理后的钢坯切取成微拉伸试样, 不同功率各切取 3 个试样, 尺寸如图 1b 所示。采用 Zwick Z010 万能力学试验机进行微拉伸试验, 研究不同激光重熔功率对 DH36 钢力学性能的影响, 拉伸速度为 1 mm/min, 取 3 个试样平均值, 并采用 Zeiss 500 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察拉伸断口形貌。采用 Qpix 型全自动维氏硬度计测试显微硬度, 载荷 200 g, 保载时间为 20 s。采用

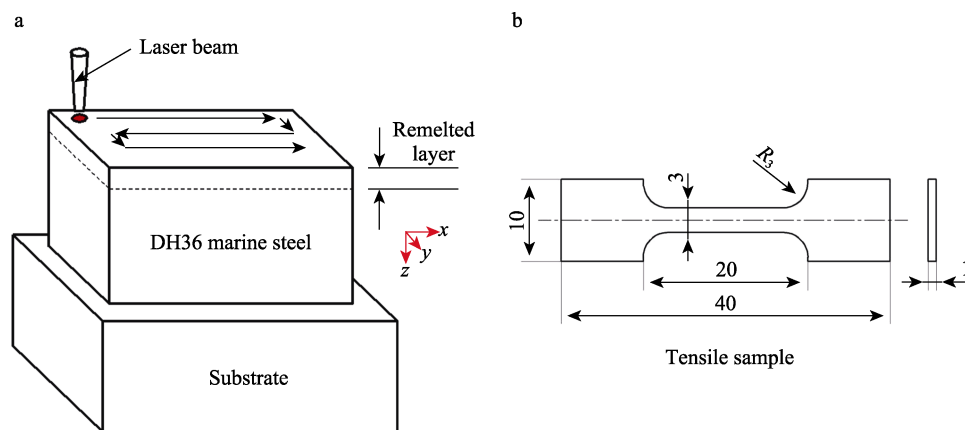


图 1 激光重熔工艺和拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic of laser remelting process (a) and geometric size of tensile specimen (b)

JEM-2010 透射电子显微镜观察激光重熔工艺处理后 xy 面组织中析出物的样貌和尺寸并用 mapping 分析组织内元素分布。

2 试验结果

2.1 显微组织

激光重熔 DH36 钢的宏观形貌如图 2 和图 3 所示。 P 为 500 W 时, 重熔层厚度较小仅为 410 μm , 不具有实际强化意义, 如图 2a 所示。当 $P=1\,000\text{ W}$ 时出现明显的界线, 灰暗处为前一道熔池根部, 明亮处为前一道与后一道熔池边缘的搭接处。图 2c 为 DH36 船用钢基体的显微组织, 由铁素体和珠光体构成, 珠光体成带状分布在铁素体组织周围。经 Image J 软件

测量, 随着激光功率的增加, 重熔层厚度也不断增加, 分别为 1.24、1.41、1.71、2.46 mm。

图 3 为不同激光重熔功率处理后的显微组织形貌, 沿 z 方向不同激光重熔功率的组织成分并不均匀。如图 4a 所示, P 为 1 000 W 时, 熔池根部的组织为针状铁素体 (AF), 而搭接处较为明亮的部分由夹杂着第二相的准多边形铁素体 (QF) 组成。当 P 增加至 1 500 W, 重熔层底部存在少量的 AF, 同时出现多边形铁素体 (PF); 在重熔层中部出现了上贝氏体 (Bu) 沿晶界向内平行生长, 晶界边缘处出现了大量的碳化物; 重熔层顶部主要由 PF 组成, PF 晶内和晶界处弥散着大量细小的析出物, 同时在晶界处存在着尺寸较大的球形析出相, 如图 4d 所示。当 P 为 2 000 W 时, 重熔层组织较为均匀, 主要由先共析铁素体组成

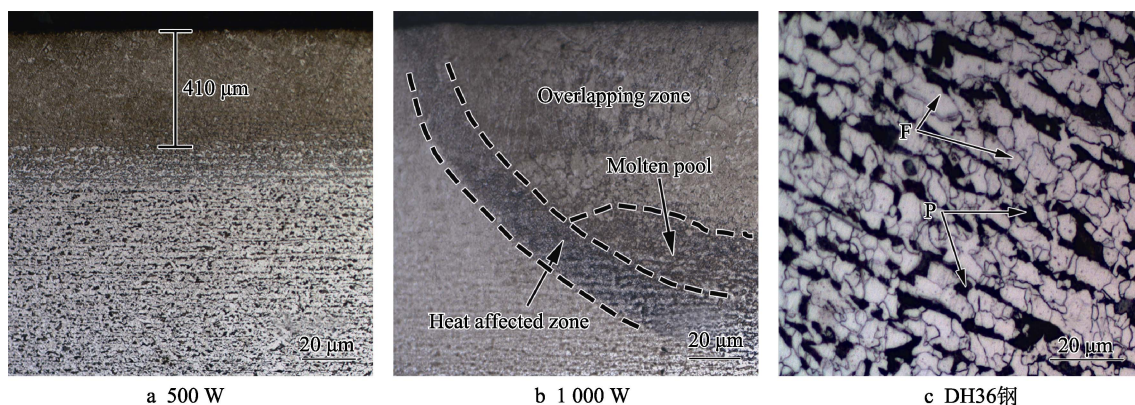


图 2 低功率下的组织形貌
Fig.2 OM images of low power at 500 W (a), 1 000 W (b) and DH36 steel (c)

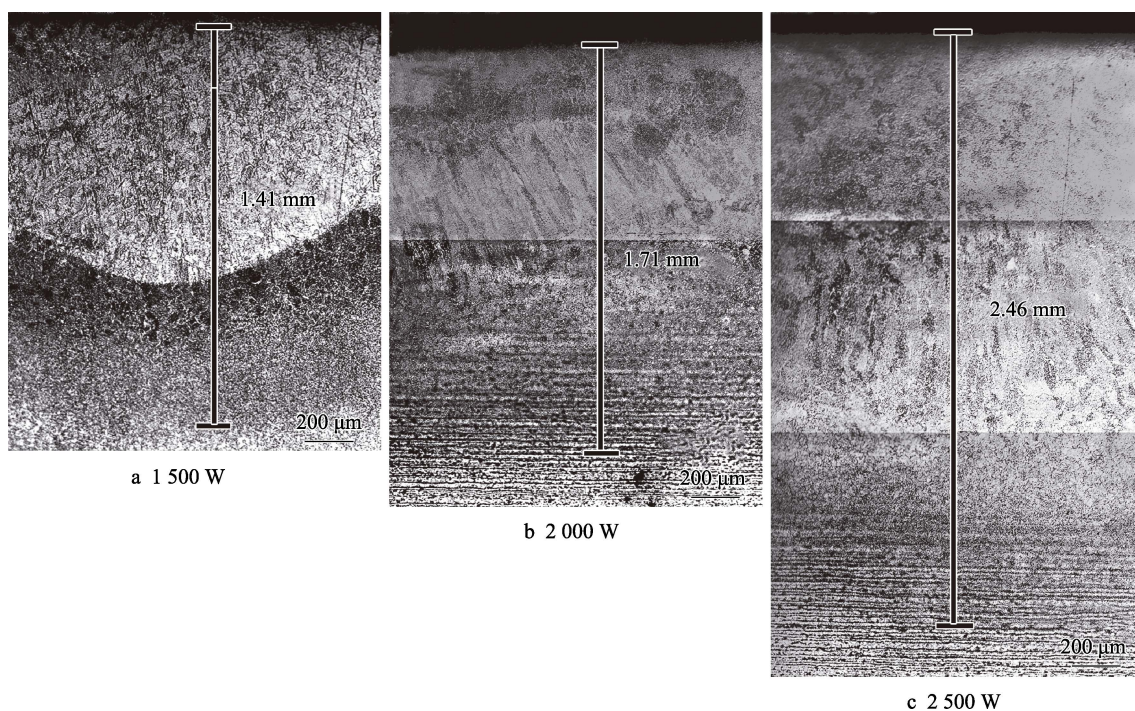


图 3 高功率下的宏观形貌
Fig.3 OM images of high laser power at 1 500 W (a), 2 000 W (b) and 2 500 W (c)

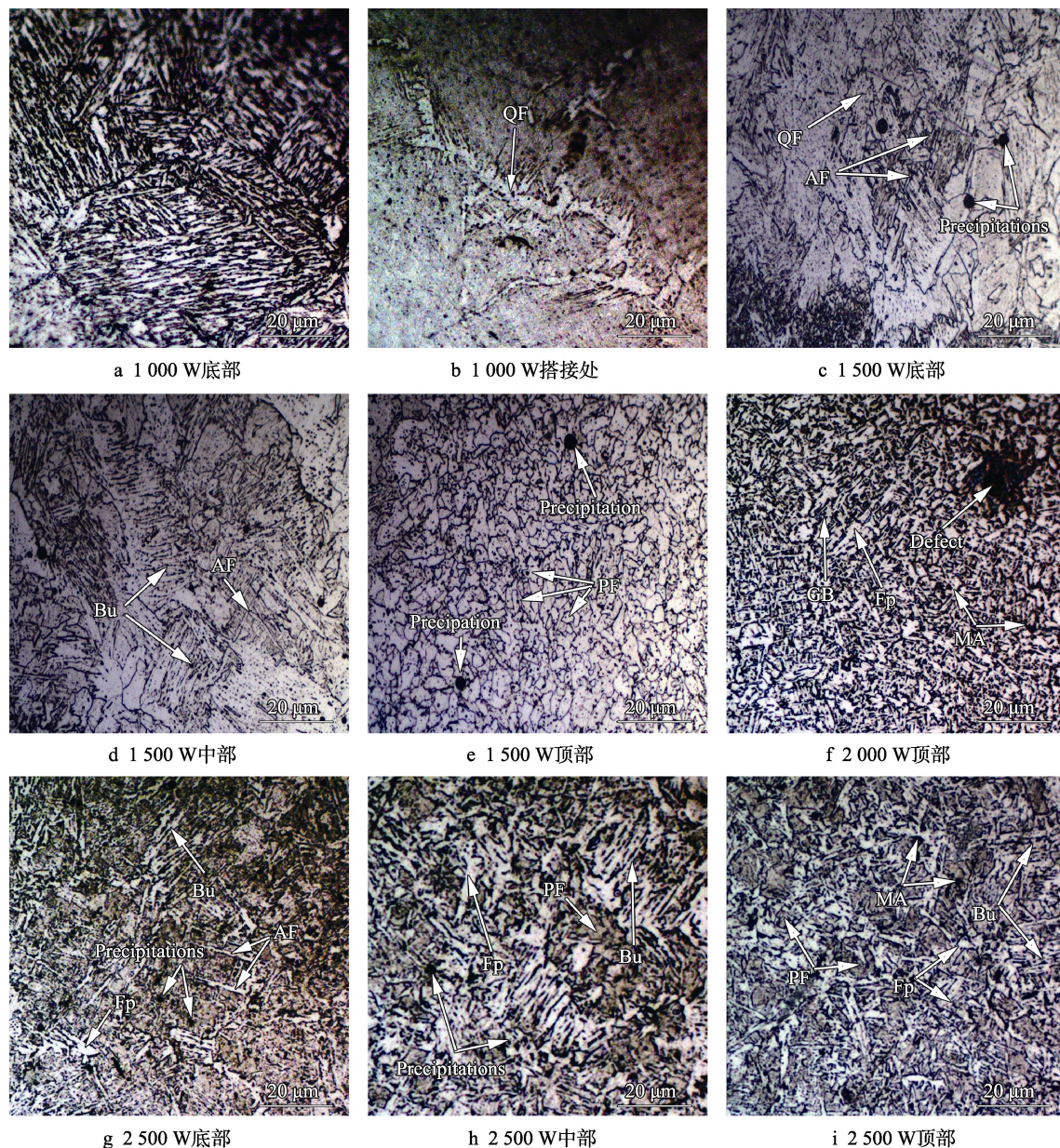


图4 不同激光重熔功率下重熔层显微组织形貌

Fig.4 Microstructure morphology of the remelted layer after various laser power remelting process at $500\times$ of the bottom of 1 000 W (a), overlapping zone of 1 000 W (b), the bottom of 1 500 W (c), the middle of 1 500 W (d), the top of 1 500 W (e), 2 000 W (f), the bottom of 2 500 W (g), the middle of 2 500 W (h) and the top of 2 500 W (i) (QF is quasi-polygonal ferrite, AF is acicular ferrite, Bu is upper bainite, PF is polygonal ferrite, GB is granular bainite, F_p is primary ferrite, MA is martensite-austenite island)

(F_p) 组成, 同时也出现了粒状贝氏体 (GB) 和呈黑色块状的 MA 岛。随着 P 继续增加, 重熔层内各处都出现了 Bu。在 $P=2\,500\text{ W}$ 时, 重熔层中上部出现了大块的 PF, 组织成分相对稳定。

2.2 析出相

当 $P=1\,000\text{ W}$ 时, 在晶粒内弥散着细小的析出相, 大量位错被限制在 AF 相的板条结构中。如图 5b 所示, 析出相的尺寸达到纳米级, 大多数呈平行分布。同时, 一定量位错缠绕在纳米渗碳体周围。晶粒内析出相的出现起到了钉扎位错的作用, 提高了重熔层的

机械性能。如图 5c 所示, 当 P 增加至 $2\,500\text{ W}$ 时, 重熔层内晶粒平均尺寸约为 $2\,\mu\text{m}$, 在低功率处理时出现的纳米析出物消失。在晶内和晶界处产生了球形析出物, 其尺寸远超于纳米渗碳体, 平均达到 500 nm 。晶内析出物起到了钉扎位错的作用, 而位错缠绕成位错胞分布在晶界析出物周围。相比于图 5a, 析出物分布密度显著下降。

2.3 力学性能

由图 6 可知, 当 $P=1\,500\text{ W}$ 时有屈服强度 ($\sigma_{0.2}$) 和抗拉强度 (σ_b) 的最大值, 分别为 495.7 MPa 和

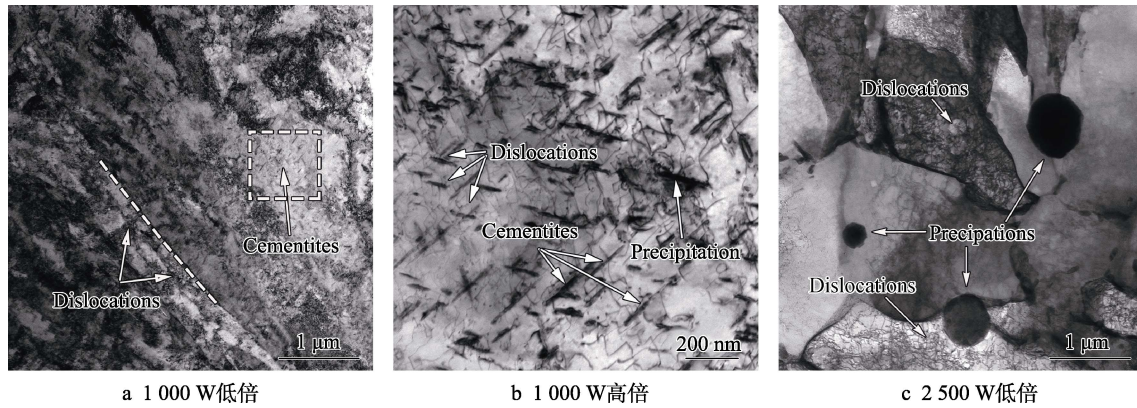
图 5 不同激光重熔功率下的 xoy 截面 TEM 形貌

Fig.5 TEM morphology of the xoy cross-section after laser remelting process of 1 000 W low resolution (a), 1 000 W high resolution (b) and 2 500 W low resolution (c)

615.5 MPa, 较基体材料分别提升了 7.5% 和 3.2%, 但伸长率下降了 12.1%。与 DH36 钢相比, 随着 P 的增加 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 都呈下降趋势, 伸长率提升了 45%~70%。DH36 钢 yz 截面经过不同激光功率重熔处理后的显微硬度沿 z 方向呈逐渐下降趋势, 如图 7 所示。硬度值与各位的显微组织有显著的关系。 $P = 1\,000\text{ W}$ 时, 在重熔区存在硬度最大值 448HV。不同区域的平均硬

度值各不相同, 重熔区的平均硬度值较 DH36 钢基体分别提升了 70.49%、10.30%、16.53% 和 17.12%。

3 结果分析

3.1 熔池内的温度梯度、冷却速率和凝固速度

Rosenthal^[17]于 1941 年首次提出描述熔焊过程中温度变化的模型。考虑到工艺中的凝固过程与熔焊工艺的相似性, Rosenthal 方程被广泛地应用到增材制造和激光重熔工艺模拟熔池内的温度梯度 (G)、冷却速度 (η) 和凝固速度 (R)^[18-20]。采用 Rosenthal 方程可以定量得到不同工艺参数下熔池内的 G 、 η 和 R , 进而分析重熔层内组织的演变规律和强化机制。基于以下 3 点假设: (1) 在激光重熔工艺过程中, 激光光源可以被认为点光源作用在基体材料表面; (2) 在激光重熔工艺过程中, 基体材料相应的热力学参数保持恒定, 与温度无关; (3) 从传热学角度, 在激光重熔工艺过程中, 忽略基体材料表面热量的散失和对流, 认为熔池内完全由传热控制并忽略熔液间的对流情况。根据 Promopattum^[21]提出的 Rosenthal 修正模型, 激光重熔熔池内任意一点的温度为:

$$T = T_0 + \frac{\lambda P}{2\pi k r} \exp\left[-\frac{v(r+\xi)}{2\alpha}\right] \quad (1)$$

式中: T_0 为室温, 取 $20\text{ }^\circ\text{C}$; k 为导热系数; v 为扫描速度; α 为热扩散系数。激光束沿 x 方向移动, 有 $\xi = x - vt$; r 为熔池内的任意一点的位置, 有 $r = \sqrt{\xi^2 + y^2 + z^2}$, 式中的具体参数由表 2 所示^[22]。考虑激光重熔工艺 $x-z$ 面的温度梯度和冷却速率变化 ($y=0$), 有:

$$\frac{\partial T}{\partial x} = \left[1 + \frac{\xi}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} + \frac{2\alpha\xi}{v(\xi^2 + z^2)}\right] \left(-\frac{\lambda P}{2\pi k} \frac{v}{2\alpha} \frac{1}{\sqrt{\xi^2 + z^2}}\right) \exp\left[-\frac{v}{2\alpha}(\xi + \sqrt{\xi^2 + z^2})\right] \quad (2)$$

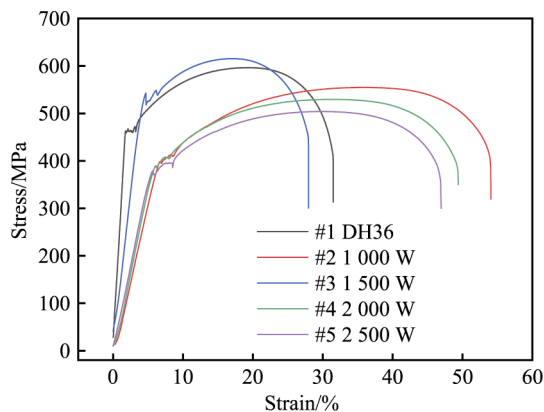


图 6 不同激光重熔功率下的拉伸性能曲线
Fig.6 Tensile properties after various laser power remelting process

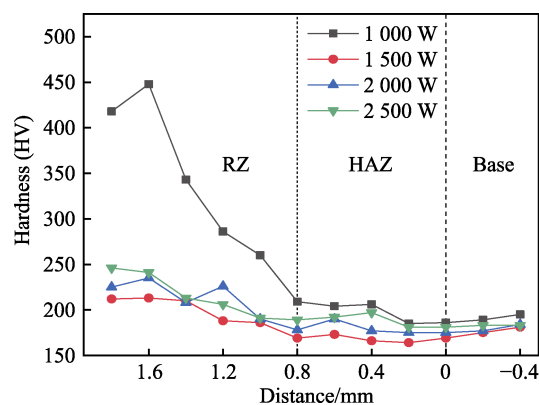


图 7 不同激光重熔功率下的 yo 截面显微硬度分布
Fig.7 Micro-hardness distribution of the yo cross-section after various laser power remelting process

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \left[1 + \frac{2\alpha}{v\sqrt{\xi^2 + z^2}} \right] \left(-\frac{\lambda P}{2\pi k} \frac{v}{2\alpha} \frac{z}{\xi^2 + z^2} \right) \exp \left[-\frac{v}{2\alpha} (\xi + \sqrt{\xi^2 + z^2}) \right] \quad (3)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \left[1 + \frac{\xi}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} + \frac{2\alpha\xi}{v(\xi^2 + z^2)} \right] \left(\frac{\lambda P}{2\pi k} \frac{v^2}{2\alpha} \frac{1}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} \right) \exp \left[-\frac{v}{2\alpha} (\xi + \sqrt{\xi^2 + z^2}) \right] \quad (4)$$

同时, 有 $G = \sqrt{\left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)^2}$, $R = \frac{1}{G} \cdot \frac{\partial T}{\partial t}$ 。假

设熔池边界处的温度与 DH36 钢熔点 T_m 相等, 即 $T = T_m$, 则可以得到激光重熔工艺中熔池内部真实的 G 、 η 和 R 。不同激光功率参数下的 G 、 η 和 R 的极大值如表 3 所示。

表 2 DH36 船用钢室温下的热力学参数
Tab.2 The room-temperature thermal parameters
of DH36 marine steel

Parameter	Value
$k/(\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	40
$\alpha/(\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	11.3×10^{-6}
$\rho/(\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	7 800
$C_p/(\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	459
λ	0.2

Note: k is thermal conductivity, α is thermal diffusivity, ρ is density, C_p is specific heat, λ is absorptivity.

表 3 激光重熔工艺中熔池内的温度梯度(G)、
冷却速率(η)和凝固速度(R)

Tab.3 The temperature gradient, cooling rate
and solidification speed of molten pool
during laser remelting process

P/W	$G/(\text{K} \cdot \text{m}^{-1})$	$\eta/(\text{K} \cdot \text{s}^{-1})$	$R/(\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$
1 000	43 070	105.4	0.098 27
1 500	64 610	158.1	
2 000	86 150	210.7	
2 500	107 700	263.4	

Note: P is laser power, G is tempreture gradient, η is cooling rate, R is solidification speed.

3.2 不同激光功率对组织转变的影响

当 $P = 1\,000\text{ W}$ 时, 冷却速率相对其他功率较低, 在熔池根部取得最大值, 为 105.4 K/s , 在 CCT 曲线上穿越了 AF 形成区^[23-24]。AF 以合金中存在的 Mn 和少量 Si、Ti 元素为核, 呈板条状快速长大。考虑到搭接现象, 前一道熔池的后半部分再次重熔, 晶粒开始长大。由于熔池底部的凝固时间较短, 发生了 AF 向 QF 的转变。AF 相的形核核心因相变而弥散在 QF 相的晶粒内。激光功率增加, AF 体积分数减少。

随着熔池底部 G 的增大, 为晶粒内的杂质元素提供了足够的动力呈球状富集至晶界处。同时贝氏体更易克服形核势垒而出现。在重熔层中部孕育时间增加, C 原子有足够的时间转变为碳化物弥散在片层之间^[25]。熔池顶部的 η 较低, 随着凝固时间增长, QF 有足够的时间生长为 PF。由于扩散驱动力减小和 PF 晶界面能的提高, 第二相粒子固溶在晶粒内部。当 P 增加至 $2\,000\text{ W}$ 、熔池内温度达到共析点时, 重熔层内发生共析转变产生珠光体和 GB, 组织成分较为均匀。DH36 钢含碳量较低, 组织内产生先共析铁素体, 多余的 C 原子扩散至珠光体。由于碳的扩散黑色块状 MA 岛富集到晶界处。 $P = 2\,500\text{ W}$ 时, 取得了 G 最大值, 为 $107\,700\text{ K/m}$ 。沿 z 方向远离熔池根部, η 逐渐降低。在重熔层底部出现的 AF 因孕育时间增长而长大形成 PF。F_p 析出的多余 C 原子沿晶界扩散至铁素体周围形成碳化物。 G 值过大, 抑制了 Fe 原子扩散, 固溶在铁素体中沿晶界呈片层状向内生长, 夹杂着碳化物形成 Bu。

3.3 不同激光功率对析出物的影响

$P = 1\,000\text{ W}$ 时 TEM 形貌的能谱如图 8 所示, 主要由 Fe 元素组成。考虑 Fe 元素富集的位置与析出物纺锤状形貌, 判断该析出物为纳米渗碳体, 其平均长度为 $120 \sim 140\text{ nm}$, 宽度约为 20 nm 。从相变角度来看, 奥氏体含碳量远远高于铁素体含碳量, 过冷奥氏体在冷却过程中经过 A_{c3} 温度时, 由于 DH36 钢含碳量极低, 不免发生先共析反应。但在一定的 G 下, 抑制了 C 原子扩散, 使其无法游离出铁素体晶界。同时又由于 η 很大, 渗碳体没有充足的时间连接长大成片层状而以颗粒状弥散在晶粒内。如图 8b 和图 8c 所示, 在晶内有 Ti 和 Nb 析出形成碳化物。图 8d 为图 5b 中析出相的高分辨透射电子显微形貌 (HRTEM)。其晶面间距 $d = 0.432\text{ nm}$, 参照 PDF #65-8417, 确定该析出相为 TiC。TiC 析出相的出现降低了形核势垒从而促进 AF 形核。从能量角度来看, 熔池内的高 G 值提供了足够的驱动力来满足由于形成纳米渗碳体而产生的界面能差。当 $P = 1\,000\text{ W}$ 时晶粒内出现纳米渗碳体, 可认为是一种特殊的共析反应。图 9 为 $P = 2\,500\text{ W}$ 时 TEM 形貌 (图 5b) 中的元素分布。析出物最大尺寸约为 $0.8\text{ }\mu\text{m}$ 。晶内析出物中的 Fe 元素含量很高, 而晶界析出物几乎不含 Fe 元素, 主要由 Mn、Ti 和 Al 元素构成, 该球形析出物为 Fe-Mn-Ti-Al 和 Mn-Ti-Al 复系氧化物。虽然本试验采用 Ar 作为保护气, 但箱中难免残存少量氧气。DH36 船用钢中的微合金元素在激光重熔工艺中发生氧化产生氧化物。Fe 原子的扩散驱动力远远大于 Mn、Ti 和 Al 原子。因此, Fe 原子难以移动至晶界处而固溶在晶粒内形成化合物。从能量角度来看, 在极高的 G 下晶粒内的元素有足够的驱动力, 打破之前各原子间的结合力。

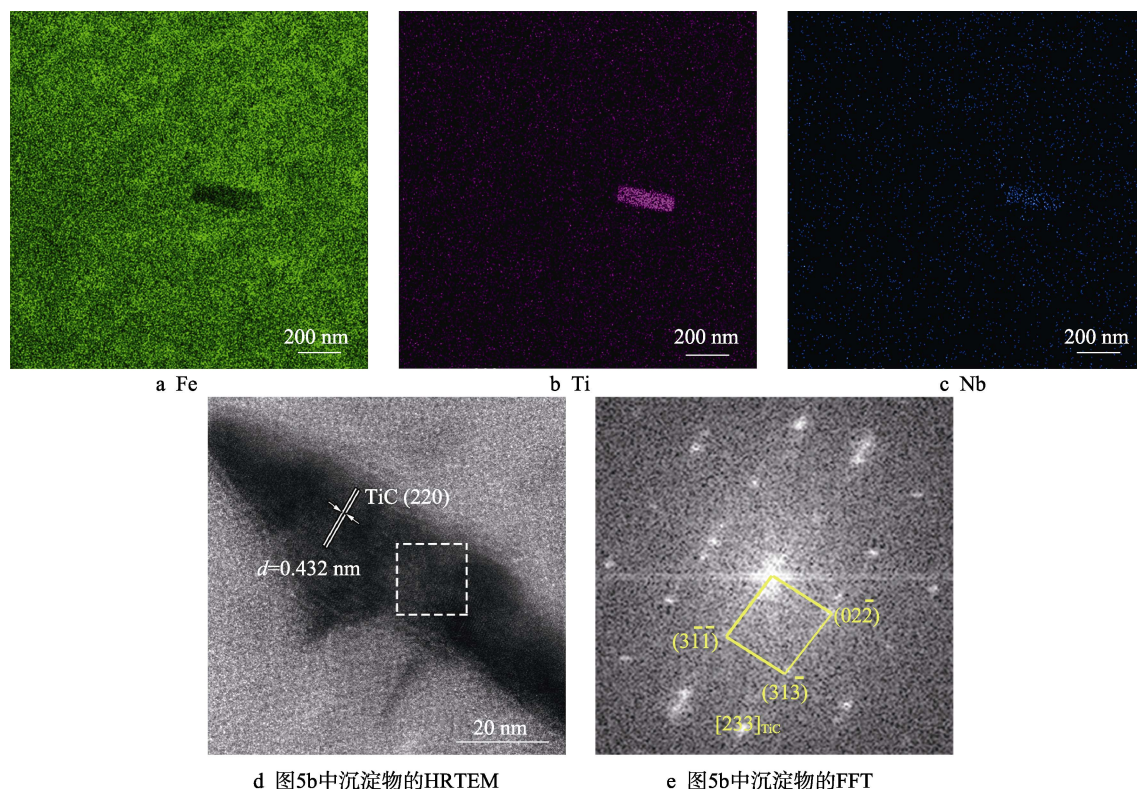


图 8 功率为 1 000 W 时 TEM 形貌的能谱

Fig.8 Mapping images of TEM morphology when $P=1\ 000\ \text{W}$ of Fe (a), Ti (b), Nb (c), HRTEM image of the precipitation shown in fig.5b (d) and corresponding FFT diffratogram (e)

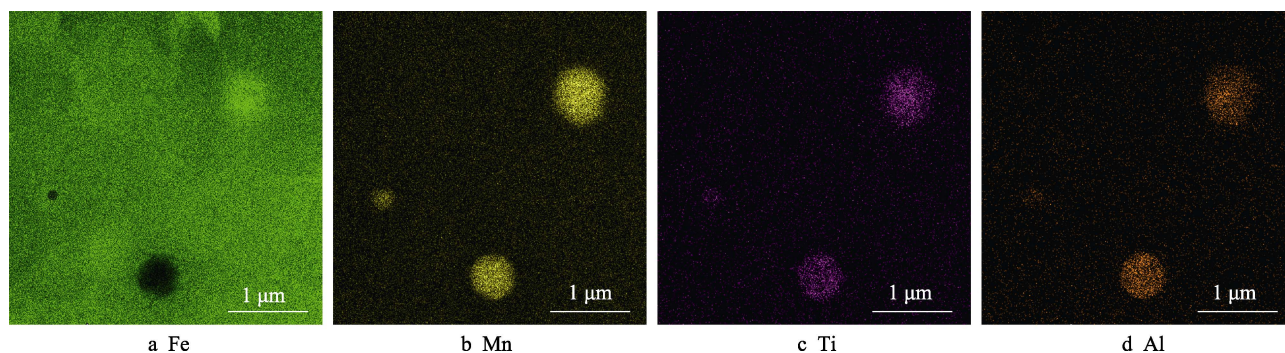


图 9 功率为 2 500 W 时 TEM 形貌的能谱

Fig.9 Mapping images of TEM morphology when $P=2\ 500\ \text{W}$ of Fe (a), Mn (b), Ti (c) and Al (d)

由 Ostwald 熟化理论, 晶界处析出的 Mn、Ti 和 Al 原子相遇并富集呈球状来减少系统内总的 Gibbs 自由能, 保持系统稳定。

3.4 不同激光功率对力学性能的影响

同激光功率拉伸试样的断口形貌如图 10 所示。可见, 低功率下的断裂形式主要为韧性断裂。低功率下断口形貌中出现了尺寸较大的原奥氏体晶界 (PAGBs), 说明在拉伸过程中产生了大的塑性变形, σ_b 较高。在 $P=1\ 000\ \text{W}$ 时, 重熔层内主要由 AF 与 QF 组成。由 Griffith 裂纹延展理论^[26-27], AF 作为一种典型硬脆相的出现促进了裂纹萌生, QF 因其锯齿状晶界存在很高的内应力, 共同导致拉伸过程中 σ_b

下降而伸长率提高。同时晶粒内析出的纳米渗碳体起到了钉扎位错的作用使滑移难以开动, 也起到了提升拉伸性能的效果。在图 10b 中发现了大量尺寸均匀的韧窝。韧窝中存在细小的析出相, 与 P 为 $1\ 500\ \text{W}$ 时组织内各个位置出现了大量的析出相现象相符。同时 QF 转变为 PF 使 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 提高, 但重熔层中部出现的 Bu 却降低了伸长率。当 $P=2\ 000\ \text{W}$ 时, 断口形貌中出现了解理面。解理面的出现导致激光重熔后重熔层拉伸性能的降低。如图 4f 所示, 组织中出现的 MA 岛在拉伸过程中脱离基体是产生脆性断裂的主要原因^[28]。在 $P=2\ 500\ \text{W}$ 时, 重熔层组织中各个位置出现了 Bu。Bu 是一种典型的脆性相和 MA 岛共同导致在大塑性形变下解理面上出现了二次裂纹, 如图 10d

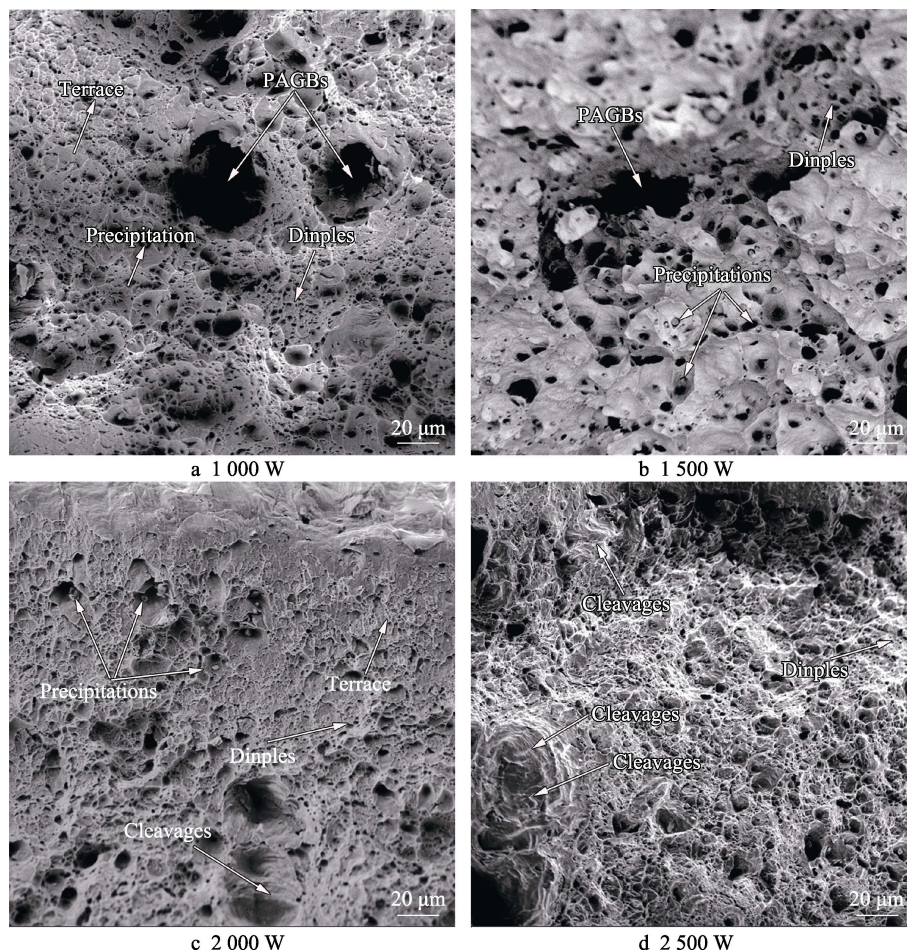


图 10 不同激光重熔功率下的拉伸试样断口形貌
Fig.10 Fractograph of the tensile sample after various laser power remelting process

所示。在塑性变形过程中,位错线无法绕过晶内析出物而发生弯曲团聚成位错胞(图 5b),晶粒内能量增高使合金强化。在激光功率较高时,断裂是韧性断裂和脆性断裂相结合的混合断裂模式。

4 结论

1) 随着激光重熔功率的增加,熔池内的温度梯度的最大值单调增加,而凝固速度的最大值则与 P 无关。

2) $P = 1\,500\text{ W}$ 时, $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 有最大值,较基体材料分别提升了 7.5% 和 3.2%。重熔区的硬度较基体区有明显提高。 $P = 1\,000\text{ W}$ 时,其重熔区有最大硬度值为 448HV,较基体材料提升了 70.49%。不考虑 $P = 1\,000\text{ W}$,激光功率越大,重熔层硬度的提升效果越明显。激光重熔工艺可改善 DH36 船用钢表面的力学性能。

3) 不同激光功率下重熔层内强化机制不同。当 $P = 1\,000\text{ W}$ 时,晶粒内弥散着大量的纳米渗碳体,强化机制为第二相强化。当 $P = 2\,500\text{ W}$ 时,在晶粒内和晶界处出现尺寸较大的析出相,其强化机制为固溶强化。

参考文献:

- [1] ZHANG Tian-yi, LIU Wei, YANG Yong-mei, et al. Heat Treatment Simulation Investigation on the Mechanical Performance of the Inter-Critical Heated Affected Zone (ICHAZ) in Ship Plate Steel Weld Joint[J]. Applied Ocean Research, 2020, 101: 102237.
- [2] ZHAO Wei-dong, FENG Guo-qing, REN Hui-long, et al. Temperature-Dependent Characteristics of DH36 Steel Fatigue Crack Propagation[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2020, 43(3): 617-627.
- [3] 杜子杰, 李文渊, 刘建荣, 等. CMT 成型 TC4-DT 合金的组织及其形成机理的 CET 模型预测[J]. 材料研究学报, 2020, 34(7): 518-526.
DU Zi-jie, LI Wen-yuan, LIU Jian-rong, et al. Microstructure and Columnar-Equiaxed Transformation Prediction of TC4-DT Alloy Prepared by Arc Additive Manufacturing with Coaxial Wire Feeding of Cold Metal Transfer Mode[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2020, 34(7): 518-526.
- [4] LI X L, LEI C S, TIAN Q, et al. Nanoscale Cementite and Microalloyed Carbide Strengthened Ti Bearing Low Carbon Steel Plates in the Context of Newly Developed Ultrafast Cooling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 698: 268-276.

- [5] WANG Bin, LIU Zhen-yu, ZHOU Xiao-guang, et al. Precipitation Behavior of Nanoscale Cementite in Hypoeutectoid Steels during Ultra Fast Cooling (UFC) and Their Strengthening Effects[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 575: 189-198.
- [6] 王斌, 刘振宇, 冯洁, 等. 超快速冷却条件下碳素钢中纳米渗碳体的析出行为和强化作用[J]. *金属学报*, 2014, 50(6): 652-658.
WANG Bin, LIU Zhen-yu, FENG Jie, et al. Precipitation Behavior and Precipitation Strengthening of Nanoscale Cementite in Carbon Steels during Ultra Fast Cooling[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(6): 652-658.
- [7] HAYES P, GRIEVESON P. The Effect of Surface-Active Elements on the Growth of Iron Nitride Precipitates in Ferrite[J]. *Metal Science*, 1975, 9(1): 332-338.
- [8] GADGIL V J, SASSE A G B M, SWENS J J, et al. Effect of Cooling Rate on the Austenite-Ferrite Phase Boundary Composition of a Duplex Stainless Steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 1991, 13(4): 291-297.
- [9] XIE S T, LIU Z Y, WANG G D. Study of Manufacturing Process for High Strength and High Formability Ferritic Stainless Steels[C]//The 10th CSM Steel Congress & 6th Baosteel Biennial Academic Conference. Shanghai: CSM, 2015: 316-322.
- [10] HE X, SONG R G, KONG D J. Microstructure and Corrosion Behaviour of Laser-Cladding Al-Ni-TiC-CeO₂ Composite Coatings on S355 Offshore Steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 770: 771-783.
- [11] WANG Kai-ming, CHANG Bao-hua, CHEN Jiong-shen, et al. Effect of Molybdenum on the Microstructures and Properties of Stainless Steel Coatings by Laser Cladding[J]. *Applied Sciences*, 2017, 7(10): 1065.
- [12] HE X, SONG R G, KONG D J. Microstructure and Corrosion Behaviours of Composite Coatings on S355 Offshore Steel Prepared by Laser Cladding Combined with Micro-Arc Oxidation[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 497: 143703.
- [13] 徐伟, 王晓光, 门正兴. 激光表面重熔 300M 超高强度钢的组织及腐蚀行为[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(1): 144-150.
XU Wei, WANG Xiao-guang, MEN Zheng-xing. Microstructure and Corrosion Behavior of Ultra-High Strength Steel 300M after Laser Surface Remelting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(1): 144-150.
- [14] CHAN W K, KWOK C T, LO K H. Effect of Laser Surface Melting and Subsequent re-Aging on Microstructure and Corrosion Behavior of Aged S32950 Duplex Stainless Steel[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 207: 451-464.
- [15] ZHAO Xiao-hui, ZHANG Hai-chao, LIU Yu. Effect of Laser Surface Remelting on the Fatigue Crack Propagation Rate of 40Cr Steel[J]. *Results in Physics*, 2019, 12: 424-431.
- [16] 席明哲, 吕超, 吴贞号, 等. 连续点式锻压激光快速成形 TC11 钛合金的组织 and 力学性能[J]. *金属学报*, 2017, 53(9): 1065-1074.
XI Ming-zhe, LV Chao, WU Zhen-hao, et al. Microstructures and Mechanical Properties of TC11 Titanium Alloy Formed by Laser Rapid Forming and Its Combination with Consecutive Point-Mode Forging[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(9): 1065-1074.
- [17] ROSENTHAL D. Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting[J]. *Welding Journal*, 1941, 20: 220-234.
- [18] LIU Jian, TO A C. Quantitative Texture Prediction of Epitaxial Columnar Grains in Additive Manufacturing Using Selective Laser Melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 16: 58-64.
- [19] STEUBEN J C, BIRNBAUM A J, MICHPOULOS J G, et al. Enriched Analytical Solutions for Additive Manufacturing Modeling and Simulation[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 25: 437-447.
- [20] CHEN Y, CLARK S, LEUNG A L, et al. Melt Pool Morphology in Directed Energy Deposition Additive Manufacturing Process[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, 861(1): 012012.
- [21] PROMOPPATUM P, YAO S C, PISTORIUS P C, et al. A Comprehensive Comparison of the Analytical and Numerical Prediction of the Thermal History and Solidification Microstructure of Inconel 718 Products Made by Laser Powder-Bed Fusion[J]. *Engineering*, 2017, 3(5): 685-694.
- [22] SEMPLE J K, BECHETTI D H, ZHANG Wei, et al. Temperature-Dependent Material Property Databases for Marine Steels—Part 3: HSLA-80[J]. *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*, 2022, 11(4): 648-674.
- [23] CHENG L, WU K M. New Insights into Intragranular Ferrite in a Low-Carbon Low-Alloy Steel[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(13): 3754-3762.
- [24] WU K M, LI Z G. Nucleation of Intragranular Ferrite in Low Carbon Steels[C]//Proceeding 2nd Baosteel Biennial Academic Conference. Shanghai: CSM, 2006: 403-411.
- [25] 崔桂彬, 郭晖, 杨善武, 等. 低碳钢中晶界铁素体/原奥氏体界面对贝氏体转变的影响[J]. *金属学报*, 2009, 45(6): 680-686.
CUI Gui-bin, GUO Hui, YANG Shan-wu, et al. Influence of Interface between Grain Boundary Ferrite and Prior Austenite on Bainite Transformation in a Low Carbon Steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(6): 680-686.
- [26] ZHOU Zhen-gong, WANG Biao. Investigation of a Griffith Crack Subject to Uniform Tension Using the Non-Local Theory by a New Method[J]. *Applied Mathematics and Mechanics*, 1999, 20(10): 1099-1107.
- [27] YANG Wen-zhi, CHEN Zeng-tao. Fracture Analysis of a Griffith Crack under Thermal-Mechanical Loading Using Nonlocal Theory[J]. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2020, 109: 102748.
- [28] 邱保文, 袁泽喜, 周桂峰. X80 管线钢微孔洞形核[J]. *北京科技大学学报*, 2012, 34(5): 541-545.
QIU Bao-wen, YUAN Ze-xi, ZHOU Gui-feng. Microvoid Nucleation in X80 Pipeline Steel[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2012, 34(5): 541-545.

责任编辑: 万长清