第54卷 第12期 稀有金属材料与工程 Vol.54, No.12
2025年 12月 RARE METAL MATERIALS AND ENGINEERING Dec. 2025
https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20240534

激光表面重熔对双态组织TC4合金力学性能和摩擦学性能的影响

孙 磊[1]，杨朋飞[1]，孙 奇[2]，杨志远[3]，赵 元[1]，高 英[1]，张嘉振[1,4]
（1. 浙江师范大学 工学院，浙江 金华 321004）
（2. 西南交通大学 材料科学与工程学院 材料先进技术教育部重点实验室，四川 成都 610036）
（3. 中材高新氮化物陶瓷有限公司，山东 淄博 255000）
（4. 中国商用北京民用飞机技术研究中心，北京 102200）

摘 要：TC4合金是应用最广泛的航空材料之一，激光表面重熔（laser surface remelting, LSR）技术可有效提升材料力学性能，但是LSR对于双态组织TC4合金力学性能的增强机理尚不明确。本文在TC4试样的正面和背面进行LSR处理，随后进行力学性能和磨损性能测试，利用TEM、EBSD、SEM等仪器进行系统表征，讨论了层状异构和双相结构起到的增强协同作用机制。结果表明：重熔层由粗大板条马氏体（coarse lath martensite, CLM）和杂乱无章的细小板条马氏体（fine lath martensite, FLM），以及部分平行分布的$\{10\bar{1}1\}<10\bar{1}2>$压缩孪晶组成。在发生塑性形变时，位错在CLM中产生、缠绕和塞积，FLM和孪晶包裹在CLM周围，限制了CLM中位错滑移的传递，最终使双态组织TC4钛合金的屈服强度显著增加到(879±6) MPa，抗拉强度显著增加到(1035±11) MPa，磨损时的疲劳裂纹数量显著减少。

关键词：TC4合金；激光表面重熔；异质结构；力学性能；摩擦性能
中图法分类号：TG174.4 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2025)12-3147-09

1 引 言

钛及其合金因其卓越的比强度和耐腐蚀性，在航空工业、海洋工程、能源技术等关键领域中占据着重要地位[1–3]。其中，双态组织钛合金作为一种特殊的两相钛合金，其结构由等轴α相和β转变组织相组成，这种独特的组织形态赋予了其独特的性能优势。TC4作为双态组织钛合金的代表，以其出色的综合性能成为钛合金领域的研究热点[4]。TC4钛合金的组织特征深受热机械处理工艺的影响，进而影响其力学性能[1,5–6]。通常，通过精准的热加工和热处理工艺，可以整体调控TC4钛合金中的α相和β相的比例和分布，从而实现对其力学性能的优化[7–14]。然而，对于双态组织钛合金而言，如何在其内部构建更加精细的微观结构，以进一步平衡其强度和塑性，一直是研究者们需要突破的难点[1,8,14–15]。

近期研究表明，非均匀微结构材料可能打破传统的强度塑性权衡定律，为双态组织钛合金的性能提升提供了新的思路[16–19]。早期的科研工作者在寻求生成梯度微结构的途径上，已经尝试了多种方法，比如表面机械研磨和快速热处理等[20–21]。然而，这些传统方法仅在小尺寸样本上展现出了更高的适用性。近年来，激光表面重熔（laser surface remelting, LSR）技术凭借其热影响区小、线能量密度高以及操作便捷等显著优势，成为制备梯度微结构的一种备受瞩目的新方法[22–23]。

LSR的优点是选择性处理表面[24]，来提高材料性能，而不是对材料整体处理。LSR材料具有细小均匀的晶粒结构，没有裂纹和气孔，从而具有更好的强度和耐磨性[25]。因此，研究人员对不同金属和合金表面进行了LSR实验，以研究其对材料力学性能和摩擦学性能的影响。Jiang[26]等人采用LSR方法制备的高强度韧性ZrTi合金，通过形成梯度结构显著提升材料抗拉强度至1550 MPa，同时保持高塑性（>10%），并探讨了复合变形机理。Yao[27]等人研究了LSR对Ti-Zr β钛合金组织演变和表面力学性能的影响，讨论了LSR对Ti-Zr合金力学性能的强化作用。Zhang[28]等人研究发现LSR处理后，Zr-4和N36锆合金的表面硬度均提升约30%，同时两者的磨损体积分别下降30%和18%。

激光表面处理是一项非常复杂的高能瞬态冶金工

收稿日期：2024-12-30
基金项目：国家自然科学基金（52475219）；四川省自然科学基金（2023NSFSC0411）；中央高校基本科研业务费专项资金（2682023ZTPY006，2682024GF006）
作者简介：孙 磊，男，1998年生，硕士，浙江师范大学工学院，浙江 金华 321004，E-mail：19558257031@163.com

艺，试样表面在极短的时间内完成物质交换和热量交换，其微观结构和力学性能发生极大的变化。前期研究结果[29]表明LSR技术能引起TC4合金中马氏体结构的改变，实现强塑性的同步提升，为钛合金的激光表面改性提供一个全新思路。受此启发，本研究采用LSR技术来改造双态组织的TC4钛合金，以期获得双异质组织，进而实现强度和塑性的协同增强。

2　实 验

本研究使用的材料是一种商用TC4轧制钛合金板材，合金添加元素（质量分数）为5.9% Al、3.95% V、0.073% Fe、0.0081% C、0.02% N、0.002% H和0.07% O，余量为Ti。毛坯板切割是沿轧制（rolling direction, RD）、横向（transverse direction, TD）和法向（normal direction, ND）的尺寸分别为90 mm、40 mm和5.5 mm的长方体板材。采用金相法测定了合金的β转变温度980 ℃。将这些长方体板材放入热处理炉中进行990 ℃固溶1 h的热处理后，取出样品进行空冷（air cooling, AC），以获得双态组织，此时的样品标记为AC。随后对其RD-TD表面进行LSR处理，工艺参数如表1所示。为了防止氧化，在整个LSR处理过程中，使用连续流动的高纯度氩气（流量为5 L/min）进行保护。将LSR处理后的样品标记为AC-LSR。

如图1所示，经过LSR处理后，重熔区约占长方体样品总厚度的50%。随后，利用电火花加工从AC和AC-LSR试样中切割出长度为15 mm、宽度为4 mm、厚度为1.8 mm的拉伸试样。拉伸试验在WARTER+BAI LFV 10-HH试验机上进行，沿RD方向的应变速率为10^{-3} s^{-1}。为了获得可重复的拉伸性能，所有拉伸试验至少重复3次。

同时对试样进行硬度测试，采用的测量仪器为科理特KELITI000ZB显微维氏硬度计。硬度测试所采用的载荷为300 g，保荷时间10 s。为确保维氏硬度数据的准确性及可靠性，每组样品在测试时均为随机选点，每个硬度点间隔至少200 μm，每组试样测试点位数不少于20个。

表1　所采用的LSR工艺参数

Table 1　Process parameters of LSR

Parameter	Value
Laser power/W	160
Peak Power/kW	1.6
Scanning speed/mm·s^{-1}	8
Pulse duration/ms	5
Frequency/Hz	20
Power density/W·mm^{-2}	204
Linear energy density/J·mm^{-1}	20
Defocusing amount/mm	0
Beam diameter/mm	1
Overlap/%	50

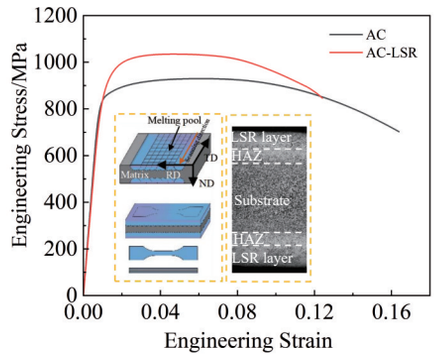

图1　AC和AC-LSR试样的工程应力-工程应变曲线

Fig.1　Engineering stress-engineering strain curves of AC sample and AC-LSR sample (the illustration shows LSR process of AC-LSR sample and the preparation of the tensile sample, and the optical micrograph shows the morphological differences between the laser remelted layer and the substrate)

在LSR处理后，试样表面微观组织发生了较大变化，为了探究这种变化对试样的磨损性能是否会产生影响，对材料进行了摩擦磨损试验并进行表征。如图2所示，采用自主搭建的高精度直线滑动摩擦磨损试验机进行滑动磨损实验来评价激光处理前后TC4的磨损性能。磨损试验的接触方式为球-平面接触，所用摩擦配副材料为10 mm GCr15钢球（硬度850 HV，ρ=7.85 g/cm^3），磨损试样尺寸为20 mm×15 mm×5 mm，所有试样在实验前均需进行研磨及抛光处理直至镜面。试样及钢球在实验前需进行超声清洗干净表面残留的油污等污染物。试验结束后，再次将试样放入超声波清洗机中超声除去表面磨

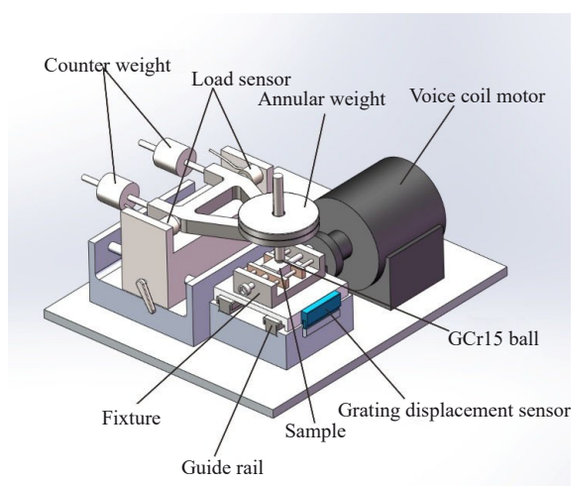

图2　实验所用直线滑动摩擦磨损试验机示意图

Fig.2　Schematic diagram of linear sliding friction and wear testing machine used in the experiment

屑，并用乙醇清洗，冷风吹干。清洗完成后采用SEM表征磨痕形貌，采用Bruker白光三维形貌仪采集磨痕轮廓数据，并用Vision 64软件处理白光数据获得磨痕的磨损量及横截面二维轮廓数据及磨损量。为保证试验数据的有效性及可重复性，试验在恒定温度及湿度的环境中进行，每组试验参数至少重复3次，其他试验参数如表2。

采用电子背散射衍射仪(EBSD)和透射电镜(TEM)观察AC和AC-LSR变形前后的显微组织特征。在EBSD检查前，对TD-ND切片进行机械研磨和电解抛光。EBSD表征是使用配备在FEI Nova 400 FEG-SEM中的HKL Channel 5软件进行的。扫描步长为0.2 μm。菊池图案的标定率均在85%以上。在变形前和变形后分别切取AC-LSR薄片样品。然后，首先将这些薄片机械研磨至50~80 μm厚度，随后通过电解双喷技术制备TEM薄膜样品。最后在工作电压为200 kV的JEM-2100F电子显微镜上进行TEM观察。

表2 滑动磨损试验参数

Table 2 Parameters of sliding wear test

Parameter	Value
Normal load/N	5, 10
Displacement amplitude/μm	2500
Frequency of experiment/Hz	2
Cycle	5000
Test temperature/°C	23
Ambient humidity/%	45–55

3 结果和讨论

3.1 力学性能

AC和AC-LSR试样的应力-应变曲线如图1所示。没有发现明显的屈服平台，表明这两个试样的塑性变形主要由位错滑移[19,23]来调节。如表3力学性能所示，AC的屈服强度相对较低，约为(826±8) MPa，但LSR处理后显著增加到(879±6) MPa。AC-LSR试样的抗拉强度也明显高于AC试样。但是试样的断裂延伸率从(16.4±0.2)%降低到(12.4±0.2)%。力学性能测试的结果表明，经过激光表面处理后，AC试样的强度得到了提升，但塑性降低。如图3所示，在激光重熔层、热影响区（HAZ）和基体进行连续打点测试硬度，发现材料硬度从最外层的390 HV先迅速下降到热影响区的

表3 AC和AC-LSR试样力学性能参数

Table 3 Mechanical properties of AC sample and AC-LSR sample

Sample	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
AC	826±8	931±9	16.4±0.2
AC-LSR	879±6	1035±11	12.4±0.2

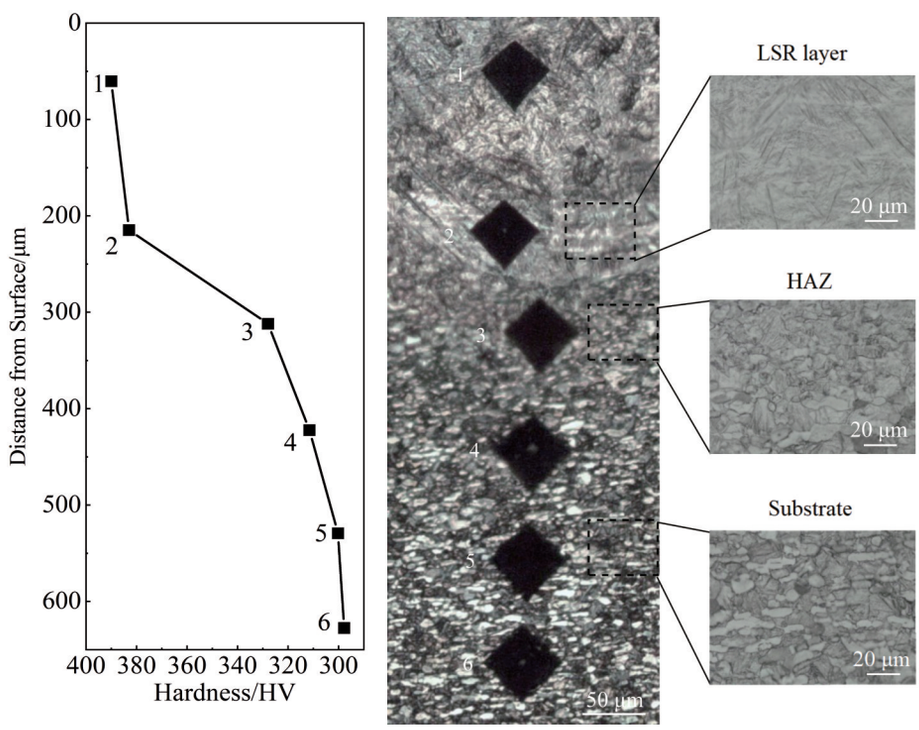

图3 AC-LSR试样截面显微硬度和显微组织照片

Fig.3 Microhardness and microstructures of cross-section of AC-LSR sample

328 HV，之后缓慢降低到基体的298 HV。激光处理前AC试样的平均硬度为306 HV，AC-LSR样品的外层重熔区硬度比中心区域高出90 HV左右，中心区域的硬度与AC样品基本一致。钢铁材料在焊接过程中，其热影响区组织以再结晶晶粒为主，同时晶粒尺寸变大、位错密度下降，经历一定的回复和再结晶过程，最终导致材料的强度和硬度下降[30]。不同于钢铁材料，双态组织钛合金的热影响区晶粒不同温度的高温退火，其初生α相的体积分数从基体的30%逐渐降低到重熔区的0%。双态组织中初生α相为软相，β转变组织为硬相，随着初α相的减少，材料的硬度逐渐增加，并未出现软化区[31]。因此，钛合金激光重熔后形成的“硬软硬”连续过渡的三层夹心异质结构使AC-LSR试样相比AC试样的强度和硬度都得到提升。

3.2　显微结构分析

图4为AC-LSR试样截面EBSD表征结果，图4a, 4d和图4b, 4e中的EBSD图分别显示了AC-LSR样品内部和表面区域的微结构特征。由于激光只对表面区域进行了改性，因此认为AC-LSR试样内部区域的显微组织与AC试样相同。AC试样是由等轴状的初生α相、片层状的次生α相和β相构成的双态组织，平均晶粒大小约为15 μm；AC-LSR试样中存在粗细分布不均的马氏体，AC-LSR试样表面的激光重熔层约为100 μm的柱状β晶构成，具有典型的层状异质结构：两片CLM中间存在更为细小且取向杂乱的板条马氏体FLM，并且原始β晶粒尺寸较小（图4b）可以看出存在一个由3个原始β晶粒构成的三叉晶界）。经过进一步的统计，得出AC-LSR试样激光重熔层马氏体的平均尺寸约为0.83 μm，板条马氏体宽度统计如图4c所示。

除了与基体形貌具有较大不同，激光重熔层内同样可以观察到如图4b中黑色箭头所示的部分平行分布的类孪晶组织，对这些类孪晶组织进一步的EBSD分析结果显示，这些类孪晶组织与基体间的取向差角为57°左右，对应的转轴为$<11\bar{2}0>$，经过对比确认为$\{10\bar{1}1\}<10\bar{1}2>$压缩孪晶。由于孪晶尺寸细小，在表征时已趋近EBSD表征分辨率极限，所以后续对激光层的组织进行详细的TEM表征。

图5为AC-LSR试样激光重熔层TEM表征结果，与EBSD下的观察结果相对应，可以发现这种平行的$\{10\bar{1}1\}$孪晶在TEM下大量存在，且多分布于宽度为几百纳米以上的CLM中，图5a右下角的衍射斑为图中A处对应的衍射区域，电子束方向平行于$[1\bar{2}1\bar{3}]$晶向，经过标定可确认此处的孪晶带即为$\{10\bar{1}1\}$孪晶带。在激光重熔层中同样随处可见呈现如图5b所示的弯折现象，这种现象的出现与激光热循环过程中的热应力残余应力的释放有关，除此之外值得注意的是，激光重熔层中马氏体的分布显得比前期研究[29]中的WQ-LSR的激光重熔层更加“凌乱”，具体表现为马氏体的尺寸在几纳米到几微米之间均有分布，并且CLM的取向更加复杂，在两片CLM之间的FLM尺寸更细小，这是激光冷却过程中马氏体变体的生长特性决定的。

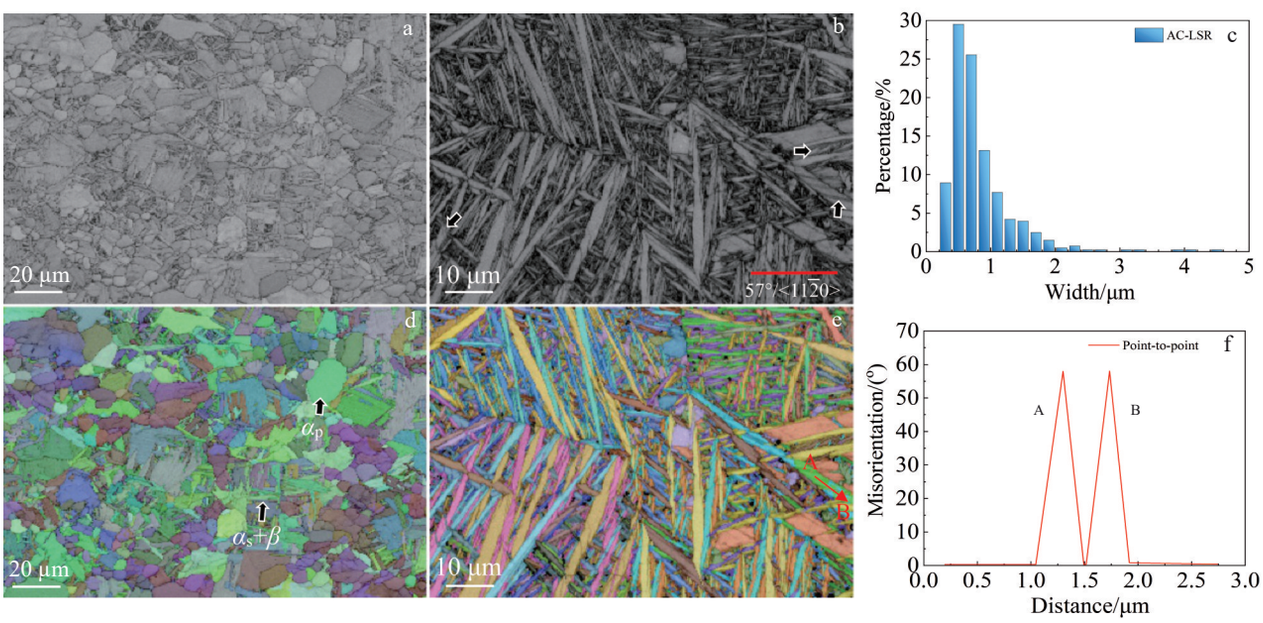

图4　AC-LSR试样截面EBSD表征结果

Fig.4　Band contrast images (a, b) and all-Euler-angle images (d, e) of substrate (a, d) and laser remelted layer (b, e) of the cross-sectional AC-LSR sample; statistical histogram of martensitic strip width in laser remelted layer (c), and the misorientation from A to B marked in Fig.4e (f)

3.3　拉伸断口分析

激光表面处理会改变AC试样的表面结构，使其与纯AC基体的断口形貌出现差异。图6a和6b分别是AC试样的断口纤维区和剪切唇区形貌，可以看到广泛存在韧窝形貌。双态组织在发生塑性形变时，应力集中容易出现在等轴α相与β相基体的界面处，进而导致界面处形成微小的孔洞（如图中圆圈所示），这也是双态组织在拉伸过程中发生断裂的主要机制之一：微孔聚集型断裂[32−33]。图6c和6d是AC-LSR试样断口纤维区和剪切唇区形貌，可以看出试样纤维区的形貌与AC试样并无区别，试样表面的韧窝密集且深，是微孔聚集型断裂的典型特征。相比AC样品，AC-LSR的剪切唇区的韧窝密度较高，但尺寸较小，深度较浅，反映出重熔层的马氏体组织相比基体的双态组织，其强度较大但塑性较差的特性，这与图1中的拉伸曲线结果是一致的。AC-LSR的剪切唇区由于经过了激光表面处理，存在更多的虚线所示的“撕裂棱”，普遍呈现出“准解理断裂”特征。

3.4　力学性能的提升机制

取AC-LSR试样拉伸试验后的断口表面制成TEM试样，并开展试样标距段内的表面重熔层和基体的TEM表征。如图7a所示，该区域包含CLM、FLM和孪晶带，如黑色箭头所示，大量的位错在CLM中产生并在运动到晶界和孪晶界处停止并发生塑积。图7b为另一处CLM

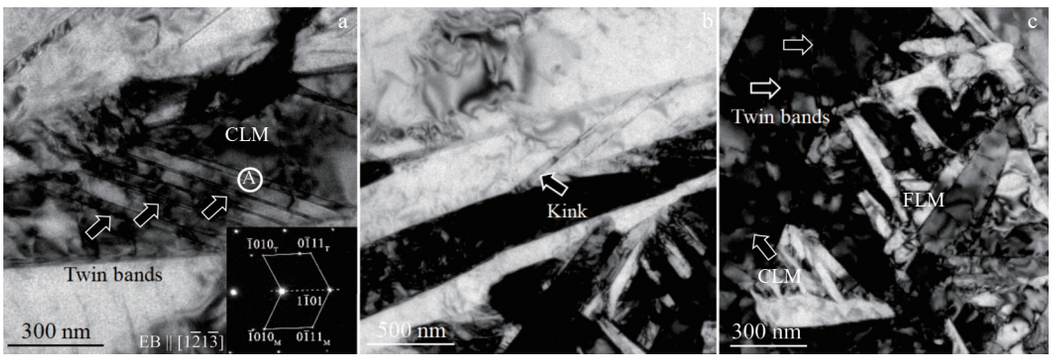

图5　AC-LSR试样的激光重熔层TEM照片

Fig.5　TEM images of laser remelted layer of AC-LSR sample: (a) the {10$\bar{1}$1} twin bands in CLM, (b) part of lath martensite kink, and (c) the {10$\bar{1}$1} twin bands and adjacent FLM located in CLM

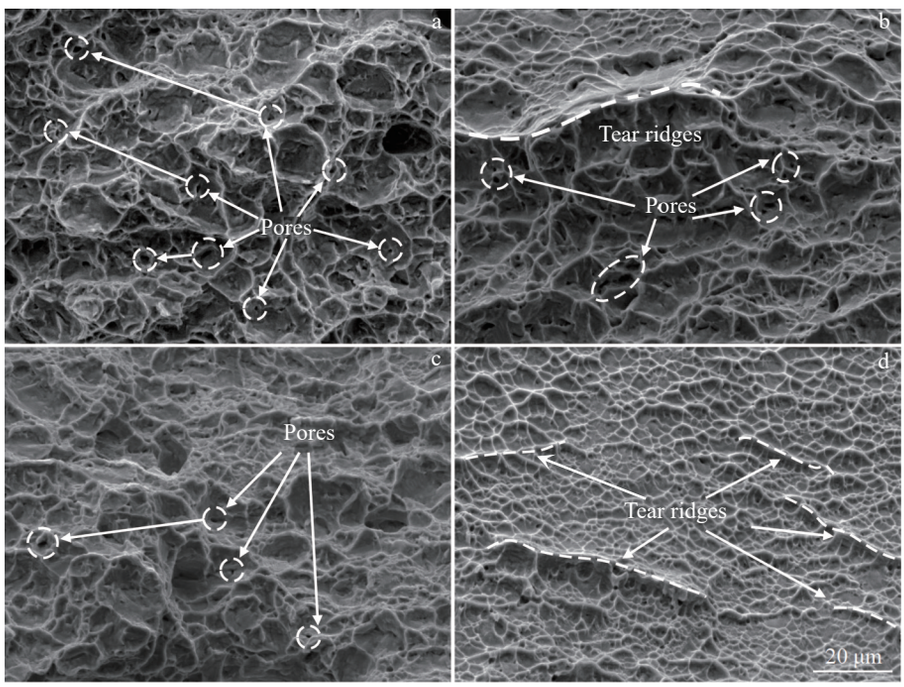

图6　AC和AC-LSR试样的断口SEM照片

Fig.6　SEM images of the fibrous zone (a, c) and the shear lip zone (b, d) on tensile fracture surface of AC sample (a, b) and AC-LSR sample (c, d)

附近的图像，可以看到CLM中存在大量的位错线，如黑色箭头所示，位错在CLM内部产生并互相交织、缠绕，在孪晶界处发生严重的塞积，而由于孪晶尺寸较小，孪晶内部几乎看不到位错线，这是由于在激光重熔层中，CLM作为“软”相，其承载塑性变形的能力比尺寸较小的孪晶及FLM强，随着拉伸应力超过屈服强度，材料开始进行塑性变形，位错会首先在CLM中生成，产生“背应力”强化作用，但此时的FLM仍处于弹性变形阶段，FLM和孪晶包裹在CLM周围，使其无法发生完全的塑性变形，并在一定程度上束缚了CLM的塑性变形。随着应力不断增加，越来越多的位错塞积在马氏体晶界和孪晶界处并产生严重的应力集中，当CLM晶界处无法再容纳更多的变形，微裂纹便会在CLM边界处产生，并沿FLM或孪晶界等应力集中最严重的区域进行扩展。另一方面，如图8a所示，未激光处理的中心双态组织基体拉伸断裂后α相内部存在大量曲折的位错线，并发生缠绕，塞积在α相和β转变组织的界面处，其变形的容纳程度比马氏体高，可以容纳更多的塑性变形。如图8b所示，在双态组织基体的β转变组织中发现一些平行的位错线，但并未发现孪晶的产生。所以当AC-LSR试样表面已生成微裂纹并开始扩展时，α相仍可以继续承载应力增加时带来的塑性变形，最后位于中心的基体也出现裂纹并开始扩展，直至材料最终断裂。

AC-LSR试样表面的激光重熔层与内部较软的基体形成连续变化“硬软硬”三层夹心异质结构，主要起到层状异构增强作用[34]，而内部的双态基体具有的双相结构起到增韧作用，两种异构增强效果协同作用，使AC-LSR基体达到了相同条件下整体淬火试样才能达到的抗拉强度[29]，同时获得了优于淬火试样的塑性，激光加工的快速性和便捷性为获得不同性能组合的异构材料及性能强化提供了一个新的方向。

3.5　磨损性能分析

由前文可知，经过激光表面处理后，试样表面微观组织发生了较大变化，为了探究这种变化对试样的磨损性能是否会产生影响，对材料进行了摩擦磨损试验并进行表征，统计了不同载荷下AC和AC-LSR试样磨损量。

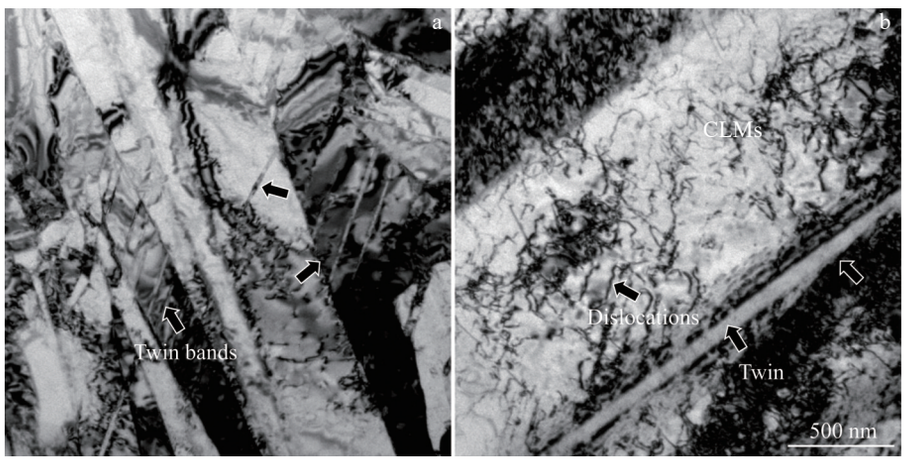

图7 AC-LSR样品表面重熔区粗大马氏体的TEM照片

Fig.7 TEM images of CLM in surface remelting zone of AC-LSR sample: (a) dislocation generated in CLM and its movement to twin and grain boundaries and (b) dislocation entangles within CLM and the formation of severe congestion at the twin boundary

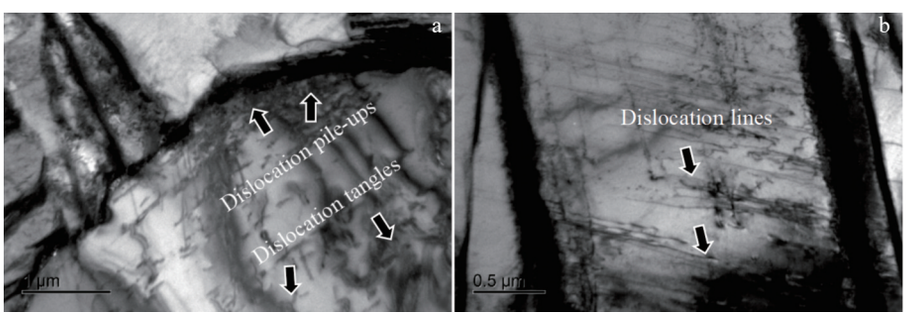

图8 AC-LSR样品拉伸断裂后中心纤维区初生α晶粒和次生α板条的TEM照片

Fig.8 TEM images of primary α grain and second α lath in fibrous zone of AC-LSR sample after tensile fracture: (a) dislocation generated in the primary α grain and piles up in grain boundaries and (b) dislocation lines distributed in the second α lath

如图9所示，载荷为5 N时，AC试样和AC-LSR试样的磨损量差别不大，AC-LSR试样磨损量稍大于AC试样；载荷为10 N时，AC-LSR试样的磨损量则显著高于AC试样。由于TC4钛合金为置换固溶体，无论是双态组织还是激光固溶后，其硬度的提升效果有限，无法造成像钢铁材料那样的硬度提升，所以耐摩擦磨损性能的提升有限。并且，由于马氏体质地较硬，容易在摩擦磨损的过程中被破坏成细小的颗粒，会在磨损过程中对基体反复划伤、破坏，最终导致磨损量加大。

但这些原因并未在根本上对两种材料造成巨大差异，这一点从图10的磨痕二维轮廓中也可以看出来，两种材料在不同载荷下的截面磨痕形貌并无较大差别。由以上分析可知，虽然马氏体的存在一定程度上提升了材料的力学性能，但并未提高其耐磨损性能，说明虽然马氏体作为一种较硬的相，但材料的耐磨性能并不一定随其含量的增加而增加。

图11为在5 N载荷下AC试样和AC-LSR试样的磨痕中部SEM照片，可以看出两种试样的磨痕形貌并无明显差别，同样显示出少量剥落坑和明显的“犁沟”形貌，这是由于磨损过程中不断从基体剥落的磨屑对基体的反复损伤造成的，主要磨损机制为磨粒磨损，剥落坑的出现表明接触表面磨损是在较强的黏着剪切作用下出现了黏着-剪断的循环过程，因此出现了一定程度的黏着损伤。

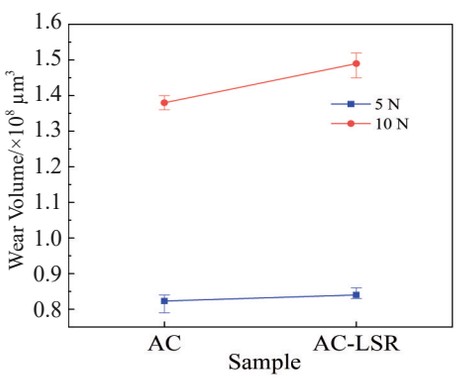

图9　不同载荷下AC和AC-LSR试样磨损量对比

Fig.9　Comparison of wear volume between AC sample and AC-LSR sample under different loads

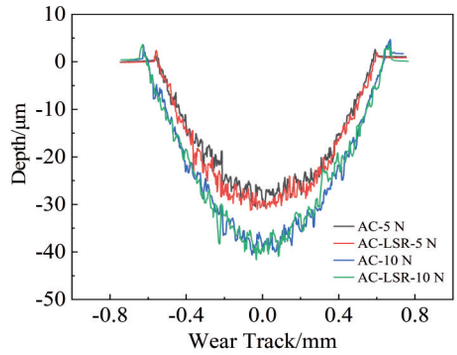

图10　不同载荷下AC和AC-LSR试样磨痕二维轮廓

Fig.10　Two-dimensional profiles of wear tracks of AC sample and AC-LSR sample under different loads

图12为在10 N载荷下AC试样和AC-LSR试样的磨痕中部SEM照片，相比5 N载荷下的表面形貌，两种试样的塑性变形均显得更为严重，同样存在磨粒磨损造成的“犁沟”形貌，AC-LSR试样表面还存在大量分布的嵌入基体的磨屑。值得注意的是，两种载荷下的AC试样磨痕表面均出现了明显的深入基体内部的裂纹，而AC-LSR试样表面未观察到微裂纹存在，这与双态组织优良的韧塑性似乎相悖，磨损过程是伴随着疲劳的高速且不均匀往复循环变化的过程，材料组织中各相或晶粒没有充分的时间传递外力，受力区域只能把这种相互作用快速传递给相邻的晶粒，而由于滑移在双态组织α相与β相之间转换时会受到较大阻碍，导致位错易在界面处塞积，造成疲劳裂纹开裂；AC-LSR具有的独特马氏体结构可以抵抗裂纹的开裂，因此几乎未见其磨痕表面出现疲劳微裂纹。

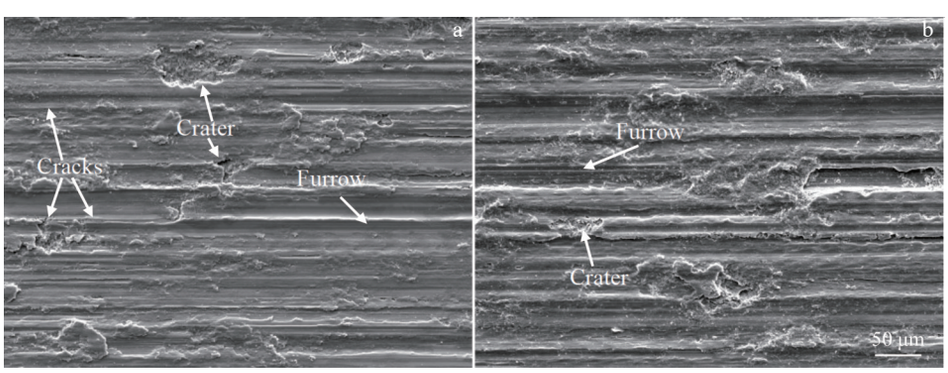

图11　在5 N载荷下AC和AC-LSR样品的磨痕中部SEM照片

Fig.11　SEM images of the middle of wear tracks of AC sample (a) and AC-LSR (b) sample under the load of 5 N

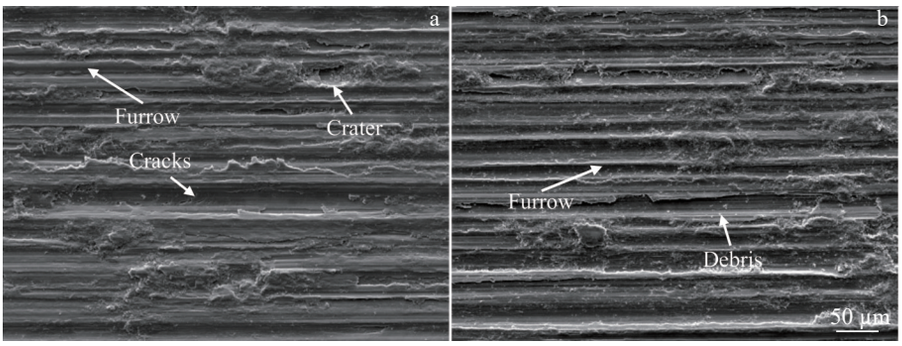

图12 在10 N载荷下AC和AC-LSR样品的磨痕中部SEM图

Fig.12 SEM images of the middle of the wear tracks of AC sample (a) and AC-LSR sample (b) under the load of 10 N

4 结 论

1）脉冲激光处理之后，双态组织基体的TC4激光重熔层由宽度约100 μm的柱状晶组成，在CLM内部存在大量平行分布的{10$\bar{1}$1}纳米孪晶，主要由激光快速冷却过程中产生的热残余应力激活。

2）对双态组织基体TC4表面进行激光表面处理可提高材料的力学性能，AC-LSR试样力学性能的提升主要是激光重熔层马氏体晶粒细化、纳米孪晶强化与“硬软硬”异构增强等因素综合作用的结果。

3）AC试样的滑移在双态组织α相与β相之间转换时会受到较大阻碍，导致位错易在界面处塞积，造成疲劳裂纹开裂，而AC-LSR具有的独特马氏体结构，虽然没有提高其耐磨损性能，但是有效阻碍了微裂纹的萌生及扩展。

参考文献　　References

[1] Su C Y, Yu H C, Wang Z M *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 857: 157552

[2] Zou Z Y, Simonelli M, Katrib J *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 814: 141271

[3] Liu Chengxiang(刘程祥), Huang Dongya(黄东亚), Zhou Rongfeng (周荣锋) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1120

[4] Gao Yukui(高玉魁). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(8): 915

[5] Vrancken B, Thijs L, Kruth J *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 541: 177

[6] Zhang Mingchuan(张洺川), Xu Qinsi(徐勤思), Liu Yi(刘 意) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(1): 414

[7] Yang Y, Liu Y J, Chen J *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 548

[8] Fu M S, Yuan Y R, Ma X *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 1261

[9] Hiroaki M, Hiroshi Y, Kazuhisa S *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1512

[10] Dumas O, Malet L, Hary B *et al*. *Acta Materialia*[J], 2021, 205: 116530

[11] Hiroaki M, Takuro N, Yohei I *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 661: 68

[12] Yvinec T, Naït-Ali A, Mellier D *et al*. *Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102830

[13] Zhu Z H, Chen Z P, Liu T Y *et al*. *Acta Metall Sin*[J], 2023, 59 (12): 1581

[14] Zhao Z Y, Meng L J, Lin P *et al*. *Acta Metall Sin*[J], 2025, 61(5): 717

[15] Yan C, Bhattacharjee T, Jangho Y *et al*. *Scripta Materialia*[J], 2017, 138: 66

[16] Yang P F, Sun Q, Zheng X C *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 848: 143406

[17] Wu X L, Yang M X, Yuan F P *et al*. *Proc Natl Acad Sci USA*[J], 2015, 112(47): 14501

[18] Hiroaki M, Takuro N, Vincent V *et al*. *Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20(1): 1700317

[19] Pan Q S, Zhang L X, Feng R *et al*. *Science*[J], 2021, 374: 984

[20] Sun H L, Li Y L, Zhang G M *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 868: 159155

[21] Markovsky P E, Semiatin S L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(7–8): 3079

[22] Shao C W, Wang Q, Zhang P *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 740–741: 28

[23] Chai L J, Zhu Y F, Hu X *et al*. *Scripta Materialia*[J], 2021, 196: 113761

[24] Dinesh B P, Balasubramanian K, Buvanashekaran G. *International Journal of Surface Science and Engineering*[J], 2011, 5(2–3): 131

[25] Yu Y L, Zhang M, Guan Y C *et al*. *Metals*[J], 2019, 9(8): 912

[26] Jiang X J, Meng Y G, Zhang J T *et al*. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 8879

[27] Yao Y, Li X, Wang Y Y *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 583: 43

[28] Zhang F L, Chai L J, Qi L *et al*. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2023, 577: 154284

[29] Yang Z Y, Wen F M, Sun Q *et al*. *Materials Characterization*[J],

2022, 192: 112230
[30] Zhang Mingyu(张明玉). *Nonferrous Metals Processing*(有色金属加工)[J], 2024, 53(5): 25
[31] Han Feixiao(韩飞孝), Sun Xiaoping(孙小平), Lou Meiqi(楼美琪) *et al*. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40 (6): 16
[32] Lan L, Jin X Y, Gao S *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 50: 153
[33] Li Z H, Yang Z C, Liu B *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 79: 432
[34] Lu L, Zhao H Z. *Acta Metall Sin*[J], 2022, 58(11): 1360

Effect of Laser Surface Remelting on Mechanical and Tribological Properties of TC4 Alloy with Bimodal Microstructure

Sun Lei[1], Yang Pengfei[1], Sun Qi[2], Yang Zhiyuan[3], Zhao Yuan[1], Gao Ying[1], Zhang Jiazhen[1,4]
(1. College of Engineering, Zhejiang Normal University, Jinhua 321004, China)
(2. Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials (Ministry of Education), School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610036, China)
(3. Sinoma Advanced Nitride Ceramics Co., Ltd, Zibo 255000, China)
(4. COMAC Beijing Aircraft Technology Research Institute, Beijing 102200, China)

Abstract: TC4 alloy is one of the most widely used aviation materials. Laser surface remelting (LSR) technique can effectively improve the mechanical properties of TC4 alloy, but the strengthening mechanism of LSR on the mechanical properties of TC4 alloy with bimodal microstructure is still unclear. In this study, LSR treatment was conducted on the front and back of TC4 samples, and then the mechanical properties and tribological properties were tested. Systematic characterization was performed by TEM, EBSD, SEM, and other instruments. The synergistic strengthening mechanism between layered heterogeneous structure and bimodal microstructure was discussed. The results show that the remelted layer is composed of coarse lath martensite (CLM), fine lath martensite (FLM) with scattered orientations, and partially parallel $\{10\bar{1}1\}<10\bar{1}2>$ compression twins. When the remelted layer undergoes plastic deformation, dislocations are activated, tangled, and piled-up in CLM. FLM and twins wrapped around CLM hinder the transfer of dislocation slip at the interface, resulting in a significant increase in the yield strength of TC4 alloy with bimodal microstructure to (879±6) MPa, an increase in tensile strength to (1035±11) MPa, and a reduction in number of the fatigue cracks during wear testing.

Key words: TC4 alloy; laser surface remelting; heterogeneous structure; mechanical properties; tribological properties

Corresponding author: Yang Pengfei, Ph. D., College of Engineering, Zhejiang Normal University, Jinhua 321004, P. R. China, E-mail: yangpf@zjnu.edu.cn