

304 奥氏体不锈钢激光冲击表面改性组织热致回归的微观机制

罗新民¹ 韩光田¹ 杨坤¹ 陈康敏^{1,2} 张永康³ 任旭东³ 罗开玉³

¹江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013
²江苏大学分析测试中心, 江苏 镇江 212013
³江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 利用输出波长为 1064 nm 的钕玻璃 YAG 激光器,对固溶处理 304 奥氏体不锈钢进行了激光冲击表面改性实验,用透电子显微镜、扫描电子显微镜分析技术和硬度测试方法分析了激光冲击表面改性组织的热致回归现象及其对力学性能的影响。实验结果表明,晶内形变微结构是激光冲击表面改性的主要强化机制,在固溶处理 304 奥氏体不锈钢中主要表现为晶粒内部的层错与不全位错、位错网络与位错胞以及形变孪晶等。在高温再加热作用下,激光冲击诱导的微结构将发生回归,表现为层错消失、位错密度降低、孪晶退化等,表面硬度也随之恢复到基体硬度值。同时还观察到在内应力调整过程中形变孪晶的微损伤。固溶处理 304 奥氏体不锈钢激光冲击表面改性组织的热致回归系数约为 0.35。

关键词 激光技术;奥氏体不锈钢;激光冲击;表面改性;热致回归;微观组织

中图分类号 TN249;TB303 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201340.0203006

Thermo-Induced Regression of Microstructure of Laser-Shocked Surface Modification of 304 Austenitic Stainless Steel

Luo Xinmin¹ Han Guangtian¹ Yang Kun¹ Chen Kangmin^{1,2}
Zhang Yongkang³ Ren Xudong³ Luo Kaiyu³

¹School of Material Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China
²Analysis and Test Center, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China
³School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China

Abstract Experiments of laser-shocked surface modification of solution-treated 304 austenitic stainless steel specimens are carried out by means of Nd:YAG laser setup with 1064 nm output wavelength. The phenomenon of the thermo-induced regression and its effect on property of the laser-shocked surface are analyzed via transmission electron microscope, scanning electron microscope method and micro-hardness measurement. Experimental results show that deformation microstructure evolution in grains is the basic strengthening mechanism during the surface modification by laser shock processing. The microstructure in the deformed layer of the solution-treated 304 stainless steel consists of stacking faults and partial dislocations, dislocation networks and cells, and deformation twins. These deformation microstructures are liable to regress upon reheating. It is discovered that the regression process includes stacking faults disappearance, dislocation density decreasing and twins decomposition, and surface hardness of the laser-shocked layer returns to the original value of matrix. Meanwhile, micro-damage of deformation twins owing to the internal stress adjustment in the process is observed. Thermo-induced regression coefficient of about 0.35 is obtained for the laser-shocked surface modification of solution-treated 304 austenitic stainless steel.

Key words laser technique; austenitic stainless steel; laser shock processing; surface modification; thermo-induced regression; microstructure

OCIS codes 140.3530; 140.3540; 160.3900; 350.3850; 350.5400

收稿日期: 2012-09-06; 收到修改稿日期: 2012-10-15

基金项目: 国家自然科学基金(50905080, 51105179, 51275220)和江苏高校优势学科建设工程资助课题。

作者简介: 罗新民(1951—),男,教授,主要从事金属材料表面工程及微结构与性能等方面的研究。

E-mail: luoxm@ujs.edu.cn

1 引 言

利用激光冲击波对金属材料进行表面改性已成为一个十分重要的研究领域^[1~3]。近年来,激光冲击作为一种全新的表面改性技术,因其超高应变率和超高能量可以在工件表面局部产生强烈的应变强化效应^[4],在航空航天等特殊领域获得应用,目前主要用于表面抗疲劳制造^[5]和微成形制造等领域^[6]。

众所周知,经塑性形变后的金属具有很高的形变储能能,系统有自发恢复平衡状态的趋势,由于激光冲击是在形变区域受到强烈约束条件以及超高能量、超快速度和超高应变率作用时的一种特殊塑性形变表面改性方法,金属表面强化层很薄且附带很高的残余压应力^[7],这种局部形变组织具有不同于常规约束条件下低应变率、大变形量的整体形变组织积聚的内能^[8,9]。而且,形变程度越严重,形变储能能越大,形变亚结构的稳定性就越值得重视^[10]。又由于激光冲击强化过程中常常涉及温度的变化,在温度作用下,位错将重新开始活跃,其运动也将变得更加容易,从而可能导致位错湮灭或组态改变进而产生形变微结构衰变、有利的残余压应力消退等一系列物理冶金现象^[11~14],现已发现激光冲击镍基合金在中高温保温后表面硬度沿深度方向近似呈指数关系衰减^[15]。这表明形变微结构的稳定性不仅会改变材料表面已获得的性能,甚至可能影响构件的安全服役。处于较高内能状态的塑性形变金属,其释放应变能的主要途径是消除金属内的晶格空位浓度梯度,而空位的移动和扩散遵守扩散定律,故温度和实际空位浓度梯度对系统恢复过程影响最大。但由于空位及其运动的观察难度较大,故作为研究金属晶体塑性形变和强化行为的基本途径,位错等微结构演变的观察成为研究激光冲击强化机制和宏观力学性能关系的重要手段^[16,17]。材料表面的激

光冲击塑性形变组织在重新加热过程中也必将引发位错运动及微结构的逆变,而与常规整体形变组织的回复与再结晶过程有所不同。

本文通过深入考察激光冲击固溶处理 304 奥氏体不锈钢试样的表面微结构和形变层硬度等在高温作用下的逆变回归过程,研究激光冲击表面改性层中形变微结构的稳定性及其对力学性能的影响,探索激光冲击表层改性组织在温度作用下回归的微观机制,有利于进一步理解激光冲击的物理冶金学原理和科学合理地利用激光冲击强化的效果。

2 试验材料与方法

2.1 试验材料

实验用材为厚 2 mm 的 304 奥氏体不锈钢板材,其化学成分(质量分数)为 Cr 17.52%, Ni 9.30%, Si 0.60%, C 0.055%, 其余为 Fe。试样首先在 1050 °C 下固溶 30 min 后水淬冷却,以获得较均匀稳定的奥氏体组织。

2.2 试验过程

激光冲击使用波长为 1064 nm, 脉冲宽度小于等于 20 ns 的高重复率钕玻璃 YAG 激光器,实验所用激光光斑直径为 6 mm,冲击脉冲能量分别为 10.6 J 和 12.2 J。激光冲击前,在试样表面覆盖铝箔作为能量吸收层,水作为冲击约束层。激光冲击路线和冲击表面改性原理如图 1 所示。图 1(a)所示为激光冲击路线,在纵横向均以光斑半径 R 为搭接率,光斑中心在扫描行间采用错开方式,以求在试样厚度方向获得均匀的冲击应变硬化层。图 1(a)中上方为激光冲击能量分布曲线构成的包络面示意图, H 为可能获得的表面应变硬化层最大深度。在图 1(b)中, I-I 为固定试样和实现扫描的机械约束, II-II 为激光冲击约束,由试件本体与表面透光

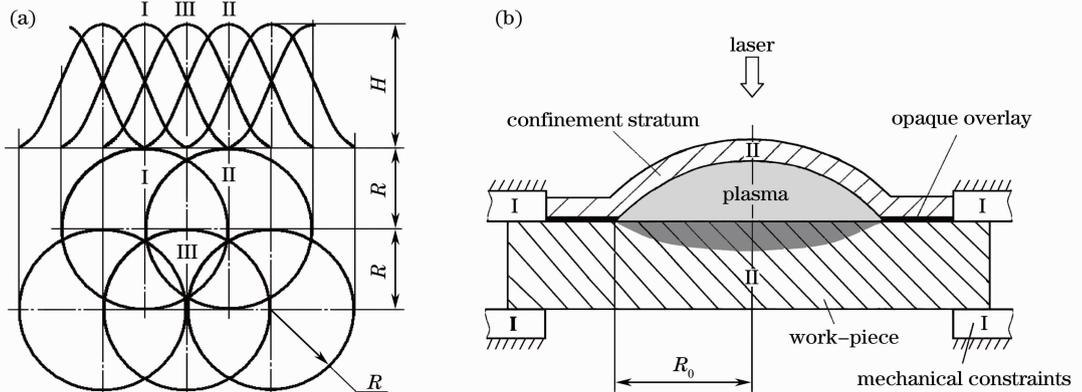


图 1 (a)激光冲击路线图;(b)激光冲击应变硬化原理

Fig. 1 (a) Laser shocking loute; (b) illustration of strain-hardening by laser shock processing

约束层组成。试件再加热参数根据形变组织的回归过程而定,采用 400 ℃~900 ℃高温条件的电阻加热炉进行加热。

采用 HVS-1000 型数字显微硬度仪来测试试样表面的均匀冲击强化区断面上沿厚度方向的硬度分布。形变强化组织和回归后的组织形态观察按需要采用 JEM-2100 (HR) 型高分辨透射电子显微镜 (TEM) 进行分析。TEM 薄膜试样由线切割方法分离出激光冲击强化层后,从基体一侧开始减薄、再经凹坑减薄、最后离子减薄的方法制备而成。

3 实验结果与分析

3.1 激光冲击表面改性组织的微观特征

由于多晶体金属材料存在各晶粒取向不同,当受外力作用时,各晶粒滑移系上的临界分切应力相差很大,因而开始塑性形变时间和形变程度有所不同。但在激光冲击的超快速、超高能量和超高应变率 λ 条件下,加上被冲击区强烈的约束条件和激光光斑单点冲击累积强化这种特殊形式^[18],各晶粒相互之间的转动和形变协同性受到严重制约,这与低

应变率、大形变量条件下晶体可在较大范围内协同形变的过程完全不同。激光冲击区内的晶粒可以几乎同时产生应变响应,但各晶粒由于取向因子导致的非一致性依然存在,也即晶粒之间应变的同时响应性加强而协同性变差;又由于激光冲击时材料约束的特殊性,光斑作用处材料晶粒受到三向应力,晶粒之间的流变受阻,从而观察不到晶粒的形变,冲击能量所诱导的微结构都表现在晶粒内部。图 2 所示为在 304 奥氏体不锈钢激光冲击表面改性组织中不同位向的薄晶体用 TEM 观察到的特征微结构,包括位错与位错网络、层错与不全位错、形变孪晶等。图 2(a)中可见密集的位错网络及位错胞;图 2(b)中可见不同位向的层错条纹和不可见层错的边界,即 Shockley 不全位错,不全位错的可见性取决于入射电子束与样品晶面的夹角^[19];图 2(c)为形变孪晶和密集的位错。由此可得如图 3 所示的激光冲击后原始晶粒与形变微结构的示意图,说明激光冲击表面改性层以晶内微结构演变为主,晶界仍保持原来的等轴晶形貌。

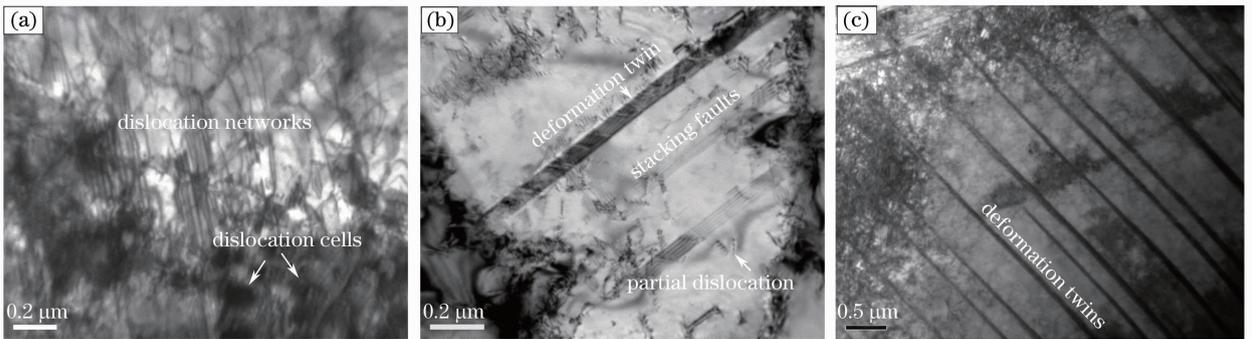


图 2 304 奥氏体不锈钢激光冲击表面改性层中微结构的 TEM。(a)位错网络及位错胞;(b)层错与不全位错;(c)形变孪晶

Fig. 2 TEM of microstructure in surface modification layer of laser-shocked 304 austenitic stainless steel.

(a) Dislocation networks and cells; (b) stacking faults and partial dislocations; (c) deformation twins

3.2 加热对激光冲击表面改性层硬度的影响

图 4 为用两种不同脉冲能量的激光束冲击试样表面,并在不同温度条件加热后强化层硬度的变化。由图 4 可见,激光冲击具有明显的表层硬化效果,但是当温度小于不同温度条件时,硬化效果加热温度的变化明显不同。当温度小于 400 ℃时,硬化效果因加热温度变化不明显,当温度达到 450 ℃时,表面硬度基本恢复到激光冲击前的状态,这说明温度对激光冲击硬化层的影响是不容忽视的。因为当外部能量以点阵缺陷形式储存于金属中时,其自由能比加工硬化前的状态更高,在热力学上处于一种不稳定的亚稳状态,温度升高将使金属中的原子获得足

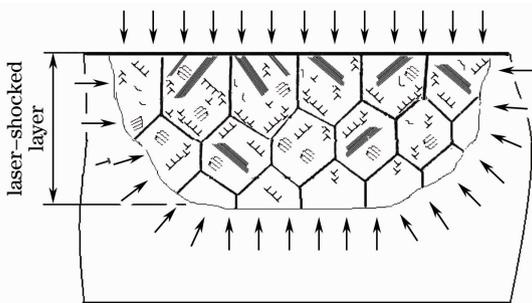


图 3 激光冲击表面改性层内的微结构示意图

Fig. 3 Illustration of microstructure in surface modification layer by laser shock processing

够的活动性,以克服亚稳状态与稳定状态之间的势垒,故经加工硬化的金属将自发地通过点阵缺陷的重新排列或减少而恢复到变形前的稳定状态。激光冲击功率对表面硬度降低的快慢程度的影响亦源自形变组织的储能大小。毋庸置疑,激光冲击硬化层沿深度方向硬度递减的现象与激光冲击波的传播与衰减相关^[15]。

3.3 激光冲击表面改性组织热致回归的微观机制

3.3.1 位错与层错密度的演变

在所有的形变微结构中,位错是最基本的,也是最容易受热力学条件影响而发生改变的。位错密度越高,应力状态越硬,在再加热时对形变组织的回复越有利。在一定的位错密度下,温度和时间都起着十分重要的作用,尤其是温度的作用^[20]。

同时,304 奥氏体不锈钢属于中低层错能金属晶体,在激光冲击形变过程中,易形成大量的层错,其边缘还形成不全位错。在室温条件下,激光冲击组织内部的层错和位错密度很高,高的应变储存能为可能的恢复提供驱动力。在高温作用下,由于层错的能量低于位错,因此层错先于位错消失。图 5 为在 TEM 下观察到的层错消失的过程,在较低的加热温度,如 400 °C 时层错就开始消退,经 90 min 加热后基本仅剩痕迹。图 5(a) 的上方能看到一部

分退化的层错残余;图 5(b) 为在较高冲击能量下的形变组织,在加热后其中的层错逐渐变得难以辨认。

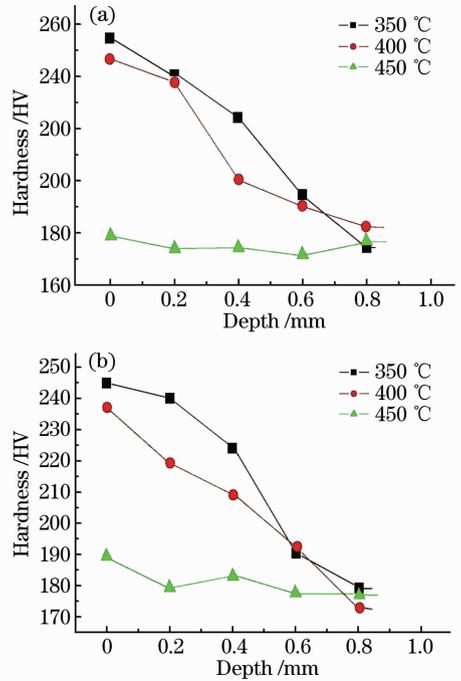


图 4 不同激光冲击脉冲能量下表面硬度随再加热温度的变化。(a) 10.6 J;(b) 12.2 J

Fig. 4 Variation of surface hardness versus reheating temperatures with laser shock pulse energy of (a) 10.6 J and (b) 12.2 J

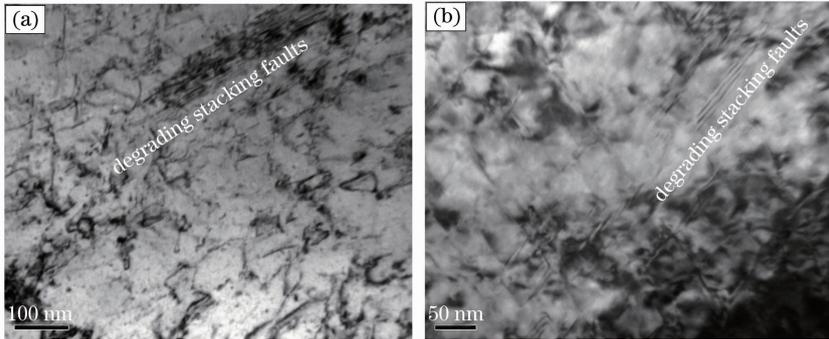


图 5 不同激光冲击脉冲能量下,400 °C 加热时层错消失的 TEM。(a) 10.6 J;(b) 12.2 J

Fig. 5 TEM of degradation of stacking faults at temperature of 400 °C with laser shock pulse energy of (a) 10.6 J and (b) 12.2 J

经 500 °C 加热后,微观组织发生更显著的回归过程,如图 6 所示。形变组织中的密集位错由原来的较均匀分布向偏聚状态演变,晶内出现深浅不同的絮状结构,浅色区域为位错的低密度区域,而絮状区域为高密度区域,如图 6(a) 所示。在较高的冲击能量(12.2 J)下,由于形变组织储存的内能更高,回归驱动力更大,在高温作用下,其中的位错密度降低也很迅速,位错网络和位错胞松解并逐渐消失,如

图 6(b) 所示。由此证实,这种局部冲击形变组织在高温下的回归倾向与激光冲击能量关系不大。

此外,奥氏体不锈钢在激光冲击过程中由于超高应变率和变形的微观不均匀性,容易在局部形成剪切滑移,剪切带内为高密度的位错^[21,22]。在再加热时,这些位错将因发生运动而重组,高密度的位错运动和重组有可能在奥氏体晶内形成过程性纳米亚晶,图 6(a) 所示亚晶的尺寸不足 100 nm。如前所

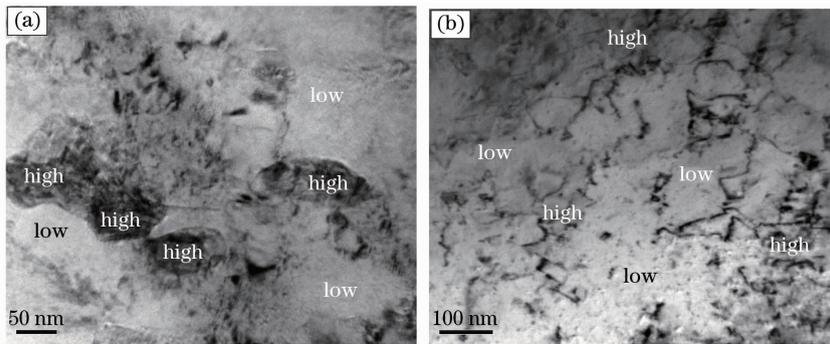


图 6 不同脉冲能量下 500 °C 再加热 1 h 后激光冲击形变层中位错密度变化的 TEM。(a) 10.6 J；(b) 12.2 J

Fig. 6 TEM of varying of dislocation density reheating for 1 h at temperature of 500 °C with laser shock energy of (a) 10.6 J and (b) 12.2 J

述,激光冲击局部形变诱导的微结构限于晶粒内部,无论这种亚晶是否通过多边化的方式长大,最终将通过位错的继续运动而湮灭在原奥氏体晶粒内。所以在激光冲击形变组织加热中通过位错的运动形成纳米亚晶仅是过程而已。根据位错理论,亚晶界是一种位错晶界(对称倾侧晶界和扭转晶界)^[23],在高温作用下,位错会发生滑移和攀移等相互作用而湮灭。由于亚晶的形成和生长要消耗储存的应变能,从而使形变组织进入能量更低的亚稳状态。此后,位错的继续运动与相互作用,将使亚晶界上位错转变成位错密度更低的位错墙,然后再通过位错墙消失而恢复原奥氏体晶粒。

3.3.2 形变孪晶退化

形变孪晶的形成并与大量位错的配合是激光冲击加工硬化的重要机制。可以认为,在初次冲击应

变时孪晶可能作为一种应力松弛模式而引起形变硬化,但在随后的冲击形变中孪晶可能阻碍位错的长程运动,在形变孪晶间产生位错亚结构和位错胞状组织等而继续产生强化效应,如图 2(c)所示。但在再加热过程中,其过程正好相反。图 7 为激光冲击样品在 400 °C 再加热时,孪晶的回归过程和伴生的微损伤行为。可以观察到孪晶前端略显弯曲,说明内应力状态正在发生改变,如图 7(a)所示;形变孪晶的错位和由这种剪应力在相邻孪晶相同位置处引起的位错增殖,说明随着加热进行,晶粒之间内应力将建立新的平衡,这种晶粒内部调整时的剪切内应力甚至超过了形变微孪晶的强度,将孪晶切断,或诱发密集的次生位错,如图 7(b)所示。这种现象表明冲击件若在使用过程中受到高温的影响,很可能由于这种晶体内部的“微损伤”而变成一种疲劳源隐患。

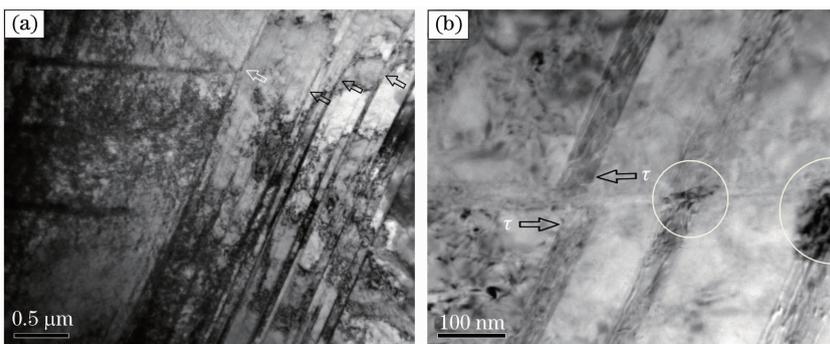


图 7 冲击能量为 12.2 J 时激光冲击诱导形变孪晶在 400 °C 加热后的 TEM。(a)形变孪晶的尖端弯曲和 (b)被回复时的内应力剪切

Fig. 7 TEM of regression behaviors of deformation twins induced by laser shock processing at temperature of 400 °C with laser shock energy of 12.2 J. (a) Curve at tip of deformation twins; (b) twin sheared by internal-stress upon regressing

奥氏体不锈钢由于其层错能较低,在形变过程中易产生层错,形变孪晶是由层错边缘的 Shockley 不全位错叠加造成^[24],故其消失亦与 Shockley 分位错的湮灭有关。如前所述,在再加热过程中,层错先于孪晶消失。图 8 揭示了形变孪晶的消失过程,

可见随着层错的持续消退,孪晶微结构分解;由于孪晶的界面能较低,在先发生回归的段落,孪晶界完全消失于原奥氏体晶内;同时可观察到两组形变孪晶相交的残迹。与整体形变组织在退火时堆垛层错能强烈影响回复阶段位错重新组合倾向不同,在一些

不相交的形变孪晶内,发生疏密不等的微结构重组,形成位错胞状组织,如图 8(b)中深色部分所示。

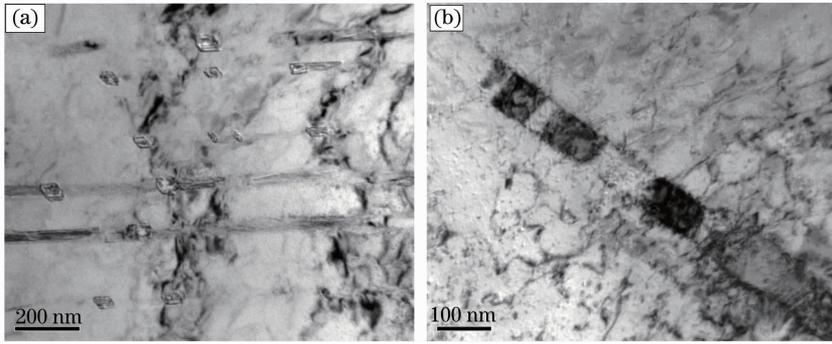


图 8 不同脉冲能量下 450 °C 再加热时形变孪晶消失的 TEM。(a) 10.6 J; (b) 12.2 J

Fig.8 TEM of degradation of deformation twins reheating at temperature of 450 °C with pulse energy of (a) 10.6 J and (b) 12.2 J

3.3.3 回归温度系数

当所有激光冲击诱导的微结构全部消失之后,可认为形变强化效应也随之消失,晶体恢复到无形变特征的原始奥氏体的等轴晶状态,如图 9 所示,在扫描电子显微镜(SEM)下,晶粒内部每个晶粒都十分清晰。由于激光冲击诱导的形变未能使原始晶界

发生流变,所以在上述回归过程中只涉及晶内层错、位错和形变孪晶等退化。综上所述,鉴于本研究目的限于激光冲击形变微结构的消失,在本试验条件下,304 奥氏体不锈钢激光冲击表面改性组织的回归温度在 500 °C 左右,借助再结晶温度系数概念,其回归温度系数约为 0.35。

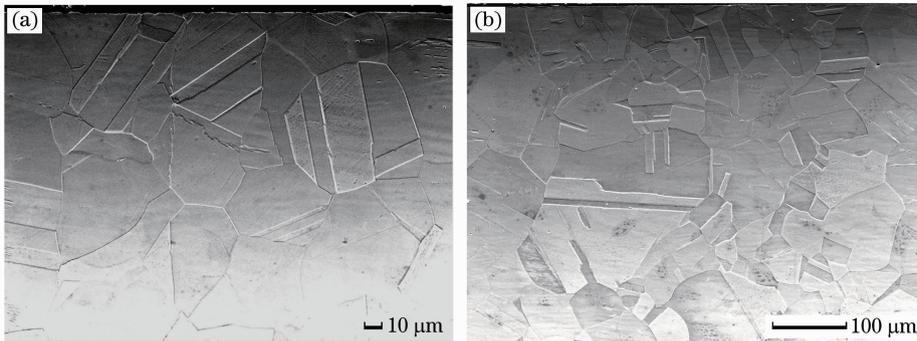


图 9 不同脉冲能量 304 奥氏体不锈钢回归后的晶粒形貌的 SEM。(a) 10.6 J; (b) 12.2 J

Fig.9 SEM of regressed grain morphology of 304 austenitic stainless steel with pulse energy of (a) 10.6 J and (b) 12.2 J

4 结 论

1) 在激光冲击固溶处理的 304 奥氏体不锈钢表面改性层中,形变微结构主要为层错、位错和位错网络以及形变孪晶等,由于激光冲击的约束条件,超高应变率、单点累积强化等特点使受冲击区域的形变微结构限于晶粒内部,晶粒形状不发生改变。

2) 在 450~500 °C 时,激光冲击诱导的高储能形变微结构将发生回归,表现为层错消失,位错密度降低,孪晶退化等,过程中的内应力调整还将引起形变孪晶的微观损伤。形变微结构的回归倾向与激光冲击能量的关系不明显。

3) 304 奥氏体不锈钢的激光冲击表面改性层在再加热过程中仅表现为晶粒内部形变微结构的热致回归,回归温度系数约为 0.35。

参 考 文 献

- 1 Zhang Yongkang, Zhang Lei, Luo Kaiyu *et al.*. Effects of laser shock processing on mechanical properties of laser welded ANSI 304 stainless steel joint [J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2012, **25**(2): 285~292
- 2 K. Y. Luo, J. Z. Lu, Y. K. Zhang *et al.*. Effects of laser shock processing on mechanical properties and micro-structure of ANSI 304 austenitic stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, **528**(13-14): 4783~4788
- 3 Luo Xinmin, Zhao Guangzhi, Zhang Yongkang *et al.*. Laser shock processing of Ti-6Al-4V and analysis of its microstructure response [J]. *Acta Metall. Sin.*, 2012, **48**(9): 1116~1122
罗新民, 赵广志, 张永康 等. Ti-6Al-4V 激光冲击强化及其微结构响应分析 [J]. *金属学报*, 2012, **48**(9): 1116~1122
- 4 Zhang Lingfeng, Xiong Yi, Zhang Yi *et al.*. Microstructure of high manganese steel by laser shock processing [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603025
张凌峰, 熊毅, 张毅 等. 高锰钢在激光冲击作用下的微观特征 [J]. *中国激光*, 2011, **38**(6): 0603025
- 5 Zhou Jianzhong, Fan Yujie, Huang Shu *et al.*. Research and

- prospect on micro-scale laser shot peening[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0601003
- 周建忠, 樊玉杰, 黄舒等. 激光微喷丸强化技术的研究与展望[J]. *中国激光*, 2011, **38**(6): 0601003
- 6 Liu Huixia, Yang Kun, Wang Yun *et al.*. Research on micro-forming experiment of metal foil under laser driven flyer loading method[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(6): 1292~1295
- 刘会霞, 杨昆, 王匀等. 激光驱动飞片加载金属箔板成形实验研究[J]. *中国激光*, 2009, **36**(6): 1292~1295
- 7 J. Z. Lu, K. Y. Luo, Y. K. Zhang *et al.*. Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel [J]. *Acta Materialia*, 2010, **58** (16): 5354~5362
- 8 C. Sudha, P. Parameswaran, R. Krishnan *et al.*. Effect of laser shock processing on the microstructure of 304 (L) austenitic stainless steel [J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2010, **25**(9): 956~964
- 9 Zhou Xiaofen, Fu Renyu, Su Yu *et al.*. Influence of strain and strain rate on twin substructure of Fe-24Mn-0.5C TWIP steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2009, **30**(5): 145~148
- 周小芬, 符仁钰, 苏钰等. 应变和应变速率对 Fe-24Mn-0.5C TWIP 钢亚结构的影响[J]. *材料热处理学报*, 2009, **30**(5): 145~148
- 10 M. Turski, S. Clitheroe, A. D. Evans *et al.*. Engineering of the residual stress state and microstructure of stainless steel with mechanical surface treatments[J]. *Applied Physics A: Materials Science & Processing*, 2010, **99**(3): 549~556
- 11 I. Altenberger, E. A. Stach, G. Liu *et al.*. An *in situ* transmission electron microscope study of the thermal stability of near-surface microstructures induced by deep rolling and laser-shock peening [J]. *Scripta Materialia*, 2003, **48** (12): 1593~1598
- 12 I. Nikitin, I. Altenberger, B. Scholtes. Residual stress state and cyclic deformation behaviour of deep rolled and laser-shock peened AISI 304 stainless steel at elevated temperatures[J]. *Materials Science Forum*, 2005, **490-491**: 376~383
- 13 M. A. Meyers, M. S. Schneider, H. Jarmakani *et al.*. Deformation substructures and their transitions in laser shock-compressed copper-aluminum alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Chemistry and Materials Science*, 2008, **39**(2): 304~321
- 14 Guo Naiguo, Luo Xinmin, Hua Yinqun. The effects of laser shock processing on microstructure and properties of metal[J]. *Materials Review*, 2006, **20**(6): 11~13
- 郭乃国, 罗新民, 花银群. 激光冲击处理对金属微结构及其性能的影响[J]. *材料导报*, 2006, **20**(6): 11~13
- 15 Ren Xudong, Huangfu Yongzhuo, Ruan Liang *et al.*. Effects of laser shock processing on micro-hardness of Ni-based superalloy K417 at elevated temperature [J]. *Chinese J. Lasers*, 2012, **39**(7): 0703005
- 任旭东, 皇甫喆卓, 阮亮等. 激光冲击对中高端服役条件下镍基合金 K417 显微硬度的影响[J]. *中国激光*, 2012, **39**(7): 0703005
- 16 I. Nikitin, I. Altenberger. Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25~600 °C [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, **465**(1-2): 176~182
- 17 Zhou Zhimin. The Evolution of Dislocation Configuration[M]. Shenyang: Northeast University Press, 2003. 4
- 周志敏. 位错组态演化[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 2003. 4
- 18 Luo Xinmin, Ma Hui, Zhang Jingwen *et al.*. "Strain-screening" and "constraint breakdown" in laser shock processing [J]. *Materials review*, 2010, **20**(3): 11~15
- 罗新民, 马辉, 张静文等. 激光冲击中的“应变屏蔽”和“约束击穿”[J]. *材料导报*, 2010, **20**(3): 11~15
- 19 Thomas Gareth, Michael J. Gorringer. Transmission Electron Microscopy of Materials[M]. 1st Edition. Hong Bande Transl., Beijing: Mechanical Industry Press, 1985
- Thomas Gareth, Michael J. Gorringer. 材料的透射电子显微术[M]. 第一版 洪班德译. 北京: 机械工业出版社, 1985
- 20 Zhao Yuhuan. The change of dislocation density of deformed metals at isothermal annealing[J]. *Journal of Northeast Institute of Technology*, 1965, (1): 25~31
- 赵玉环. 变形金属在等温退火时位错密度的变化[J]. *东北工学院学报*, 1965, (1): 25~31
- 21 Li Qiang, Xu Yongbo, Lai Zuhan *et al.*. High velocity plastic deformation and dynamic recrystallization of monel alloy[J]. *Acta Metall. Sin.*, 1999, **35**(1): 49~52
- 李强, 徐永波, 赖祖涵等. Monel 合金高速塑性剪切变形与动态再结晶[J]. *金属学报*, 1999, **35**(1): 49~52
- 22 Xu Yongbo, Bai Yilong. Shear localization, microstructure evolution and fracture under high strain rate [J]. *Advances in Mechanics*, 2007, **37**(4): 496~516
- 徐永波, 白以龙. 动态载荷下剪切变形局部化、微结构演化与剪切断裂研究进展[J]. *力学进展*, 2007, **37**(4): 496~516
- 23 Luo Xinmin, Zhang Jingwen, Ma Hui *et al.*. Dislocation configurations induced by laser shock processing of 2A02 aluminum alloy[J]. *Acta Optica Sinica*, 2011, **31**(7): 714002
- 罗新民, 张静文, 马辉等. 2A02 铝合金中强激光冲击诱导的位错组态分析[J]. *光学学报*, 2011, **31**(7): 714002
- 24 Yang Gang, Sun Lijun, Zhang Li'na *et al.*. Annihilation of deformation twins and formation of annealing twins[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2009, **21**(2): 39~43
- 杨钢, 孙利军, 张丽娜等. 形变孪晶的消失与退火孪晶的形成机制[J]. *钢铁研究学报*, 2009, **21**(2): 39~43