DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.07.007

能量密度对选区激光熔化成型316L不锈钢薄板拉伸性能的影响

王泽荫[1],岳　武[2],张　昊[3],张映梅[1],薛　诚[2],李　晶[2]

(1.甘肃机电职业技术学院 智能控制系,甘肃 天水 741000;2.兰州工业学院 材料工程学院,甘肃 兰州 730050;3.甘肃机电职业技术学院 机械工程系,甘肃 天水 741000)

摘　要:利用选区激光熔化(SLM)技术,在不同的激光能量密度条件下制备了316L不锈钢薄片,对比研究了试样的拉伸性能和拉伸过程中微观组织的变化规律;分析了能量密度对试样拉伸性能的内在影响机制,阐明了能量密度区间的选择依据。结果表明,在合理的激光能量密度范围内,SLM成型试样的综合拉伸性能最佳;在区间外,随着能量密度增加,拉伸强度逐渐提高、伸长率逐渐降低。在拉伸过程中,断口附近的SLM组织逐渐演变为与拉伸方向近似平行的纤维状组织。

关键词:选区激光熔化成型;316L不锈钢;能量密度;拉伸性能;组织演变

中图分类号:TG142　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2021)07-0584-05

Effect of Energy Density on Tensile Properties of 316L Stainless Steel Sheet Formed by Selective Laser Melting

WANG Zeyin[1], YUE Wu[2], ZHANG Hao[3], ZHANG Yingmei[1], XUE Cheng[2], LI Jing[2]

(1. Department of Intelligent Control, Gansu Institute of Mechanical & Electrical Engineering, Tianshui 741000, China; 2. School of Materials Engineering, Lanzhou Institute of Technology, Lanzhou 730050, China; 3. Department of Mechanical Engineering, Gansu Institute of Mechanical & Electrical Engineering, Tianshui 741000, China)

Abstract: The 316L stainless steel sheets were prepared by selective laser melting (SLM) technique under different laser energy densities. The tensile properties and microstructure of the samples were compared and studied. The internal influence mechanism of the energy density on the tensile properties of the sample was analyzed, and the basis of selecting the energy density interval was clarified. The results show that the composite tensile properties of SLM molded samples are the best in the reasonable range of laser energy density. Outside the interval, the tensile strength increases and the elongation decreases with the increase of energy density. During the tensile process, the SLM structure near the fracture gradually evolves into a fibrous structure approximately parallel to the tensile direction.

Key words: selective laser melting (SLM) forming; 316L stainless steel; laser density; tensile properties; microstructure evolution

增材制造是近些年发展起来的新兴快速成型技术,通常也称为3D打印。与传统的车、铣、刨、磨等"减材制造"技术相比,增材制造是通过将薄片、粉末或丝材逐层叠加成三维实体而实现零件成型的技术[1-4],具有生产工序简单、制造周期短和可加工复杂结构零件等优点。目前,增材制造已在航空航天、汽车和生物医药等领域得到广泛应用[5-6]。3D打印技术有很多类型,最常见的主要有激光选区熔化(Selective Laser Melting,简称SLM)和电子束选区熔化,其中前者的应用最为广泛[7-9]。

利用SLM技术制备金属零件时,常见的缺陷主要包括致密度低、孔洞、夹杂、未熔合、表面粗糙度大和球化以及组织与性能的各向异性等[10-13],影响因素主要包括粉末材质特性与均匀程度、铺粉厚度、激光功率、激光扫描速率和扫描方式等[10-17]。经过广大研究工作者的努力,目前各个生产厂家和实验室都探索出符合自己实际情况的较为成熟的3D打印工

收稿日期:2021-01-01

基金项目:国家自然科学基金(51565024);2020年度甘肃省省级重点人才项目-机械装备绿色再造表面工程创新人才团队建设项目;甘肃省高等学校产业支撑项目(2020C-3);兰州工业学院"开物"科研创新团队支持计划(2018KW-05)

作者简介:王泽荫(1970—),甘肃甘谷人,硕士,副教授.研究方向:焊接技术与工程.电话:13993808589,Email:westwzy@163.com

通讯作者:岳　武(1975—),甘肃甘谷人,博士,副教授.研究方向:材料成型及控制工程、电子封装材料与工程.电话:09312865085,Email:pony.yue@163.com.

艺。但是，现有工作还未能做到精细化，如打印时激光功率控制通常选择在较大的范围内（±50 W），这与激光发生器的输出功率可实现精确控制的目的相偏离。针对这一问题，本文在已有的较为成熟的SLM工艺参数基础上，研究激光能量密度对选区激光熔化成型316L不锈钢板材拉伸性能的影响，寻求最佳的能量密度范围，为工程应用提供借鉴和技术支持。

1　实验方法

1.1　试验材料及设备

打印材料为商用316L不锈钢粉末，约80%粉末形状近似球形。粉末平均粒度约22 μm，松装密度4.2×10^3 kg/m^3。

采用可连续式工作的EOS-M290金属3D打印机进行SLM成型，设备额定功率为400 W，波长1 064 nm，激光束光斑直径为960 nm、定位精度0.01 mm，最大扫描速率为7 000 mm/s，铺粉层的厚度范围为20~100 μm，工作台平面尺寸为250 mm×250 mm。

对于激光选区熔化成型，激光能量密度E_V与激光扫描速率V和激光功率P之间的对应关系见式(1)。

$$E_V=\frac{P}{S\cdot T\cdot V} \tag{1}$$

式中，激光能量密度E_V是指单位体积金属粉体接受到的能量，J/mm^3；S为扫描间距，mm；T为铺粉厚度。可以看出，激光能量密度随扫描速率加快而正比例减小、随激光功率的增大而线性增加。

1.2　SLM成型及性能测试

结合3D打印设备的特点和性能，确保不锈钢粉末均可完全熔化，确定出激光功率P在135~255 W之间取值、间隔为30 W，扫描间距S设为定值0.1 mm，铺粉厚度T为0.025 mm。试验分5个组别进行，激光功率和扫描速度与能量密度间的对应关系可由式(1)计算得到，结果见表1。

表1 激光扫描功率和扫描速率及其对应能量密度的关系表
Tab. 1 Correlation of laser energy, scanning velocity and energy density

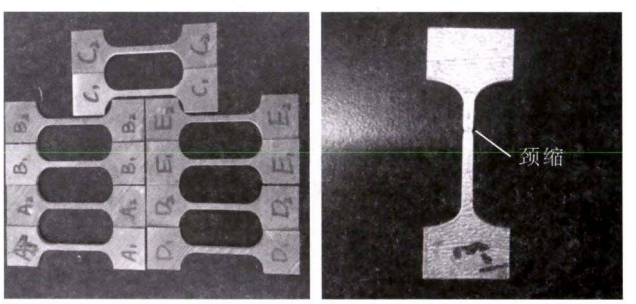
组别	激光扫描功率 /W	激光扫描速度 /mm·s^{-1}	能量密度 /J·mm^{-3}
A	135	1 083	49.8
B	165	1 083	60.9
C	195	1 083	72.0
D	225	1 083	83.1
E	255	1 083	94.2

SLM成型过程在高纯氩气(99.99%)的保护下进行。基板材质为45#钢，表面用1 200#的砂纸打磨，并用无水乙醇清洗；每次铺粉层的厚度为0.025 mm。

SLM成型试样(20 mm×2.2 mm×2.1 mm)的拉伸测试在力学性能试验机(岛津AG-100NX)上进行。测试后试样的断口形貌和塑性变形区域的微观组织利用JSM-6700扫描电子显微镜观察。

2　结果与分析

图1(a)和(b)分别为线切割的打印态316L不锈钢薄片拉伸试样和拉伸测试后已断裂试样的外形图。对比两图可看出，在拉伸测试后打印态试样中部出现明显颈缩，表明试样在拉伸过程中发生了显著的塑性变形。



(a)拉伸试样　　(b)拉伸断裂后试样

图1 拉伸试样断裂前后

Fig.1 Tensile specimens before and after fracture

图2为A～E五组试样的拉伸曲线。对比图中各个曲线可以看出，每组试样的应力-应变曲线变化趋势基本一致，都存在典型的弹性变形、塑性变形和断裂等过程。随着激光能量密度升高，试样的拉伸强度有逐渐提高，而应变值，即伸长率逐渐下降的趋势；但是，五组试样的拉伸强度并不随激光能量密度的增大而均匀变化。表2给出了各组试样的拉伸强度和伸长率。

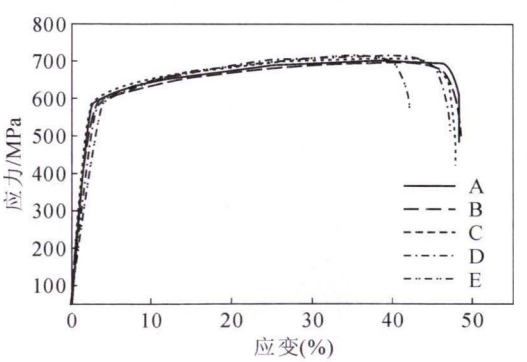


图2 真应力-应变拉伸曲线

Fig.2 True stress-strain tensile curve

结合图2和表2，可看出能量密度由49.8 J/mm^{3}升高至60.9 J/mm^{3}或由83.1 J/mm^{3}升高至94.2 J/mm^3

表2 试样的拉伸强度和伸长率

Tab.2 The tensile strength and strain rate of the specimen

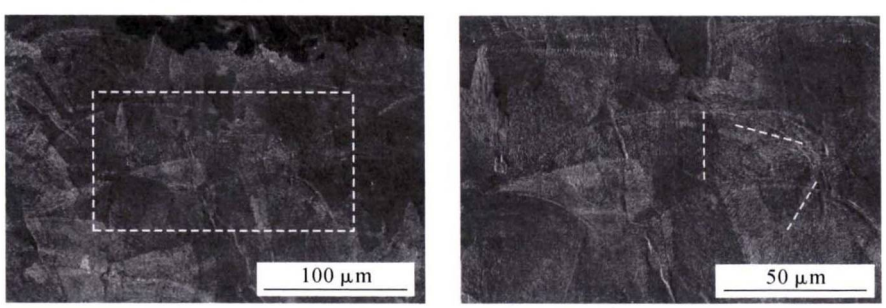
组别	能量密度 /J·mm^{-3}	拉伸强度 /MPa	应变率 (%)
A	49.8	694.7	41.3
B	60.9	704.2	39.0
C	72.0	703.2	38.0
D	83.1	709.0	39.0
E	94.2	716.2	36.3

时，虽然拉伸强度有所提高，但伸长率也出现下降；而能量密度为 60.9～83.1 J/mm^3 时，拉伸强度和伸长率均无明显变化，综合力学性能最佳，非常接近铸态 316L 不锈钢的拉伸强度[18]。上述变化趋势不仅说明激光能量密度可以显著影响选区激光成型金属零件的拉伸性能，而且还说明能量密度设定在某一区间内时成型试样的综合拉伸性能最佳。

当合金成分一定时，金属材料的力学性能主要由微观组织决定，因此有必要进一步分析选区激光成型 316L 不锈钢薄片的内部组织。图 3 为激光选区成型试样微观组织的低倍 SEM 像。从图 3(a)中可看出，试样中的不锈钢粉末完全融合，形成比较致密的组织，且存在明显的弧状熔合线，这是典型的选区激光打印态组织[15,18]。进一步观察试样组织还发现，宏观打印态组织由珠光体微观团簇组成，团簇内的片层珠光体的平行排列且间距小于 1 μm，但各个团簇之间的珠光体排列的方向随机分布，如图 3(b)中的白色虚线所示。在选区激光成型过程中，不锈钢粉末在很短的时间内熔化，熔融的不锈钢粉末与周围的粉末之间迅速发生冶金反应并形成熔池；随后，激光斑点迅速移动到下一位置。此时熔池内没有热量继续补充，而且周围都是导热性能良好的金属粉末，因此在该熔池周围形成很大的温度梯度，快速冷却凝固后形成间距细小的片层状组织。同时，由于熔融粉末与周围未熔化的粉末不能均匀接触，因而在某一粉末的不同部位处的温度梯度也不同，而且这些部位的散热方向也各不相同，导致各个微观团簇内或微观团簇内部的珠光体排列方向各不相同。在上述原因共同作用下，形成片层间距极小、方向任意排列的微观组织。

如同其它材料成型方法一样，选区激光熔化成型试样也可能存在缺陷，其中最典型的是空洞。图 4 是在选区激光熔化成型的 316L 不锈钢薄片中发现的内部孔隙。在激光束扫描金属粉末过程中，金属粉末吸收能量后迅速熔化，熔化后的金属不仅形成较大的温度梯度，还会在熔融粉末和未熔化的粉末之间形成较大的表面张力。由于熔融的粉末和周围未熔化粉末之间的接触并不均匀一致，因此熔融不锈钢粉与周围各个粉末之间的流动性和润湿性及铺展性存在较大差异，最终在润湿性较差的位置形成空洞。随着激光能量升高，空洞率有减少的趋势。

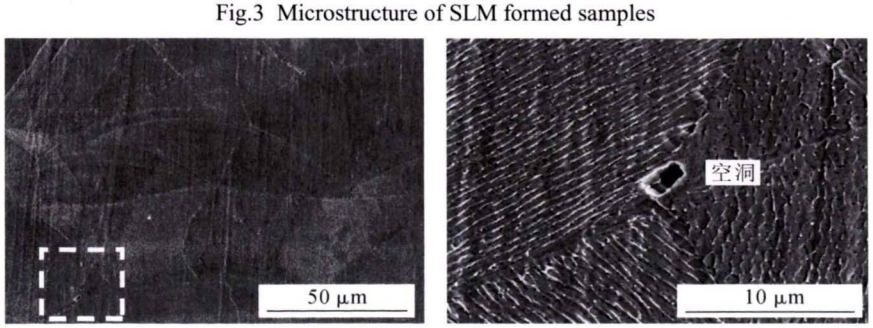
为表征激光能量密度对选区激光熔化成型 316L 不锈钢的拉伸性能的影响，选择表 2 中拉伸强度与相邻组差别最小的 C 组和伸长率较低的 E 组中的试样进行对比观察。图 5 和 6 分别是两组试样



(a)低倍SEM　　(b)图(a)中虚线框的放大像

图 3 激光选区制备试样的微观组织

Fig.3 Microstructure of SLM formed samples



(a)低倍SEM　　(b)图(a)中虚线框的局部放大像

图 4 选区激光熔化成型的 316L 不锈钢薄片中的内部孔隙

Fig.4 Inner pores in 316L stainless steel sheet formed by SLM

拉伸后的断口纵向截面形貌及微观组织。

从图 5 和图 6 中可看出，两组试样拉伸断裂后，靠近断口区域的微观组织已转变为接近纤维状的组织，而远离断口区域的组织存在明显的滑移带，说明断口附近的组织在拉伸过程中经历了充分的塑性变形。进一步对比图 3、图 5 和图 6 还可发现，打印态试样中典型的弧状熔合线及其周围任意排列的组织在拉伸断口附近已完全演变为近似于沿拉伸方向排列的纤维状组织，而在稍微远离断口区域存在大量的滑移带，说明选区激光熔化成型 316L 试样的塑性变形能力较强。

为了分析选区激光熔化 316L 不锈钢试样的断裂机制，取 C 组拉伸后试样的断口进行观察，如图 7 所示。结合图 5(a)、图 6(a)和图 7(a)可看出，打印态 316L 试样的断裂属典型的塑性断裂，在宏观断口上存在明显的剪切唇和裂纹扩展区，且断口的微观区域存在明显的韧窝。在塑性变形过程中，试样内部出现了明显的显微空洞，经过长大、逐渐聚集成为相互连接的区域，最终导致试样断裂[15]。

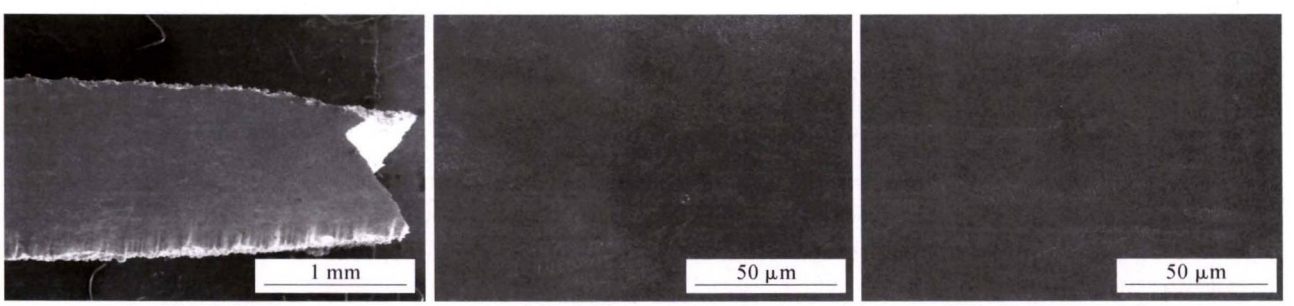
由上述分析可见，选区激光熔化成型的 316L 不锈钢薄板在拉伸测试过程中存在明显的塑性变形行为，打印态组织在拉伸过程中经过充分滑移，最终



(a)断口纵向截面形貌　(b)远离断口区域的SEM　(c)靠近断口区域的SEM

图 5 C 组中试样拉伸断口侧面的截面形貌及微观组织

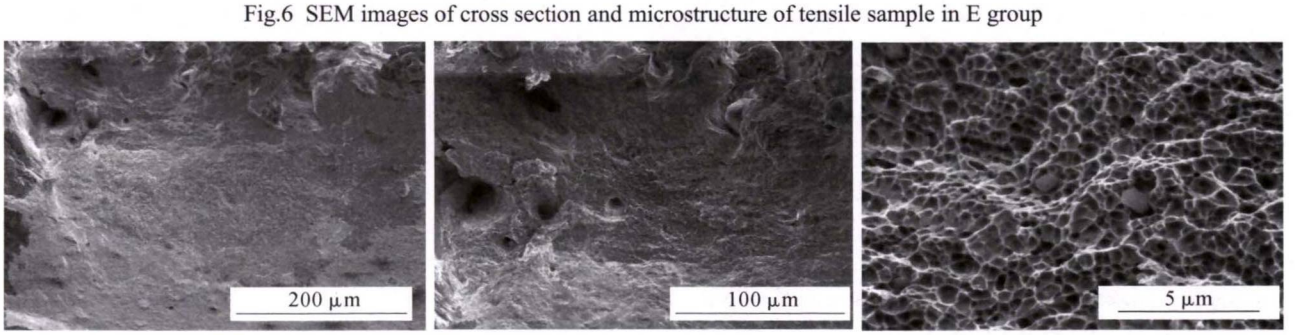
Fig.5 SEM images of cross section and microstructure of tensile sample



(a)断口纵向截面形貌　(b)远离断口区域的SEM　(c)靠近断口区域的SEM

图 6 E 组中试样拉伸断口侧面的截面形貌及微观组织

Fig.6 SEM images of cross section and microstructure of tensile sample in E group



(a)断口的整体像　(b)图(a)中左上角的放大图　(c)局部放大图

图 7 C 组试样拉伸断面形貌的 SEM 像

Fig.7 SEM images of tensile sample in E group

导致弧状熔合线及其周围任意排列的微观组织逐渐向沿平行于拉伸方向的纤维状演变，试样具有良好的拉伸性能。在选区激光熔化成型 316L 合金时，激光能量密度应设定在合理的区间范围内；否则，容易导致试样的综合力学性能下降。

3　结论

(1)SLM 成型 316L 不锈钢粉末时，能量密度存在一定的合理区间。在该区间内时，SLM 试样的综合力学性能最佳；在合理区间范围外，随着能量密度

升高，SLM 试样的应变率有下降的趋势。

(2)SLM 成型的 316L 不锈钢试样拉伸过程中，塑性变形区附近打印态任意方向排列的微观组织经充分滑移后逐渐演变为接近于沿拉伸方向排列的纤维状组织。

参考文献：

[1] LEE H, LIN C H J, LOW M J, et al. Laser in additive manufacturing: a review [J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing Green Technology, 2017, 4(3): 307-322.

[2] SINGH S, RAMARKISHNA S, SINGH R. Material issues in additive manufacturing: a review [J]. Journal of manufacturing Processes, 2017, 25: 185-200.

[3] 张学军，唐思熠，肇恒跃，等. 3D 打印技术研究现状和关键技术[J]. 材料工程，2016，44(2)：122-128.

[4] 段望春，高佳佳，董兵斌，等. 3D 打印技术在金属铸造领域的研究现状与展望[J]. 铸造技术，2018,39(12):2895-2900.

[5] 李涤尘，贺健康，田小永，等. 增材制造：实现宏微结构一体化制造[J]. 机械工程学报，2013,49(6):129-135.

[6] 郭志飞，张虎. 增材制造技术的研究现状及其发展趋势[J]. 机床与液压，2017，43(5)：148-151.

[7] 杨强，鲁中良，黄福享，等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. 航空制造技术，2016，12：26-31.

[8] 郑增，王联凤，严彪. 3D 打印金属材料研究进展[J]. 上海有色金属，2016，37(1)：57-60.

[9] 刘洪军，刘川，韩龙，等. 薄壁陶瓷零件的挤出冷冻 3D 打印工艺[J]. 兰州理工大学学报，2018，44(6)：17-23.

[10] 孙婷婷，杨永强，苏旭彬，等. 316L 不锈钢选区激光熔化成型致密化研究[J]. 激光技术，2010，34(4)：443-446.

[11] 朱兆雨，陈长军，张敏. 激光增材制造镁合金的研究现状及展望[J]. 激光与光电子学进展，2019，56(19):190006.

[12] 陈迪，王燎，高海燕，等. 3D 打印钛合金内部孔洞的研究进展[J]. 应用激光，2019，39(1):72-78.

[13] 宗学文，高倩，周宏志，等. 基于激光选区熔化的 316L 激光能量密度和各向异性研究[J]. 中国激光，2019，46(5)：0502003.

[14] 王黎，魏青松，贺文婷，等. 粉末特性与工艺参数对 S L M 成形的影响[J]. 华中科技大学学报 (自然科学版)，2012，40(6)：20-23.

[15] 张乔石，陈向东，袁自钧，等. 选择性激光熔化中铺粉层厚的影响[J]. 合肥工业大学学报(自然科学版)，2017(9)：1226-1230.

[16] 王迪，杨永强，黄延禄，等. 选区激光熔化直接成型金属零件致密度的改善[J]. 华南理工大学学报 (自然科学版)，2010，38(6)：107-111.

[17] 付立定，史玉升，章文献，等. 316L 不锈钢粉末选择性激光熔化快速成形的工艺研究[J]. 应用激光，2008，28(2)：108-111.

[18] 丁利，李怀学，王玉岱，等. 热处理对激光选区熔化成形 316 不锈钢组织与拉伸性能的影响 [J]. 中国激光，2015，42(4)：0406003.

[19] 尹燕，刘鹏宇，路超，等. 选区激光熔化成型316L 不锈钢微观组织及拉伸性能分析[J]. 电焊机，2017，47(9)：69-74.

(上接第 578 页)

sociated with ε-martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe-17Mn-0.6C and Fe-17Mn-0.8C TWIP steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (24): 7310-7316.

[5] 李冬冬，钱立和，张福成. Mn 含量对 Fe-Mn-C 孪生诱发塑性钢拉伸变形行为的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(12): 1777-1784.

[6] CURTZE S, KUOKKALA V T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate[J]. Acta Materialia, 2010, 58(15): 5129-5141.

[7] WEN Y H, PENG H B, RAABE D. A novel high manganese austenitic steel with higher work hardening capacity and much lower impact deformation than Hadfield manganese steel[J]. Materials & Design, 2014, 55: 798-804.

[8] O. GB, C. M. A general mechanism of martensitic nucleation Part I. General concepts and the FCC→HCP transformation [J]. METALLURGICAL TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE, 1976, 7: 1897-1904.

[9] CURTZE S, KUOKKALA V T, Hänninen H. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels [J]. Acta Materialia, 2011, 59(3): 1068-1076.

[10] WU B, QIAN B, WEN Y. Effects of Cr on stacking-fault energy and damping capacity of FeMn[J]. Materials Science and Technology, 2016, 33(8): 1019-1025.

[11] ISHIDA K. Direct estimation of stacking fault energy by thermodynamic analysis [J]. PHYSICA STATUS SOLIDI A-APPLIED RESEARCH, 1976, 36: 717-728.

[12] RIBAMAR G G, ANDRADE T C, ABREUH F G. Thermodynamic Stacking Fault Energy, Chemical Composition, and Microstructure Relationship in High-Manganese Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(9): 4812-4825.

[13] DINSDALE A T. SGTE DATA FOR PURE ELEMENTS[J]. CALPHAD-COMPUTER COUPLING OF PHASE DIAGRAMS AND THERMOCHEMISTRY 1991, 15: 317-425.

[14] DUMAY A, CHATEAU J P, BOUAZIZ O. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483-484: 184-187.

[15] XIONG R, PENG H, WEN Y. Thermodynamic calculation of stacking fault energy of the Fe-Mn-Si-C high manganese steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 598: 376-386.

[16] RENBO S, SHUAI L, PEI Z. Stacking fault energy and compression deformation behavior of ultra-high manganese steel[J]. Procedia Engineering, 2017, 207: 1821-1826.