

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20170825002

# 低温超饱和气体渗碳对 316L 奥氏体不锈钢力学性能的影响

姜勇<sup>1,2</sup>, 李洋<sup>1,2</sup>, 张显程<sup>3</sup>, 巩建鸣<sup>1,2</sup>

(1. 南京工业大学机械与动力工程学院, 南京 211816; 2. 南京工业大学极端承压装备设计与制造重点实验室, 南京 211816; 3. 华东理工大学机械与动力工程学院, 上海 200237)

**摘要:** 采用低温超饱和气体渗碳技术对 316L 奥氏体不锈钢进行表面强化, 测量了渗碳层沿深度方向的碳含量、残余应力及纳米硬度分布。通过单轴拉伸试验, 测量了渗碳层表面开裂伸长率, 计算了断裂韧性, 并采用分离法研究了低温超饱和气体渗碳表面强化层的平均抗拉强度。结果表明, 经 470 °C, 30 h 低温超饱和气体渗碳处理后, 奥氏体不锈钢表面形成一层厚度约 30 μm 的表面渗碳强化层, 渗碳层表面碳质量分数高达约 2.4%, 纳米硬度达到 12.6 GPa, 残余应力达到 -2.2 GPa; 渗碳层表面断裂韧性约 19 MPa·m<sup>1/2</sup>, 断裂应变约 1.5%; 渗碳层平均抗拉强度为 1.4 GPa; 渗碳层在提高材料整体抗拉强度的同时, 降低了屈服强度和伸长率。

**关键词:** 奥氏体不锈钢; 低温超饱和气体渗碳; 残余应力; 纳米硬度; 抗拉强度

中图分类号: TG156.8

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2018)01-0032-07

## Effects of Low Temperature Supersaturation Gaseous Carburization on Mechanical Properties of 316L Austenitic Stainless Steel

JIANG Yong<sup>1,2</sup>, LI Yang<sup>1,2</sup>, ZHANG Xian-cheng<sup>3</sup>, GONG Jian-ming<sup>1,2</sup>

(1. School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing TECH University, Nanjing 211816; 2. Key Lab of Design and Manufacture of Extreme Pressure Equipment, Nanjing TECH University, Nanjing 211816; 3. School of Mechanical and Power Engineering, East China University of Science and Technology, Shanghai 200237)

**Abstract:** Surface hardening of 316L austenitic stainless steels (ASSs) was conducted by low temperature supersaturation gaseous carburization (LTSGC). Carbon content, residual stress and nano-hardness of a LTSGC layer were measured along the depth direction. The plastic strain of the crack initiation on the surface of LTSGC layer was measured by uniaxial tensile tests, and the fracture toughness and average tensile strength of the LTSGC layer were calculated. Results show that a diffusion carbon layer of 30 μm is formed near the surface of 316L after carburizing at 470 °C for 30 h. The surface carbon content of the LTSGC layer is up to 2.4%. The nano-hardness of the layer reaches 12.6 GPa, and the compressive residual stress is about -2.2 GPa. The surface fracture toughness and fracture elongation of LTSGC layer surface are about 19 MPa·m<sup>1/2</sup> and 1.5%, respectively. The average ultimate tensile strength of the carburizing layer is about 1.4 GPa. The ultimate tensile strength of the samples treated by LTSGC increases while its yield stress slightly decreases.

**Keywords:** austenitic stainless steel (ASSs); low temperature supersaturation gaseous carburization (LTSGC); residual stress; nano-hardness; tensile strength

收稿日期: 2017-08-25; 修回日期: 2017-11-25

网络出版日期: 2018-01-05 11:39; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20180105.1139.008.html>

通讯作者: 姜勇(1974—), 男(汉), 副教授, 博士; 研究方向: 不锈钢表面改性; E-mail: jiangyong@njtech.edu

基金项目: 国家自然科学基金(51475224); 江苏省高校自然科学研究重大项目(14KJA470002); 江苏省普通高校研究生创新计划(KYZZ16\_0234)

**Fund:** Supported by National Natural Science Foundation of China (51475224), National Science Foundation of Jiangsu Higher Education Institutions of China (14KJA470002) and College Graduates Innovation Project of Jiangsu Province (KYZZ16\_0234)

引文格式: 姜勇, 李洋, 张显程, 等. 低温超饱和气体渗碳对 316L 奥氏体不锈钢力学性能的影响[J]. 中国表面工程, 2018, 31(1): 32-38.

JIANG Y, LI Y, ZHANG X C, et al. Effects of low temperature supersaturation gaseous carburization on mechanical properties of 316L austenitic stainless steel[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(1): 32-38.

## 0 引言

奥氏体不锈钢具有优良的抗腐蚀性能, 在石化、核电、食品等行业中被广泛应用。但奥氏体不锈钢硬度较低, 抗磨损和抗疲劳性能较差, 大大降低了其在特定环境中的使用寿命。奥氏体不锈钢低温超饱和气体渗碳 (Low temperature supersaturation gaseous carburization, LTSGC) 是指在碳化物 (一般指  $M_{23}C_6$ ) 形成温度 ( $500^{\circ}\text{C}$ ) 以下, 经过表面活化、渗碳等工艺过程, 将碳原子固溶到奥氏体不锈钢晶格中, 在表面形成硬度极高 (超过  $1\ 000\ \text{HV}$ ) 和压缩残余应力极大 (超过  $-2\ \text{GPa}$ ) 的渗碳强化层。由于该工艺相对于高温渗碳而言, 温度较低, 且该工艺渗碳后碳含量达到渗碳温度下碳在奥氏体中溶解度的 800 倍以上<sup>[1-2]</sup>, 因此被称为低温超饱和气体渗碳。经过处理后, 奥氏体不锈钢的抗磨损、抗疲劳、抗点蚀及抗应力腐蚀开裂性能大幅提高<sup>[3-5]</sup>。该项技术被美国能源部纳入“未来工业材料研究计划”, 并得到美国海军的资助<sup>[6]</sup>。

由于奥氏体不锈钢表面渗碳强化层直接与工作介质接触, 如果渗碳层开裂, 不仅会导致应力集中, 影响材料的抗疲劳性能, 还会对材料的抗蚀性能及抗磨损能力造成严重影响。文中通过对 316L 不锈钢进行低温超饱和气体渗碳处理, 分析了渗碳层中的碳浓度、残余应力以及纳米硬度分布。通过单轴拉伸试验, 研究了渗碳层表面的开裂特性及断裂韧性。通过对比供货态试样、渗碳温度下的时效试样和渗碳试样力学性能的差异, 计算了渗碳层的断裂韧性, 同时讨论了渗碳层对材料整体力学性能的影响。

## 1 材料及方法

采用厚  $12\ \text{mm}$  商用 316L 不锈钢板, 化学成分 ( $w\%$ ) 为:  $0.03\ \text{C}$ 、 $17.54\ \text{Cr}$ 、 $10.10\ \text{Ni}$ 、 $2.12\ \text{Mo}$ 、 $1.43\ \text{Mn}$ 、 $0.55\ \text{Si}$ , 余量  $\text{Fe}$ 。拉伸试样为宽度  $W=6\ \text{mm}$ , 标距为  $30\ \text{mm}$  的板状试样, 试样厚度  $t$  取  $2\ \text{mm}$  和  $4\ \text{mm}$ , 拉伸方向与钢板轧制方向一致。试验前, 所有试样均经  $14\ \mu\text{m}$  (600 目) 金相砂纸打磨, 并去除油污, 打磨后用螺旋测微器测量每个试样平行段实际尺寸。拉伸试样为供货态、时效态和渗碳处理的 3 种试样。供货态是指直接由原材料钢板加工的试样; 时效态是试样加

工完成后进行渗碳温度下氮气保护的时效处理, 处理时间与渗碳时间相同, 以考察低温超饱和气体渗碳过程中温度对材料力学性能的影响; 渗碳试样是指在  $470^{\circ}\text{C}$  下经过  $30\ \text{h}$  低温超饱和气体渗碳的试样, 渗碳基本工艺为: 首先将试样置于自行设计的渗碳装置中, 升温至  $250^{\circ}\text{C}$  进行  $2\ \text{h}$  活化处理 (活化气氛为  $\text{HCl}$  和  $\text{N}_2$  的混合气体), 活化结束后关闭  $\text{HCl}$  通道, 将温度升至  $470^{\circ}\text{C}$ , 通入渗碳气体 ( $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{N}_2$  混合气体), 进行渗碳处理, 时间为  $30\ \text{h}$ 。详细工艺过程参见文献<sup>[7-9]</sup>。

利用岛津材料试验机并按照 GB/T 228.1-2010 标准进行单轴拉伸试验, 拉伸速率  $1.5\ \text{mm}/\text{min}$ 。采用单试样法确定表面渗碳层开裂时的塑性应变, 试验前先在渗碳拉伸试样表面间隔约  $2\ \text{mm}$  做标记, 测量标记线上特征点间距, 然后进行拉伸。从  $0.5\%$  开始, 应变每增加  $0.2\%$ , 暂停试验, 取下试样, 用扫描电子显微镜 (SEM) 对试样表面的进行观察, 直至发现裂纹, 测量标记线上特征点间距变化, 计算出渗碳层表面开裂时的应变。

金相试样尺寸为  $10\ \text{mm}\times 10\ \text{mm}\times 6\ \text{mm}$ , 抛光后分别用  $\text{FeCl}_3+\text{HCl}$  溶液腐蚀及饱和草酸溶液电解腐蚀, 并用 ZEISS 光学显微镜 (OM) 和 FEI-Phenom ProX 扫描电镜 (SEM) 观察金相试样的显微组织。采用 EPMA-1610 型电子探针 X 射线微区分析仪 (EPMA) 测量渗碳层沿深度方向的碳浓度分布。通过逐层抛光减薄, 采用 PROTO-Ixrd Combo X 射线残余应力分析仪测量渗碳层沿深度方向的残余应力。采用 Hysitron Premier 纳米压痕仪沿渗碳层深度方向进行纳米硬度测量。

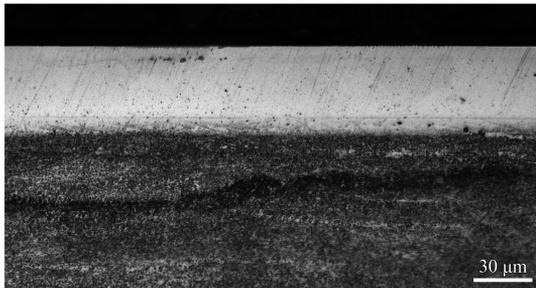
## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

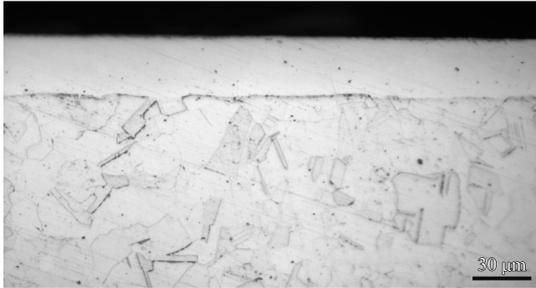
图 1 为经 LTSGC 处理后 316L 不锈钢金相组织。由图 1 (a) 可见, 316L 奥氏体不锈钢表面形成了约  $30\ \mu\text{m}$  厚的渗碳层, 由于渗碳层对  $\text{FeCl}_3+\text{HCl}$  溶液具有极强的抗蚀性, 经  $2\ \text{min}$  擦拭后, 316L 基体已经过度腐蚀, 但渗碳层仍表现为亮白的抛光态特征。采用饱和草酸溶液电解腐蚀 ( $6\ \text{V}$ ,  $0.7\ \text{A}$ ,  $15\ \text{s}$ ), 316L 基体组织已经显现, 但是仍然无法显现渗碳层组织, 如图 1 (b) 所示。为观察渗碳层中组织特征, 在饱和草酸溶液中对渗碳试样

表面电解 2 min 后, 可以看到渗碳层中的大量滑移特征, 如图 2 所示, 与 Farrell 等人<sup>[10-11]</sup>观察到的结果一致。这是由于碳原子进入奥氏体晶格引起的晶格膨胀在平行于试样表面方向上受到基体的约束, 发生塑性变形所致。

XRD 分析结果见图 3。可以看出, 经过低温超饱和气体渗碳后, 未见明显碳化物析出, 在渗碳层表面形成了扩张奥氏体 ( $\gamma_c$ ) 相<sup>[12]</sup>, 原奥氏体特征峰位置 (即  $2\theta$  角) 向小角度偏移。这是因为碳原子固溶于奥氏体中, 导致奥氏体晶面间距  $d$  增



(a) Etched by  $\text{FeCl}_3+\text{HCl}$  solution



(b) Electro-etched by saturated oxalic acid solution

图 1 316L 奥氏体不锈钢低温超饱和气体渗碳层横截面形貌  
Fig.1 Cross-sectional morphologies of the LTSGC layer in 316L austenitic stainless steel

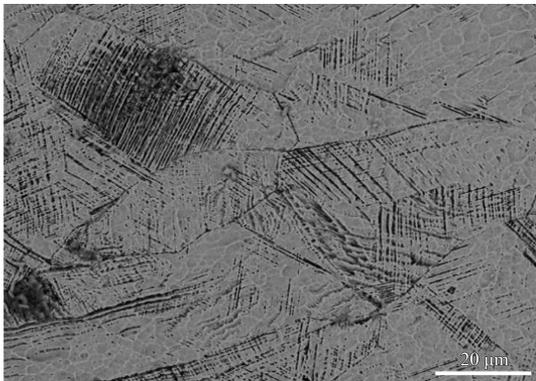


图 2 316L 奥氏体不锈钢低温超饱和气体渗碳层表面滑移变形特征

Fig.2 Surface slip deformation characteristics of the LTSGC layer in 316L austenitic stainless steel

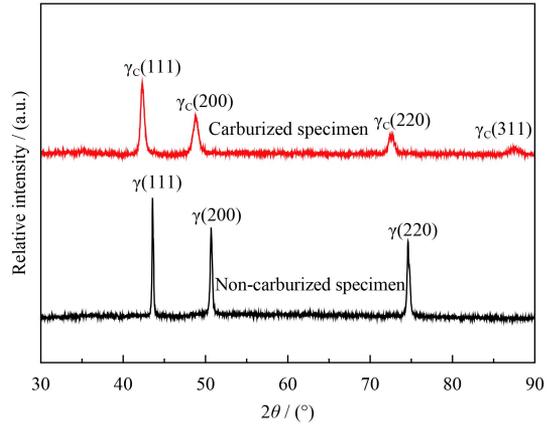


图 3 316L 奥氏体不锈钢低温超饱和气体渗碳层表面 XRD 图谱  
Fig.3 Surface XRD patterns of the LTSGC layer in 316L austenitic stainless steel

大<sup>[13]</sup>。同时可以看出, 渗碳后奥氏体的特征峰变宽, 表明渗碳层存在明显的残余应变, 即存在较大的残余应力。

## 2.2 残余应力、碳浓度及纳米硬度分布

渗碳层沿深度方向的碳含量与残余应力的关系如图 4 所示, 以及碳含量与纳米硬度的关系如图 5 所示。可以看出, 表面碳浓度、残余压缩应力和纳米硬度分别高达 2.4% (质量分数)、-2.2 GPa 和 12.6 GPa。进一步分析图 4, 可以发现, 沿深度方向, 残余应力随着碳含量的降低而减小。根据 Christiansen 的研究<sup>[14]</sup>, 碳浓度梯度引起的残余应力可写成:

$$\sigma_{rs} = \frac{\beta E}{1-\nu} [C_b - C_x] \quad (1)$$

其中,  $\sigma_{rs}$ , 残余应力;  $\beta$  为 Vegard 常数, 可

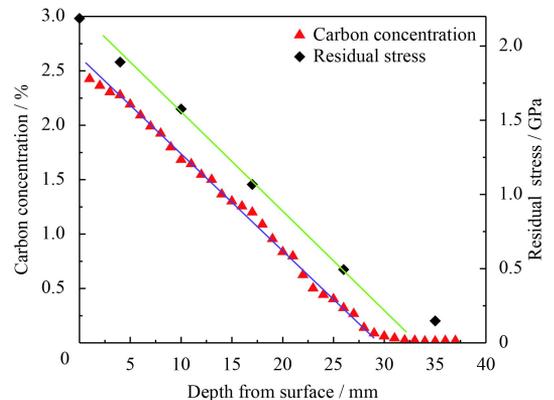


图 4 渗碳层深度方向的碳含量和残余应力分布关系

Fig.4 Relationship between carbon concentration and residual stress along the depth direction of the carburizing layer

以根据晶格常数与碳含量关系求出;  $E$ , 弹性模量;  $\nu$ , 泊松比;  $C_b$ , 基体碳含量 (质量分数);  $C_x$ , 渗碳层不同深度位置的碳含量。根据公式 (1) 可以看出, 残余应力与碳含量线性相关, 因此残余应力随着碳含量的降低而减小。

由图 5 还可以看出, 越靠近表面 (即残余压缩应力越大), 纳米硬度与碳含量的偏离程度越大。这是由于当材料中存在压缩残余应力时, 可将残余应力等效为静水应力  $\sigma_H^{[15]}$ , 如图 6 所示。压缩残余应力对压头的作用力 ( $F = \sigma_H \sin \alpha A_c$ ) 与压头载荷方向相反, 降低了压头的压入深度, 相当于增加了材料的硬度。Jannotti<sup>[16]</sup> 的研究也证实, 材料中的压缩残余应力越大, 其纳米硬度值越高。

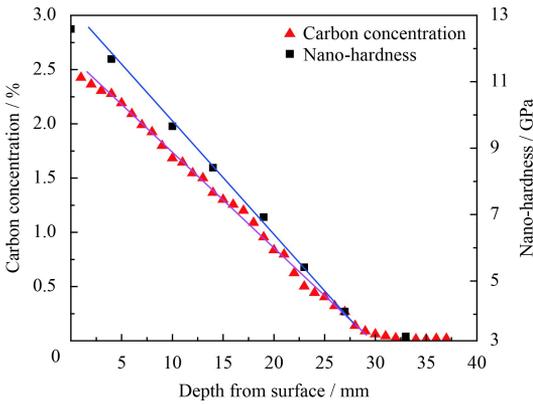


图 5 渗碳层深度方向的碳含量和纳米硬度分布关系

Fig.5 Relationship between carbon concentration and nano-hardness along the depth direction of the carburizing layer

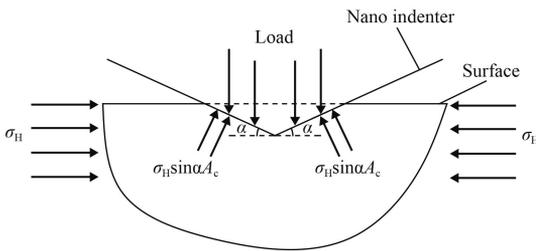
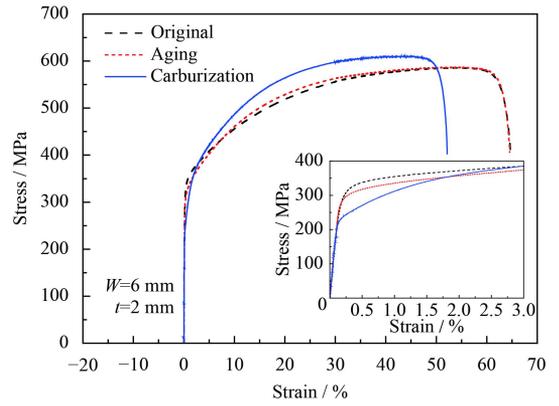


图 6 压缩残余应力对压头载荷的作用示意图

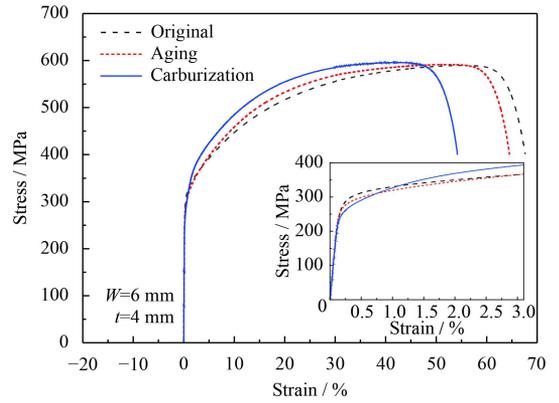
Fig.6 Schematic diagram of the effect of compressive residual stress on the normal indenter load

### 2.3 渗碳层对力学性能的影响

对供货态, 时效态和渗碳试样进行单轴拉伸试验, 应力-应变曲线如图 7 所示。可以看出: ①供货态和时效态试样应力-应变曲线基本吻合, 说明在 470 °C 下时效 30 h, 对 316L 不锈钢的力学性能影响较小。②与时效态试样相比, 渗碳试



(a) 2 mm thick samples



(b) 4 mm thick samples

图 7 不同厚度试样单轴拉伸曲线

Fig.7 Uniaxial tensile curves of different thickness samples

样的抗拉强度均有提高, 分别提高 24 MPa(2 mm 厚度试样) 和 4 MPa(4 mm 厚度试样), 而且随着试样厚度的增加, 渗碳层对整体的抗拉强度的影响逐渐降低, 这是因为在相同渗碳工艺下, 渗碳层的厚度不变, 但随着试样厚度的增加, 渗碳层在整个试样截面积中所占的比例降低, 因此其对整体抗拉强度的影响也降低。③无论与供货态还是时效态试样相比, 渗碳试样的伸长率均显著降低, 具体原因见 2.5 节相关讨论。

进一步比较初始阶段的应力-应变曲线。可看出: ①供货态, 时效态和渗碳试样在弹性阶段的曲线几乎重合, 弹性模量基本相等, 约为 190 GPa; ②进入屈服阶段后, 渗碳试样屈服强度 ( $\sigma_{0.2}$ ) 明显降低, 与时效试样相比, 屈服强度分别降低 56 MPa (2 mm 厚度试样) 和 13 MPa(4 mm 厚度试样)。屈服强度的降低, 主要是由于为了平衡渗碳层中压缩残余应力, 渗碳试样基体中产生了一定幅值的拉伸应力; ③渗碳试样应力随应变的增加而增大的速度明显高于时效态和供货态试样, 并且在应

变达到约 3% 以后, 渗碳试样的应力超过时效态和供货态试样。研究表明<sup>[17-19]</sup>, 材料硬度与屈服强度有明显的正相关性, 奥氏体不锈钢经过 LTSGC 后, 渗碳层硬度高达 1 000 HV 以上, 是基体的 3~4 倍, 因此渗碳层的屈服强度也大幅提高。在拉伸初期, 渗碳层和基体均处于弹性阶段, 因此渗碳层的强化作用未显现。当基体率先发生屈服后, 由于渗碳层仍处于弹性阶段<sup>[20]</sup>, 因此渗碳试样整体强度较时效试样表现出更高的增大速率。

## 2.4 渗碳层平均抗拉强度计算

奥氏体不锈钢经过 LTSGC 后, 在材料表面形成了碳浓度梯度分布的渗碳层, 由于碳浓度差的存在, 渗碳层中同时产生了极大的压缩残余应力。由于残余应力与渗碳层密不可分, 且在承载过程中也会影响到渗碳层的整体性能, 不妨将含残余应力的渗碳层整体视为压应力强化的新型材料, 则渗碳试样可认为是复合材料, 则渗碳层的平均抗拉强度可通过单轴拉伸试验获得。即: 渗碳试样的强度可以认为是渗碳层与基体强度的叠加, 通过分离计算可得渗碳层平均抗拉强度。图 8 给出了渗碳拉伸试样的截面几何尺寸示意图。

总的拉伸载荷由渗碳层和基体承担, 则有:

$$F = \sigma_{TOL} \times A_{TOL} = \sigma_{car} \times A_{car} + \sigma_{bas} \times A_{bas} \quad (2)$$

式中,  $F$  为整体拉伸载荷,  $N$ ;  $\sigma_{TOL}$  为整体拉伸应力  $MPa$ ;  $A_{TOL}$  为总面积,  $mm^2$ ;  $\sigma_{car}$  为渗碳层承受的应力,  $MPa$ ;  $A_{car}$  为渗碳层面积,  $mm$ ;  $\sigma_{bas}$  为基体承受的应力;  $A_{bas}$  为试样中基体面积,  $mm$ 。根据式 (2), 由图 7 的单轴拉伸应力-应变曲线可得到 2 mm 试样和 4 mm 试样的渗碳层的平均

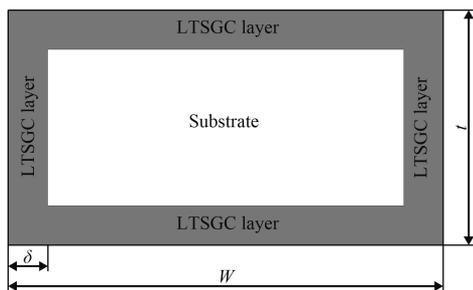


图 8 渗碳试样截面示意图 ( $\delta$  为渗碳层厚度,  $W$  为试样宽度,  $t$  为试样厚度)

Fig.8 Cross-sectional view of carburizing specimen ( $\delta$  is the thickness of LTSGC layer,  $W$  is the width of the sample and  $t$  is the thickness of the sample)

抗拉强度分别为 1.33 GPa 和 1.47 GPa, 其平均值为 1.4 GPa, 与按文献[21]中的数据计算出的渗碳层平均抗拉强度 (约为 1.3 GPa) 非常接近。

## 2.5 渗碳层表面开裂分析

渗碳试样单轴拉伸试验的塑性变形观察结果表明, 当塑性应变约 1.5% 时, 在渗碳试样表面出现垂直于加载方向的裂纹, 如图 9 所示。

渗碳试样拉伸断口如图 10。可看出, 断口可

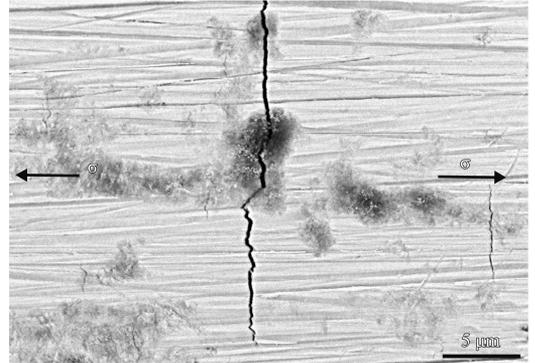
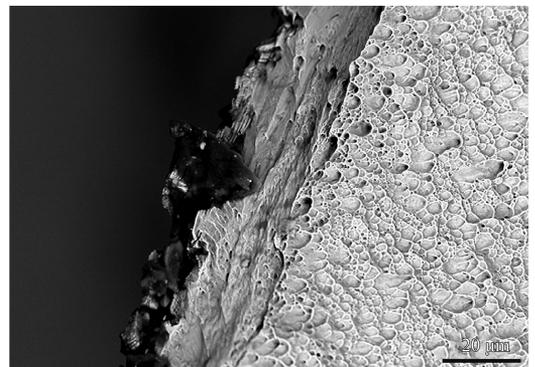
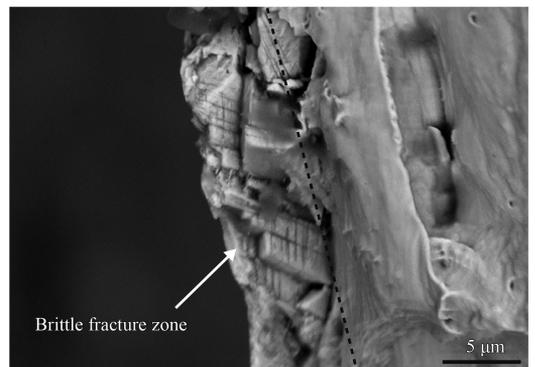


图 9 塑性应变约 1.5% 时渗碳层表面的开裂

Fig.9 Surface cracking characteristics of LTSGC layer at about 1.5% plastic strain



(a) Overall characteristics



(b) Amplifying picture near surface

图 10 渗碳试样拉伸断口特征

Fig.10 Tensile fracture characteristics of the carburizing samples

分为两个区域: 从最外层约 5  $\mu\text{m}$  范围为脆断区; 5  $\mu\text{m}$  以下直至基体均为韧性断裂区, 说明渗碳层不同深度位置断裂机理不同。表面首先发生脆性开裂, 然后沿深度方向依次逐层开裂, 直至基体。由于渗碳层与基体密不可分, 此时的基体为含裂纹缺陷试样, 在随后的拉伸过程中出现应力集中, 导致伸长率降低。

## 2.6 渗碳层脆断层的断裂韧性计算

断裂韧性  $K_{IC}$  反映出材料抵抗开裂的能力。D Hoefl 等人<sup>[22]</sup>通过公式 (3) 对 316 不锈钢低温等离子渗氮层的断裂韧性进行了计算。

$$K_{IC} = [\sigma_c^2 t_f (\pi F(\alpha_D) + \frac{\sigma_c}{\sqrt{3}\sigma_y})]^{1/2} \quad (3)$$

式中,  $\sigma_c$  为临界应力, MPa;  $t_f$  为脆性层厚度,  $\mu\text{m}$ ;  $\sigma_y$  为基体屈服强度,  $F(\alpha_D)$  为脆性层与基体弹性对比函数。根据式 (3), 经计算, 渗碳层表面 5  $\mu\text{m}$  范围脆性层的断裂韧性为 19  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 仅为 316L 不锈钢断裂韧性 (约 50  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) 的 1/3 左右。这说明, 由于表面层固溶了大量碳原子, 奥氏体晶格发生较大程度的膨胀, 材料的缺陷密度显著上升, 渗碳层表面 5  $\mu\text{m}$  范围内更加脆硬 (碳质量分数在 2.25% 以上), 导致断裂韧性显著下降。

## 3 结 论

(1) 316L 奥氏体不锈钢经 LTS GC 处理后, 在表面形成了约 30  $\mu\text{m}$  的渗碳层, 渗碳层无明显的碳化物析出, 为单一的扩张奥氏体相, 具有极高的碳含量、硬度和极大的压缩残余应力, 且均在表面达到最大值, 沿深度方向连续梯度降低, 渗碳层的平均抗拉强度约为 1.4 GPa。

(2) LTS GC 工艺提高了 316L 奥氏体不锈钢的抗拉强度, 但是降低了屈服强度和断裂伸长率。

(3) LTS GC 层表面当塑性应变达到约 1.5% 时发生开裂。约 5  $\mu\text{m}$  表面范围的渗碳层的断裂韧性为 19  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 只有基体的 1/3 左右, 进一步说明了低温超饱和气体渗碳试样在拉伸过程中首先从表面开裂。

## 参考文献

[1] LIU W J, BRIMACOMBE J K, HAWBOLT E B. Influence of composition on the diffusivity of carbon in steels—I. Non-

alloyed austenite[J]. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1991, 39(10): 2373-2380.

[2] CAO Y, ERNST F, MICHAL G M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(14): 4171-4181.

[3] MARTIN F J, NATISHAN P M, LEMIEUX E J, et al. Enhanced corrosion resistance of stainless steel carburized at low temperature[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(8): 1805-1810.

[4] CESCHINI L, MINAK G. Fatigue behaviour of low temperature carburised AISI 316L austenitic stainless steel[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, 202(9): 1778-1784.

[5] RHVD JAGT. Kolsterising-surface hardening of austenitic and duplex stainless steels without loss of corrosion resistance[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2000, 27(3): 62-65.

[6] NATISHAN P M, BAYLES R A, RAYNE R, et al. Interstitial hardening of type 316L stainless steel to improve corrosion resistance and mechanical properties[J]. *Corrosion*, 2012, 68(7): 638-644.

[7] 荣冬松, 姜勇, 巩建鸣. 奥氏体不锈钢低温超饱和和渗碳实验及热动力学模拟研究[J]. *金属学报*, 2015, 51(12): 1516-1522.

RONG D S, JIANG Y, GONG J M. Experimental research and thermodynamic simulation of low temperature colossal carburization of austenitic stainless steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(12): 1516-1522.

[8] PENG Y, GONG J, JIANG Y, et al. The effect of plastic pre-strain on low-temperature surface carburization of AISI 304 austenitic stainless steel[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2016, 304: 16-22.

[9] RONG D S, JIANG Y, GONG J M. Residual stress in low temperature carburised layer of austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33(3): 277-284.

[10] FARRELL K, SPECHT E D, PANG J, et al. Characterization of a carburized surface layer on an austenitic stainless steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2005, 343(1): 123-133.

[11] STINVILLE J C, CORMIER J, TEMPLIER C, et al. Monotonic mechanical properties of plasma nitrided 316L polycrystalline austenitic stainless steel: Mechanical behaviour of the nitrided layer and impact of nitriding residual stresses[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 605(30): 51-58.

[12] HUMMELSHØJ T S, CHRISTIANSEN T L, SOMERS M A J. Lattice expansion of carbon-stabilized expanded austenite[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(7): 761-763.

[13] 高峰, 巩建鸣, 姜勇, 等. 316L 奥氏体不锈钢低温气体渗碳后的表面特性[J]. *金属热处理*, 2014, 39(12): 102-106.

GAO F, GONG J M, JIANG Y, et al. Surface performance of 316L austenitic stainless steel after low temperature gas car-

