

# 超声滚压 20CrMnTi 纳米化表面对 局部腐蚀萌生行为的影响

张胜博<sup>a</sup>, 向嵩<sup>a,b</sup>, 成桃<sup>a</sup>, 石维<sup>a,b</sup>

(贵州大学 a.材料与冶金学院, b.高性能金属结构材料与  
制造技术国家地方联合工程实验室, 贵阳 550025)

**摘要:** **目的** 研究不同静压力条件下, 形变诱导纳米化表层对 20CrMnTi 局部腐蚀萌生行为的影响。**方法** 采用超声滚压技术 (USRP, Ultrasonic surface rolling processing) 强化 20CrMnTi 表层, 并运用激光共聚焦显微镜、EBSD 与电化学方法进行表征, 分别评价形变诱导纳米化表层的腐蚀行为以及局部腐蚀行为对表面应力集中状态以及微裂纹萌生行为的影响。**结果** 在弱碱性腐蚀条件下, 20CrMnTi 表层经超声滚压处理后, 试样的点蚀击穿电位出现显著负移。同时, 随着滚压压力升高, 20CrMnTi 表层钝化出现了显著的滞后, 致钝电流与维钝电流同步增长, 并伴有钝化区间缩小。借助激光共聚焦显微镜高精度三维重构, 观测到在模拟弱腐蚀环境下, 20CrMnTi 超声滚压表面会显现出沿滚压方向凸出的波纹状局部腐蚀纹理, 随滚压压力增长, 波纹界面位置局部腐蚀损伤呈现一定的加深与拓宽, 具有较高的裂纹萌生风险。通过 EBSD 表征发现, 在超高频冲击作用下, 20CrMnTi 表层晶粒会转化为晶粒取向随机分布的细化表层, 但由于波纹两侧晶粒存在取向差异, 在滚压头高频多点的冲击作用下, 不同取向晶粒的细化机制存在差别, 导致波纹两侧晶粒构成电位差异明显的局部腐蚀微电池, 呈现较高溶解选择性。**结论** 在超声滚压过程中, 20CrMnTi 表层晶粒在局部微区范围内会出现明显的细化程度差异, 在电化学作用下, 细化晶粒间的微区电位差异会导致表面出现选择性溶解, 并在晶粒折叠界面处产生波纹状局部腐蚀坑, 且伴随超声滚压压力增大, 波纹状腐蚀坑会出现明显的拓宽与加深, 具有较高的疲劳裂纹萌生风险。

**关键词:** 20CrMnTi; 超声滚压; 微区腐蚀; 组织形变; EBSD; 疲劳裂纹萌生

**中图分类号:** TG668 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)08-0136-08

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.08.018

## Influence of Surface Nanocrystallization of 20CrMnTi on Behavior of Localized Corrosion by Ultrasonic Surface Rolling Processing

ZHANG Sheng-bo<sup>a</sup>, XIANG Song<sup>a,b</sup>, CHENG Tao<sup>a</sup>, SHI Wei<sup>a,b</sup>

收稿日期: 2018-11-18; 修订日期: 2019-04-27

Received: 2018-11-18; Revised: 2019-04-27

基金项目: 国家自然科学基金 (51801038, 51661006); 贵州省科技计划项目 (20152031, 20175656); 贵州省教育厅 (2016021) 及贵州大学培育资助项目 (20175788)

Fund: National Natural Science Foundation of China (51801038, 51661006), Guizhou Provincial Science and Technology Planning Project (20152031, 20175656), Guizhou Provincial Education Department (2016021) and Guizhou University Cultivation Project (20175788)

作者简介: 张胜博 (1994—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为金属材料防腐。

Biography: ZHANG Sheng-bo (1994—), Male, Master, Research focus: anticorrosion of metal materials.

通讯作者: 石维 (1986—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为金属材料的腐蚀与防护。邮箱: wshi@gzu.edu.cn

Corresponding author: SHI Wei (1986—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: corrosion and protection mechanism of metal materials. E-mail: wshi@gzu.edu.cn

(a.School of Materials and Metallurgy, b.National and Local Joint Engineering Laboratory for High Performance Metal Structural Materials and Manufacturing Technology, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

**ABSTRACT:** The work aims to study the effects of deformation-induced nano-surface on the local corrosion initiation behavior of 20CrMnTi under different static pressure conditions. The surface layer of 20CrMnTi was strengthened by ultrasonic rolling technique (USRP) and characterized by laser confocal microscopy, EBSD and electrochemical methods. The effects of corrosion and local corrosion of deformation-induced nano-surface on stress localization and microcracks were evaluated. Under the condition of weak alkaline corrosion, after the 20CrMnTi surface layer was ultrasonically rolled, the pitting breakdown potential of the sample showed a significant negative shift. At the same time, with the increase of rolling pressure, the surface passivation of 20CrMnTi showed significant hysteresis, and the passivation current and the blunt current increased synchronously, accompanied by the reduction of the passivation interval. Moreover, with the high-precision three-dimensional reconstruction of the laser confocal microscope, it was observed that under the simulated weak corrosion environment, the 20CrMnTi ultrasonic rolling surface showed a corrugated local corrosion texture protruding along the rolling direction and with the rolling pressure increasing, the local corrosion damage at corrugated interface showed a certain deepening and broadening, which led to a high risk of crack initiation. Through EBSD characterization, it was found that under the action of ultra-high frequency impact, the surface layer of 20CrMnTi was transformed into a refinement surface layer with randomly distributed grain orientation, but due to the orientation difference of crystal grains on both sides of the corrugation, under the impact of the high-frequency multi-point of the rolling head, there were differences in the refinement mechanism of grains with different orientations, so the local corrosion micro-cells with obvious difference in crystal grain composition on both sides of the corrugation showed higher solubility selectivity. Under the ultrasonic rolling process, the surface grain of 20CrMnTi shows obvious difference in the degree of refinement in the local micro-area. Under electrochemical action, the difference in micro-area potential between the refinement grains leads to selective dissolution on the surface. Corrugated local corrosion pits are generated at the grain folding interface, and as the ultrasonic rolling pressure increases, the corrugated corrosion pits are significantly broadened and deepened, and the risk of fatigue crack initiation is high.

**KEY WORDS:** 20CrMnTi; ultrasonic rolling; micro-area corrosion; microstructure deformation; EBSD; fatigue crack initiation

通过表面强化技术使材料表层晶粒充分细化, 形成具有极高硬度的梯度强化层, 以提高材料的抗疲劳性能, 是目前抗疲劳制造体系中的重要一环。但是, 材料表层在经过反复剧烈变形后, 必然会导致位错密度增加, 晶粒细化, 进而产生纳米化转变<sup>[1-3]</sup>。此外, 在腐蚀工况条件下, 表层组织的局部腐蚀行为亦会产生不同性质的改变<sup>[4-9]</sup>, 可能破坏梯度强化层的高硬度设计, 具有极高的危害性。

由金属组织形变导致材料腐蚀行为的变化受到研究者普遍关注。LYU<sup>[10]</sup>通过在液氮条件下冷轧变形, 发现纯铁在低温下形成的超细晶粒组织会造成电化学阻抗显著下降, 但晶粒形变细化并不会直接导致腐蚀速率上升。刘莉<sup>[11]</sup>等人发现, 当钝性金属细化至纳米尺度时, 因细化表面活性点密度上升, 反而会导致钝化膜多点同时形核而致密成膜, 提高材料的抗点蚀能力。此外, 对于铝镁合金系, Qing<sup>[12]</sup>通过对 LA51 合金进行轧制, 发现当变形量超过 15% 时, 诱导孪晶的生成会介入氧化膜的成膜过程, 从而改变材料的腐蚀特性。

超声滚压技术采用超高频率滚压头冲击材料表

层, 使表层晶粒反复高频变形, 实现纳米化<sup>[13-18]</sup>。在抗疲劳制造领域, 超声滚压技术属于新型表面强化手段<sup>[19]</sup>, 但对其强化表层腐蚀行为的研究, 仍未见大量报道。Zhang<sup>[20]</sup>认为 17-4PH 不锈钢经超声滚压处理后, 耐蚀性明显上升, 主要归因于表面粗糙度降低。黄海威<sup>[21]</sup>发现经超声滚压后的 Z5CND16-4 马氏体不锈钢因表面纳米层存在大量的晶界, 有利于 Cr 等钝化元素在钝化膜的快速富集, 以形成更为致密的钝化膜, 因而抗腐蚀能力提高。但是, 超声滚压技术多用于承载构件的抗疲劳强化, 相比均匀腐蚀, 材料表层局部腐蚀状态对其抗疲劳性能的影响更为显著。表层局部腐蚀缺陷的形态变化, 将直接影响疲劳裂纹的萌生。

针对 20CrMnTi 作为一种承载齿轮、轴承用钢<sup>[22]</sup>, 本文将采用超声滚压技术 (USRP) 强化 20CrMnTi 表层, 运用激光共聚焦显微镜技术, 研究不同静压力条件下, 形变诱导纳米化表层对 20CrMnTi 局部腐蚀萌生行为的影响, 并结合电化学分析与 EBSD 取向分析技术, 探明不同超声滚压条件下, 20CrMnTi 局部腐蚀损伤形态的形成原因。

# 1 实验

## 1.1 实验方法

采用 20CrMnTi 钢为试验材料, 化学成分为: Cr 1.2%, Mn 1.0%, Ti 0.08%, C 0.2%, Si 0.3%, Ni 0.03%, Cu 0.03%, Fe 余量。20CrMnTi 于 875 °C 保温 1 h, 经冰盐水淬火后, 于 200 °C 回火 2 h 后空冷, 得到回火马氏体。

将 20CrMnTi 车削为 10 mm×80 mm 圆柱, 用 200#、400#、600#、800#、1000#砂纸旋转抛光后, 安装于超声滚压机床, 除两端夹持部位外, 圆柱中段采用超声滚压头进行滚压加工, 如图 1 所示, 超声滚压机床参数设定如表 1 所示, 超声滚压机械原理参见文献[23]。试样强化表层制备的控制变量为超声滚压头工作压力, 涉及 0.10、0.12、0.14、0.16、0.18、0.20 MPa 六个递增压力等级。试样经超声滚压加工后, 现场立即采用丙酮除去表面润滑油, 经冷风干燥后备用。

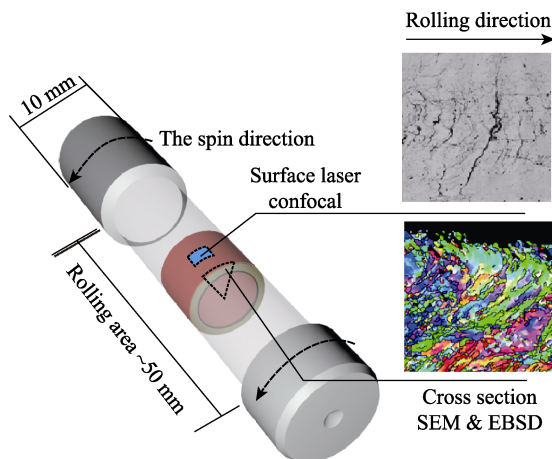


图 1 20CrMnTi 超声滚压试样制备与表征  
Fig.1 Preparation and characterization of 20CrMnTi ultrasonic rolling specimen

表 1 超声滚压机床参数初始设定  
Tab.1 Initial setting of ultrasonic rolling machine parameters

$n/(r \cdot \min^{-1})$	$S/(\text{mm} \cdot \min^{-1})$	$I/A$	$N$	$f/\text{kHz}$	$F_0/\text{MPa}$
335	0.08	0.6	6	2	0.1

## 1.2 电化学表征

滚压试样端面含预制螺纹孔, 与铜线连接后作为工作电极。采用热缩管包裹非加工区域, 并利用硅橡胶封闭热缩管与试样之间的缝隙, 暴露工作电极面积为 0.5 cm<sup>2</sup>, 如图 1 红色区域所示。实验溶液为模拟弱腐蚀环境, pH=8.45 的硼酸盐缓冲溶液为母液配制, 添加分析纯 NaCl, 使溶液中 Cl<sup>-</sup> 浓度上升为 0.05 mol/L。

采用 CS350 电化学工作站 (武汉科思特) 进行

测量, 参比电极为饱和甘汞电极 (SCE), 辅助电极为 Pt 片电极, 电解池置于恒温水浴中控温(30±1) °C。动电位扫描以开路电位 (OCP) 为基准, 扫描电位区间为-0.6~0.8 V, 扫描速率为 0.5 mV/s。交流阻抗谱 EIS 于 OCP 下测量, 正弦波振幅±10 mV, 频率范围为 100 kHz~0.01 Hz。

## 1.3 显微组织表征

滚压试样表面采用超景深激光共聚焦显微镜 (日本 OLMPUS, LEXT OLS5000) 进行观测, 显微镜可实现曲面试样的多维细节观测与三维重构, 理想状态下, 纵深方向分辨率可达到 2 nm。

滚压试样截面取自滚压试样中段, 如图 1 所示, 截面经镶样后打磨抛光, 采用场发射扫描电镜 (德国蔡司 SUPRA 40) 进行显微形貌观察, 采用电子背散射衍射 EBSD 技术, 对强化层区域进行晶体微区取向分析。

# 2 结果与讨论

## 2.1 超声滚压表面电化学特性

20CrMnTi 经不同压力超声滚压后, 表层的阳极极化行为出现了明显差异, 如图 2 所示。可以看出, 当滚压压力≥0.16 MPa 时, 试样的点蚀击穿电位出现显著负移, 相比压力<0.14 MPa 时, 负移了近 130 mV。同时, 随着滚压压力升高, 20CrMnTi 表层钝化出现了显著的滞后, 致钝电流与维钝电流同步增长, 并伴有钝化区间的缩小, 结果如图 3 所示, 0.2 MPa 相比 0.10 MPa 条件下, 维钝电流密度增长近 1.7 倍。表明 20CrMnTi 表层在超高频冲击的过程中, 表层晶粒会随压力增高, 进一步细化, 导致晶界密度增加, 提高腐蚀活性, 从而阻碍 20CrMnTi 在弱碱性体系下的钝化, 引起钝化膜致密度降低。注意到, 在极化电位为 -0.17 V 附近, 0.18 MPa 与 0.20 MPa 压力试样均出现

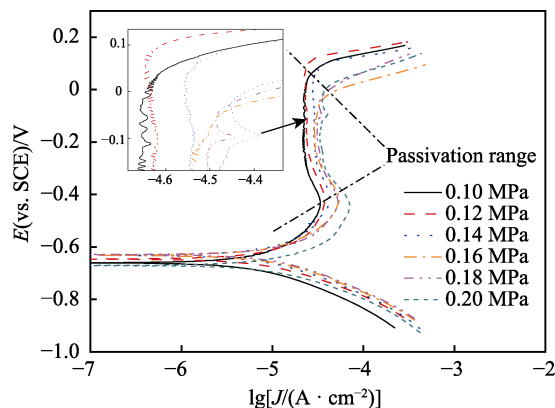


图 2 不同压力下滚压后的 20CrMnTi 在 pH=8.45、Cl<sup>-</sup>=0.05 mol/L 溶液中的极化曲线

Fig.2 Polarization curves of 20CrMnTi in solution with pH=8.45 and Cl<sup>-</sup>=0.05 mol/L under different rolling pressure

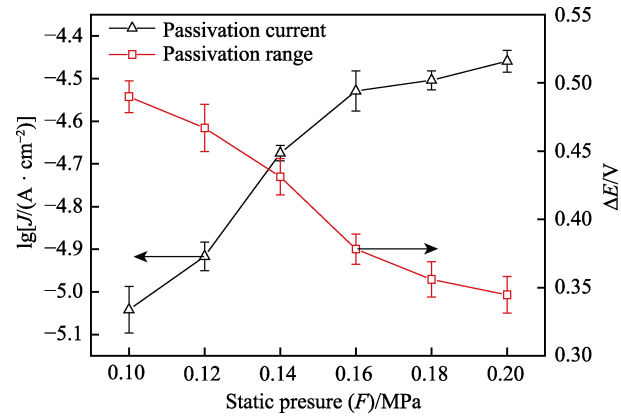


图 3 维钝电流密度与钝化区间随滚压压力变化统计结果  
Fig.3 Statistical results of the passivation current and passivation range with the rolling pressure

了一次钝化膜活化—再钝化迹象，表明压力过大易导致钝化膜缺陷密度增加，引起钝化膜提前发生点蚀击穿。

相比极化曲线，电化学阻抗测量结果反映了 20CrMnTi 形变表层在开路电位下，极化电阻与滚压压力之间的反比例关系。如图 4 与表 2 所示，电容元件  $C$  采用常相角元件 CPE 表示，即  $Z_{CPE} = [Y_0(j\omega)^n]^{-1}$  [24]。可以看出，在  $<0.12$  MPa 的低压力条件下，电极表面

表 2 不同压力下滚压后的 20CrMnTi 阻抗谱拟合结果  
Tab.2 Impedance spectrum fitting results of 20CrMnTi under different rolling pressure

$F/\text{MPa}$	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$R_t/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Y_0/(\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	$n$
0.10	67.63	167946	32.50	0.83
0.12	45.78	116860	46.10	0.75
0.14	43.26	13217	106.25	0.84
0.16	46.93	6405	137.76	0.87
0.18	72.52	5036	104.51	0.86
0.20	39.78	2554	196.32	0.77

表现出良好的钝化特性，具有较高的电荷转移电阻  $R_t$ ，在低频区间未出现阻抗环的收敛，表现为扩散阻抗特性；当滚压压力  $\geq 0.14$  MPa 后，阻抗环急剧减小，在 0.2 MPa 压力条件下，其  $R_t$  值已远远低于 0.1 MPa，充分表明，当滚压压力超过一定临界范围时，会造成 20CrMnTi 表面的微区腐蚀活性大幅提高。

从电容拟合结果中可以看出（表 2），当滚压压力  $<0.12$  MPa 时，双电层电容  $<50 \mu\text{F}/\text{cm}^2$ ；而当滚压压力  $\geq 0.14$  MPa 后，双电层电容立即提高至  $>100 \mu\text{F}/\text{cm}^2$ 。表明在缺陷较多的滚压表面，在弱碱性环境下所形成的钝化膜结构同样会继承表面组织特性，具有较高的缺陷密度，产生较高的相对介电常数，引起电容增高。

## 2.2 腐蚀试样表面空间形貌观察

超声滚压过程是伴随滚压头高频振动冲击以及与试样间发生相对位移与挤压的机械过程。因此 20CrMnTi 表面经弱腐蚀环境侵蚀后，会显现出沿滚压方向凸出的波纹，如图 5 所示。显然，在滚压头水平切应力的作用下，表面晶粒细化并发生转向、折叠是产生这类纹理的主要原因。

可以看出，在低压力条件下（如图 5a、5b 所示），波纹处腐蚀程度较轻，表面腐蚀以亚稳态点蚀为主。伴随滚压压力的提高，波纹界面上的局部腐蚀逐渐成为腐蚀过程的主导，当压力  $\geq 0.18$  MPa 时，波纹界面已出现明显的腐蚀加重现象，形成类似裂纹的稳态腐蚀区域，对高强钢构件具有极高危害性。

激光共聚焦显微技术具有较高的空间分辨率，可直接获取图 5 所示波纹界面区域的腐蚀纵深信息（如图 6 所示）。由图可见，随着滚压压力的增大，波纹界面处有明显的腐蚀加深现象，并伴有一定程度的展宽，腐蚀深度由  $0.10 \mu\text{m}$ （0.14 MPa）逐渐上升至  $0.27 \mu\text{m}$ （0.18 MPa），当压力达到 0.20 MPa 时，波纹界面位置已发展为直径  $10 \mu\text{m}$  以上的点蚀坑，深度为  $0.50 \mu\text{m}$  左右。

结合电化学测试结果，上述现象初步表明，高压条件下引起的钝化区间缩小、维钝电流电流上升现象，与波纹界面位置的腐蚀活性有直接关系。显然，在低压力条件下，20CrMnTi 表面的腐蚀形式仍以亚

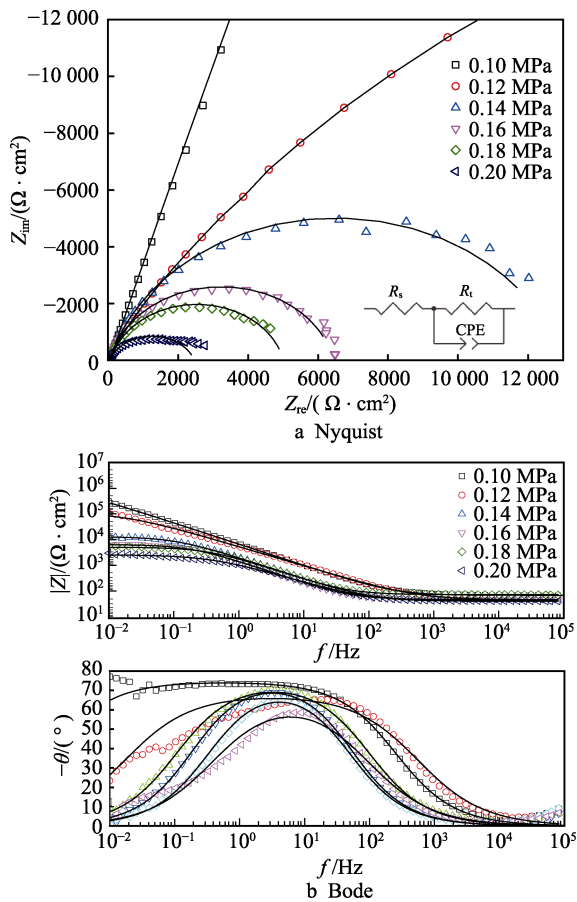


图 4 不同压力下滚压后的 20CrMnTi 的阻抗谱图  
Fig.4 Impedance spectra of 20CrMnTi under different rolling pressure



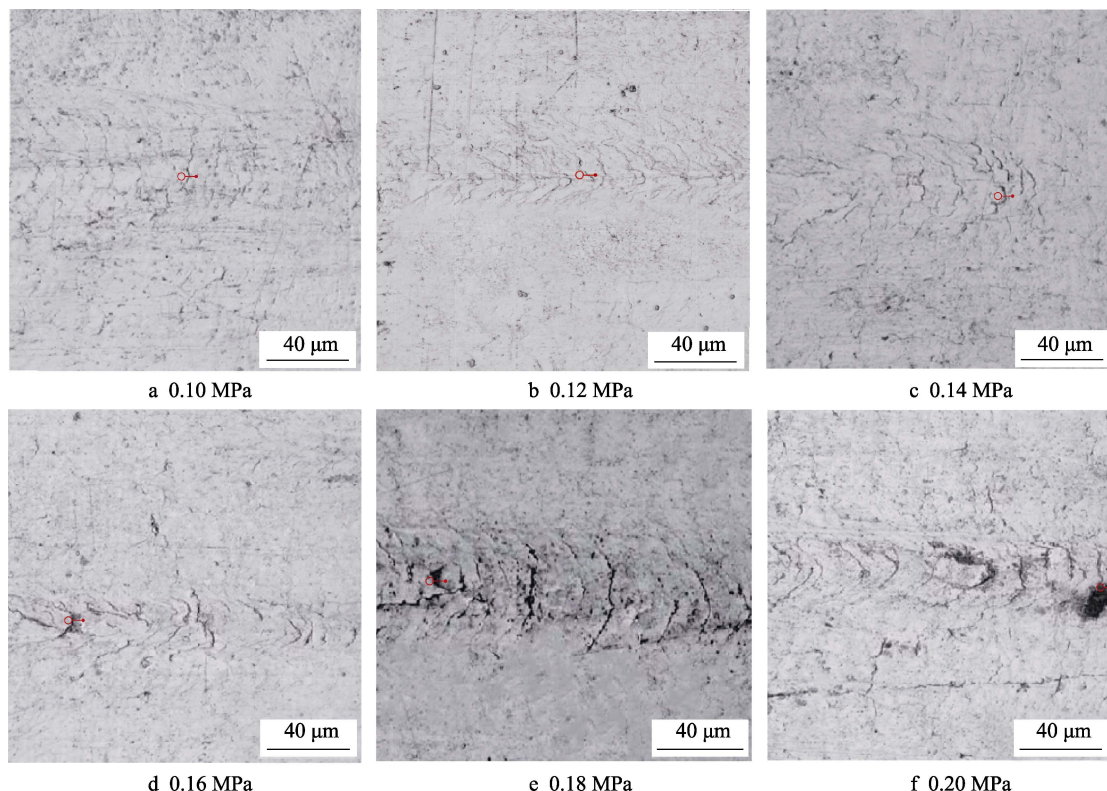


图5 不同压力下滚压试样表面激光共聚焦形貌

Fig.5 Laser confocal morphology of the sample surface after rolling under different pressure

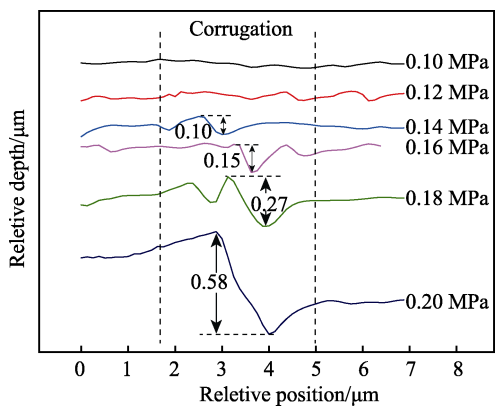


图6 不同压力滚压后 20CrMnTi 波纹界面区域的腐蚀纵深图

Fig.6 Corrosion depth chart of 20CrMnTi corrugated interface area after rolling under different pressure

稳态点蚀形核为主,伴有少量波纹界面腐蚀。但在高压条件下,局部腐蚀形核与长大主要集中在具有高度活性的波纹界面位置,界面以外区域受阴极保护作用,减少了亚稳态点蚀形核。因此,波纹界面位置在不同压力下的组织状态是探讨该区域局部腐蚀活性增高的关键。

### 2.3 超声滚压表层截面显微形貌表征

通过截取腐蚀试样超声滚压区域,得到截面微观形貌如图7所示。通过对比可以看出,在不同压力条件下,局部腐蚀萌生位置的组织状态存在显著差异。

如图7a—c所示,低压力条件下,滚压表面亚稳态点蚀形核位置周边组织状态均匀。而当压力增大至0.16 MPa以上时(图7d—f),表层晶粒出现了更为明显的定向形变,局部腐蚀形核更倾向于落在两个形变晶粒的交界位置。如前所述,超声滚压表面在不同压力下,会呈现出波纹状腐蚀纹理(如图7f所示),从截面角度观测可以看出,其所腐蚀区域沿水平方向延伸且腐蚀坑宽度约为2 μm,符合激光共聚焦正面观测结果。此外,波纹处腐蚀区域并未沿晶界中心对称分布,即腐蚀溶解在两晶粒间存在一定的选择性,表明两晶粒间存在腐蚀电位差异,引起一侧晶粒局部腐蚀加速。

图8为选取低中高三个代表压力(0.10、0.16、0.20 MPa)条件下,20CrMnTi截面表层晶粒的EBSD测试结果。可以看出,经超声滚压处理后,样品表层晶粒均沿滚压方向产生了形变,并伴随滚压压力增大,形变影响层厚度加深,晶粒细化程度增高。值得注意的是,晶粒取向沿深度方向存在一定的分层现象,以图8b为例,当距离表层深度 $\geq 17 \mu\text{m}$ ,晶粒均沿滚压方向呈现一致的形变,其形变影响层深度大约为70 μm,随后为基体部分,但是在深度 $< 17 \mu\text{m}$ 的浅表层区域,晶粒的形变方向与取向呈现一定的随机分布趋势,同样的现象在图8a-i、8b-i、8c-i均可看出浅表层晶粒的随机取向分布。

产生这种现象应是由超声滚压的工艺特性所决定。与传统滚压相比,超声滚压过程并非通过单纯挤

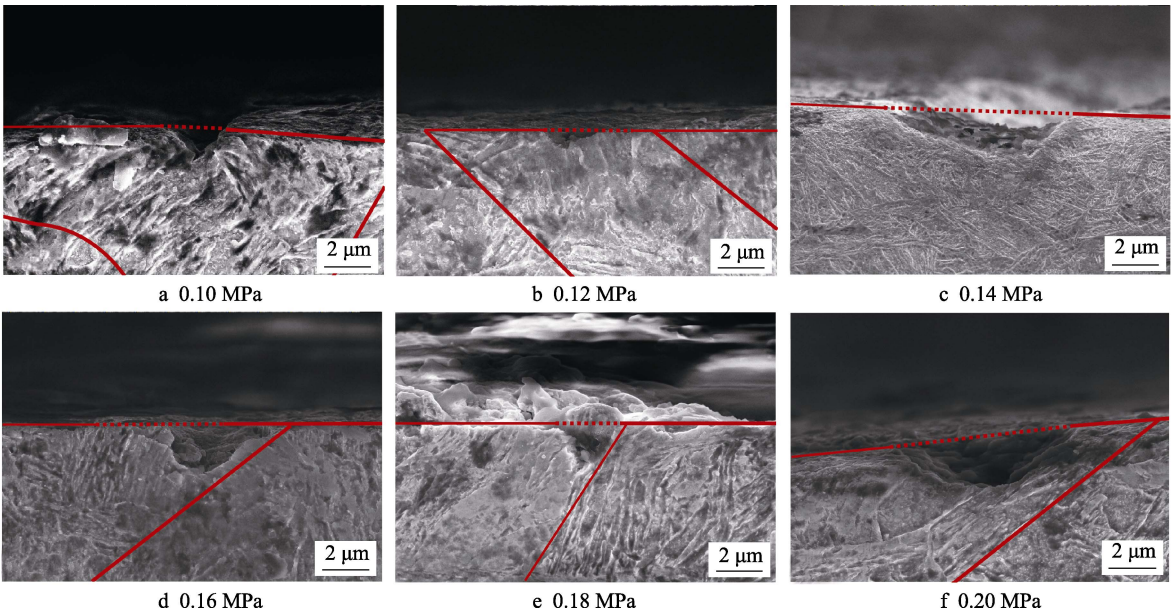


图 7 不同压力下滚压的 20CrMnTi 截面腐蚀形貌  
Fig.7 Section corrosion morphology of 20CrMnTi after rolling under different pressure

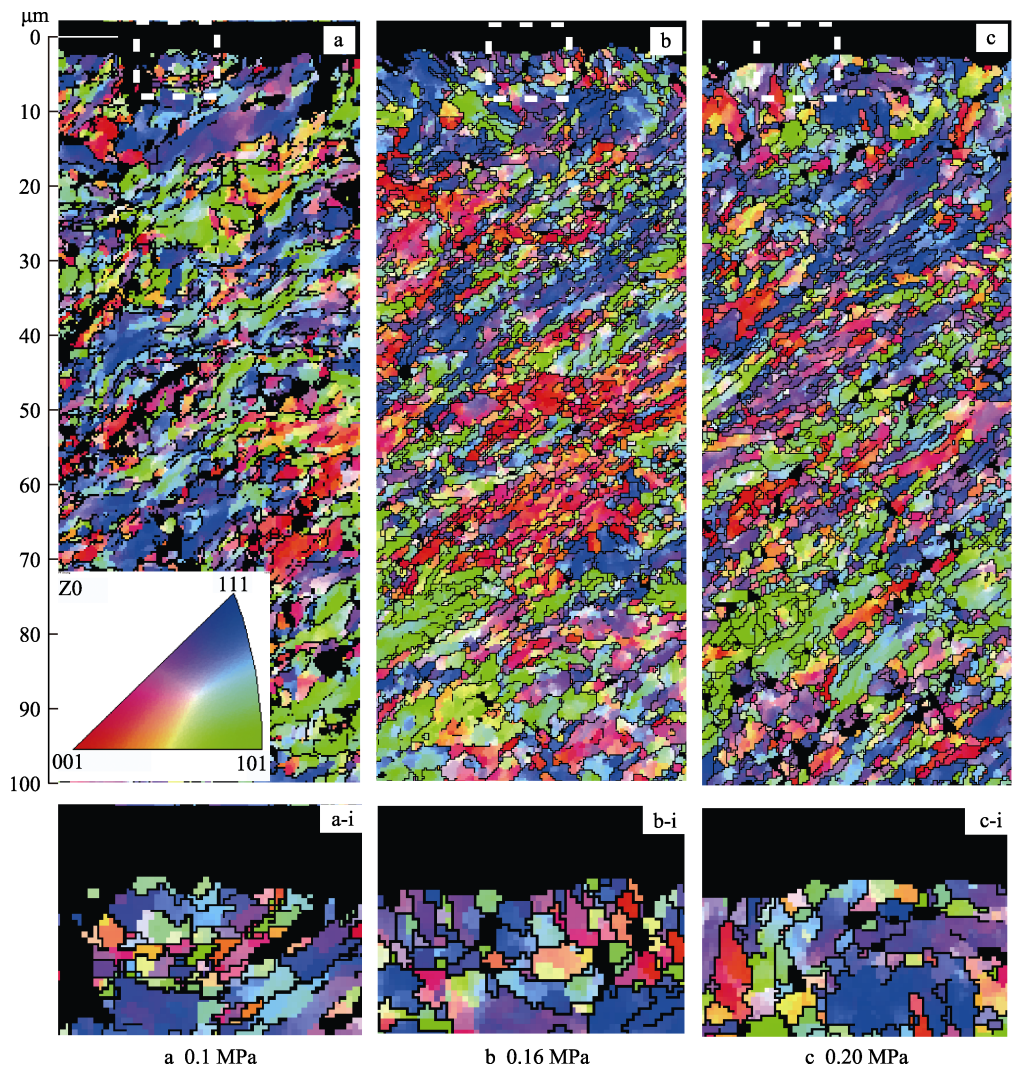


图 8 不同压力下滚压 20CrMnTi 表层晶粒的 EBSD 图 (i 为图中白色虚线框所选区域放大图)  
Fig.8 EBSD chart of surface grains of 20CrMnTi with different rolling pressure  
(i is an enlarged view of the selected area of the white dotted frame in the figure)



压实现表面晶粒变形,而是通过滚压头以超高频冲击表面,以达到晶粒细化的目的。在滚压头与样品表面接触期间,样品表层会同时承受来自滚压头垂直方向上的冲击力与旋转运动产生的沿滚压方向的切应力。注意到,在滚压头压入表层的瞬时过程中,深层晶粒形变主要受切应力作用,产生定向形变;而浅表层晶粒则主要承受主应力方向上的冲击,发生晶粒破坏、细化,使其取向具有随机分布特性。

## 2.4 讨论

20CrMnTi 表面在较高压力下超声滚压,出现类似微裂纹的波纹局部腐蚀形态,极不利于强化构件疲劳寿命的提高。由截面 SEM 观测可知,波纹位置腐蚀实质上发生在两相邻晶粒之间,由于表层晶粒在滚压冲击的过程中,两者细化程度不均,导致了腐蚀过程在微区范围内具有一定的选择性。而造成两者细化程度不一致的成因,与超声滚压过程中,不同取向晶粒在冲击作用下的形变细化机制有关。

不同压力条件下,超声滚压表层的状态如图 9 所示。受水平切应力影响,表面会发生沿滚压方向的倾转,但由于表层原始晶粒取向的差异,且马氏体晶粒存在各向异性,导致受压表面各晶粒的倾转与形变程度不均,部分沿滚压方向形变程度较高的晶粒重叠于形变较小的晶粒之上,形成波纹位置。由于滚压头沿垂直方向作高频往复运动,其与材料表面的接触实则为高频多点局部受力,在每一周期的受压过程中,接触点下方晶粒的个体差异会导致细化程度的不同。如图 9c 所示,以斜线代表晶粒内滑移线,现假定波纹左侧晶粒滑移方向与滚压头压入方向呈较大夹角,波纹右侧滑移方向与压入方向相对较为平行。则在受压过程中,左侧晶粒滑移带受压断裂后,断裂滑移带上半部分由于缺少来自表面的约束,更易从表面滑出,形成滑移台阶<sup>[25-30]</sup>。由于超声滚压过程需经历数次滚压,滑移台阶突出部分更易承受滚压头下一次冲击,进而优先发生破碎与细化,形成具有较高晶界密度的微区,表现出更低的腐蚀电位,在电化学作用下,与细化程度较低的相邻晶粒构成腐蚀电偶,在波纹界面左侧形成明显的局部腐蚀加速现象。

在低压力条件下,波纹位置晶粒沿滚压方向的形变程度较小,波纹沿滚压方向凸出不明显,加之冲击能量较低,波纹两侧的细化差异并不显著。因此在腐蚀环境下,波纹两侧的电位差异较小,未能形成强烈的腐蚀微电池,对材料表面的钝化过程影响较小。而在高压力条件下,由于冲击能量加大且形变程度更高,波纹两侧的细化存在明显差异,最终导致局部腐蚀集中在波纹界面处萌生,出现明显的腐蚀坑加深与拓宽,引起钝化区间缩小与致钝电流密度提升,难以在缺陷位置形成钝化膜保护,具有较高的裂纹萌生风险。

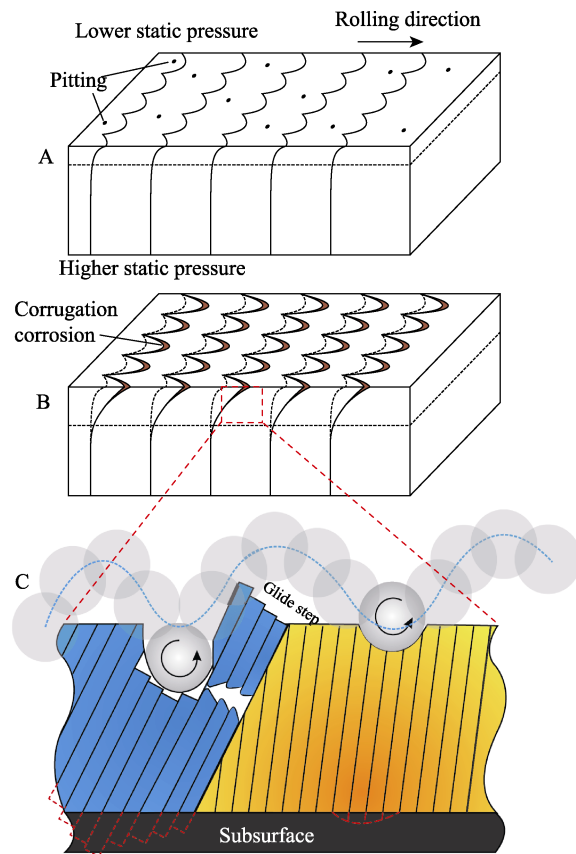


图9 超声滚压过程中表层特定取向晶粒滑移分析模型 (A 为低压力时样品腐蚀后的表面状态; B 为高压力时样品腐蚀后的表面状态; C 为波纹处晶粒的滑移模型)

Fig.9 Slip analysis model of surface oriented grains during the ultrasonic rolling process (A is the surface state of the sample after corrosion at low pressure; B is the surface state of the sample after corrosion at high pressure; C is the slip model of the grain at the ripple)

## 3 结论

1) 在弱碱性腐蚀条件下, 20CrMnTi 表层经超声滚压处理后, 其腐蚀速率随滚压压力提高, 呈加速趋势, 表现为钝化区间缩小且维钝电流密度上升。

2) 在超声滚压过程中, 20CrMnTi 表层晶粒在局部微区范围内会出现明显的细化程度差异。在电化学作用下, 细化晶粒间的微区电位差异会导致表面出现选择性溶解, 并在晶粒折叠界面处产生波纹状局部腐蚀坑, 且伴随超声滚压压力增大, 波纹状腐蚀坑会出现明显的拓宽与加深, 具有较高的疲劳裂纹萌生风险。

3) EBSD 取向分析表明, 超声滚压后, 浅表层受高频冲击作用会表现为取向随机分布。浅表层波纹界面两侧细化程度的差别, 是取向各异的相邻晶粒在高频冲击过程中细化机制不同的结果。

## 参考文献:

- [1] CHEN J, LU L, LU K. Hardness and strain rate sensitivity

- of nanocrystalline Cu[J]. *Scripta materialia*, 2006, 54(11): 1913-1918.
- [2] CHEN X H, LU J, LU L, et al. Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel[J]. *Scripta materialia*, 2005, 52(10): 1039-1044.
- [3] YE M. Inversion of particle-size distribution from angular light-scattering data with genetic algorithms[J]. *Applied optics*, 1999, 38(12): 2677.
- [4] UMOREN Saviour, LI Y, WANG F. Effect of aluminium microstructure on corrosion and inhibiting effect of polyacrylic acid in  $H_2SO_4$  solution[J]. *Journal of applied electrochemistry*, 2011, 41: 307-315.
- [5] GONG J, JIANG Y M, DENG B, et al. Abnormal growth transport in oxide scales on Fe-16Cr steels in water vapor[J]. *Metallurgical & materials transactions A*, 2009, 40(11): 2511-2513.
- [6] BALUSAMY T, SANKARA N T S N, RAVICHANDRAN K, et al. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel[J]. *Corrosion science*, 2013, 74: 332-344.
- [7] CHEN T, JOHN H, XU J, et al. Influence of surface modifications on pitting corrosion behavior of nickel-base alloy[J]. *Corrosion science*, 2014, 78: 151-161.
- [8] RAJA K S, NAMJOSHI S A, MISRA M. Improved corrosion resistance of Ni-22Cr-13Mo-4W alloy by surface nanocrystallization[J]. *Materials letters*, 2005, 59(5): 570-574.
- [9] WANG X Y, LI D Y. Mechanical and electrochemical behavior of nanocrystalline surface of 304 stainless steel[J]. *Electrochim acta*, 2002, 47(24): 3939-3947.
- [10] JINLONG L, HONGYUN L. The effects of cold rolling temperature on corrosion resistance of pure iron[J]. *Applied surface science*, 2014, 317: 125-130.
- [11] 刘莉, 李瑛, 王福会. 钝性纳米金属材料的电化学腐蚀行为研究: 钝化膜生长和局部点蚀行为[J]. *金属学报*, 2014, 50(2): 212-218.
- LI L, LI Y, WANG F H. Electrochemical corrosion behavior of nanocrystallized materials: Growth of passive film and local pitting corrosion[J]. *Acta metallurgica sinica*, 2014, 50(2): 212-218.
- [12] XIANG Q, JIANG B, ZHANG Y X, et al. Effect of rolling-induced microstructure on corrosion behaviour of an as-extruded Mg-5Li-1Al alloy sheet[J]. *Corrosion science*, 2017, 119: 14.
- [13] WANG T, WANG D, LIU G, et al. 40Cr Nanocrystallization by ultrasonic surface rolling extrusion processing[J]. *Journal of mechanical engineering*, 2009, 45(5): 177.
- [14] LIU Y, WANG L, WANG D. Finite element modeling of ultrasonic surface rolling process[J]. *Journal of mechanical engineering*, 2011, 211: 2106-2113.
- [15] LIU Y, ZHAO X, WANG D. Determination of the plastic properties of materials treated by ultrasonic surface rolling process through instrumented indentation[J]. *Metallurgical & materials transactions A*, 2014, 600: 21-31.
- [16] XIE J, ZHU Y, HUANG Y, et al. Microstructure characteristics of 30CrMnSiNi2A steel after ultrasound-aided deep rolling[J]. *Journal of materials engineering & performance*, 2013, 22(6): 1642-1648.
- [17] ZHU Y L, WANG K, LI L, et al. Evaluation of an ultrasound-aided deep rolling process for anti-fatigue applications[J]. *Journal of materials engineering & performance*, 2009, 18: 1036-1040.
- [18] RASOOLI M, MOSHREF-JAVADI M, TAHERIZADEH A. Investigation of ultrasonic vibration effects on the microstructure and hardness of aluminum alloy 2024 tube spinning parts[J]. *The international journal of advanced manufacturing technology*, 2015, 77: 2117-2124.
- [19] LU L X, SUN J, LI L, et al. Study on surface characteristics of 7050-T7451 aluminum alloy by ultrasonic surface rolling process[J]. *International journal of advanced manufacturing technology*, 2016, 87(9-12): 1-7.
- [20] YAO J H, WANG L, ZHANG Q L, et al. Surface laser alloying of 17-4PH stainless steel steam turbine blades[J]. *Optics & laser technology*, 2008, 40(6): 838-843.
- [21] 黄海威, 王镇波, 刘莉, 等. 马氏体不锈钢上梯度纳米结构表层的形成及其对电化学腐蚀行为的影响[J]. *金属学报*, 2015, 51(5): 513-518.
- HUANG H W, WANG Z B, LIU L, et al. Formation of a gradient nanostructured surface layer on austenitic stainless steel and its effects on the electrochemical corrosion behavior[J]. *Acta metallurgica sinica*, 2015, 51(5): 513-518.
- [22] 杨武. 金属的局部腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 1995.
- YANG W. Local corrosion of metals[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1995.
- [23] WANG T, WANG D P, LIU G, et al. Investigations on the nanocrystallization of 40Cr using ultrasonic surface rolling processing[J]. *Applied surface science*, 2008, 255(5): 1824-1829.
- [24] SHI W, WANG T Z, DONG Z H, et al. Application of wire beam electrode technique to investigate the migrating behavior of corrosion inhibitors in mortar[J]. *Construction & building materials*, 2017, 134: 167-175.
- [25] 米格兰比 H. 材料的塑性变形与断裂[M]. 北京: 科学出版社, 1998.
- MIGRANBI H. Plastic deformation and fracture of book materials[M]. Beijing: Science Press, 1998.
- [26] PAIDAR V, POPE D P, VITEK V. A theory of the anomalous yield behavior in L12 ordered alloys[J]. *Acta metallurgica*, 1984, 32(3): 435-448.
- [27] LALL C, CHIN S, POPE D P. The orientation and temperature dependence of the yield stress of  $Ni_3(Al,Nb)$  single crystals[J]. *Metallurgical transactions A*, 1979, 10(9): 1323-1332.
- [28] 陈志永, 张新明, 周卓平.  $\{110\}<111>$ ,  $\{112\}<111>$  和  $\{123\}<111>$  多滑移的屈服应力状态[J]. *金属学报*, 2003, 1(1): 17-21.
- CHENG Z Y, ZHANG X M, ZHOU Z P.  $\{110\}<111>$ ,  $\{112\}<111>$  and  $\{123\}<111>$  multi-slip yield stress state[J]. *Acta metallurgica sinica*, 2003, 1(1): 17-21.
- [29] 高建明. 材料力学性能[M]. 武汉: 武汉理工大学出版社, 2004.
- GAO J M. Mechanical properties of materials[M]. Wuhan: Wuhan University of Technology Press, 2004.
- [30] TAKEUCHI S, KURAMOTO E. Temperature and orientation dependence of the yield stress in  $Ni_{3}Ga$  single crystals[J]. *Acta metallurgica*, 1973, 21(4): 415-425.