



学位论文版权使用授权书

江苏大学、中国科学技术信息研究所、国家图书馆、中国学术期刊（光盘版）电子杂志社有权保留本人所送交学位论文的复印件和电子文档，可以采用影印、缩印或其他复制手段保存论文。本人电子文档的内容和纸质论文的内容相一致，允许论文被查阅和借阅，同时授权中国科学技术信息研究所将本论文编入《中国学位论文全文数据库》并向社会提供查询，授权中国学术期刊（光盘版）电子杂志社将本论文编入《中国优秀博硕士学位论文全文数据库》并向社会提供查询。论文的公布（包括刊登）授权江苏大学研究生处办理。

本学位论文属于不保密 。

学位论文作者签名：张静文
2011年 6月10日

指导教师签名：罗新民
2011年 6月10日

**激光冲击对航空铝合金表面强化机制
和疲劳性能的影响**

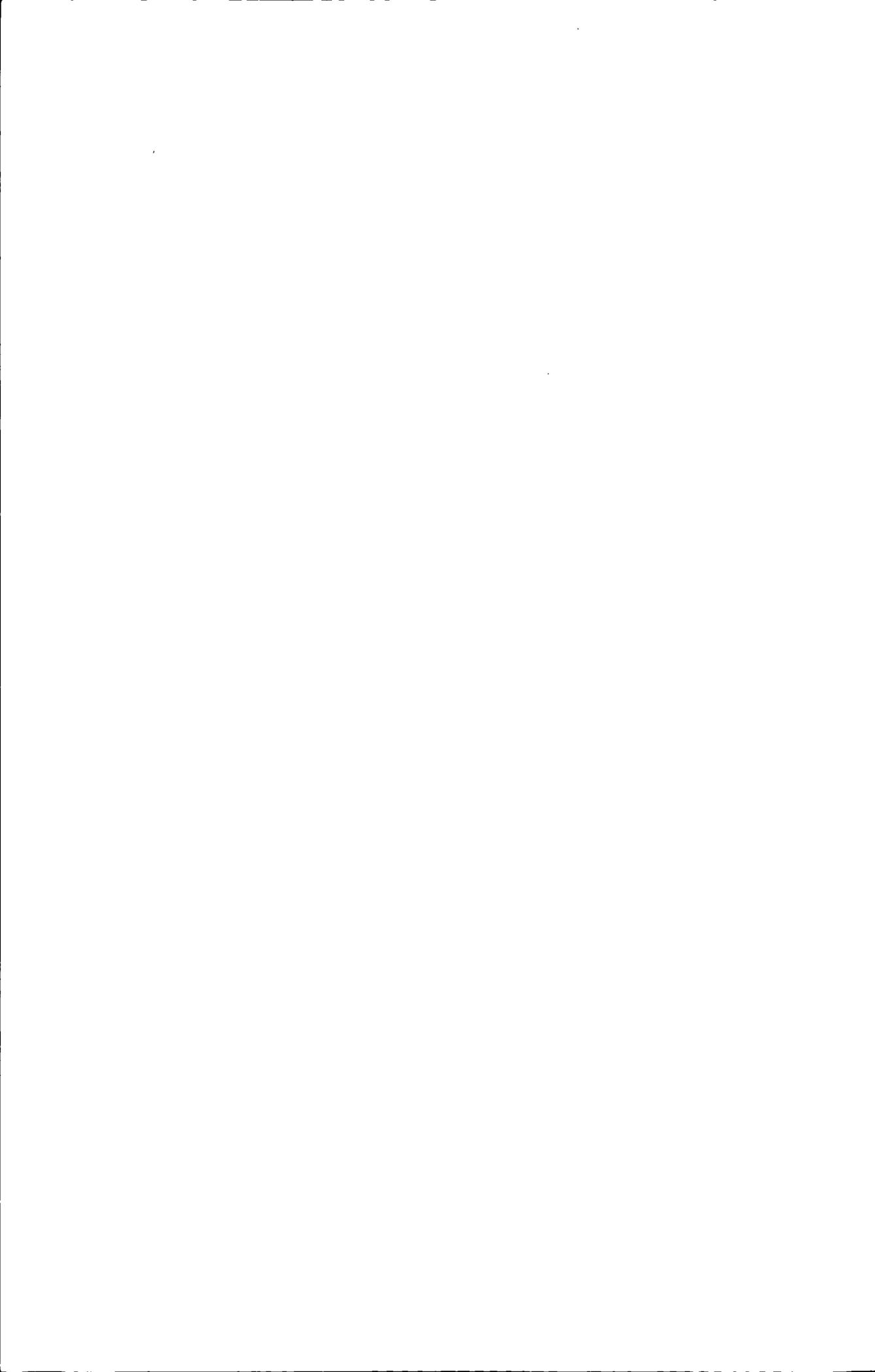
**Effects of laser shock processing on surface
strengthening mechanism and fatigue property of
aviation aluminum alloys**

学科专业 材 料 学

指导教师 罗新民

姓 名 张静文

2011年 6月



摘 要

激光冲击技术是近年来快速发展的一种新的材料表面改性技术。激光冲击处理能使材料表面产生有利的残余压应力,降低疲劳裂纹的发生几率并抑制裂纹的扩展,从而延长零件的服役寿命。为了深入了解激光冲击对材料微观组织和性能的影响和铝合金材料在激光冲击超高应变率非平衡形变条件下冷塑性形变强化的机理,利用输出波长为 1064nm、脉冲宽度为 20ns 的钕玻璃 YAG 激光,探索了多晶纯铝和富含第二相的 Al-Cu-Mg 系和 Al-Cu-Zn 系航空铝合金在激光冲击下的微结构演变、通过测试力学性能和残余应力,分析了其微结构演变特征和强化机理,研究了激光冲击对提高 Al-Cu-Mg 航空铝合金疲劳寿命的影响。

试验结果表明:多晶纯铝在激光冲击作用下,随冲击次数增多,位错数量急剧增加;由于纯铝中缺陷和位错钉扎源较少,位错扩展较少干扰或阻碍,位错形貌由极有规律的平衡态位错网络向复杂网络形态转化。Al-Cu-Mg 和 Al-Cu-Zn 铝合金在激光冲击后,晶粒明显细化;大量弥散分布的第二相与基体具有半共格关系,在第二相周围萌生配位性位错和空位等现象;由于第二相的钉扎作用,阻碍位错运动,在基体观察到密集的位错网络以及位错胞;在两种铝合金中还观察到激光冲击诱导的纳晶化现象。

表面残余应力测试和显微硬度测量结果表明,激光冲击可在试验材料表面产生明显的残余压应力,最高可达 165 MPa;材料表面硬度也有较大提高,提高幅度达到 30%以上。纯铝和铝合金激光冲击效果的比较表明:改善幅度与第二相强化和基体的固溶强化关系密切。

借助 TEM 透射电镜观察及 HREM 高分辨像,在纳米尺度范围内表征了铝合金激光冲击的微结构演变过程,从位错和空位机制探讨了激光冲击强化应变屏蔽现象的微观机理。结果表明,激光冲击区域位错组态丰富;位错墙细化晶粒;在激光冲击超高应变率作用下,在形成大量位错的同时,伴随形成相应的空位;空位和位错的交互作用加剧了晶格畸变,提高了第三类内应力,激光冲击诱发的晶格内复杂的位错组态和晶格畸变以及纳晶化效应成为表面硬度和残余应力提高的主因。激光冲击诱导的纳晶化是超高应变率和超高能量作用下的晶粒碎化与晶内缺陷共同作用的结果。

疲劳试验结果表明激光冲击明显提高 2A02 铝合金的低周疲劳寿命, 激光冲击强化试件的疲劳寿命是普通试件的 1.835~2.882 倍。激光冲击表面强化和残余压应力可改变拉应力载荷下试样的截面应力分布, 使表层应力低于材料的屈服极限。断口分析表明激光冲击强化试样的低周疲劳纹更加细密, 挤压脊为其重要微观特征, 在疲劳应变过程中可产生“循环硬化”效应, 有效抑制二次裂纹的发生, 有效改善材料的疲劳性能。

关键词: 激光冲击; 铝合金; 微观组织; 纳晶化; 力学性能; 残余应力; 疲劳断口分析

Abstract

Laser Shock Processing is a new measure to modify the surface properties of materials. It induces beneficial residual compressive stress, which can reduce the probability of fatigue cracks and suppress the crack propagation so that prolong the service life of the parts. In order to insight the effects of the laser shock on microstructure, properties and to better understand the mechanism of cold plastic deformation reinforcement under the imbalance deformation of high strain rate by laser shock, the polycrystal pure aluminum and Al-Cu-Mg and Al-Cu-Zn aviation aluminum alloy containing a lot of secondary particles were explored by the Nd glass YAG laser with the 1054nm output wavelength and the 20 ns short pulse. By testing mechanical property and residual stress, the character of microstructure evolution and the strengthening mechanism were analyzed, meanwhile the effect of laser shock on improving the fatigue life of Al-Cu-Mg aviation aluminum alloy was researched.

The experimental results indicated that the dislocation amounts of polycrystalline pure aluminum increased with the growth of shock times; Owing to less of defects and dislocation pinning source, the dislocation motion was seldom obstructed, as well as the dislocation transformed the equilibrium state dislocation networks into complex networks. The grains of the Al-Cu-Mg and Al-Cu-Zn aviation aluminum alloy were refined obviously after laser shock; the numerous dispersed second phase, having a semi-coherent relationship with matrix, were accompanied by coordination dislocations and vacancies; because of the pinning of the second phase, the dislocation motion was hindered, so that intensive dislocation network and dislocation cells can be observed in matrix; while nano-crystalline induced by laser shock can also be observed in Al-Cu-Zn aluminum and Al-Cu-Mg aluminum.

The experimental results of residual stress test and microhardness measurement showed that after laser shock the residual compressive stress can reach up to 165 Mpa, simultaneously, the surface hardness of the material can increase to more than 31%. The effects of pure aluminum and aluminum alloy after laser shock indicates that the

extent of improvement is closely related to the second phase strengthening and strengthening level of solid solution in matrix.

The microstructure evolution process of aluminum alloy after laser shock was observed in the nanometer range via images of TEM and HREM, and then, in terms of dislocation and vacancy microscopic mechanism, strain-screening phenomenon induced by laser shock was discussed. The results demonstrate that there are different types of dislocation configurations in the laser shocked area; the dislocation walls refined original grain; with the formation of dislocations, a number of vacancies were produced at the shocked area of the samples due to the ultra-high strain rate of laser shock; the interaction between vacancy and dislocation intensified lattice distortion while improved the third internal stress; the complex dislocation configuration, lattice distortion, and nano-crystal induced by laser shock in lattice became the main reason of improving surface hardness and residual stress. The nano-crystallization induced by laser shock was caused by ultrahigh strain rate and grain refinement under the action of high energies.

The result of fatigue test demonstrated that the low cycle fatigue life of 2A02 aluminum alloy was improved effectively by laser shock, which can increase as 1.835~2.882 times as the non-laser-shocked one. By obtaining the residual stress and high hardness on the sample surface, the distribution of section stress can be significantly changed, which can make the surface stress lower than its yield limit. Fracture analysis showed that the fatigue striations of low cycle sample that laser shocked became fine. As an important microcosmic characteristic, the extrusion ridge could produce cyclic hardening effect in fatigue strain process, effectively suppressing the occurrence of secondary cracks and improving the fatigue performance of the material.

KEY WORDS: laser shock; aluminum alloy; microstructure; crystallization; mechanical property; residual stress; fatigue fracture analysis

目 录

| | |
|------------------------------|----|
| 第一章 引言 | 1 |
| 1.1 激光冲击技术的国内外发展现状 | 1 |
| 1.1.1 国外发展现状 | 1 |
| 1.1.2 国内发展现状 | 3 |
| 1.1.3 激光冲击的发展前景 | 5 |
| 1.2 激光冲击技术 | 6 |
| 1.2.1 激光冲击处理的概述 | 6 |
| 1.2.2 激光冲击处理的过程 | 7 |
| 1.3 激光冲击强化后的效果 | 9 |
| 1.3.1 表面残余应力 | 9 |
| 1.3.2 微观组织的演变 | 10 |
| 1.3.3 表面硬度强度的影响 | 11 |
| 1.4 激光冲击强化的优点 | 12 |
| 1.4.1 激光冲击处理相比传统工艺的优点 | 12 |
| 1.4.2 激光冲击在材料加工中的优点 | 13 |
| 1.4.3 激光冲击在处理航空结构件上的优点 | 13 |
| 1.5 课题研究内容及目的 | 14 |
| 第二章 试验材料与试验方法 | 15 |
| 2.1 试验材料 | 15 |
| 2.1.1 多晶纯铝 | 15 |
| 2.1.2 Al-Cu-Mg 系铝合金 | 15 |
| 2.1.3 Al-Cu-Zn 系铝合金 | 17 |
| 2.2 试验方法 | 18 |
| 2.2.1 激光冲击装置 | 18 |
| 2.2.2 激光冲击试验过程 | 18 |
| 2.2.3 残余应力的测试 | 20 |
| 2.2.4 硬度的测量 | 20 |
| 2.2.5 组织表征 | 20 |
| 2.2.6 疲劳试验 | 21 |
| 第三章 激光冲击诱导的微观组织演变 | 22 |
| 3.1 多晶纯铝激光冲击结果 | 22 |
| 3.1.1 激光冲击多晶纯铝的表面形貌 | 22 |
| 3.1.2 多晶纯铝冲击后的组织演变 | 22 |

| | | |
|-------|-------------------------------|----|
| 3.2 | 2A02 铝合金激光冲击结果..... | 27 |
| 3.2.1 | 2A02 铝合金激光冲击后的组织演变 | 27 |
| 3.2.2 | 激光冲击对 2A02 中析出相和基体关系的影响 | 30 |
| 3.3 | 7050 铝合金激光冲击后的组织演变..... | 32 |
| 3.4 | 本章小结..... | 35 |
| 第四章 | 激光冲击铝合金的表面性能的影响 | 36 |
| 4.1 | 激光冲击对铝合金残余应力的影响..... | 36 |
| 4.2 | 激光冲击对铝合金表面硬度的影响..... | 37 |
| 4.3 | 激光冲击后表面性能提高的原因..... | 39 |
| 4.4 | 本章小结..... | 41 |
| 第五章 | 激光冲击强化的微观机制 | 42 |
| 5.1 | 激光冲击诱导的位错机制..... | 42 |
| 5.1.1 | 位错的产生 | 42 |
| 5.1.2 | 位错组态 | 44 |
| 5.2 | 激光冲击诱导的空位机制..... | 48 |
| 5.2.1 | 空位的产生 | 48 |
| 5.2.2 | 空位对激光冲击效果的影响 | 49 |
| 5.3 | 激光冲击诱导的微纳米化强化机制..... | 52 |
| 5.3.1 | 激光冲击对铝合金晶粒细化的影响 | 52 |
| 5.3.2 | 激光冲击形成纳米晶的过程 | 54 |
| 5.3.3 | 激光冲击纳米化的强化机理 | 54 |
| 5.4 | 本章小结..... | 56 |
| 第六章 | 激光冲击对材料疲劳性能的影响 | 57 |
| 6.1 | 疲劳试验结果及疲劳寿命域预测..... | 57 |
| 6.2 | 疲劳断口及疲劳行为分析..... | 59 |
| 6.3 | 疲劳性能提高的机理..... | 62 |
| 6.3.1 | 残余压应力的影响 | 62 |
| 6.3.2 | 微观组织的影响 | 62 |
| 6.4 | 本章小结..... | 64 |
| 第七章 | 结 论 | 65 |
| | 参考文献 | 67 |
| | 致 谢 | 71 |
| | 攻读硕士期间发表的论文 | 72 |

第一章 引言

1.1 激光冲击技术的国内外发展现状

1.1.1 国外发展现状

自二十世纪六十年代第一台激光器在美国问世以来,激光技术得到了非常迅速发展。早在激光器诞生后短短的五年间,即六十年代早期,激光峰值功率就经历了三次千倍的增长,从自由振荡的 KW 量级,到调 Q 激光的 MW 量级,直到锁模的 GW 量级,同时激光脉宽也已大大缩短(现已至 fs 量级)。许多学者从那时就开始对调 Q 激光照射在金属靶上产生的应力波产生了兴趣,并对其的应用做了初步的探索^[1-3]。Anderholm 和 O'Keefe 先后通过改变材料和加覆盖层的办法使得到的应力波提高了约 1 个数量级^[4-5],通过不断的深入研究,Clauer 等人发现在靶面加覆黑色涂层和透明约束层的结构能够获得较高的冲击应力波^[6]。激光器的快速发展使得大量的相关物理研究和激光技术的应用成为可能,其涉及的范围也越来越广,例如激光加工、激光医疗、激光材料处理、激光通讯、激光存储、激光美容、激光印刷、激光分离同位素和激光检测与计量等等^[7-8]。而激光冲击处理(Laser Shock Processing, 简称 LSP)则是激光材料处理的一个重要前沿领域,是继激光热处理、激光打孔、激光焊接后又一新的强激光处理技术,这为强激光的发展注入了新的活力。随着激光技术的不断发展,激光冲击强化处理技术的研究也不断深入,并逐步进入了实际工程应用。

六十年代后期,美国俄亥俄州的巴特尔纪念学院哥伦布实验室(Battelle's Columbus Laboratories, Columbus, Ohio)最早对高功率激光束汽化金属表面所形成的反冲击力波进行了实验演示,并以 1972 年该学院的 B. p. Fairand 和 A. h. Clauer 首次对 7075 航空铝合金进行了激光冲击表面强化处理作为研究起点^[11],相继对 2024 铝合金、Fe-3 合金以及 5086-H32 和 6061-T6 铝合金焊区等材料进行了处理,均大大提高了材料的硬度、强度和疲劳性能,让未来激光冲击强化技术在航空工业中能得以应用^[9-13]。在美国空军飞行动力实验室(Air Force Flight Dynamics Laboratory AFFDL)的支持下,1978 年该学院研究还发现,激光冲击是延长裂纹萌生时间、降低裂纹扩展速度、提高飞机紧固孔疲劳寿命的有效手段^[14]。1979 年,Clauer 等对不同时效状态下的铝合金进行激光冲击处理,结果表明激光冲击处理

效果与冲击条件、试件材料及其时效状态有关^[15]。与此同时,美国国防工业中著名的洛克希德-乔治亚公司在对 7075-T6 和 7475-T73 铝合金的激光冲击处理中也发现,激光冲击处理可以有效提高铝合金的疲劳抗力和裂纹扩展抗力^[16]。同时 Banas 也特别研究了激光冲击强化技术对 18Ni 合金钢焊接区的硬度和疲劳强度的影响^[17]。1979 年以后,法国^[18]和俄罗斯等航空工业发达国家也纷纷加入到激光冲击处理实验研究的行列,大大加快了此项技术向航空工业的推广的速度。

激光冲击强化技术的实施要求有特别的激光器设备。1980~1986 期间,巴特尔纪念学院所采用的是调 Q 钕玻璃激光装置,激光波长 $\lambda = 1064nm$, 一次脉冲输出能量约 40~100J, 脉冲宽度约 3~30ns, 但重复频率为每 20~30 分钟仅冲击一次^[19]。1986 年以后,法国的汽车和航空工业界为发展高效,清洁的激光冲击处理的实用设备,在 LALP(Laboratoire d'Application des Lasters de Puissance)实验室进行了很多这方面的研究工作,所采用的仍是调 Q 钕玻璃激光器,直到 1990 年以后,重复频率才提高到每 2~3 分钟冲击一次。由于钕玻璃激光器重复频率低,激光冲击技术一直难于进入到实际的工业应用领域。LALP 实验室近几年便致力于发展利用准分子激光器进行激光冲击处理,重复频率高达 5Hz, 然而准分子激光器的最大脉冲能量仅有 5~10J, 所以必须大幅度减小聚焦光斑的尺寸以达到所需的功率密度,而这限制了冲击区域的大小。但对于小部件的冲击处理,准分子激光器十分有效,如此一来,小能量激光冲击成为了近几年激光冲击处理研究中的新热点。为进一步提高重复频率和激光功率密度,美国加州大学的劳伦斯里弗莫尔国家实验室(Lawrence Livermore National Laboratory, LLNL)与 MIC(Metal Improvement Company, Inc.)公司合作,开发出平均功率为 600W、峰值功率 3GW、重复率 10Hz 的钕玻璃激光器,并用于喷汽发动机扇叶的冲击强化^[20]。同时美国的 GE 公司也正进行类似的研究开发,除涡轮风扇叶片外,还应用于 TC4 和因康镍合金冲击处理,都取得了良好强化效果。至此,劳伦斯里弗莫尔国家实验室、MIC公司和GE公司的努力使得激光冲击处理技术的工业应用又向前迈开了决定性的一步。1995 年 2 月, Jeff Dulaney 博士创立世界上目前唯一一家激光冲击处理技术有限公司(LSP Technologies, Inc.), 向工业界提供优质 LSP 商业服务和商业设备,第一套激光冲击处理设备于 1997 建成。

自 2003 年起,美国空军已经将激光冲击处理技术应用于航空发动机的整体叶盘,到 2009 年, F22 战斗机上 75%的整体叶盘都经过了激光冲击处理。2005

年美国又将激光冲击延寿逐步推广到大型汽轮机、水轮机的叶片处理,石油管道,汽车关键部件减量化等。据报道仅仅石油管道焊缝的处理就达 10 亿美元以上的收益。近年来,核电行业发展迅速,但是核电设备的老化问题却一直未能有效地解决。压力容器焊缝的应力是解决核电设备老化问题的关键,日本东芝公司采用无吸收层激光冲击处理,大大提高了激光冲击处理后焊缝的抗腐蚀性能。目前,东芝公司所有的核电站都已应用了此项技术,并开发了可水下作业的激光器设备和光纤传输技术,能对 $\phi 9.5\text{mm}$ 的管道内壁进行强化^[21]。此外,核废料的储藏和防止泄露也非常重要。大量的核废料必须储存在特制的容器中并焊接封存。核电是未来我国大力发展的方向,激光冲击处理技术必将在核工业中大力应用。2008 年,波音 747-8 客机的机翼壁板采用了激光冲击成形技术,波音公司从 MIC 公司购置了激光冲击成形设备,该设备采用双光路传输,地下传输光路长达 45m^[22]。随着激光冲击成形技术的发展,该技术必将得到大面积应用。民用航空飞机发动机叶片经过激光冲击处理后,提高了叶片的抗 FOD 能力和飞机续航能力。截止 2008 年底,波音公司和空客公司的宽弦风扇叶片强化数量超过 35000 片;美国的石油、天然气输送管道焊接区采用激光冲击处理技术,提高了管道的抗应力腐蚀疲劳寿命,预计将产生数十亿美元的经济效益;目前用于人体的医疗植入物,大多数为钛合金制造,但是钛合金的微动疲劳性能极差,而激光冲击处理可将钛合金的微动疲劳寿命提高 10~25 倍。近年来,国外有很多学者在激光冲击提高疲劳性能、有限元模拟、组织影响、微尺度激光冲击方面做了大量研究^[23~27],这些研究都极大推动了激光应用和理论的发展。

1.1.2 国内发展现状

我国对激光冲击技术的应用研究起步较晚但是发展迅速。主要的国内大功率激光装置于 20 世纪 80 年代后期才进入实用阶段,且数量极少,仅有的几家单位是:中科院上海光机所、中国工程物理研究院和中国科大强激光研究所。这些激光系统的规模十分庞大,技术复杂,造价昂贵,这些条件限制了我国学者对激光冲击技术的研究。1990 年前后,我国学者也开展了激光冲击波强化的机理及应用研究,1988 年顾援^[28]等人透过光学诊断技术间接地估算过激光冲击波的压力。1992 年中国工程物理研究院的庄仕明^[29]等人在铜、铝及钛合金中成功地进行了激光冲击波在材料中引起层裂的实验研究。从 1992 年起,南京航空航天大学与

中国科学技术大学相互合作,开展了航空结构抗疲劳断裂的激光冲击强化技术研究,对强激光产生的冲击波及其对材料的强化机理、激光冲击区的表面质量等进行了大量研究,首次创立了激光冲击强化效果的直观检验与控制方法。1995年,华中科技大学的邹鸿承^[30]等人用钷铝石榴石固体激光器的小功率(193mJ)、小脉冲(5ns)、小光斑(1mm)激光参数对 LY12CZ 铝合金进行多点订合处理,使试样的表面硬度提高 5 倍,硬化层深度达 0.1~0.2mm。同年,中国科技大学强激光研究所的吴鸿兴和郭大浩等学者研制成功小型实用的激光冲击强化装置,其外形尺寸为 0.6m×1.88m×0.6m,具备了在实际工程中推广应用的(激光装置外形尺寸小于美国的同类产品)。小型实用的激光冲击装置研制成功,加快了激光冲击波技术工程应用的步伐^[31]。近几年来,江苏大学在激光冲击处理领域的研究也取得很好的成绩,除了对碳钢、航空铝合金等材料的激光冲击处理研究外,在激光冲击处理技术的基础上首次提出了激光冲击成形的新概念并进行了系统的研究;首次提出了激光冲击自由约束层的概念并进行了试验研究^[32]。

2004,北京航空制造工程研究所邹世坤,谭永生,中国科技大学郭大浩,王声波等采用 1420 铝锂合金板材制作成中心圆孔疲劳试件和金相试件进行激光冲击处理,结果发现,经激光冲击处理后,铝锂合金表面没有受强脉冲激光和冲击波的破坏,而显微硬度明显提高,疲劳性能大幅度改善,激光冲击处理后的强化区与光斑相当,深度约为 1 mm。2007 年空军工程大学工程学院马壮,李应红,江苏大学张永康,任旭东等^[33],研究了自主研制的硅酸乙脂涂层与几种常用吸收涂层对 304 不锈钢的硬度和表面残余应力等冲击力学性能的影响。经过激光连续冲击后,在 304 不锈钢试件表面能形成 1mm 厚的硬化层,其表面硬度最大到 240HV;随着激光功率密度的增强,其表面硬度逐渐增强;其表面残余应力也随着激光功率密度的增加而逐渐增大。2008 年江苏大任旭东,张永康,周建忠等研究了含有裂纹的金属板料在激光冲击波载荷作用下裂纹尖端应力强度因子和裂纹扩展速度的变化,利用断裂力学理论,对激光冲击加载下裂尖参数计算模型进行优化,采用应力强度因子叠加法,将外加载荷引起的应力强度因子和激光冲击后残留的残余压应力引起的应力强度因子叠加,推导出下裂纹尖端应力场强度因子表达式,由此可精确计算出金属板料的裂纹萌生寿命和裂纹扩展速度,实验验证了航空钛合金 Ti6Al4V 激光冲击后残余应力对裂纹扩展速度的影响,从而建立了激光冲击作用对板料裂纹扩展的影响的理论模型^[34]。

1.1.3 激光冲击的发展前景

随着科学技术的发展,对精密机械零部件的精度、性能和寿命提出了越来越高的要求,其使用环境也变得越来越苛刻,许多机械结构必须在高温、高压、高磨损和高腐蚀的外部条件下使用。但零部件在加工过程中难免会出现各种裂纹和缺陷,应力集中区也应运而生,从而导致零部件的破损和失效。所以材料的表面处理显得更为迫切。为此人们研究开发了各种表面处理技术来改善材料的表面性能,激光表面处理(包括激光淬火、激光热处理和激光冲击处理等)出于其本身的特性而受到科学界的重视,在汽车、机械、航空等工业领域得到了广泛的推广。

而激光冲击处理技术是继激光热处理、激光非晶化及激光毛化等处理技术之后,近些年迅速发展起来的一种新型激光材料表面改性表面处理技术。因其独特的技术优势而更是倍受国内外科研人员的瞩目。激光冲击处理是当今高科技与传统制造技术相结合的产物;是当代先进制造技术的前沿和重要发展方向;是现代国防工业、航空工业、汽车制造工业和武器装备研制中不可缺少的特种加工技术。具有广阔的应用前景。

激光冲击处理能有效地延缓疲劳裂纹的萌生,降低应力集中,提高材料疲劳寿命和耐磨性等机械性能。特别适合于处理有应力集中的局部疲劳件,如各种紧固孔、槽、圆角和焊缝等,可强化汽车上的连接杆、凸轮轴、曲杆、摇杆、齿轮、车轴;汽轮机中的叶片、凸轮盘;切削机床中的插销和保持架;阀门用的特殊齿轮部件;各种精密扳手、精密仪器的关键部位;还可用来冲击模具材料,使模具性能发生变化。在航空航天工业,更是具有特别重要的应用价值。目前飞机上所采用的紧固件数目极大,每架飞机上所采用的铆钉就多达 100 万件以上。使用激光冲击强化技术对飞机机体疲劳关键区、铆钉紧固件等进行处理可有效延长飞机的使用寿命,提高飞机使用期内的安全性,所以激光冲击强化技术仅在航空航天工业中得到推广应用,就可获得很大的经济效益和社会效益。

激光冲击处理还可用来改变粉末材料的性能。可使疏松涂层局部变密或使粉末致密。特别在粉末冶金零件(powder metallurgical components)致密化方面有着很好发展潜力。粉末冶金零件在形成高尺寸精度的复杂零件方面具有很大经济优势,它们已广泛应用于汽车工业、办公和家庭机械、工具以及泵等方面。而根据应用需要,粉末冶金零件常常要进行后继处理以提高关键部位机械性能,激光

冲击处理手段便是其中之一,并且它还特别适用于对承受机械行为的局部表面进行特别处理^[35]。

激光冲击处理还可改善材料的非机械性能,如抗腐蚀性、延缓高温氧化速度。总之,随着研究的深入,激光冲击处理的应用潜力将进一步为工业界所认识。

1.2 激光冲击技术

1.2.1 激光冲击处理的概述

激光冲击处理是一种利用激光的高能量和高密度对材料表面冲击的一种技术。为了将激光能量转化为一冲击力学效应,一般要求在工件的待冲击区域涂上一层不透光材料作吸收层,吸收层在激光辐射下会等离子化而膨胀从而产生一高达数个 GPa 的冲击压力。在吸收层外还需一层透明物质作约束层从而使等离子体受到约束得以使高应力作用于工件。当高功率密度、短脉冲的强激光穿过透明约束层照射到金属材料表面的能量吸收层时,能量吸收层充分吸收高能激光的能量,而在极短时间内汽化电离形成一个高温高压的等离子层,该等离子层迅速向外喷射,由于约束层的存在,等离子体的膨胀受到限制,导致等离子体压力迅速升高,结果施与靶面一个冲击加载,产生向金属内部传播的强冲击波。由于这种冲击波压力高达数个 GPa,远远大于材料的动态屈服强度,从而使材料产生屈服和塑性变形,同时在冲击区域产生残余压应力,改善工件的疲劳和耐腐蚀性能。在此过程中,由于有能量吸收层本身的“牺牲”作用,而激光冲击的时间极短,保护了工件表面不受到激光的热损伤,故热学效应可以忽略不计,从而可以将激光冲击强化工艺归为冷加工工艺,而约束层的存在大大提高了等离子体冲击波的压力和作用时间。在激光脉冲作用期间,当其强度保持恒定时,施加于金属靶面的冲击波压力维持一个平稳阶段。而在激光作用的后期,由于激光功率密度的减小,作用于表面的冲击波压力也随之降低。因此在激光冲击过程中,激光诱导的冲击波压力经历了快速增强、保压和衰减三个过程。图 1-1 为激光冲击处理示意图。

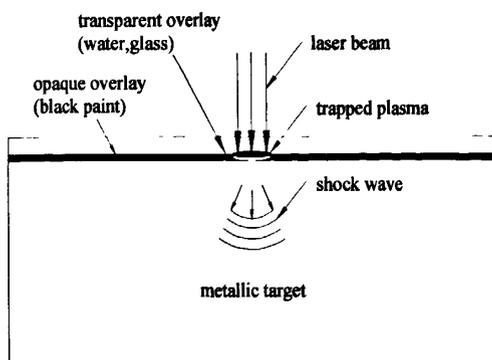


图 1-1 激光冲击处理示意图
Fig.1-1 The sketch map of laser shock process

根据以上分析,可以把激光冲击强化过程分成三个阶段:靶面吸收层在激光作用下汽化成等离子体;等离子体形成高压冲击波加载于靶面;靶材动态响应而产生塑性变形。激光冲击强化处理的实质就是冲击波与材料相互作用的结果。吸收层的作用是:(1)提高对激光辐射能量的吸收能力;(2)增大压力波的峰值压力;(3)防止金属表面的熔化和气化。

1.2.2 激光冲击处理的过程

在实现激光冲击金属材料的过程中,存在着两种约束体系:

一种是当激光束作用于材料表面涂层诱发冲击波后,激光支持的爆轰波与材料表面相互作用时对可能造成的材料形变运动(位移)的约束,它与激光能量、约束层物质、受冲击材料特性与应用目的密切相关。

另一种是用来装夹被冲击件所需要的机械约束系统,其作用是保持工件稳定和确保按设计的路线实施准确的冲击,它由一套计算机自动控制的五轴联动机构组成,可称之为“工艺约束”。试样在以玻璃作约束层时进行激光冲击处理的装夹如图 1-2 所示。

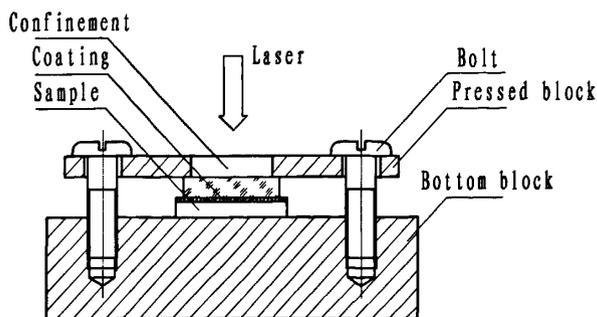


图 1-2 激光冲击机械约束示意图
Fig.1-2 The illustration of mechanical constraint upon laser shocking

高频率激光向金属材料表面照射时,金属材料的涂层将吸收激光能量而产生熔融与气化,气化的同时涂层急剧吸收激光能量并形成等离子体,激光冲击成形主要利用等离子体爆轰产生的冲击波压力使金属材料发生塑性变形,并且经激光冲击后,金属材料的力学性能也有所提高。

激光冲击处理过程主要是涂层吸收激光能量形成等离子体膨胀爆炸产生冲击波压力的过程。在激光冲击过程中,激光与涂层作用产生冲击波大致分为如下三个阶段^[36]:

(1) 部分等离子体形成

在激光透过约束层时,在涂层表面厚度与激光波长同量级的薄层中产生光吸收,激光的辐照使涂层物质迅速气化并向外喷溅,同时在喷溅的涂层中最先发生气化并完全电离,形成等离子体,如图 1-3 所示。在涂层蒸气温度和密度较高的某些区域,可能发生入射光几乎完全被等离子体吸收的情形,这时主要是逆韧致照射对吸收有贡献,这种光吸收区前沿温度和压力骤然升高,形成流体力学的间断点,即冲击波。

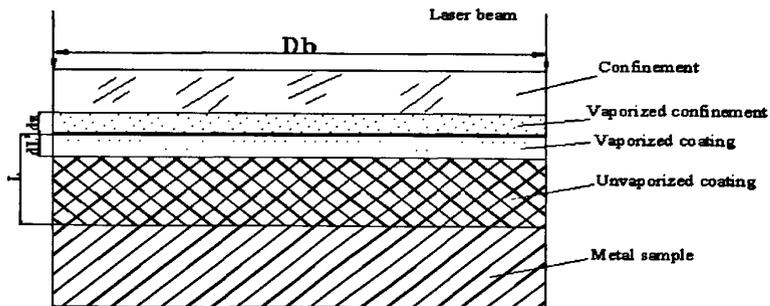


图 1-3 激光冲击部分等离子形成时的示意图
Fig.1-3 the sketch of plasma deformed in early stage in LSP

(2) 等离子区域不断扩大

第一阶段的部分等离子体形成之后,由于等离子体还会继续吸收激光能量,使等离子体温度达到极高,此时等离子体吸收骤然下降,对激光变为透明,这样就使后续激光能量又能重新辐照于未发生电离爆炸的涂层表面,造成新的激光吸收面和冲击波阵面。

(3) 激光辐照结束

设涂层电离气化速度为 V ,吸收层厚度为 L 。由于脉冲激光作用于涂层时间是有限的,因此这一过程也是瞬时完成的。如果激光作用持续时间大于 L/V ,则激光必然对工件表面产生烧损;如果激光作用持续时间小于 L/V ,则涂层就会剩

余；只有当激光作用持续时间等于 L/V ，才能获得最理想的作用状态，即激光辐照结束的瞬间，涂层全部汽化并完全电离。

1.3 激光冲击强化后的效果

1.3.1 表面残余应力

1992年，法国的Grevery等在真空腔中测量到冲击区存在表面残余应力^[37]。在激光与材料相互作用过程中，残余应力的产生如图1-4所示。在激光与材料相互作用时，冲击波在冲击区产生平行于材料表面的拉应力 F 。激光关闭后，由于冲击区周围材料的反作用，将在冲击区中产生压应力 σ 。

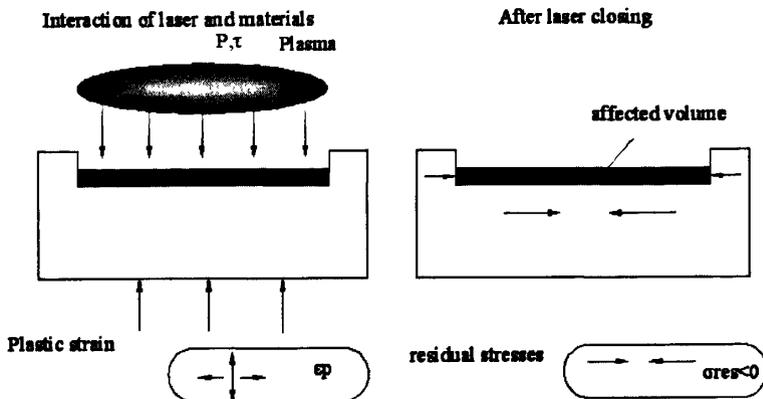


图1-4 残余应力场的形成

Fig.1-4 The forming of residual stress field

关于残余压应力的计算，法国学者 P. Ballard 提出一种计算此冲击区冲击深度和残余应力深度关系的模型^[38]。该模型是基于一维平面冲击波及弹性完全塑性半无限体材料而言的，提出三个假设：(1)冲击变形为一维平面变形；(2)压力脉冲在空间上均匀；(3)材料遵循 Von Mises 塑性准则。表面残余应力计算公式：

$$\sigma_{surf} = \sigma_0 - \left[\mu \varepsilon_p \frac{1+\gamma}{1-\gamma} + \sigma_0 \right] \left[1 - \frac{4\sqrt{2}}{\pi} (1+\gamma) \frac{L}{r_0 \sqrt{2}} \right] \quad (1.1)$$

式中 σ_0 为表面初始应力， μ 为拉梅常量， ε_p 为塑性应变， ν 为泊松常量， r_0 为冲击半径。激光冲击后在表面形成的残余应力对材料的疲劳抗力有显著影响，它在疲劳载荷中起着平均应力的等效作用。残余拉应力相当于正平均应力，它降低疲劳强度。而残余压应力相当于负平均应力，由它延缓疲劳裂纹的延伸，降低裂纹扩展速度，提高材料的疲劳强度^[39-46]。

而在实际应用中，对工件表面施行激光冲击时应该区别对待，厚件自不待言，

但是薄板类工件进行激光表面强化时要注意避免击穿而使冲击能量转变为宏观塑性变形，从而影响冲击效果，那样的话残余应力的存在也将变得更加复杂。

1.3.2 微观组织的演变

经激光冲击产生塑性变形后，金属材料的显微组织发生明显的变化。国内学者在对不同材料激光冲击中发现了位错、孪晶、形变马氏体。经一定量的塑性变形后，晶体中的位错线通过运动与交互作用，开始呈现纷乱的不均匀分布，并形成位错缠结。进一步增加变形度时，大量位错发生聚集，并由缠结的位错组成胞状亚结构。图1-5是bcc结构的45钢经过激光冲击后形成的形变孪晶。

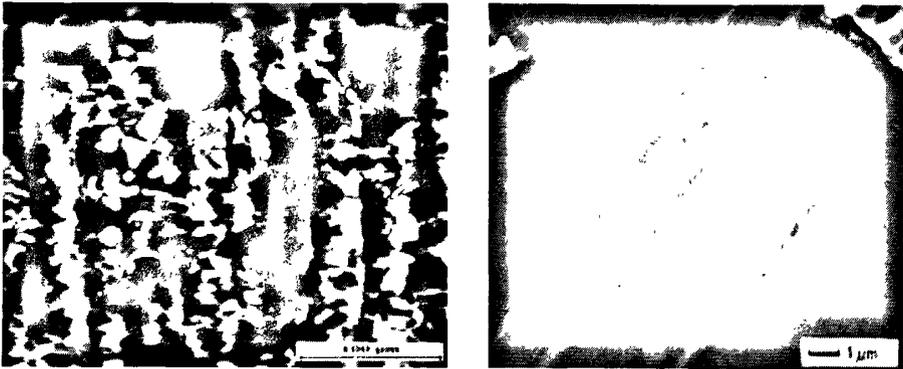


图 1-5 激光冲击在平衡态碳钢铁素体中形成的形变孪晶(SEM)

Fig.1-5 The SEM morphology of twins in pro-eutectoid ferrite of laser shocked carbon steel

对于fcc结构的304奥氏体不锈钢，由于面心立方金属的滑移系比较多，当多个滑移系同时启动时，各个晶粒的塑性变形得到很好的协调。图1-6可见晶界对形变过程有着明显的阻碍作用，各个晶粒内的滑移均终止于其晶界。

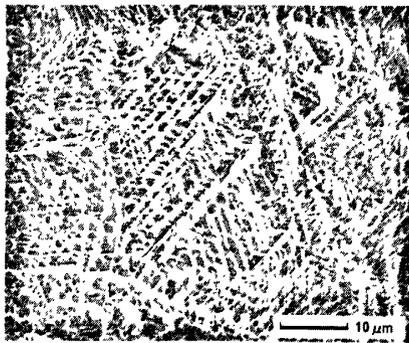


图 1-6 激光冲击后 304 奥氏体钢微观组织

Fig.1-6 Microstructure of 304 austenite steel surface with after LSP

大量的实验表明，激光冲击后，材料内部组织发生各种响应，但大多研究只局限在微米级尺度下对材料组织形貌的观测，而晶粒内是否也能出现此类组织表述甚少，关于位错的产生机理，以及析出物的分布对冲击效果的影响也评论不多。

1.3.3 表面硬度强度的影响

激光冲击强化的效果和质量通常以冲击材料强度的增加的大小和强化层的深度来表示。

位错密度增加而使强度提高, 有 Bailey-Hirsch 关系式:

$$\delta = \delta_0 + \alpha G b \sqrt{\rho_t} \quad (1.2)$$

式中, δ_0 为 $\rho = 0$ 时的材料屈服强度; ρ_t 为总位错密度; G 为切变模量; α 为与晶体结构有关的常数; b 为位错柏氏矢量。

由上式根据位错密度可估算冲击强化后的强度效果。如果在激光冲击处理样品上测出位错密度 ρ , 则可估算出强度增量。

强化层塑性变形深度表达式为

$$H_c = \frac{1}{b} \ln \left(B \frac{P_m}{\delta_s^D} \right) \quad (1.3)$$

式中, H_c 为强化层塑性变形深度; b 为激光冲击波传播的衰减指数的系数; P_m 为冲击波的峰值压力; B 为与材料有关的系数 δ_s^D 为材料的动态屈服极限。

激光冲击在材料表面产生了高密度位错和细晶化, 有些还会诱发马氏体相变, 这些都可以提高冲击区的表面硬度。邹世坤等^[47]对 1420 铝锂合金经激光冲击强化后, 表面显微硬度从基体的 HV125 提高到 HV155 左右(见图 1-7)。

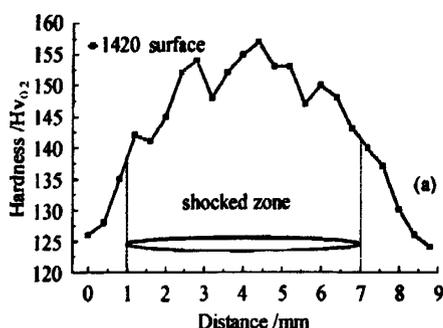


图 1-7 1420 铝锂合金经激光冲击强化后表面硬度分布

Fig.1-7 the hardness distribution of 1420 Al-Li alloy surface with LSP

此外, 对于多晶体而言, 要求每个晶粒至少具备由 5 个独立的滑移系才能满足各晶粒在变形过程中相互制约和协调。多晶体中, 在室温下晶界的存在对滑移起阻碍作用, 而且实践证明, 多晶体的强度随其晶粒细化而提高, 可用著名的 Hall-Petch 公式来加以描述:

$$\Delta\sigma_g = K_g d^{-1/2} \quad (1.4)$$

式中, d 为晶粒直径; $\Delta\sigma_g$ 为强化增量; k_g 为系数。

晶粒越细, 晶界和亚晶界越多, 可有效阻止位错的运动, 细晶强化既能提高材料的强度, 又能提高塑性和韧度, 是很理想的强化方法。

1.4 激光冲击强化的优点

1.4.1 激光冲击处理相比传统工艺的优点

与传统的目前使用的喷丸、挤压等强化工艺相比, 激光冲击处理具有热效应小、应变影响层深、冲击区域可控以及易实现自动化等一系列优点。激光冲击比喷丸更能提高金属的疲劳寿命, 其主要原因有三点^[48-49]:

(1) 喷丸降低了金属的延展性, 使材料在低周疲劳情况下更容易产生裂纹, 一定程度上抵消了喷丸强化所获得的高表面硬度和残余压应力的有利作用;

(2) 激光冲击强化处理产生的残余压应力要优于喷丸, 硬化深度通常是喷丸的 2~3 倍, 因此材料疲劳裂纹的扩展过程缓慢, 这是激光冲击强化比喷丸更能提高疲劳寿命的重要因素;

(3) 激光便于聚焦和传播, 可对各种形状复杂, 处于各个部位, 可达性差的结构, 如小槽、小孔和轮廓线之类进行处理, 且易于精确定位和控制, 便于实现自动化生产, 这对此项技术的商品化极为有利;

(4) 短脉冲激光作为高密度能源, 其加热与冷却速度快, 其热影响区域小, 能有效保护受冲击的工件。因激光脉冲的大部分能量被等离子体的形成和打开界面做功所消耗, 只有小部分能量传递到金属表面, 宏观上材料表面温度仅达 200℃左右, 并且仅能保持几分之一秒。因此, 激光冲击处理中工件一般不会因为热效应而发生显著的微观组织变化;

(5) 激光冲击处理可获得特别高的冲击压力, 产生很深的强化层。激光冲击处理往往在几十纳秒的持续时间内, 在材料表面产生高达几个 GPa 的压力, 并将传播至相当的深度, 引起塑性变形层, 达到高厚度强化的目的;

(6) 激光冲击处理具有可叠加性。材料的多次冲击不仅可提高强化效果, 而且可增大强化区域, 实现大面积的强化处理。另外, 多次冲击可对首次冲击的效果进行修补, 提高处理的可信度。实验还发现, 激光冲击处理可对经普通热处

理后工件存在的“软点”进行补充硬化处理,这使得激光冲击处理技术可和其他强化技术一起配合使用;

(7) 激光冲击处理是一种非接触强化技术,无机械损伤。处理后材料表面的光洁度甚至会有提高,并且是一种无渗入和沉积污染的清洁型加工工艺。这特别适合于那些对表面质量要求较高的工件的精加工处理。

以上这些特点不仅常规热处理工艺望尘莫及,而且也是某些先进的热处理工艺难以达到的,作为材料的表面局部硬化处理,激光冲击强化处理具有独特的优点。

1.4.2 激光冲击在材料加工中的优点

激光表面处理是采用大功率密度的激光束,以非接触性的方式加热材料表面,借助于材料表面本身传导冷却,来实现其表面改性的工艺方法。它在材料加工中的优点如下^[50]:

- (1) 能量传递方便,可以对被处理工件表面有选择的局部强化;
- (2) 能量作用集中,加工时间短,热影响区小,激光处理后,工件变形小;
- (3) 处理表面形状复杂的工件,而且容易实现自动化生产线;
- (4) 改性效果比普通方法更显著,速度快,效率高,成本低;
- (5) 通常只能处理一些薄板金属,不适宜处理较厚的板材;
- (6) 由于激光对人眼的伤害性影响工作人员的安全,因此要致力于发展安全设施。

1.4.3 激光冲击在处理航空结构件上的优点

目前,激光冲击处理技术工业应用和批量生产上最为成熟的行业仍是航空制造业。根据美国空军实验室的报告^[51]激光冲击处理在航空结构上的优势主要表现在以下几个方面:

- (1) 提高抗应力腐蚀能力,增强飞行疲劳断裂结构的安全性;
- (2) 新老飞行器的延寿;
- (3) 提高破坏的容忍性和持久性(新的燃气涡轮、修理件、铸件、焊接结构);
- (4) 延长检修周期,减少保养成本;
- (5) 提高任务就绪的效率。激光冲击处理的在航空制造业上的应用主要有机身结构、发动机结构及其他附属装置,如起落架、舰载机所用的飞机弹射器、尾

钩着陆拦阻装置等。

1.5 课题研究内容及目的

脉冲强激光与物质相互作用产生的强冲击波,具有高压(GPa~TPa)、超快(几十纳秒)、超高应变率($10^7\sim 10^8\text{s}^{-1}$)的显著特点。围绕“超快、超强”激光产生的极端条件下的“极端制造科学”,强激光冲击波先进制造技术被“国家中长期科学和技术发展规划纲要”列入先进制造技术中三个重点领域之一。在航空航天制造领域有巨大的应用前景,是国际科技竞争热点之一,为解决国防难题、节约资源和节约能源提供新理论和新技术。基于之前描述激光冲击强化技术在处理航空结构件上的很多优点,研究航空材料经过激光冲击处理后的性能是非常有意义的。

根据前文所述,对于激光冲击的效果评价方面,先前的研究往往习惯于将注意力放在残余应力和表面硬度改善方面,对于激光冲击引起的微观组织演变也容易集中于微米尺度的晶粒范畴;又由于激光冲击引起的材料晶粒内缺陷尺寸很小,很难通过普通金相实验的方法对其进行观察和表征,使得人们对激光冲击内部缺陷或更微观层次上的精细结构的形成过程和相互作用了解甚少。因此,通过深入研究外场能量作用下,材料内部缺陷的形成机理及演化规律,对典型特征进行科学表征,有助于了解各种微观缺陷对材料在激光冲击后力学性能的影响规律,同时对开发激光冲击后材料的使役性能也会起到十分重要的作用。

本次研究将对纯铝和两种常用航空铝合金材料进行激光冲击强化,通过检测微观组织、硬度、残余应力和力学性能来考察激光冲击对材料表面强化的效果。重点利用借助TEM透射电镜观察及HREM高分辨像在更小的尺寸范围内观察材料微结构的演变,揭示材料机械性能提高的本质原因,并比较不同材料、冲击次数与强化效果之间的关系,为激光冲击处理这项新型技术提供更多的微观理论指导。

第二章 试验材料与试验方法

2.1 试验材料

为了深入地了解激光冲击强化的效果,本次实验分别选取纯铝以及含有不同合金元素的两种航空铝合金材料作为研究材料,对比它们在高能量激光束下的微观响应。

2.1.1 多晶纯铝

纯铝呈银白色,比重 2.7 g/cm^3 , 大约是铁的 $1/3$; 其熔点较低(660°C), 沸点为 2494°C , 是典型的面心立方结构。纯铝的结构简单, 无夹杂物和析出相, 无晶体缺陷, 便于研究激光冲击前后组织形态的变化。其力学数据见表 2-1。

表 2-1 纯铝的室温力学性能数据

Table 2-1 The mechanical properties of pure aluminum at ambient temperature

| 抗拉强度 | 硬度 | 正弹性模量 E | 切变弹性模量 G | 延伸率 | 泊松比 |
|-------|------|---------|----------|-----|-------|
| 55Mpa | 16HV | 70.3Gpa | 26.1Gpa | 55% | 0.345 |

2.1.2 Al-Cu-Mg 系铝合金

图 2-1 为 Al-Cu-Mg 合金富铝侧的相图。

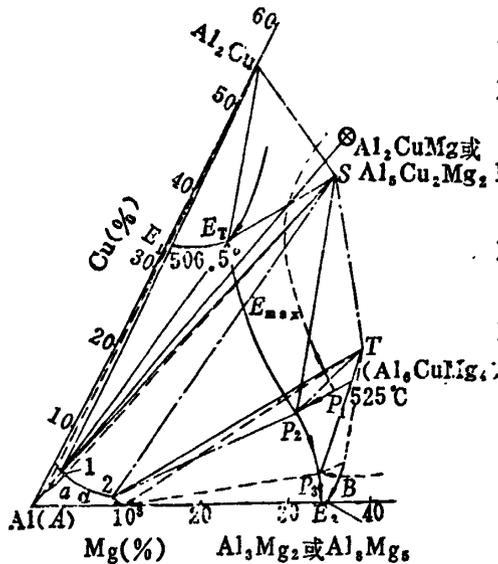
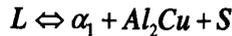


图 2-1 Al-Cu-Mg 合金富铝侧相图

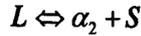
Fig.1 Phase diagram of Al-Cu-Mg alloys on rich aluminum side

图中用点划线框出的为四相平衡面。其相应的转变为:

$E_T(506^\circ\text{C})$: 成分相当于 Cu 33.1%, Mg 6.8%



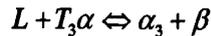
$E_{max}(515^\circ\text{C})$: Cu 26.4%, Mg 11.7%



$P_2(472.3^\circ\text{C})$: Cu 11.3%, Mg 25.7%



$P_3(450^\circ\text{C})$: Cu 4%, Mg 32.3%



硬铝是 Al-Cu-Mg 系的时效硬化型合金, 大多数合金中还含有少量的锰, 其中铝与铜及镁形成的 θ 相及 S 相起主要的沉淀硬化作用, 而锰则提高固溶体强度和改善抗蚀性。为了考察合金元素和第二相的存在对激光冲击强化效果的影响, 选取 2A02 铝合金作为对比研究材料。2A02 铝合金为耐热硬铝型航空铝合金, 其中 Fe、Si 杂质元素的质量分数均控制在 0.3% 以下, 与 Cu 低 Mg 高的 2A12 铝合金相比, 杂质控制更严, Cu/Mg 的比值仅为 1.32, 在 Al-Cu-Mg 三元合金相图中处于 $\alpha(\text{Al})+S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相区。因此在平衡状态下不出现 $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相, 除了 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体和 $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相外, 还有 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 、 AlMnFeSi 等不溶杂质相。实际组织中还有 Al_6MnMg_2 耐热相。合金中 $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相为主要强化相, 所以 2A02 铝合金具有较高的耐热性, 可用于制造 250~300°C 以下工作的锻件, 如压气机、叶片、叶轮等。

为了验证激光冲击对材料疲劳性能的影响, 最后选用 2A02 硬铝合金进行了疲劳试验。其主要化学成分如表 2-2 所示, 主要力学性能如表 2-3 所示。

表 2-2 2A02 航空铝合金的化学成分
Table 2-2 The nominal chemical composition of LY2

| Cu | Si | Mg | Mn | Ti | Al |
|---------|-------|---------|---------|-------|------|
| 2.6-3.0 | ≤0.30 | 2.0-2.4 | 0.4-0.7 | ≤0.15 | Bal. |

表 2-3 2A02 航空铝合金的力学性能
Table 2-3 The mechanical properties of 2A022

| 屈服强度 $\sigma_{0.2}$ | 抗拉强度 σ_b | 硬度 | 延伸率 $\delta(\%)$ |
|---------------------|-----------------|------|------------------|
| 326MPa | 455MPa | 55HV | 15.7 |

2.1.3 Al-Cu-Zn 系铝合金

Al-Cu-Zn 系中典型的高强度铝合金 7050 是在 7075 超硬铝合金的基础上调整了化学成分,增加了 Zn、Cu 含量,用锆代替铬来细化晶粒,并降低硅、铁等杂质含量。由于化学成分的优化,并采用过时效处理,该合金在保持较高强度的同时,还具有疲劳极限高、韧性好、抗应力腐蚀性能好、淬透性好等优良综合性能。其化学成分和常用力学性能见表 2-4 与 2-5。与含相对较少析出物的 2A02 铝合金相比,7050 铝合金的强度硬度值较大。

表 2-4 7050 航空铝合金的化学成分
Table2-4 The nominal chemical composition of 7050

| Zn | Mg | Cu | Zr | Fe | Al |
|---------|---------|---------|----------|-------|------|
| 6.1~6.3 | 2.1~2.3 | 2.0-2.3 | 0.1-0.12 | ≤0.15 | Bal. |

表 2-5 2A02 航空铝合金的力学性能
Table2-5 The mechanical properties of 2A02

| 屈服强度 $\sigma_{0.2}$ | 抗拉强度 σ_b | 硬度 | 延伸率 $\delta(\%)$ |
|---------------------|-----------------|-------|------------------|
| 469MPa | 524MPa | 135HV | 10.4 |

Zn 和 Mg 在合金中形成主要强化相 $MgZn_2$ 。 $MgZn_2$ 相在合金中的溶解度随温度的降低而急剧下降,具有很强的时效硬化能力。在固溶极限范围内,提高 Zn、Mg 含量可以大大提高合金强度,但会导致合金的韧性和抗 SCC 性能降低。

Cu 能同时提高强度、塑性、耐蚀性和重复加载抗力。高 Zn 合金中,Cu 原子溶入 GP 区,可以提高 GP 区的稳定温度范围,延缓时效析出。Cu 原子还可溶入 η' 和 η 相中,降低晶界和晶粒内的电位差,提高合金的抗应力腐蚀能力。Zr 和 Al 结合形成 Al_3Zr 金属间化合物。在时效过程中,次生的 Al_3Zr 粒子可加速 $\eta'(MgZn_2)$ 相的析出。此外,含 Cr 合金的淬火敏感性不强,合金的淬透性提高。总的来说,微量元素可提高合金的强度、断裂韧性和抗应力腐蚀性能。

作为常用的航空材料,7050 铝合金主要用于广泛应用于飞机结构与零部件的制造^[52]。要求高强度、良好断裂韧度,并有高抗应力腐蚀开裂和剥落腐蚀的主承力结构件,如飞机结构用厚板、挤压件、自由锻件、起落架支撑零件及铆钉等^[53]。飞机结构件中的铆接紧固孔是典型的应力集中环节,在交变载荷作用下极易产生疲劳裂纹,进而造成疲劳断裂。

本实验选用 7050-T7451 作为激光冲击强化的研究材料,观察含有大量析出

物的材料在激光冲击下的微观响应。

2.2 试验方法

2.2.1 激光冲击装置

试验工作在江苏大学激光实验室的高功率钕玻璃激光系统上进行,见图 2-2。整个系统由高功率钕玻璃激光器、五轴联动数控工作台、在线测量检测和计算机数控系统集成而成。激光器为 Nd-Glass 高功率激光冲击波装置。由一级调 Q 钕玻璃($\text{Ø}15\text{ mm} \times 200\text{mm}$)激光振荡器(谐振腔长 1200 mm),一级前置钕玻璃($\text{Ø}15\text{mm} \times 200\text{mm}$)激光放大器和一级钕玻璃($\text{Ø}20\text{mm} \times 520\text{mm}$)激光主放大器组成。所用激光的波长为 1064 nm,脉宽约 23 ns,能量 35J 左右,有效光斑直径为 $\text{Ø}8\text{mm}$,脉冲的重复率为 0.5Hz,激光脉冲为准高斯分布。试验入射激光功率密度 $I_0 = 3.12\text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$,能量约为 34J 左右。

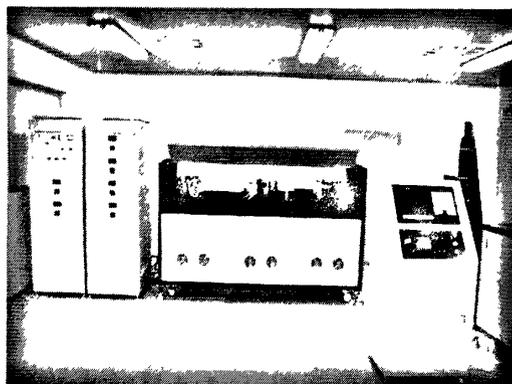


图 2-2 调 Q 钕玻璃激光冲击装置
Fig.2-2 The Nd-YAG laser machine

2.2.2 激光冲击试验过程

本次试验采用对多晶纯铝采取激光冲击一次和两次,对 7050 铝合金分别冲击一次、两次和三次,对进行疲劳实验的 2A02 采用连续多点冲击的方法,对比不同材料对激光冲击强化的响应和不同冲击次数对材料表面的影响。在冲击之前用铝箔覆在试样表面作为牺牲层,流动水作为约束层。图 2-3 为激光冲击试验示意图。

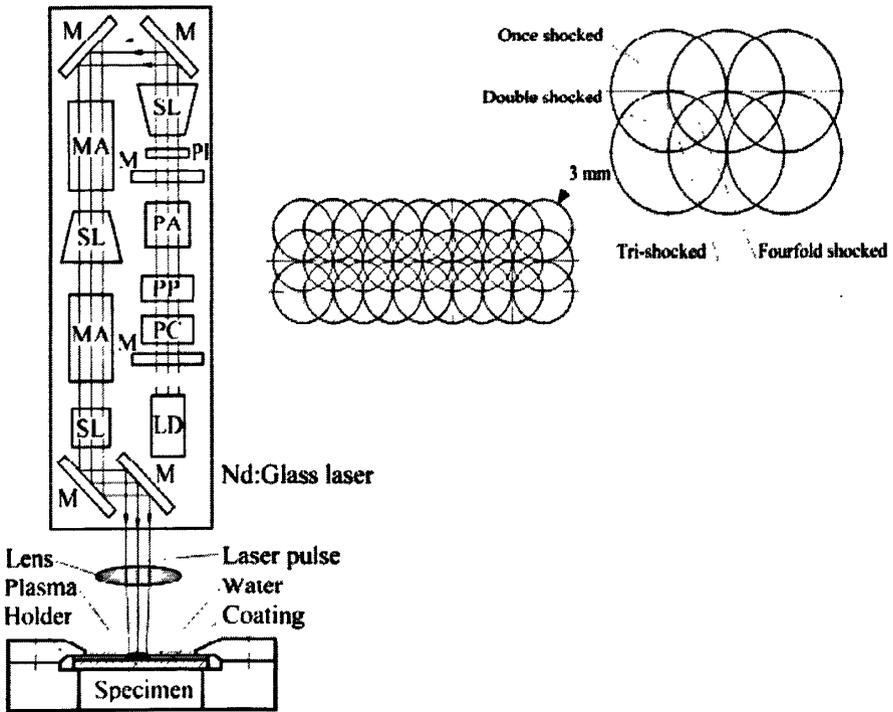


图 2-3 激光冲击试验装置及冲击路线示意图

Fig. 2-3 Schematic diagram of the laser shock experiment set and shocking route

本次冲击试验几乎都是在“应变屏蔽”效应下进行的。它是指在激光冲击情况下，如果冲击产生的能量几乎全部被材料表面吸收，激光能量诱发的超高应变率迫使材料内部产生大量应变效应，如孪晶、滑移，位错、晶界移动等微观结构演变甚或相变等，即“应变”事实上发生了，但宏观几何测量中在试件上却往往测不出或试件形状外廓却显示不出这种位移的现象^[54]。这种约束条件下的激光冲击系统示意图如图2-4所示。

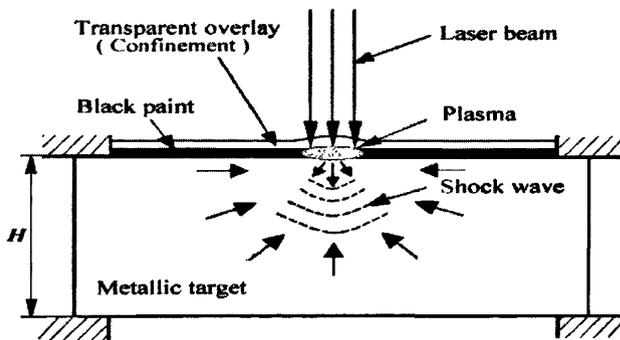


图 2-4 具有“应变屏蔽”效应的激光冲击系统示意图

Fig.2-4 The Schematic illustration of strain screening effect upon laser shock processing

在应变屏蔽状态下,材料内部的微观结构应变是客观存在的,所以,受激光冲击的区域可以获得很大的表面压应力。应变屏蔽效应表明,在激光冲击的高能和超高应变率作用下,材料响应是多方面的,材料表面的形状变化规律不是简单的弹性应变,而是一种应变强化和结构演变的合成效应。

2.2.3 残余应力的测试

残余压应力实验是在 X-350A 型 X 射线应力仪上进行。其管电压为 22.0KV,管电流 6.0mA, $CrK\alpha$ 特征辐射,准直管直径 ϕ 1mm,阶梯扫描步进角 0.10° ,时间常数 1.5s,扫描起始角及终止角分别为 143° 和 135° ,侧倾角 ψ 分别取 0° , 24.0° , 35.0° , 45.0° 。测定残余应力的晶面为(311)。测试 X 射线衍射法的测试原理是利用多晶材料存在残余应力时,应力的作用使晶面间距发生变化,相应的衍射峰也将发生偏移来测试残余应力,是一种非破坏性的实验方法。本次试验对 7050 铝合金和 2A02 铝合金试样冲击面的 7 个点分别测量其残余压力。

2.2.4 硬度的测量

采用 HVS1000 型数字显微硬度计测量激光冲击强化区表面和沿激光强化区深度方向的显微硬度。不同的材料选择不同的保压时间和负荷。每隔一定距离测试一个硬度,并绘制硬度曲线。分析激光冲击对表面硬度的效果,对比不同材料和不同的冲击次数对硬度的影响。

2.2.5 组织表征

材料微观组织由江苏大学理化中心 JSM-7001F 场发射扫描电镜和加速电压为 200kV 的 JEM-2100(HR)型透射电镜上进行观察。扫描试样经过 100~800 $\#$ SiC 砂纸逐级打磨,抛光后,用 H_2O_2+HF 溶液腐蚀进行金相制备。透射试样冲片后(大小为直径 3mm)用金相砂纸打磨至 150~200 μ m,再经过凹坑减薄至 60~80 μ m,然后经过离子减薄至 JSM-7001F 热场发射高分辨率电镜观察的要求,一般为 20~40 μ m。

利用高分辨透射电子显微镜观察样品中的缺陷结构,拍摄析出物与基体的高分辨像,用快速逆富氏变换(Inverse Fast Furrier Transformation)获得对应的高分辨过滤像 IFFT。

2.2.6 疲劳试验

疲劳试验在INSTRON1341疲劳试验机上进行。在室温、实验室空气介质的环境下进行试验。2A02铝合金在疲劳拉伸试样一侧做出两列连续线冲击区，激光光斑直径5mm，能量12J，频率0.5Hz，光斑搭载率17%，疲劳拉伸试样与试样光斑搭接方式如图2-5与图2-6所示。疲劳试验轴向加载最大应力 $\sigma_{max}=365\text{Mpa}$ ，加载频率 $f=1.5\text{Hz}$ ，应力比 $R=0.1$ 。图2-7为疲劳试验的加载状态。

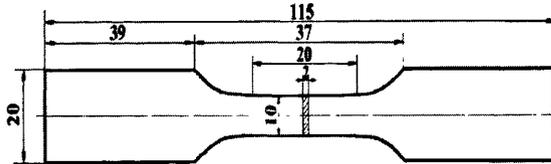


图 2-5 2A02 铝合金疲劳试样尺寸
Fig.2-5 dimension of 2A02 fatigue specimen

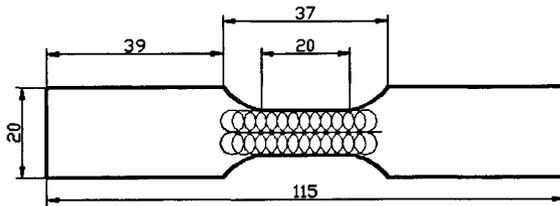


图 2-6 拉-拉疲劳试样光斑搭接方式
图 2-6 Schematic illustration of LSP on fatigue specimen

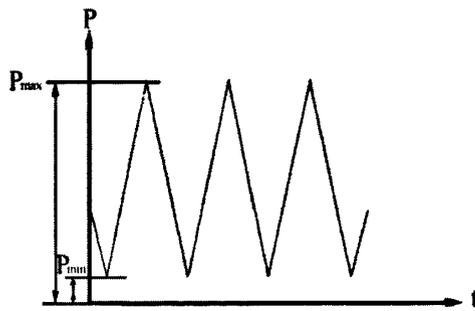


图 2-7 加载状态
Fig.2-7 Load state

疲劳试验后，取断口的截面材料制样，用扫描电镜分析对比与未经冲击强化的疲劳试样截面的疲劳源发生位置和疲劳裂纹扩展趋势，并用透射电镜分析激光冲击前后 2A02 铝合金表面的微观组织变化。

第三章 激光冲击诱导的微观组织演变

3.1 多晶纯铝激光冲击结果

3.1.1 激光冲击多晶纯铝的表面形貌

图 3-1 分别是纯 Al 经过激光冲击一次和两次后，作为吸收层覆盖在纯铝上的铝箔表面汽化后的冷凝形貌。可以看到铝箔表面发生了强烈汽化，冲击一次后的表面区域较小且均匀平整，而冲击两次的则显示为溅射状，不仅面积大，而且表面不平整，中心部分凹坑较冲击一次的铝箔表面深。说明随着激光冲击冲击的次数的增加，铝箔表面的塑性变形变形加剧，对纯铝的冲击效果也将更大。

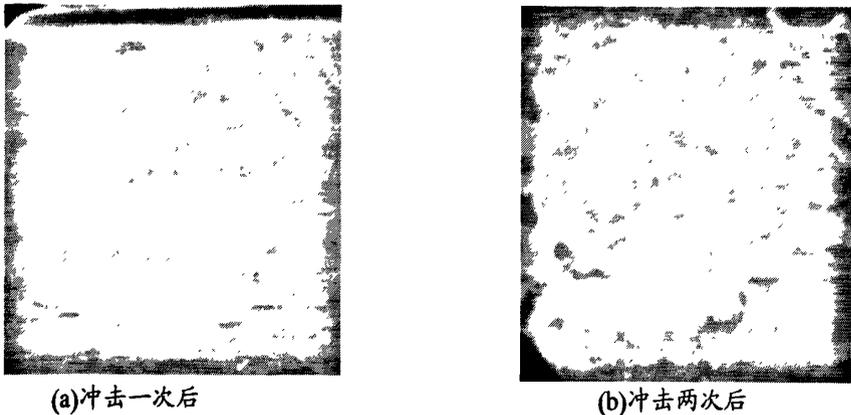


图 3-1 激光冲击后铝箔汽化的表面形貌

Fig.3-1 The surface feature of aluminum foil after laser shocked: (a) after once LSP; (b) after twice LSP

3.1.2 多晶纯铝冲击后的组织演变

图3-2为冲击前纯Al样品的TEM照片。从多晶纯Al原始态的TEM照片，可见晶粒呈细小均匀的等轴状，原始晶粒大小为3~4 μm ；晶粒内部洁净，无杂质，偶有少量位错，这些少量存在的位错不受任何外载或内力作用，位错趋于直线状，以保持最短的长度，并以单根存在为主；晶界清晰，但在晶界上有不同数量的位错积聚；材料中没有其他特质性的缺陷。这些都说明材料处于较好的平衡状态。

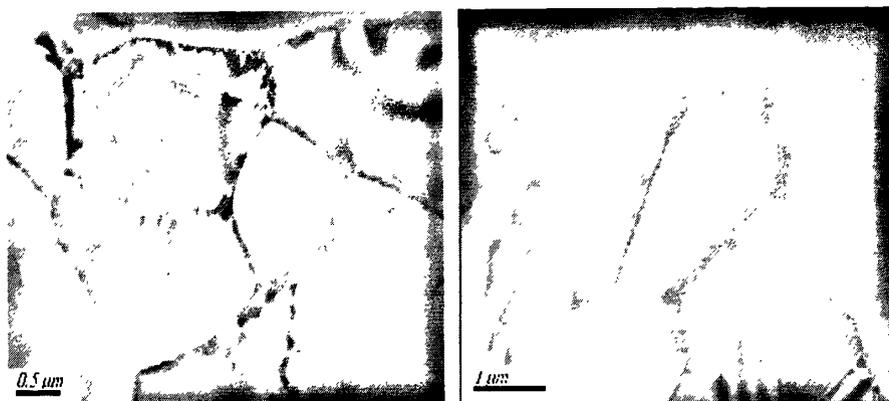


图 3-2 冲击前纯 Al 样品的 TEM 照片

Fig.3-2 TEM images of pure aluminum before laser shocked

图3-3为在纯Al 样品中观察到的位错组态的TEM照片。

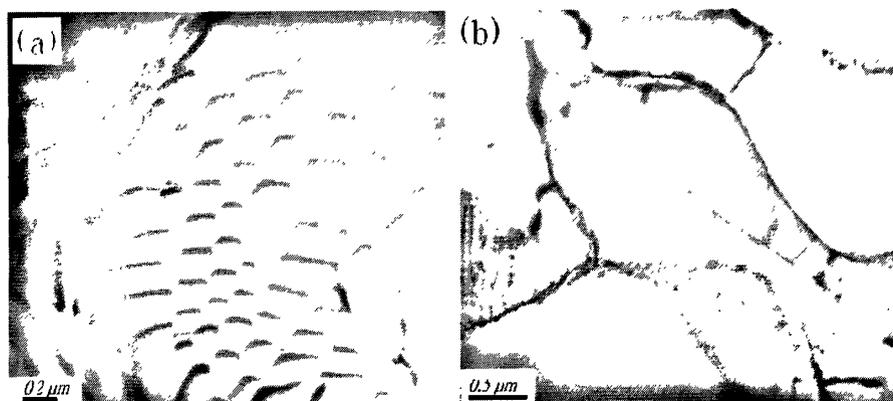


图3-3 纯Al样品中的位错组态的TEM照片

Fig.3-3 TEM images of dislocation configurations of pure aluminum before laser shocked

根据线张力性质，晶体中的位错具有一定的形态。图3-3为纯Al样品中的位错组态的TEM照片。当晶体处于或接近平衡状态时，晶体中的位错密度较低，它们在空间常呈网络状分布，每三根位错交于一点，互相连结在一起。图3-3(a)为在纯铝中观察到稳定的位错组态——星形结构(star structure)：一系列位错排沿 $\langle 110 \rangle$ 方向密集排列成星状结构。这是因为在平衡状态，当三根位错连结于一点时，在结点处位错的线张力互相平衡，它们的合力为零。所以，在 $\{111\}$ 面上，则呈三角形或六角形组态；而在 $\{110\}$ 面上，则呈井字形结构，如右图中左侧。这些接近标准的位错组态往往出现在材料具有较高的纯净度，晶粒内部缺陷较少，仅当受到来自相邻晶粒的牵制应力，而且这种应力的的大小超过位错滑移所需要的力的时候，才容易发生图示的情形。这是纯净态材料的特点，体现出用于激光冲击效果研究的某种优势。

激光冲击后，纯Al组织发生了很大的变化，基本表现为位错规律性地增加。随着冲击次数的增加，位错线的数量就越多。晶粒内的位错密度通常低于晶界，

晶界处以位错塞积甚至缠结结构为主。图3-4为纯Al经单次激光冲击后，晶界附近的位错塞积形貌。如图所示，激光冲击仅在晶粒内形成位错，在晶界可见明显的位错塞积，说明一次激光冲击能量尚未超越晶界。

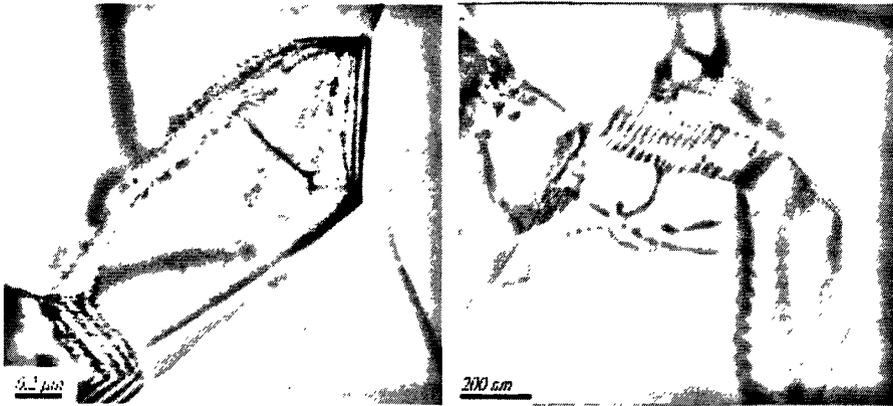


图3-4 纯Al单次激光冲击后的TEM图像

Fig.3-4 TEM images of pure aluminum after once laser shocked

图3-5为激光冲击两次后单个晶粒内的位错网络。可见位错明显增多，但是位错线运动的方向显得单一。位错朝一个方向运动说明这个晶粒的受力也比较单一，所以朝某个方向滑移(单滑移)。

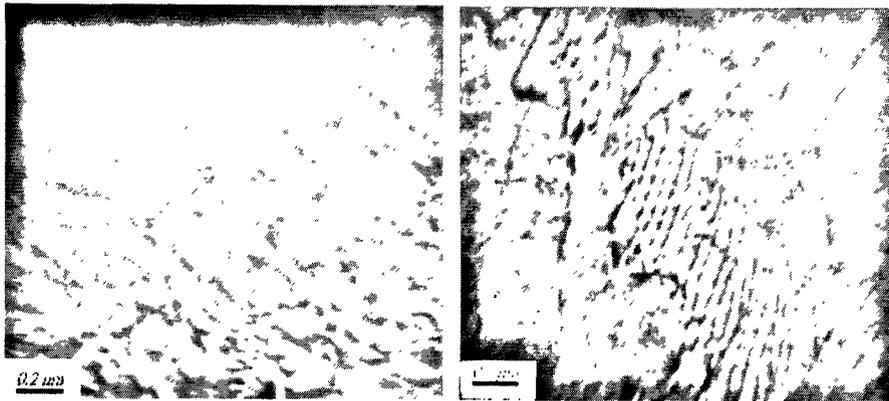


图3-5 单个晶粒内的位错网络

Fig.3-5 The dislocation network in a grain of aluminum after laser shocked

激光对纯铝经过两次冲击后，会出现几种特殊的微观组织。

激光冲击两次的微观组织之一：铝晶体中的位错网络，见图3-6。它可以看成由三组全位错交互作用产生而形成的特征亚晶界；位错的运动受到晶界或其它位错的阻碍时，将形成位错塞积列；当位错相互运动至相交时，会产生位错反应，改变位错组态，变成明显增多的位错网络，极有规律。说明得益于原材料中缺陷和位错钉扎源较少，位错的扩展遇到较少的干扰或阻碍，其走向只与其周边晶粒对其造成的约束及位错自身的交互作用有关，这可以看成是位错的一种饱和组态。这种情况也可以视为是由双滑移现象。

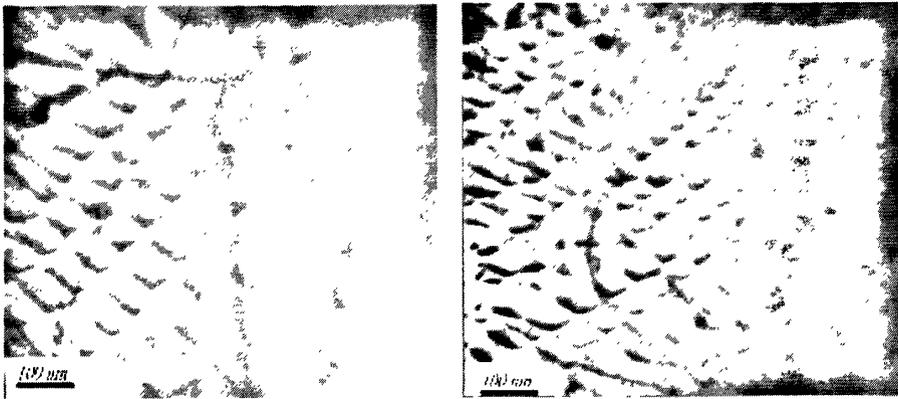


图3-6 激光冲击两次后的晶粒内位错组态

Fig.3-6 One of the dislocation configurations of grain after twice laser shocked

激光冲击两次的微观组织之一：局部位错网络，如图3-7所示。这与激光能量的高斯分布及引起的局部变形程度不一致有关；也与多晶材料在遇到外力作用时各晶粒间的应力平衡过程有关。此时，位错运动的情形变得复杂，位错开始出现弯曲、转折、堆积和缠绕，遇到晶界时发生位错塞积，这些都是激光冲击引起材料强度升高的根源，在合金就体现为加工硬化。这就是多晶材料在某些局部区域的多滑移现象。



图3-7 激光冲击两次后的位错网络

Fig.3-7 The dislocation network of aluminum grain after twice laser shocked

激光冲击两次的微观组织之一：孪晶。铝属于高层错能金属，一般在塑性变形过程中不易生成孪晶，但在激光冲击超高应变率诱导的应力状态下，也可能形成，如图3-8所示。但孪晶即使形成，也不易向晶粒内推进长大；此孪晶的生成与多晶材料局部的微观应力有关，如图3-8左上角所示，位错出现塞积，这意味着该局部微观应力的增大。



图3-8 局部的位错塞积和孪晶

Fig.3-8 Local dislocation block and twins

激光冲击两次的形变微观组织之一：胞状组织，如图3-9所示。多晶纯铝经过激光冲击后，造成大量的胞状组织。铝是层错能较高的金属，其扩展位错较窄，可通过束集而发生滑移，故在变形过程中经位错的增殖和交互作用，容易出现明显的胞状结构，如图3-9所示。在每个晶粒内部它们的位向在不同的晶粒内都有很大的差别。这些在位向上彼此有很大差别的晶粒内小区域可以视为亚晶或嵌镶块。根据图示标尺，可见其尺寸十分细小，在20~30纳米尺度范围之内，可能系由激光冲击引起的位错运动引起。因为在激光冲击的核心区域，由于原先纯铝的完整晶体中可能活动的原子的概率相等，强大的冲击力使位错(原子运动)同时开动，即由高层错能的FCC晶体在外场力作用下引起位错波状滑移所致，可以看作单个晶体内部位错的一种饱和组态。因原始晶界犹清晰可辨，故暂称之为胞状组织。

与常规塑性变形不同的是原始晶界几乎没有发生变化，这可能与激光冲击的非连续形变和局部形变形式有关。



图3-9 晶粒内亚晶/位错网络

Fig.3-9 Sub-grains / dislocation networks in aluminum grains

综上所述,内部洁净且处于平衡状态下的纯Al经过激光冲击后,内部组织发生了很大变化。单次冲击能量未超越晶界,仅在晶粒内形成少量方向单一的位错,而经过多次冲击后则出现了复杂多种形貌,晶界处和晶粒内部均形成大量位错和一些特殊微观组织,说明随着冲击次数的增多,对材料内部组织的影响越大。

3.2 2A02 铝合金激光冲击结果

3.2.1 2A02 铝合金激光冲击后的组织演变

图 3-10(a)和 3-10(b)分别为经激光冲击强化处理和未强化处理的表面形貌的 SEM 图像。

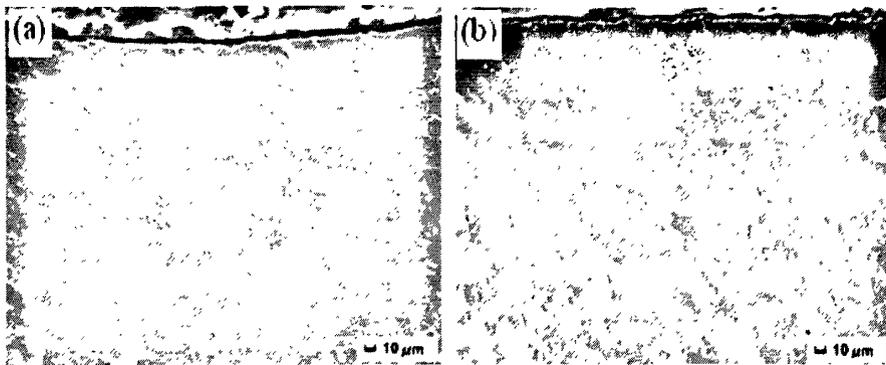


图 3-10 2A02 试样表面: (a)激光冲击处理后试样表面; (b)未经处理表面

Fig.3-10 Surface of the 2A02 samples:(a)sample with LSP; (b)sample without LSP

材料内部存在少量微观缺陷,主要是铸态形成的微空隙残留和夹杂物,多沿 α 基体的晶界分布,也有少量夹杂物分布在晶粒内。这些缺陷应为原材料铸造过程中凝固过程及随后轧制不充分所致,有的还带有沿次生晶枝连续分布的特征。可以看到,经激光冲击强化处理的试样表面有明显的形变凹坑。这在一定程度上对材料表层进行了“夯实”,有利于阻止疲劳裂纹的萌生和扩展。

激光冲击后的 2A02 铝合金试样的微观组织可以看到两种不同的形貌:颜色较深的区域(较耐腐蚀的组织)和颜色较浅的“湖泊”状区域(易腐蚀组织),见图 3-11。图 3-11(b)和 3-11(c)分别为较深区域和较浅区域的放大组织。

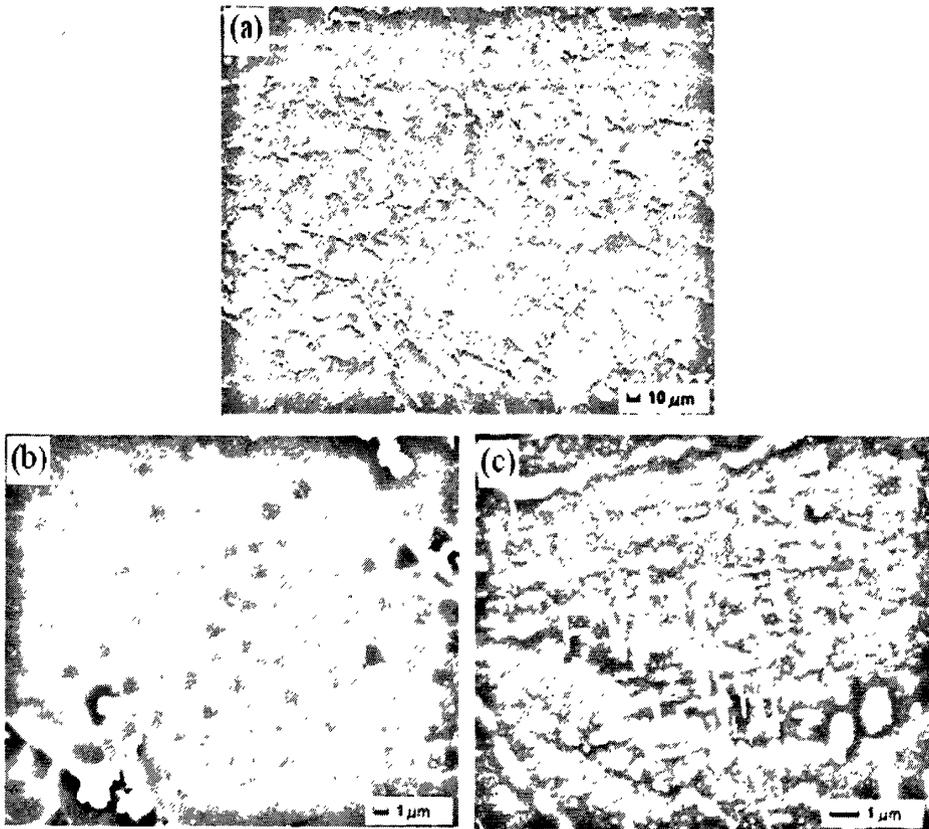
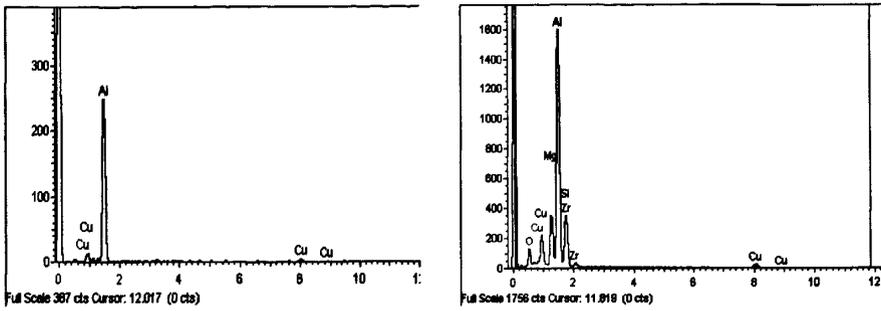


图3-11 2A02铝合金SEM图像: (a) 激光冲击后内部组织; (b) 冲击后内部颜色较深区域组织; (c) 冲击后内部颜色较浅区域组织

Fig.3-11 SEM image of 2A02 aluminum alloy: (a) internal structure after LSP; (b) The internal deeper structure after LSP; (c) The internal lighter structure after LSP

图3-11(b)中为颜色较深区域的高倍观察图像,可见微区的组织均匀,大量点状或形状不规则的细小析出物弥散分布在基体中。理论上应为正常的固溶+时效处理组织: α 相基体+ θ 沉淀相(Al_2Cu), 三角形形态的为位错蚀坑。图3-11(c)可以看到大量密集的析出相,以及明显的亚晶形貌,晶粒内除了弥散的析出物外,还可见正交状析出相。文献^[55]中提到, Al-Cu-Mg合金经 190°C 人工时效处理后,此合金中含有过渡相 S' 相沉淀物,其成分为正交结构的 Al_2CuMg ^[56]。 S' 相沉淀物在 α -Al母体中呈现板条状形貌^[57-59],在 190°C 时效过程中,GPB区可转变为 S' 相沉淀物^[60-61]。 S' 相沉淀物与 α -Al基体间有取向关系,其相界面为半共格的^[62]。

图3-12为图3-10的EDS图像,(a)和(b)分别为颜色较深区域和颜色较浅区域析出相的EDS图像。根据所测元素及大致含量,初步可判断较深区域的析出相为 Al_2Cu ,颜色较浅区域的析出相为 Al_2CuMg 。这两种析出物的存在使材料有着高的强度和硬度。



(a)颜色较深区域的析出相的EDS (b)颜色较浅区域的析出相的EDS

图3-12 激光冲击2A02铝合金的EDS图像

Fig.3-12 EDS images of 2A02 aluminum after laser shocked: (a) darker area; (b) lighter area

图 3-13 为原材料 2A02 时效状态的 TEM 图像。晶粒细小均匀，大约 $3\mu\text{m}$ 左右，大量第二相析出均匀分散。由于材料处于平衡状态，加上大量析出物对位错的钉扎作用，除少数晶粒内由于晶间应力有少量位错网络存在外，大部分晶粒内较少观察到位错。

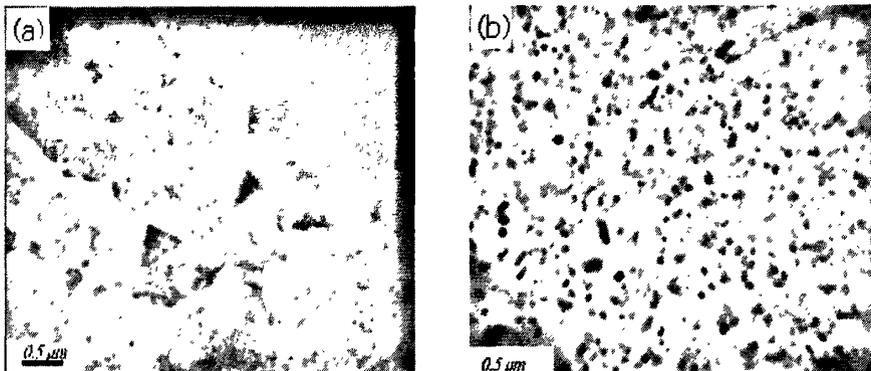


图 3-13 2A02 原材料的组织状态 (a)晶粒状态; (b)析出相的分布

Fig.3-13 The microstructure of 2A02 aluminum alloy:

(a) Grain size ; (b) Precipitated particle's distribution

图 3-14 为 2A02 激光冲击经过连续多点冲击后的 TEM 图像及位错网络。可观察到位错网络相比原始组织有所增加。

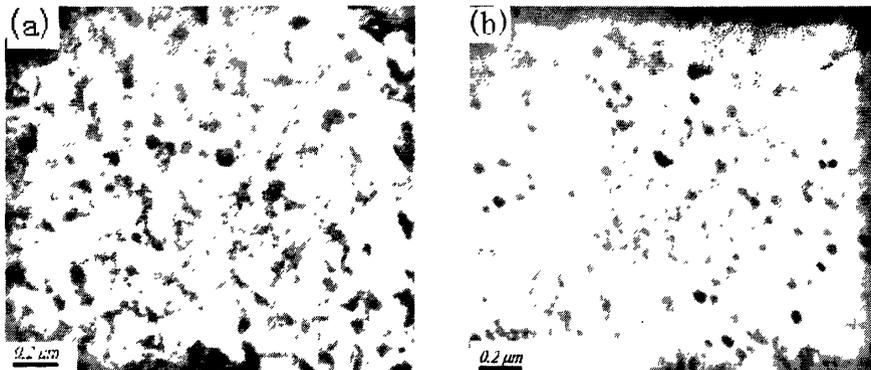


图 3-14 (a) 2A02 激光冲击后的微观组织; (b)位错网络

Fig.3-14 (a) The microstructure of 2A02 aluminum alloy after laser shocked;

(b) Dislocation networks

2A02 激光冲击之后晶粒明显细化，晶粒尺寸 50 纳米~200 纳米，原始晶界已无法辨别。图 3-15 为 2A02 铝合金激光冲击后造成的细晶组织。当晶粒受到激光冲击的外场力作用时，由于大量弥散分布的第二相的钉扎作用，位错不容易开动，只能在析出物前沿形成位错网络以及位错胞，或者由于到处存在的析出物，在析出物之间形成位错塞积。从而使晶粒处于高的内应力状态，而合金就将处于高的残余应力状态。

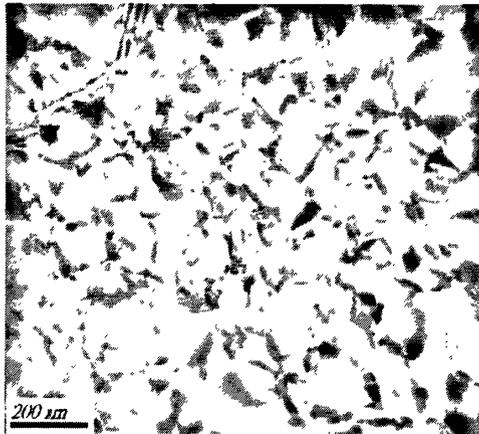


图 3-15 激光冲击造成的晶粒细化

Fig.3-15 The refinement of aluminum alloy after laser shocked

图 3-16 为 2A02 铝合金激光冲击后的细晶组织及衍射图。可见晶粒排布非常密集，晶粒尺寸已达微米级以下。



图 3-16 2A02 激光冲击晶粒细化效果

Fig. 3-16 The effect of laser shocking on the grain refinement of 2A02 aluminum alloy

根据所测晶粒间距离和 PDF 卡片对照，得出析出物应该为 Al_2CuMg ，这与 EDS 所推测相吻合。衍射图渐成环状，说明晶粒已经非常细小。不同距离所测的不同晶面指数说明表面形成的晶粒具有晶体学随机取向。

3. 2. 2 激光冲击对 2A02 中析出相和基体关系的影响

前文提到，在 2A02 铝合金中含有很多析出相，经过激光冲击后会对内部组织

产生很大的影响，故利用傅里叶变换来观察它们相互间的影响。图 3-17 为含析出物的高分辨像，图(a)左下方深色圆形物为一析出物，就图像本身而言，无法判断其与基体的晶体学关系，经过对该析出物的高分辨像的 IFFT 变换，图(b)清晰地揭示了其与基体为半共格关系，而且基体内部产生大量缺陷和晶格畸变现象。

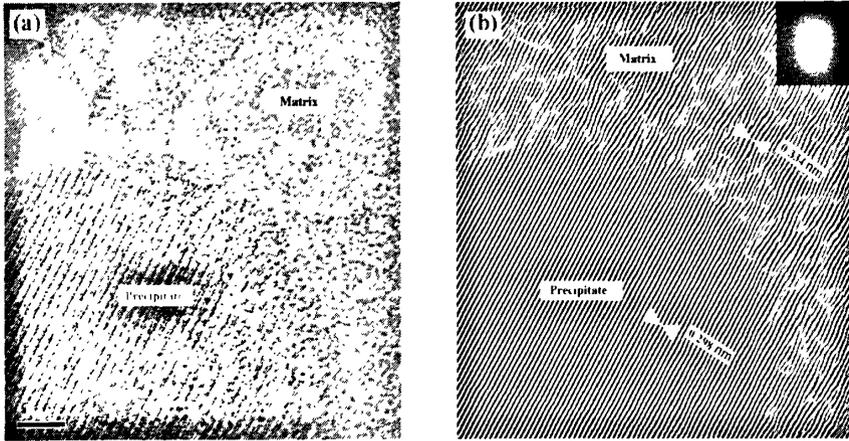


图 3-17 析出物的高分辨像及其 IFFT 傅利叶过滤像

(a)与基体保持半共格关系的析出相的 HREM 像；(b) 析出相高分辨率图像的 IFFT 变换图像

Fig.3-7 The HREM image of precipitate and its IFFT image

(a)The HREM image of precipitate possessing semi-coherent relationship with the matrix; (b) The IFFT image of the participates' HREM

析出物与基体形成新的界面，这种相界面的主要特性：相界面的结构和晶界有一定的共性，也有一些明显的差别。非共格界面，如图 3-18(a)，类似大角度晶界，而完全的共格是困难的，共格面两边微少的差别可以用晶格的畸变来调整，界面两边差别不十分大时，将可以补充一定的位错来协调，组成半共格界面，如图 3-18(b)。无论那种情况，界面都存在各自的界面能，都将对材料的结构形貌(组织)带来明显的影响。

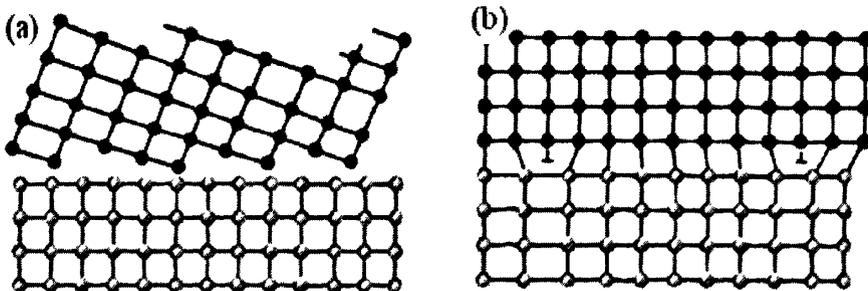


图 3-18 析出物与基体的界面：(a) 非共格界面；(b) 半共格界面

Fig.3-18 The interface between participate and matrix: (a) Non-coherent interface; (b) Semi-coherent interface

在激光冲击的外场力的作用下，由于析出物本身具有高的强硬度，一般不发生塑性变形，而与之相关的基体组织则可能发生塑性变形，此时，则取决于相界

面的性质。对半共格析出物而言，由于受到共格界面的牵制，除非被位错线切过，激光冲击的能量主要消耗于与之保持共格关系的基体组织，在其中形成各种微观缺陷，主要为位错，也包括层错。具体的形态将在本文第五章详细表述。

3.3 7050 铝合金激光冲击后的组织演变

图 3-19 为激光冲击 7050 铝合金前后的 TEM 图像。由图(a)可见经过失效处理的 7050 铝合金存在大量析出物，均匀的分布在晶粒内和晶界处，晶粒间平整。图(b)看到在晶界处产生位错塞积组态，这是由于 7050 铝合金的微观组织内大量第二相颗粒密布，钉扎位错，使位错难以启动，位错运动被限制在极小的范围内。晶内出现层错状条纹组织，见图(c)，应为孪晶，成栅状排布。铝的层错能较高，全位错在一般情况下不易扩展为层错，在这些层错的正侧面观察，则为孪晶。

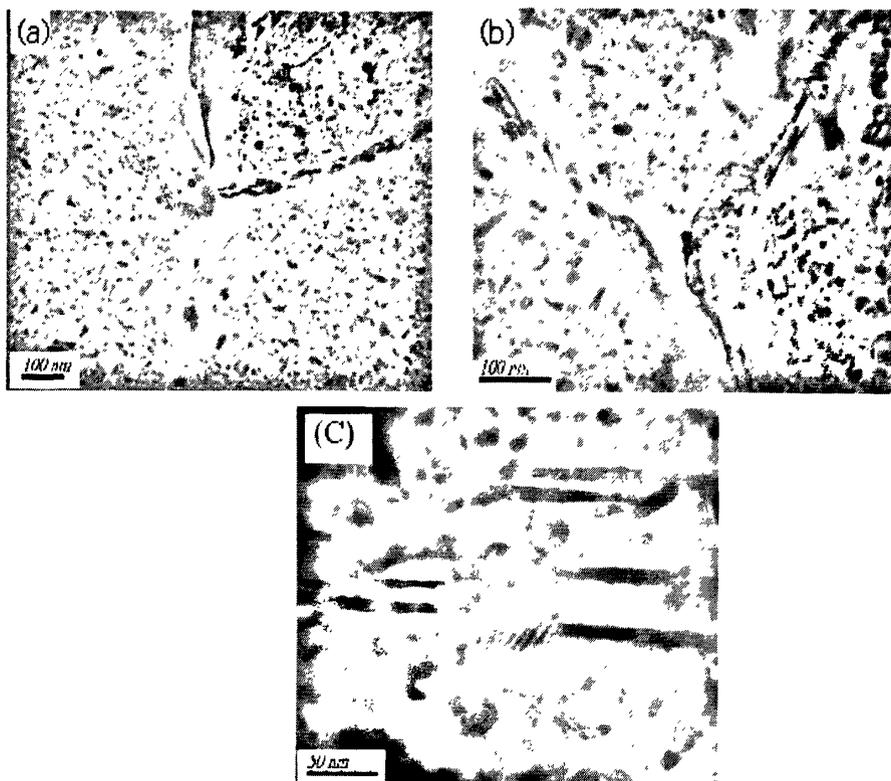


图3-19 7050铝合金的原始组织: (a)7050铝合金原始状态;
(b)晶界析出物与位错塞积; (c)孪晶

Fig.3-19 The microstructure of 7050 aluminum alloy:
(a) The initial state of 7050 aluminum alloy;(b)Precipitated particle at grain boundaries and dislocation pile-up;(c)fault

7050 铝合金经过激光冲击一次后，晶粒尺寸变小，达到纳米级别，大小为 60~80 纳米，见图 3-20(a)。晶粒内出现莫尔条纹，如图 3-20(b)所示。

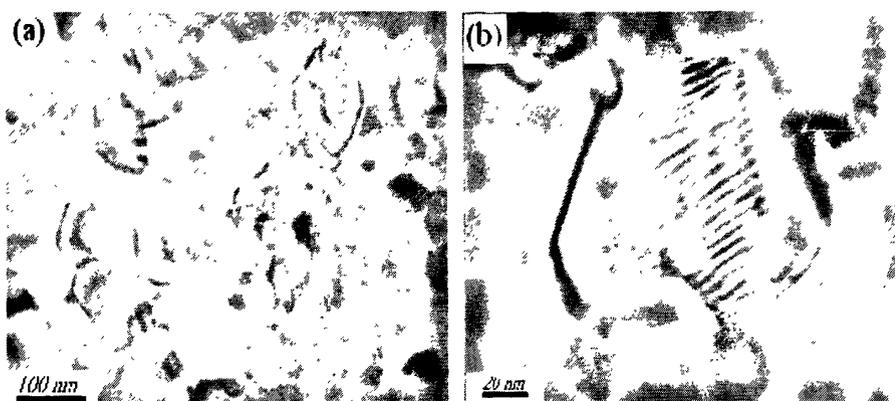


图3-20 7050铝合金激光冲击一次后组织: (a)纳米晶粒; (b)莫尔条纹

Fig. 3-20 The microstructure after once LSP of 7050 aluminum alloy: (a) Nanocrystals; moirefringe

高分辨图像中的莫尔条纹是一种多层晶面相互叠加的现象,当具有相同晶面间距 d 的晶面彼此错开一定角度 α 时,每层晶面的单次衍射发生叠加,会产生相互干涉的视觉效果。莫尔条纹的产生说明晶格发生了畸变。

图3-21为7050铝合金经过激光冲击两次后的细晶组织和其衍射图。可以看出电子衍射图像由一系列不同半径的同心圆环组成,说明选区内为典型的大角度晶界晶粒的多晶衍射环,是由大量取向杂乱无章的细小晶体颗粒组成的,并有不同的晶向。经过标定对照PDF卡片,其析出物为 $MgZn_2$ 。

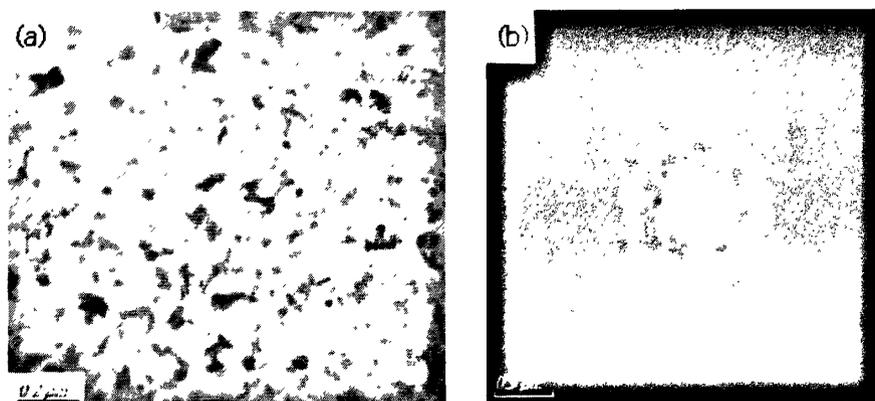


图 3-21 (a) 7050 铝合金激光冲击两次后出现的细晶组织; (b) 衍射图样

Fig. 3-21 (a) The refinement effects of twice laser shocking of 7050 aluminum alloy; (b) its diffraction pattern

图 3-22 为 7050 铝合金激光冲击两次后细晶组织的高分辨像: 细晶条纹清晰可见,很难观察到内部缺陷,说明在激光冲击外场力作用下,晶粒碎化是有选择的,它只能在原子排列整齐处仍保持原先的晶体结构,而在一些缺陷处则被激碎为非晶态,铝原子排列失去规律。以上两点缘故,使含有大量第二相颗粒的金属晶体在激光冲击后很难观察到位错线或位错缠结。

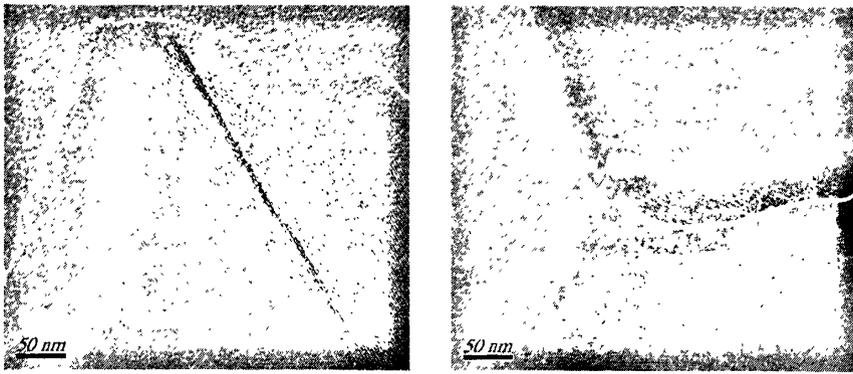


图 3-22 激光冲击区域的 HREM 图像: 孪晶和晶界

Fig. 3-22 The HREM image of the laser shocked zone: twins and grain boundary

随冲击次数增加, 7050 铝合金激光冲击 3 次后在晶粒内部出现孪晶, 在一些第二相颗粒内也出现位错塞积。当晶粒受到激光冲击的外场力作用时, 由于大量弥散分布的第二相的钉扎作用, 位错不容易开动, 只能在析出物前沿形成位错网络以及位错胞, 或者由于到处存在的析出物, 在析出物之间形成位错塞积。从而使晶粒处于高的内应力状态, 而合金就将处于高的残余应力状态。图 3-23 为 7050 激光冲击后, 在析出物前沿形成的位错和晶界位错塞积以及位错线切割第二相颗粒。位错切过小颗粒时, 颗粒与基体间的界面面积增大, 需要做功。由于第二相与基体结构不同, 位错扫过小颗粒必然引起局部原子错排, 这也会增加位错运动的阻力, 从而使金属强化。这种微观组织虽然对材料强化有利, 但是也能明显提高材料塑性变形的抗力, 激光冲击的超高应变率甚至可能使材料在一些微观区域引发裂纹和第二相的碎裂, 这将降低材料的疲劳抗力。图 3-23 为在固溶强化 7050 铝合金激光冲击区域观察到的微裂纹和析出物开裂的 TEM 图像。由于激光冲击本身具有产生强大残余压应力的特性, 故这种裂纹可能被其掩饰。



图 3-23 析出物裂纹和位错线切割第二相颗粒

Fig.3-23 The crack of precipitate and the secondary particle cut by the dislocation line

3.4 本章小结

(1) 多晶纯铝在激光冲击作用下,随着冲击次数的增多,位错数量急剧增加;由于纯铝中缺陷和位错钉扎源较少,位错扩展较少干扰或阻碍,位错形貌由极有规律的平衡态位错网络向复杂网络形态转化,并在晶界处出现位错塞积、胞状组织等形貌,偶发微小孪晶组织。

(2) 2A02 和 7050 铝合金在激光冲击后,晶粒明显细化,出现了纳米晶。晶界处出现大量的位错塞积,由于第二相的钉扎作用,阻碍了位错运动,在基体观察到密集的位错网络以及位错胞。

(3) TEM 透射电镜观察及 HREM 高分辨像显示了在 2A02 铝合金中基体与析出相成半共格关系,激光能量主要消耗于保持这种关系,这会导致各种微观缺陷的形成。

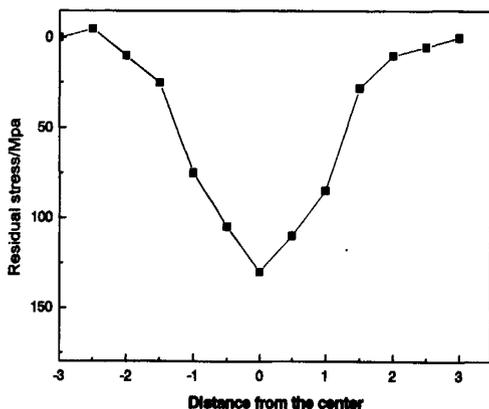
(4) 随着激光冲击次数的增加,7050 铝合金微观组织出现了复杂的变化,含有大量第二相颗粒的金属晶体在激光冲击后很难观察到位错线或位错缠结,出现位错切割第二相颗粒的现象。

第四章 激光冲击铝合金的表面性能的影响

4.1 激光冲击对铝合金残余应力的影响

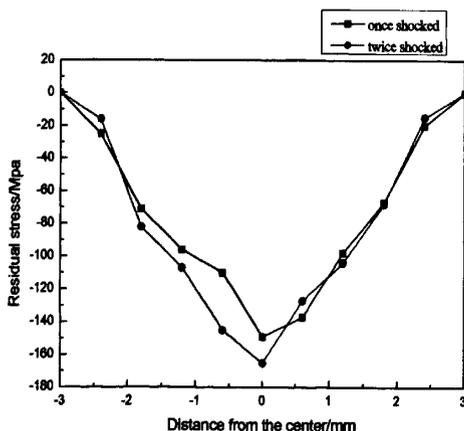
当金属在外力作用下产生塑性变形的过程中,除产生宏观形变所需要消耗的能量外,其余的能量则主要以增加材料内部界面的形式而储存起来,在超高应变率、高能密度的激光冲击后,虽然产生了微量的宏观形变,但尚不能观察到原始晶粒明显的晶界流变,只在材料晶粒内部产生大量的微观结构改变。也就是说,在形变发生的同时,材料的强度得以提高,也可表现出高的残余应力。

经激光冲击强化后,2A02 铝合金和 7050 铝合金试样表面残余应力分布情况如图 4-1 所示。可以看到,残余应力对实验材料的强化效应主要表现在冲击区表面,如图中强化区所示,其分布为高斯分布。



(a) 2A02 铝合金残余应力的分布

(a) The residual stress distribution on 2A02 aluminum alloy



(b) 7050 铝合金残余应力的分布

(b) The residual stress distribution on 7050 aluminum alloy

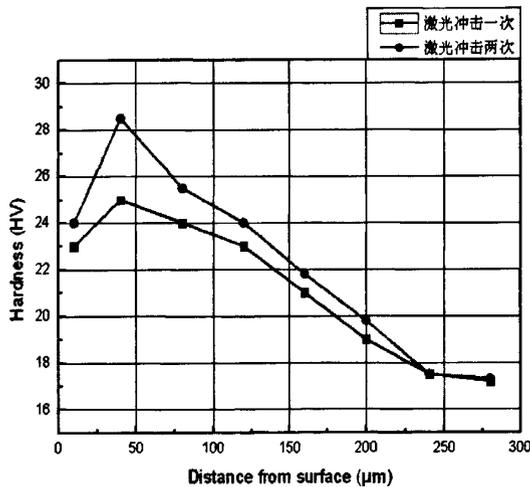
图 4-1 激光冲击强化表面残余应力分布

Fig. 4-1 The residual stress distribution on specimen's surface after laser shocked

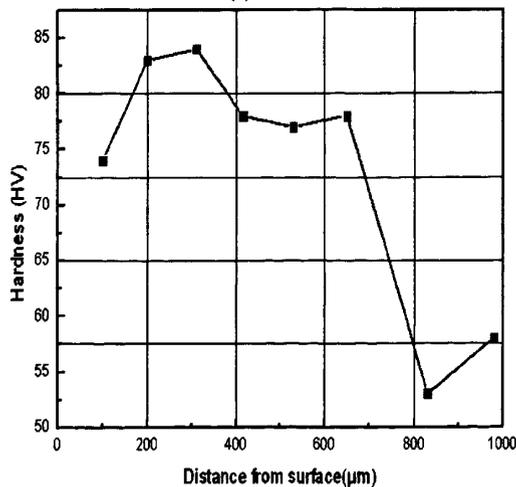
从曲线看出, 2A02 铝合金和 7050 铝合金经过激光冲击后, 都产生了残余压应力。2A02 铝合金经过连续多点冲击后最大残余压应力达到 125Mpa, 7050 铝合金经过一次和两次冲击后也分别达到 149Mpa 和 165Mpa。说明随着冲击次数的增加, 产生的残余压应力也随之增大。若将有效残余压应力范围划至 50MPa 以上, 这相对于该铝合金的强度水平来说, 将足以影响其疲劳试验时试样表层的应力分布。

4.2 激光冲击对铝合金表面硬度的影响

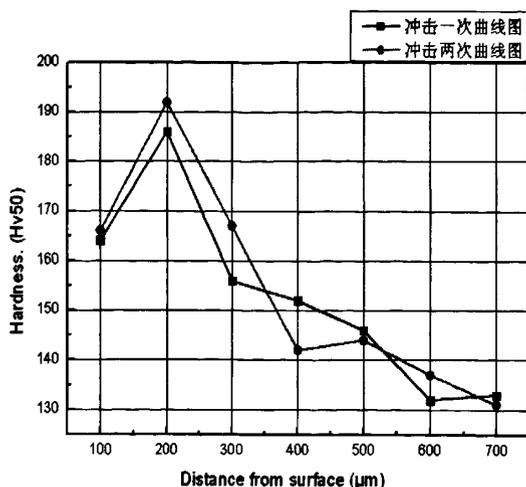
采用 HV-1000 型显微硬度计分别测试激光冲击区截面由表及里的显微硬度, 在横截面上沿深度方向每隔一定距离测试一个值。测试时纯铝加载 50g, 保荷时间 10 秒, 铝合金加载 100g 力, 保荷时间 15 秒。图 4-2 为经过连续激光冲击后纯 Al, 2A02 铝合金和 7050 铝合金的由表面及里的硬度曲线。



(a) 纯 Al



(b) 2A02 铝合金



(c)7050 铝合金的硬度曲线

图 4-2 激光冲击强化后表面硬度沿深度方向的分布

Fig. 4-2 The hardness distribution along the laser shocked surface: (a) pure Al; (b) 2A02 Aluminum alloy; (c) 7050 Aluminum alloy

多晶纯铝经过激光冲击后，表面的硬度相比基体有了大幅度的提高。冲击一次后表面最高硬度达 25HV，比基体硬度提高了近 44%，冲击两次后最高硬度达 28.5，比基体提高了 63%。可见，随着冲击次数的增加，硬度也有一定幅度的提高。这是由于激光冲击后，纯铝内部缺陷增多，形成大量的位错，并在晶界处形成位错塞积，对材料进行了位错强化。

2A02 的基体硬度值实测为 55Hv 左右，激光冲击后硬度提高了 30Hv 左右，即 54.5%，硬化层深度约为 0.7mm。7050 铝合金基体的硬度值为 135Hv 左右，激光冲击一次后硬度比基体提高了 50HV，即 37%，激光冲击两次后硬度比基体提高了 57Hv 左右，即 42%，硬化层都大约为 0.15mm。经激光冲击强化后表面硬度的提高以及较深的硬化层分布说明激光冲击强化有利于改善材料的表面性能，同时硬度的提高也是材料疲劳性能提高的重要原因。

对比两种铝合金的硬度曲线，可以看出经过激光冲击后，硬度相比基体都有所提高，且随着和表面的距离硬度下降。由于 7050 铝合金相比 2A02 基体硬度高而且合金化水平更高，激光冲击效果较不明显，故硬化层稍浅。

对比 7050 铝合金激光冲击一次和激光冲击两次的硬度曲线，可以看出，随着激光冲击次数的增加，硬度的峰值越大。硬化层深度几乎一样，这是由于在激光冲击一次后，大量的析出物对位错起了钉扎作用，使塑性变形困难，难以继续深入，冲击两次相比较冲击一次后的硬度增加幅度也并不是成倍关系，这些都与大量弥散的析出物和位错有关。在冲击两次后，材料内部原子运动趋于饱和，激

光能量不能都被吸收到内部造缺陷, 能量诱导的内部变化发生了饱和, 有一部分能量从表面散失。故冲击两次后硬度没有大幅度提高。

激光冲击诱发的晶格内复杂的位错组态和晶格畸变以及纳晶化效应成为表面硬度和残余应力提高的主要原因。

4.3 激光冲击后表面性能提高的原因

第三章中描述到, 经过激光冲击后铝合金中产生了大量的位错, 由于大量析出物和晶界的存在, 发生了位错塞积等组态。析出物除材料本身中所含第二相颗粒的强化作用外, 单相固溶体合金塑性变形的特点可解释为位错产生、运动与增殖的结果以及第二相钉扎作用与基体形变过程的相互影响。

已知应变速率(剪切应变)与位错密度存在下列关系:

$$\therefore \varepsilon' \propto \rho_m \cdot b \cdot v \quad (4.1)$$

$$\therefore \rho_m = k \cdot \frac{\varepsilon'}{b \cdot v}$$

其中: ε' ——应变速率

ρ_m ——位错密度,

b ——柏氏矢量

v ——位错运动速度

$$v = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right) \cdot m \quad (4.2)$$

其中: τ_0 ——位错作单位速度运动时所需的应力

m ——应力敏感指数

τ ——外加有效应力,

一般情况下, 当金属开始变形时, ρ_m 较低, 在固定的应变速率下, 需要较大的 v 值, 故需要较高的应力 τ , 材料表现为上屈服点; 一旦塑性变形开始后, 位错迅速增殖, ρ_m 增加, 必然导致 v 的突然下降(为保持应变速率固定), 所以所需的应力 τ 突然下降, 产生了屈服现象。

激光冲击具有超高的应变速率, 由式(4.2)可知, 对于确定的金属, 其柏氏矢

量是一定的, 在滑移情况下, 位错运动速度又可表示为:

$$\bar{v} = \frac{d(\Delta x)}{dt} \quad (4.3)$$

式中, Δx 可以理解为晶体的位移, 在应变屏蔽情况下, 位错的运动可能导致异号位错相遇而湮灭, 但也可能遇阻而增殖, 试验结果表明增殖是主要的。如前所述, 位错迅速增殖将导致 \bar{v} 的下降, 所以根据式(4.2), 在激光冲击条件下, 位错密度的增加主要与应变速率相关, 激光冲击作用时间极短, 位错的增殖是瞬时完成的, 材料表现为更明显的塑性应变强化和更高的应力状态, 即残余应力。

按照残余应力平衡范围的不同, 通常将其分为三类:

(1) 第一类内应力——又称宏观残余应力, 作用范围为整个工件, 它是由金属材料(或零件)各个部分(如表面和心部)的宏观形变不均匀而引起的。第一类内应力使工件尺寸不稳定, 严重时甚至使工件在受力之下变形产生断裂。作用尺度与晶粒尺寸为同一数量级, 往往在晶粒内或晶粒之间保持平衡, 是由于晶粒或亚晶粒之间变形不均匀而引起的;

(2) 第二类内应力——属微观内应力, 第二类内应力使金属更容易腐蚀, 由于加工以后内应力存在, 于潮湿环境下发生应力腐蚀开裂;

(3) 第三类内应力, 即晶格畸变应力——属微观内应力。塑性变形时产生大量位错和空位, 使其周围产生了点阵畸变和应力场, 此时的内应力需在数百或数千个原子范围内保持平衡, 其中占主要的又是由于生成大量位错所形成的应力。

金属学原理指出: 第三类内应力, 主要引起点阵畸变, 其作用范围为数十至数百纳米, 它是工件在塑性变形中形成的大量点阵缺陷(如空位、间隙原子、位错等)引起的。变形金属中储存能的绝大部分(80%~90%)用于形成点阵畸变。这部分能量提高了变形晶体的能量, 使之处于热力学不稳定状态(尽管材料本身行为已经力图保持低的能量状态), 故它有一种使变形金属重新恢复到自由焓最低的稳定结构状态的自发趋势, 并导致塑性变形金属在加热时的回复及再结晶过程。从上述铝合金激光冲击后, 在原子层面所观察到的微观组织演变可知, 第三类内应力是产生高残余压应力和硬度提高的主要原因。

4.4 本章小结

(1) 激光冲击后, 2A02 和 7050 铝合金的残余应力都有一定提高。随着冲击次数的增加, 7050 铝合金的残余应力也随之增大, 但增幅不是很明显。

(2) 随着激光冲击次数的增加, 硬度也随之提高。含有大量析出物的铝合金, 由于组织内部对激光能量响应的饱和, 冲击次数对其硬度提高的效果不是很明显。不同的材料硬度提高的幅度不同, 这与有无析出物和析出物的多少有关。

(3) 激光冲击处理后, 第三类应力引起的点阵畸变是残余应力和硬度提高的主要原因。

第五章 激光冲击强化的微观机制

5.1 激光冲击诱导的位错机制

5.1.1 位错的产生

图5-1是2A02铝合金经过激光冲击后表面的高分辨图像以及傅里叶变换后的过滤图像(IFFT)。可以从过滤图像中看出,一部分晶面发生弯曲呈波纹状,这表明晶粒内部由于等离子体的轰击作用产生了大量的晶格畸变。晶格畸变会阻碍位错运动,使晶体受力滑移的阻力增大,材料变形的临界切应力提高,是2A02铝合金表现出较高硬度和强度的原因之一。

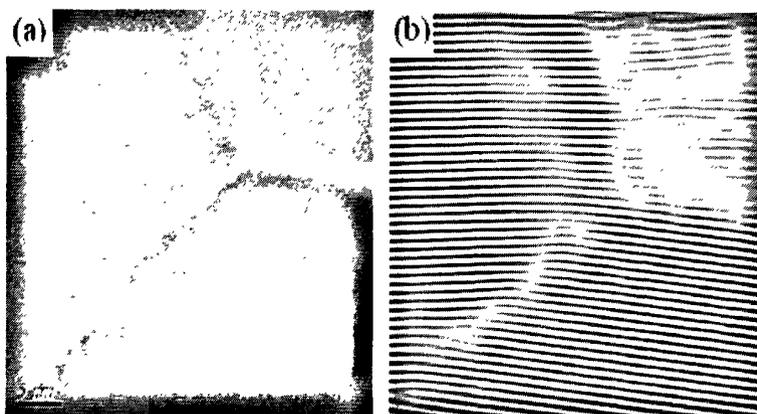


图 5-1 (a)激光冲击 2A02 晶粒内的高分辨像(HREM); (b)图像的 IFFT 变换图像

Fig.5-1 (a)The HREM image of 2A02 aluminum alloy grain after laser shocking; (b) its IFFT image

图5-2展示了新晶粒晶界的形成过程以及新晶粒晶粒内缺陷(位错)的形成过程。图5-2标出的区域中观察到晶体中有些线性微区原子排列与其余部分不同,这些点阵发生畸变的线性微区就是晶体中的线缺陷,也就是位错。可以看到由左下角产生多余半原子面特征的刃型位错,这些位错向左上角扩展,越来越密集。当位错达到一定程度形成位错网路时,晶粒被切割,形成亚晶粒。

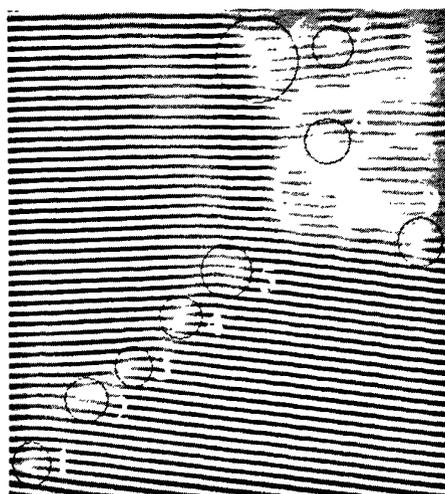


图 5-2 IFFT 变换图像揭示的新晶粒晶界的形成过程以及新晶粒内缺陷(位错)的形成过程
Fig. 5-2 The formation process of new grain boundary and defects in grain induced by laser shocking revealed by IFFT image

尽管晶体的形变早已被研究, 并且大量的论文已发表, 但仅有很少的研究结果能简单、清楚地表征材料的位错排列^[63]。从 2A02 铝合金激光冲击薄膜 TEM 试样的 HREM 图像提取的分析图片清楚地揭示了铝合金的晶内缺陷的类型, 其中包括刃型位错, 也包括位错的扩展, 如图 5-3 所示。这样的一系列位错组态形成一对称倾侧晶界, 将完整的晶粒分割为两个不同位向的亚晶粒。

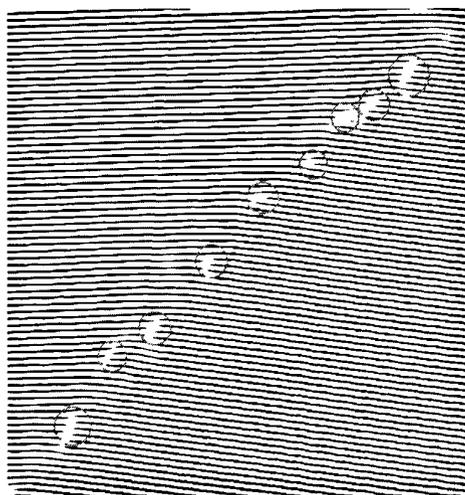


图 5-3 从 HREM 相的 IFFT 图像提取的晶内位错类型
Fig.5-3 The IFFT image of different kinds of dislocations from HREM image

图 5-3 说明该原来完整的整块晶体在激光冲击应力作用下, 受到因多晶材料中周边晶粒运动的牵制而受到弯曲应力, 从而在晶粒内部诱发位错应变以抗衡外部应力。样品原子排列紧密程度的差别是 TEM 图像反差的主要来源。从图 5-3 中还可以看出, 在新产生的缺陷的部位, 衬度有所变化, 说明这些地方的晶格间

距也发生了变化。图 5-4 为由于位错的产生造成原子排列情况改变的示意图，如图所示，在插入新的原子排的一侧，晶格将受到挤压应力的作用，这对原先无此缺陷的完整晶体部分造成了膨胀拉应力；由于新的原子排的挤入，根据面心立方晶体的堆垛顺序，实际上新插入的原子面无法无间隙地对接，这样，一是造成了晶粒内部的应力场；二是不可避免地产生空位区或微区原子的无序自由状态。

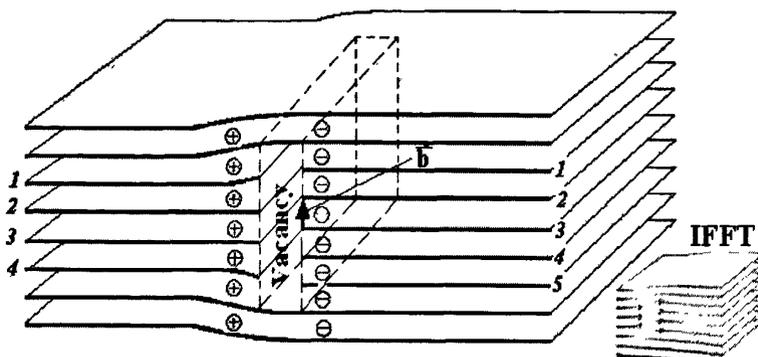


图 5-4 位错(层错)产生时原子排列与空位的可能形成位置

Fig.5-4 The illustration of atom arrangement and possible vacancy positions upon dislocation occurrence

此外，由于 2A02 铝合金含有多种合金元素，也不可避免地含有一些杂质元素，在激光冲击的超高应变率作用下，不排除位错的生成和运动可能给这些溶质原子或杂质原子以机会，使它们可以与位错交互作用而形成溶质原子气团，即所谓的 Cottrell 气团。这对材料的强化也会有一定的贡献。

5.1.2 位错组态

图 5-5 为从与共格界面析出物相邻的基体 HREM 图像用 IFFT 变换后提取的位错组态，可见由激光冲击外场应力所引发的位错呈现多种格局，有的形成中心位错带，伴随有空位片缺陷现象(a)；有的在同排上形成异号位错、或层错(b)；有的由于刃位错的连续增殖，形成小角度晶界，并造成周围原子排列的扭折和畸变(c)；有的在几个原子间距内发生方向相反的异号位错组(d)。

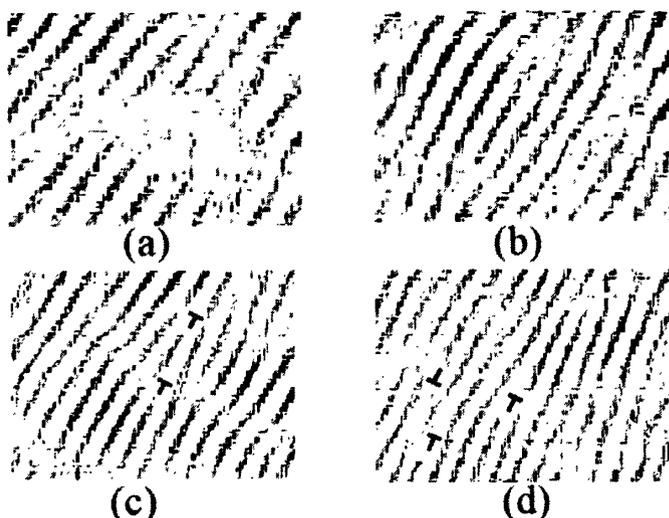


图 5-5 从与共格界面析出物相邻的基体中 HREM 的 IFFT 图像提取的位错组态
 Fig.5-5 The IFFT image of the dislocation configurations of matrix neighbored the participated particle

而中心位错带则可能有有限存在的单个位错扩展而来。在激光冲击试样的 TEM 高分辨率图像中可以明显地区分出来, 有的甚至达到 10 余个原子宽度, 如图 5-6 所示。

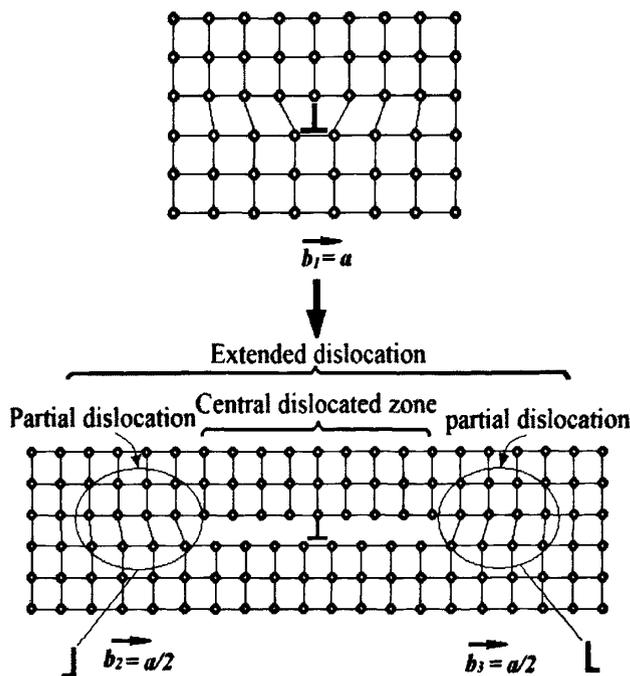


图 5-6 激光冲击诱导的中心位错带示意图
 Fig.5-6 The illustration of a central dislocation zone induced by laser shocking

这是因为, 当位错移动时, 需要越过一个势垒, 即点阵阻力。这种阻力取决于晶体的派-纳(Peierls-Nabarro)力。

$$\tau_{P-N} = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(\frac{-2\pi W}{b}\right) \quad (5.1)$$

式中, τ_{P-N} —— 派-纳力

G —— 切变模量

ν —— 泊松比

b —— 滑移方向上的原子间距

W —— 位错宽度

$$W = d/(1-\nu) \quad (5.2)$$

由派-纳力公式可知, 位错宽度越大, 则派-纳力越小, 这是因为位错宽度表示了位错所导致的点阵严重畸变区的范围。宽度大则位错周围的原子就能比较接近于平衡位置, 点阵的弹性畸变能低, 故位错移动时其他原子所作相应移动的距离较小, 产生的阻力也较小。这符合材料保持稳定的热力学原理——能量最低原则。这种情况在激光冲击过的铝合金中可见明证。

当晶粒受到激光冲击的外场力作用时, 由于晶界和密集弥散分布的第二相的钉扎作用, 领先的位错一旦受阻, 后面的位错都会停止滑动, 在析出物之间形成塞积群, 图5-7为2A02铝合金内位错塞积的形貌。

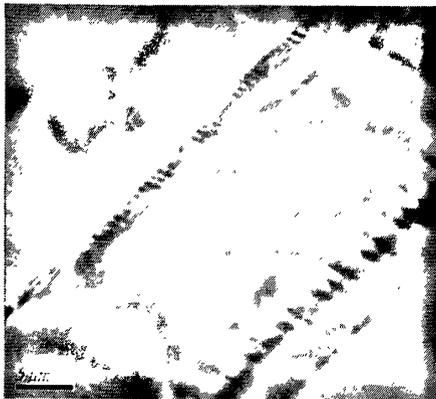


图5-7 2A02铝合金内的位错塞积

Fig.5-7 The dislocation block in 2A02aluminum alloy

塞积群中的诸位错所受的作用力有: (1)外加切应力产生的滑动力; (2)位错间的相互斥力; (3)障碍物作用于领先位错的阻力。当三种力达到平衡时, 塞积群中位错停止滑动并按一定的规律排列: 越靠近障碍位错越密集, 越远越稀疏。

晶界是形成位错塞积的障碍之一, 当由位错源发出的领先位错在靠近晶界处受阻时, 会出现很大的切应力, 即形成了很大的应力集中。此应力可能推动相邻晶粒中的位错源起动, 使相邻晶粒与已滑移晶粒协同动作, 从而使受阻位错能随

晶界的迁移继续滑动。晶粒越细，塞积的位错环数越少，促使相邻晶粒中的位错源起动所需的外加切应力越大，这就是细晶粒多晶体金属强度较高的原因。第二相也是形成位错塞积的障碍，由于析出物的驻扎作用，易在析出物之间发生位错塞积使晶粒内部处于很高的应力状态，在宏观方面，合金就表现为高的残余应力。

从位错本身的性质来看，在外场力作用下，位错可以在晶体中移动位置，但自身的种类和特征在移动中并非保持不变；伯格斯矢量相反的两个位错移动到同一点，则会双双消失，或称“湮灭”，若没有与其他位错发生作用或移到晶体表面，那么任何单个位错都不会自行“消失”，即伯格斯矢量保持守恒。因此，在激光冲击应力波的作用下，新生位错一方面呈周期性地增殖，相关的研究有待深入进行；另一方面，当位错达到一定宽度时，晶体本身将自动调整到对原子排列影响较小的程度，如图 5-8 所示。图 5-8 右上角为 IFFT 揭示的一种特殊的位错组态，在位错滑移面左右原子排的数量是完全相等的，并没有新的半原子面插入。这种情况可以视为微小区域内一系列紧靠在一起的异号位错组，这样，既造成了晶格畸变，强化了金属；同时又达到了与外载荷能量相一致的应变，保持了晶格原子间的平衡，这可以看成是“应变屏蔽”的微观机理之一。

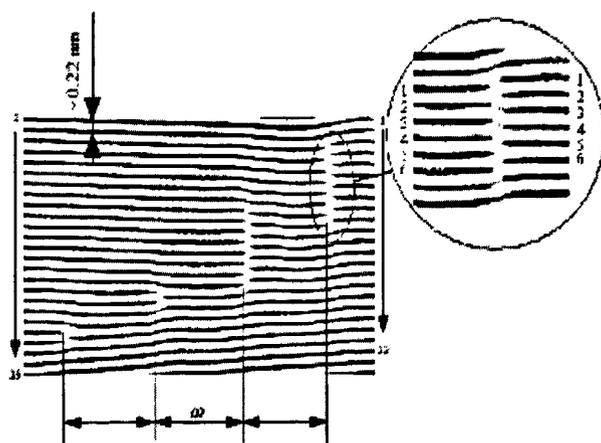


图 5-8 激光冲击诱导的周期扩展的位错组态 (IFFT)

Fig.5-8 The dislocation configuration of period extension induced by laser shocking

从材料在外场能量作用下的塑性变形的位错形成及其相互作用方面来看，上述聚积在一起的异号位错组还可以看作刃型位错偶极子(edge dislocation dipoles)的运动结果，如图 5-9 所示。位错偶极子是晶体材料中常见的微观缺陷，由于相互屏蔽，位错偶极子的能量和应力场均远小于单个位错，因此也更容易在材料应变过程中产生。在纳观条件下，位错偶极子对于激光冲击区晶格内的原子错配的

补偿起着一定的作用；这种位错偶极子的形成与晶格参数和错配度及微观区域的能量相关，可以视为高度非平衡应变条件下纳观晶体的典型结构构元之一。

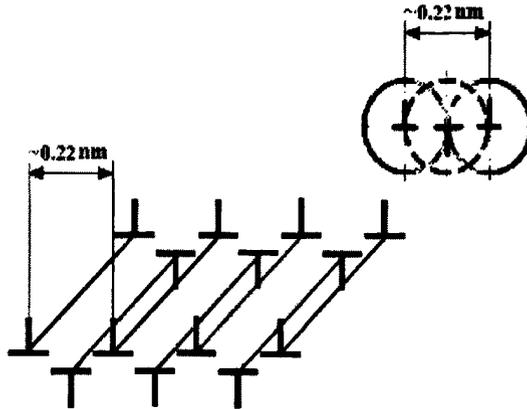


图 5-9 位错偶极子聚积的示意图

Fig.5-9 The schematic illustration of dislocation dipole close-array

在多次激光冲击的循环形变作用下，材料内部位错不断增殖，应力也不断增强，位错偶极子很可能是材料内部协调这种不断增强的应力状态的自组织行为，它们处于亚稳状态，在结构和能量条件方面都还是不稳定的，极易受外部环境的影响而发生湮灭，根据变形金属的回复机制，温度的作用可能更加明显。若大量位错移出晶体表面，就产生了宏观的塑性变形。

5.2 激光冲击诱导的空位机制

5.2.1 空位的产生

空位是一种晶体点缺陷，对晶体的塑性变形、力学性能和扩散行为有重要影响。Wu X. L. 等工作指出，铝的纳米晶体经强烈塑性变形后，利用电阻法和热分析法等，测得室温空位浓度高达 10^{-4} ，于是提出了在纳米晶体中空位与位错的交互作用机制以及对强度的贡献等科学问题^[64]。

高能粒子(如快中子、重粒子、电子等)辐照晶体时，同时形成数量相等的空位和间隙原子，高能粒子能把原子从晶格结点上撞出，而这些离位的原子还以很大的速度继续撞击其他原子，使更多的原子离位。激光冲击波的超高能量冲击波有类似作用，可能增加变形区域的空位浓度。事实上，在激光冲击过程中，当一个刃型位错形成时，插入的半原子面是空位形成的根本原因。结合激光冲击试样 HREM 图像用 IFFT 揭示的位错格局，如图 5-10 所示，由于原子排列的周期性特点，当用刚球模型来表示原子之间的排列关系时，研究位错时常用的平移对称性就不

适用了, 不管插入的半原子面位于FCC原子堆垛的A层还是B或C层, 也不论图示晶面是否为{111}, 由于晶体的堆垛特点, 和原子之间的斥力和引力关系, 其端部都必然会产生如图所示的空隙 V_1 或 V_2 , 但它们都小于一个原子的空间, 根据原子间的相互作用力, 图示的空隙很难维持; 另外, 在一些位置, 原子之间的关系不能确定, 在另一些位置还可能产生原子为占据空间的竞争。所以, 晶体中实际形成的空隙应更大, 为了平衡周边晶体内诸多插入的半原子面产生的应力, 这种空隙将沿位错产生的平面扩展, 从而形成空位, 甚至空位片。

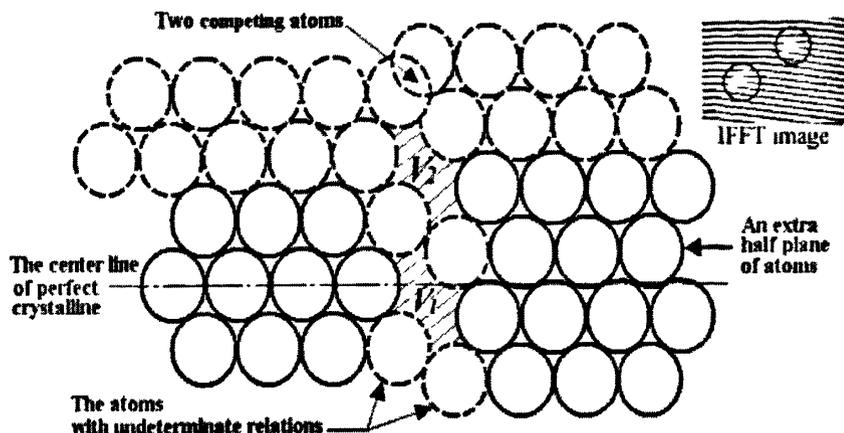


图5-10 插入的半原子面对空位形成的影响(刚球模型)

Fig. 5-10 The effects of inserted half atom plane on the formation of vacancy (rigid ball model)

在激光冲击的高能量冷变形下, 材料中原子脱离了平衡位置。空位的产生常常伴随着位错变化中。当位错扩展形成中心位错带时, 就会产生空位。如图5-11。

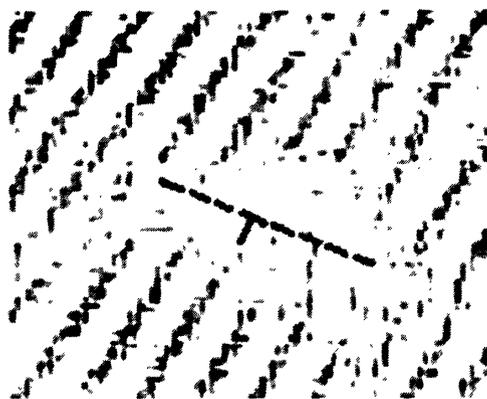


图 5-11 伴随位错产生的空位

Fig.5-11The vacancy companied with dislocation

5.2.2 空位对激光冲击效果的影响

图 5-12 为激光冲击 2A02 试样的 TEM 图像, 其中图(a)为冲击试样的 HREM 图像, 图(b)为相应的 IFFT 过滤像及其 FFT 图像, 图(c)为位错与空位的高清图。

如图(a)所示,在激光冲击试样内缺陷密集的部位,可观察到衬度变化,表明这些地方的晶格间距有所改变。样品原子排列紧密程度的差别是 TEM 图像反差的主要来源,但仅从 HREM 图像还很难清晰地分辨激光冲击诱导的晶内缺陷,将该 HREM 图像处理成图 5-12(b)所示的 IFFT 过滤像后,可以清楚地观察晶体内部的微结构演变:位错与空位同时存在;位错组态包括位错偶(DD)和扩展位错(ED)等;位错扩展伴随产生空位片,空位片的法向垂直于扩展位错的柏氏矢量。图 5-12(c)为位错组态的细节和随位错列的增加对亚晶位向的影响。

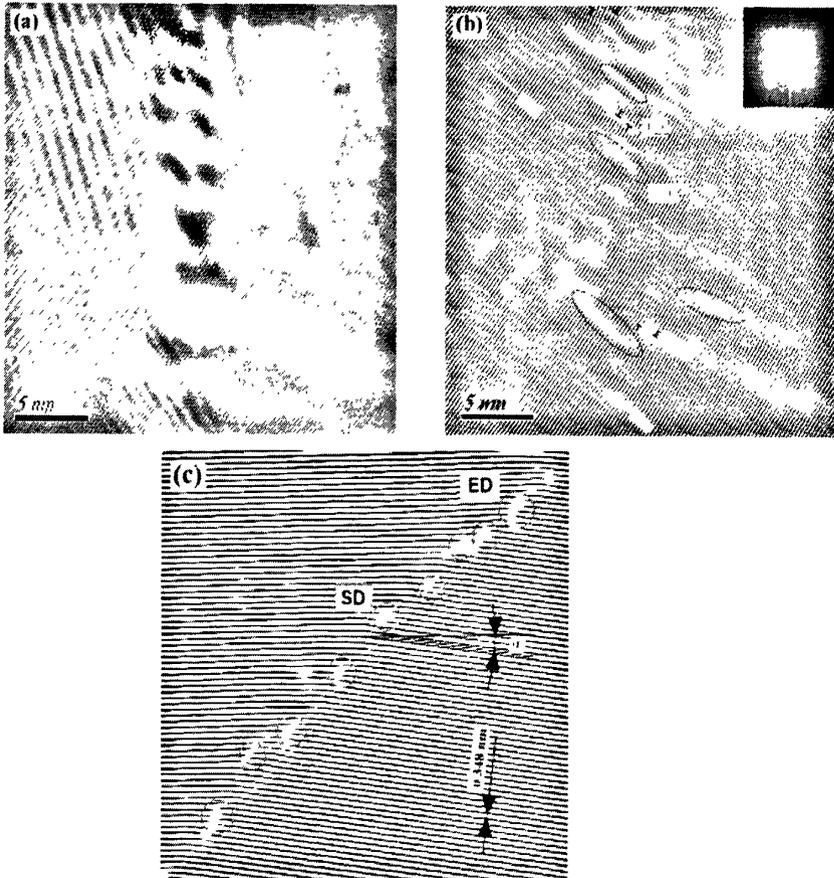


图 5-12 (a)激光冲击 2A02 铝合金的 HREM 图像;(b)IFFT 过滤像;(c)位错列与亚晶
Fig.5-12 (a)The HREM image of laser shocked aluminum alloy 2A02; (b)the IFFT image;
(c)the dislocation alignment and sub-grains

IFFT 分析结果表明,在激光冲击中,当一个原子被冲离其平衡位置时,就会留下一个空位,此处的衍射强度就会有所改变,单个空位的影响是轻微的;然而,当空位密度升高时,许多空位会团聚形成空位片。类似于其它的晶体缺陷,空位将导致晶格畸变,诱发第三类内应力,从而对衍射衬度产生影响,使其变得“不清晰”,甚至团雾状,如图 5-12(b)所示。另一方面,从动力学角度来看,对

于给定状态的块状金属材料在激光冲击下的超高速变形而言,当晶粒内部在冲击应力下产生空位时,不是像常规整体形变的低应变速率下的位错地毯式运动那样,仅是原子滑移面上少部分原子参与,而是冲击区域原子排列面上所有原子都有可能发生运动,这种变形导致的原子位移可能大量增加额外的半原子面而形成可动位错,在位错的端部就形成相应的空位;当再次冲击时,可动位错扩展则产生大小不等的空位片。由原子间的作用力和晶体堆垛原理可知,空位片厚度不超过一个原子间距,宽度大者则可达十余个原子,亦如图 5-12(b)所示。图 5-13 为晶体的完整部分和一个刃型位错前沿周期信号的线强度分布图。由图 5-13(a)可见,晶体完整部分的晶面间距和线强度基本均等;而由图 5-13(b)可见,位错前沿因原子空缺或晶格扭曲偏离正常晶面间距而造成该处线强度发生明显的变化。

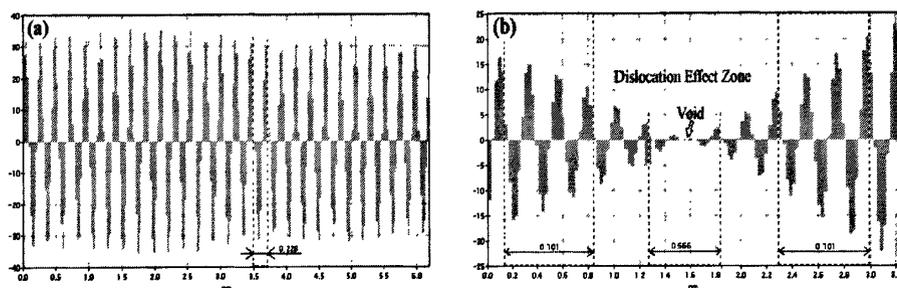


图 5-13 完整晶格和刃位错处的晶格间距和线强度分布

(a) 完整晶格处; (b) 一个刃位错处

Fig.5-13 The lattice space and profile of diffraction of perfect lattices and at an edge dislocation: (a) in Perfect lattices; (b) in an edge dislocation

空位对材料的物理性能及机械性能都产生重要的影响,点缺陷能使金属的电阻增加,体积膨胀,密度减小。此时最重要的是,过饱和点缺陷可以提高合金的屈服强度。

此外,金属在受到外场力的冲击并诱发内部微观结构变化后,空位密度也会做适应性或调整性改变。空位是通过与周围原子不断地换位来实现其运动的,空位周围原子的热振动给空位的运动创造了条件。空位运动时,必然会引起点阵畸变,因而必须克服能垒,为此所需要的能量称为迁移能,但其运动方式是不规则的。运动过程中如遇到间隙原子,空位便消失(复合);空位运动到位错、晶界及外表面等晶体缺陷处也将消失。这样,点缺陷在能量起伏的支配下,不断产生、运动和消亡。点缺陷的运动本质上是原子迁移的结果,但在激光冲击的超快过程和超高能量作用下,点缺陷的运动不同于热运动,不可能进行长距离的扩散运动,

只能是短程的和与其他缺陷的交互运动。可以看出，空位机制也是“应变屏蔽的”微观机理之一。

5.3 激光冲击诱导的微纳米化强化机制

5.3.1 激光冲击对铝合金晶粒细化的影响

图 5-14 为 2A02 铝合金激光冲击后晶粒的 TEM 图像及其 IFFT 傅利叶过滤像。图 5-14(a)所示为激光冲击诱发的位错塞积，因位错运动受阻于晶界和第二相，位错塞积形成的位错墙对晶粒的分割，类似于多边化机制使材料的实际晶粒分化细化至纳米量级，如图所示，分割范围平均直径在 80nm 左右。图 5-14(b)为 HREM 的 IFFT 过滤像及选区衍射结果，图中云纹状阴影为缺陷密集区，包含许多扩展位错和中心位错带。

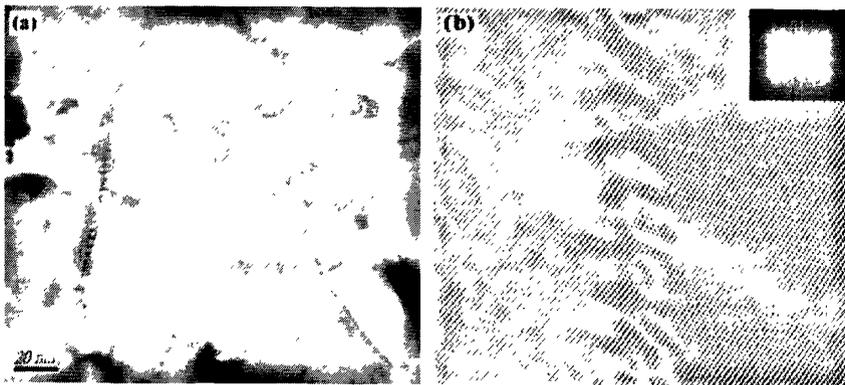


图 5-14 激光冲击 2A02 铝合金晶粒中的位错墙:

(a) 位错墙, TEM; (b) TEM 的 IFFT 傅利叶过滤像

Fig.5-14 The dislocation blocks in the grains of aluminum alloy 2A02 after laser shocking:

(a) Dislocation walls, TEM; (b) IFFT image of HREM

图 5-15 所示为激光多次冲击 2A02 铝合金的 IFFT 过滤像，可以明显看到原始大晶粒在空位和位错共同作用下的分化。这种缺陷组态遍及整个受到冲击的区域，其过程很可能是材料在受到第一次冲击后首先在晶界附近发生分化，而在后续冲击过程中，遍及晶粒内部。当在巨大应力下产生空位时，原子排列面上所有原子有相同的概率可发生位移，而不是像位错运动一样，仅是滑移面上部分原子参与纳米结构金属的空位变形机制。

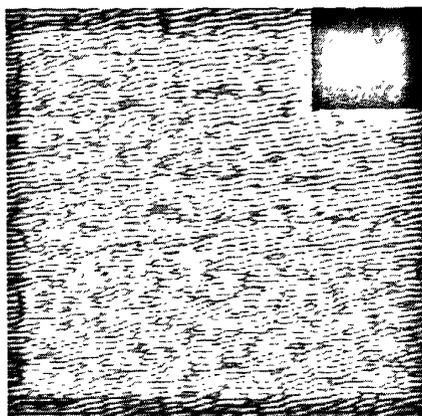


图 5-15 激光冲击 2A02 铝合金中空位与位错对晶粒分化的影响, IFFT
Fig.5-15 Effects of vacancy/dislocation on the grain refining of laser shocked aluminum alloy 2A02, IFFT

铝合金在激光冲击中的空位运动不同于肖特基空位。肖特基空位的生成需要一个像晶界、位错或者界面之类的晶格排列混乱的区域,内部质点离开平衡位置迁移到表面或者晶界,不是一步就迁移过去,而是一个逐渐传递接力的过程;在激光冲击外场力的作用下,空位的运动是在纳秒级内瞬时完成的,所以这种空位在晶体内的形成过程并非是产生与复合的热动平衡过程;另一个特点是与肖脱基缺陷相似,空位的形成能较低,在激光冲击高能作用下,其容易产生适应性运动。

图 5-16 为激光冲击后 7050 铝合金的晶粒形貌。可见晶粒尺寸大小为 80nm 左右,已经成为真正的纳米晶。晶界处出现的等厚条纹。等厚条纹的出现说明,该区域是一个结构不同于基体结构的片状组织,而不仅仅是一些位错的简单塞积。根据陈奇志等^[65]所示的核胚结构,位错列在发夹型位错内塞积,因此等厚条纹的出现时发夹型位错的层错化所致。

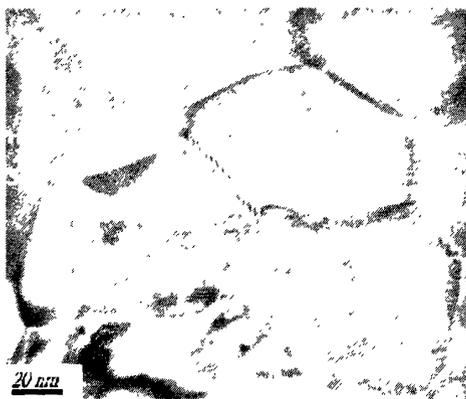


图 5-16 7050 铝合金经过激光冲击后的纳米晶
Fig.5-16 nano-crystalline in 7050 aluminum alloy after laser shocked

5.3.2 激光冲击形成纳米晶的过程

Gleiter 等称纳米晶体材料的界面处含有大量的过剩自由体积,致使界面原子的排列既非长程序,又非短程序,表现出“类气态”的结构特征^[66]。激光冲击造成晶粒的纳米化和非晶态现象可用下面的示意图 5-17 来表示,在激光冲击之前,假设的完整晶体内不可避免地存在位错等晶内缺陷或小角度晶界等,当受到激光冲击的外场能量作用时,在那些本身能量就较高的微观局部随即形成非晶态,而那些晶格完整的亚晶块就独立出来,成为纳米晶,从高分辨率像中可以看出,纳米晶晶格仍保留了良好的排列状态。上述现象体现了物质结构与能量的一规律。

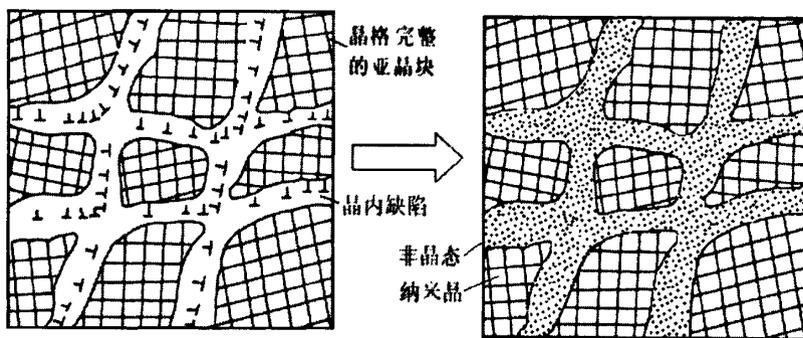


图5-17 微晶小块和周边非晶形成示意图

Fig. 5-17 The illustration of micro-crystalline and the formation of amorphous

5.3.3 激光冲击纳米化的强化机理

根据上述模型,激光冲击纳米化的晶粒无形核过程,系借助外场冲击的一种“外能量激活”条件下的自组织分化机制。因为在固溶处理后均匀的晶粒内,虽不可避免地依然存在成分(浓度)、结构和能量起伏,但这些起伏处的原子在外来的超高能量、超短时间和超高应变率的作用下,不可能完成传统形核理论关于纳米晶形核和长大所需要的扩散转移过程,一个原始晶粒内部大量的纳米晶也无法解释依附杂质或晶界的外来非均匀形核,故只能瞬时由自组织分化而原位形成微小的晶粒以抗衡冲击能量。原本存在的成分(浓度)、结构和能量起伏则有利于造成这些新品粒间局部的非晶化现象。伴随铝合金的激光冲击纳米化中的非晶化现象则不能完全排除与激光冲击的绝热现象有关,因为激光冲击时,形变区域内仍有可能受爆轰等离子热量的影响,此热量滞留的时间在 ns 数量级,若来不及扩散,则局部温升可达 $10^2 \sim 10^3 \text{K}$, 从而在微观区域内一些能量较高的地方,如晶

内缺陷处发生熔化并瞬时无序凝固,而完整晶粒则因需要较大的过热而被保留下来。此外,原晶粒内的大量位错和层错使其附近的晶格发生畸变,处于不稳定的高能状态,纳米晶产生的同时与位错、层错交互作用,纳米晶粒之间将发生剧烈的相互摩擦,这些必然使纳米晶周围的原子排列无序化,这就是为什么非晶组织大都围绕在纳米晶周围的缘故。故在激光冲击的超高应变率和超高能量共同作用下的晶粒分化机制是纳米化的机制之一。

空位的产生也有助于纳米化的进行。我们在讨论纳晶化过程时,对产生纳米晶的金属而言,当晶粒尺寸减小到位错无法产生时,弹性形变随着内应力的增加而增加,当内应力增加到临界值时,就可能如同在薄膜材料中的变形和块状材料中的高速变形那样,产生空位和空位群,以使变形得以完成。此外,不难想象,纳米晶的晶界表面与体积的比约为 $150\text{m}^2\text{cm}^{-3}$,所以晶界占了很大的比重,在晶界附近有大量的原子偏离于正常规则排列,而在激光冲击的超快过程和超高应力下没有位错松弛变形时,晶界及其附近区域的原子将产生瞬间位移,导致大量的空位或者空位群形成。这种原子的位移遍及整个受到冲击的基体,其过程很可能是,材料在受到第一次冲击后首先在晶界附近发生,而在后续冲击过程中,遍及晶粒内部。当在巨大内应力下产生空位时,原子排列面上所有原子同时位移运动,而不是像位错滑移一样,仅是原子排列面上少部分的原子参与纳米结构金属的空位变形机制^[67]。另外,前文提到的铝合金中位错墙分割晶粒也是形成纳米晶的一种重要机制。

Hall-Petch 公式的使用中,并非晶粒越小越好,具有极限性质。当晶粒直径达到一定范围,约 10nm 时,当受外力作用时,材料强度不再遵循 Hall-Petch 公式的规律,由于大量晶界的可动性滑移导致强度下降。但在激光冲击试验所获得的纳米晶中,晶粒直径一般均在 50nm 以上,按照 Hall-Petch 公式,强度曲线仍在上升阶段,如图 5-18 所示。所以,激光冲击后材料硬(强)度的增加与所获得的纳米晶组织相关,在此, Hall-Petch 公式仍然是适用的。

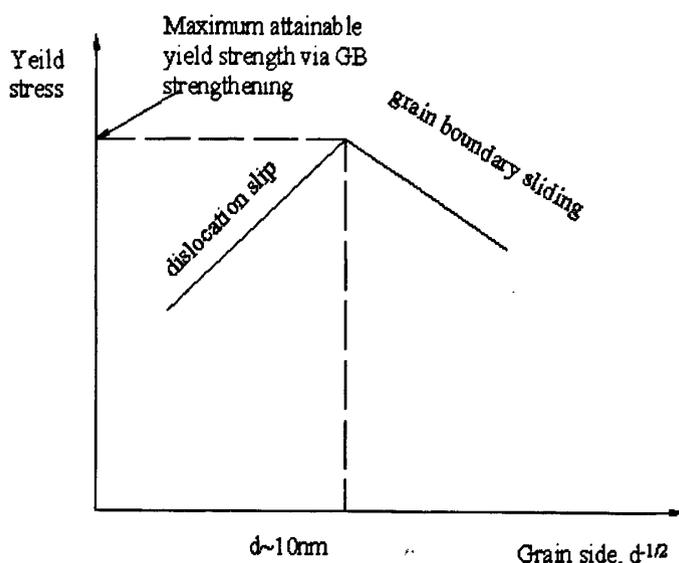


Fig.5-18 The illustration of Hall-Petch strengthening limit
图 5-18 Hall-Petch 公式强化限制的示意图

5.4 本章小结

(1) 析出物与基体为半共格的关系，经过冲击处理后都对材料的结构组织有明显的影响，基体内部产生大量的缺陷和晶格畸变；

(2) 激光冲击后，材料内部产生大量的位错，在晶界处和析出物之间出现大量的位错塞积，出现位错偶、扩展位错等位错组态；

(3) 激光冲击后，材料内部产生大量的空位，能引起晶格畸变，强化了材料的强度；

(4) 激光冲击后铝合金产生纳米晶。表面纳米化是激光冲击超高应变率和超高能量作用下的晶粒碎化和晶内缺陷(位错和空位)共同作用的结果。

(5) 激光冲击产生的“应变屏蔽”可通过位错和空位机制进行解释；

(6) 激光冲击后晶粒一般不超过 50nm，还是符合 Hall-Petch 公式的强化理论。

第六章 激光冲击对材料疲劳性能的影响

6.1 疲劳试验结果及疲劳寿命域预测

疲劳试验结果如表 6-1 所示, 冲击和未冲击的试样分别选用四组经行疲劳实验。由表可见, 经激光冲击强化处理的试样较未经激光强化处理的试样的疲劳寿命有大幅提高。

表 6-1 疲劳试验结果
Table 6-1 The fatigue test results

| 编号 | 常规疲劳试验 | | | 激光冲击强化疲劳试验 | | |
|----|--------|---------|---------|------------|---------|---------|
| | 寿命 | 对数寿命 | 对数寿命平方 | 寿命 | 对数寿命 | 对数寿命平方 |
| 1 | 12265 | 4.0887 | 16.7175 | 27658 | 4.4418 | 19.7296 |
| 2 | 11035 | 4.0428 | 16.3442 | 26538 | 4.4239 | 19.5709 |
| 3 | 10258 | 4.0111 | 16.0889 | 27025 | 4.4318 | 19.6409 |
| 4 | 13445 | 4.1286 | 17.0453 | 26320 | 4.4203 | 19.5391 |
| 合计 | | 16.2712 | 66.1960 | | 17.7178 | 78.4804 |

运用疲劳统计学中的“成组对比方法”, 通过比较试件在同一应力水平下的对数寿命平均值 \bar{x} 和子样标准差 S^2 , 可以获得激光冲击强化后的疲劳寿命域, 更科学地估计激光冲击强化试件和未经激光冲击强化试件疲劳寿命^[68]。

(1) 计算子样平均值 \bar{X} 和方差 S^2

对于正常试验, 子样大小 $n_1 = 4$

$$\bar{X}_1 = \frac{1}{n_1} \sum X_{1i} = 4.0678$$

$$S_1^2 = \frac{\sum X_{1i}^2 - \frac{1}{n_1} (\sum X_{1i})^2}{n_1 - 1} = 0.0027$$

对于激光冲击试验, 子样大小 $n_2 = 4$

$$\bar{X}_2 = \frac{1}{n_2} \sum X_{2i} = 4.42945$$

$$S_2^2 = \frac{\sum X_{2i}^2 - \frac{1}{n_2} (\sum X_{2i})^2}{n_2 - 1} = 0.0001$$

(2) F 检验

以 S_1^2 为分子, S_2^2 为分母, 则 $F = \frac{S_1^2}{S_2^2} = 27$, 分子自由度为 $n_1 - 1 = 3$, 分母自由度为 $n_2 - 1 = 3$, 取显著度 $\alpha = 0.01$, 由附表 10 查得 $F_\alpha = 29.5$, 因 $F < F_\alpha$, 故 $\sigma_1 = \sigma_2$, 母体标准差相等, 符合成组对比实验 t 检验法条件。

(3) t 检验

$$t = \frac{\bar{X}_1 - \bar{X}_2}{\sqrt{\frac{(n_1 - 1)S_1^2 + (n_2 - 1)S_2^2}{n_1 + n_2 - 2} \left(\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2} \right)}} = -13.68$$

自由度为 $\nu = n_1 + n_2 - 2 = 6$, 取 $\alpha = 0.01$, 由附表 6 查得 $t_\alpha = 3.707$,

因 $|t| > t_\alpha$, 故可认为两种试件对数疲劳寿命有显著差异。又因 $\bar{X}_2 > \bar{X}_1$, 可知激光冲击强化试件的疲劳寿命较高。

(4) 置信区间估计

取置信度 $\gamma = 0.99$, 由附表 6 查得 $t_\gamma = 3.707$, 因 $\bar{X}_2 > \bar{X}_1$, 故区间估计式为:

$$(\bar{X}_2 - \bar{X}_1) - t_\gamma S_{12} \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}} < \mu_2 - \mu_1 < (\bar{X}_2 - \bar{X}_1) + t_\gamma S_{12} \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}$$

$$\text{其中 } S_{12} = \sqrt{\frac{(n_1 - 1)S_1^2 + (n_2 - 1)S_2^2}{n_1 + n_2 - 2}} = 0.0374$$

$$0.2636 < \mu_2 - \mu_1 < 0.4597$$

$$0.2636 < \lg \frac{N_2}{N_1} < 0.4597$$

$$1.835 < \frac{N_2}{N_1} < 2.882$$

上式表明, 以 99% 的置信度, 在本次成组对比试验中, 经过激光冲击强化处理试件的疲劳寿命是未经激光冲击强化处理试件疲劳寿命的 1.835~2.882 倍。

6.2 疲劳断口及疲劳行为分析

图 6-1 所示为激光冲击强化和未激光冲击强化 2A02 铝合金疲劳试验断口的 SEM 形貌、由图可见, 疲劳断口由疲劳源、疲劳裂纹扩展区和瞬断区三个典型区域组成。疲劳源的形成位置与试样表面的微观缺陷、加工质量和残余应力状态有密切的关系。比较两图, 可以看到激光冲击强化后 2A02 铝合金的疲劳源位置与未激光冲击强化疲劳源位置有明显不同。

图 6-1(a)为未激光冲击强化 2A02 铝合金疲劳断口, 呈现疲劳源形成和扩展具典型特征。图中“**A**”点为疲劳源, 白色箭头为扩展方向, 白线范围内为疲劳裂纹扩展区, 可见自疲劳源起, 疲劳裂纹以扇面放射方式向平面四周扩展, 并呈解理脆性状疲劳断口形貌, 这符合高强度铝合金的疲劳特性^[69]。

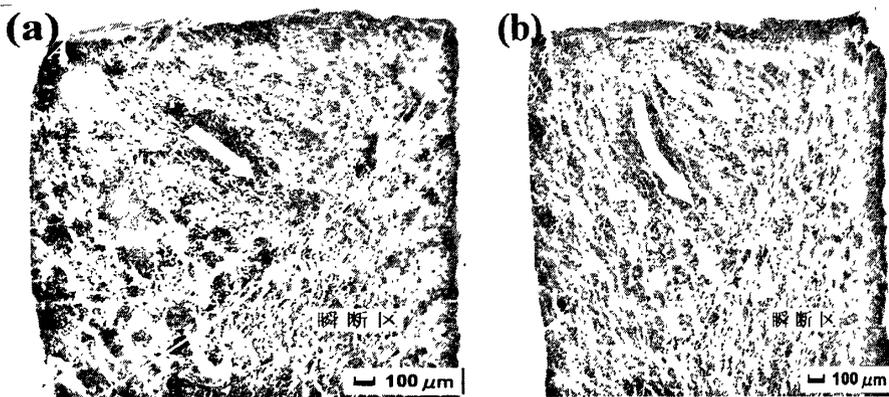


图 6-1 2A02 的疲劳断口宏观形貌

(a)未冲击材料的疲劳区; (b)激光冲击区疲劳区;

Fig.6-1 The morphology of the fatigue fracture of 2A02: (a) non-laser-shocked; (b) laser-shocked

如图 6-1(b)所示, 激光冲击强化试样的疲劳源与试样表面有一段距离, 相当于强化层的深度。因为经激光冲击强化后试样表面产生了很大的残余压应力, 它能显著而有效地降低尖角等应力集中部位的拉应力峰值。同时, 表面残余压应力与加载应力叠加后使表面层总应力降低, 致使表层的总应力大大低于强化层的疲劳极限, 因此裂纹源移向强化层以内。虽然疲劳裂纹的扩展也呈扇形放射状, 但在表层残余压应力的作用下, 向表层方向的扩展受到了阻碍, 如图 6-1(b)所示。

在循环载荷作用下, 裂纹扩展进入第二阶段。在裂纹扩展第二阶段初期, 断口的微观形貌上出现典型的垂直于解理台阶的疲劳纹, 即垂直于裂纹扩展方向, 由于晶界、第二相等的存在, 有时会发生一定角度偏离主扩展方向, 如图 6-2 所示。图 6-2(a)为未经激光冲击强化的试样, 从图中可以看到, 疲劳纹相互平行且

具有规则间距，其裂纹扩展速率较大，同时在扩展初期就可以观察到二次裂纹。比较(a)、(b)两图可以看出，激光冲击强化试样的裂纹扩展速率要比未经激光冲击强化处理的试样慢且疲劳纹间距更小。根据图示的标尺估计，其每个周期疲劳纹的进展只有未经激光冲击强化试样的 1/4 至 1/5。

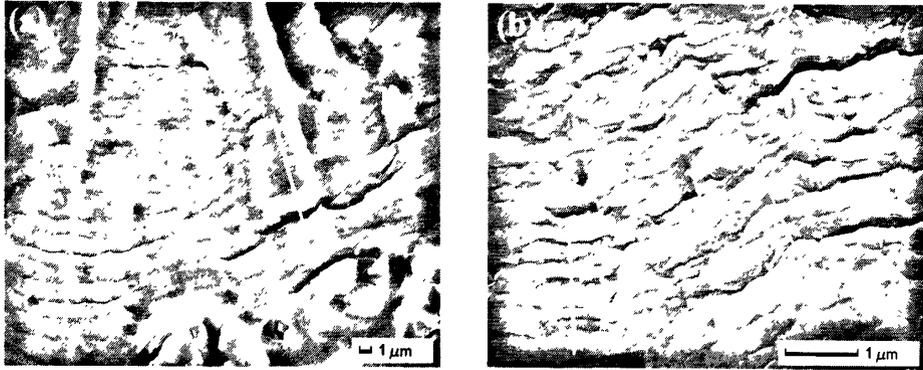


图 6-2 疲劳裂纹扩展第二阶段初期断口

(a) 未受冲击试样疲劳断口的疲劳纹；(b) 激光冲击试样疲劳断口的疲劳纹；

Fig.6-2 The SEM photos at the beginning of II stage in fatigue crack propagation zone
(a) fatigue striations of non-laser-shocked sample; (b) fatigue striations of laser-shocked sample

此外，如图 6-2(b)所示，激光冲击试样的疲劳纹边缘弯曲，如云纹一般，纹与纹之间也难辨别明显的界限。这是因为在疲劳裂纹扩展第二阶段初期，裂纹较浅而较平坦，但由于受到强大的残余压应力作用，裂纹扩展过程中随每次循环张开的幅度必然小于未经强化的材料，已产生的疲劳纹不断受到碾挤，最终变成云纹状，其上的疲劳纹无法辨别。而没有残余压应力的普通试样则留下清晰的疲劳纹。

图 6-3 为疲劳裂纹扩展第二阶段后期的典型照片。如图所示，未经激光冲击强化的材料疲劳裂纹扩展速率明显加快，每一周期疲劳纹扩展距离在 $3\mu\text{m}$ 以上，而且纹之间产生的二次裂纹更多更明显，说明材料破坏向内部扩展。而激光冲击强化试样虽然疲劳纹也有加宽，但扩展稳定，没有观察到二次裂纹。可以注意到，在激光冲击强化材料的疲劳断口上，观察到较多位于相同高度的云纹状平台，如图中(b)所示。这是因为疲劳裂纹扩展过程中两边断口上峰-峰、谷-谷相对应，其峰台部分不断受到碾挤而形成的挤压脊，其上的疲劳纹无法辨别，这属于解理、非晶体学脆性的疲劳纹形态，应是激光冲击强化铝合金低周疲劳的重要特征。

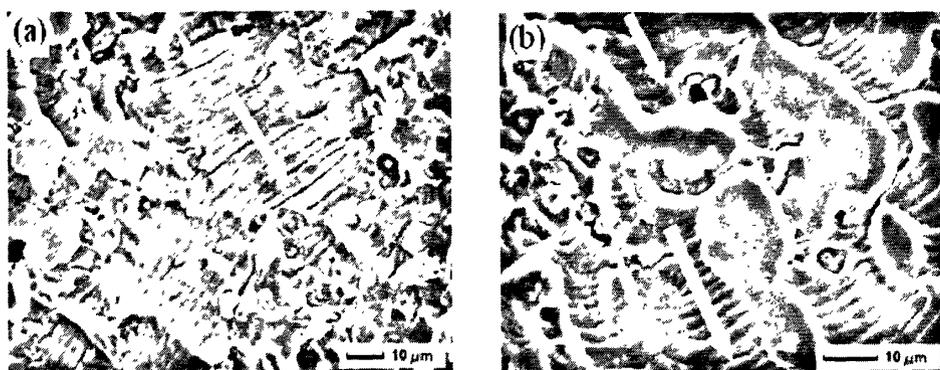


图 6-3 疲劳裂纹扩展第二阶段后期断口

(a)未受冲击试样疲劳断口的疲劳纹；(b)激光冲击试样疲劳断口的疲劳纹；

Fig.6-3 The SEM photos at the ending of II stage in fatigue crack propagation zone:
(a) fatigue striations of non-laser-shocked sample; (b) fatigue striations of laser-shocked sample

由于本实验加载应力大于试验材料的屈服强度，金属在每一周期都有一定量的塑性变形，所以材料处于弹塑性应变状态，产生的应变包括弹性应变量和塑性应变变量。当材料的 $\sigma_b/\sigma_{0.2}$ 达 1.4 时，将表现出循环硬化现象。从疲劳断口的挤压脊可以看到，材料在应变过程中尚有相当大的塑性形变，其产生的形变抗力将使材料产生一定的“循环硬化”效应，这种疲劳过程中的强化效应抑制了二次裂纹的发生，也在一定程度上提高了材料的疲劳性能^[70]。

图 6-4 为疲劳试样瞬时破断区的 SEM 形貌图。如图所示，两者断口皆具有静拉伸状态下的断裂特征，又由于疲劳扩展区实际上等于造成了一种预裂纹，故断口呈现张开型断口特征。瞬断区主要由大小不同、偏向一侧的韧窝组成，呈现韧性材料的断裂特点。两者的主要区别在于由于疲劳纹扩展形式的不同带来的疲劳扩展区面积的差异和残余应力的有无，断裂时的真实应力有所不同。未经激光冲击强化的材料，断裂时的真实应力较大，最后瞬时断裂速度大，在断口上呈现大小较均匀的韧窝；而在激光冲击强化试样上，由于残余应力的作用，最终断裂速度变慢，在断口上揭示出原材料的一些晶体特征，在照片(b)上可以看到许多细小的韧窝分散在断口上，这与试验材料的金相组织相吻合。

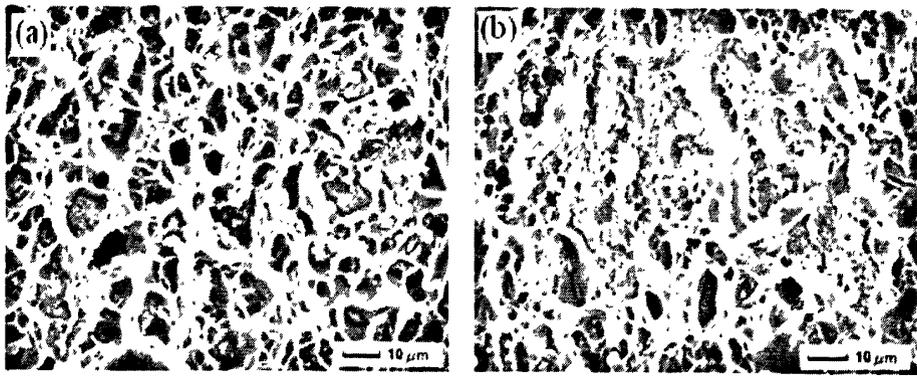


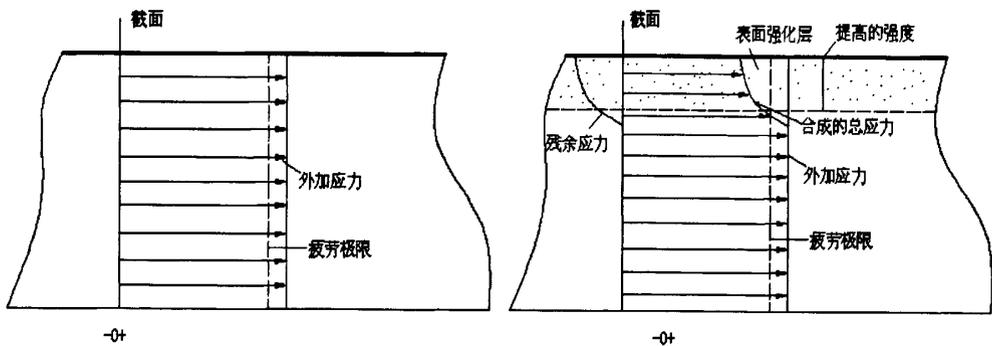
图 6-4 瞬断区的 SEM 照片: (a)未受冲击试样; (b)激光冲击试样

Fig6-4 The SEM photos of final fracture: (a) non-laser-shocked sample; (b) Laser-shocked sample

6.3 疲劳性能提高的机理

6.3.1 残余压应力的影响

图6-5为表面强化后对疲劳强度的影响示意图。激光冲击强化产生的表面残余压应力可改变拉应力载荷下试样的截面应力分布,使表层应力低于材料的屈服极限,从而使疲劳裂纹源转移到强化层以内,并可降低疲劳裂纹的扩展范围和速率。本文第五章提到,经过连续多点激光冲击后,2A02铝合金的残余压应力达到125MPa,这必然使得疲劳性能的提高。



(a)表面层应力/疲劳极限 >1 ;

(b)表面层应力/疲劳极限 <1

图 6-5 表面强化提高疲劳极限示意图

Fig.6-5 Schematic diagram of surface hardening to improve fatigue limit:

(a)Surface layer stress / fatigue limit > 1 ; (b)Surface layer stress / fatigue limit <1

6.3.2 微观组织的影响

(1) 晶界的影响

在激光产生的爆轰波的力学作用下,材料内部经受交变载荷的作用,原本的晶粒在力的作用下破碎,形成更小的晶粒。晶界是位错运动的障碍,晶粒细化则晶界变多,晶界越多,则位错运动阻力越大,屈服应力越高。晶界对屈服强度的

影响不只来自晶界本身,还与晶界是相连接的两个晶粒的过渡区有关,由于在此过渡区的两边有两个排列不同位相得晶粒,一个晶粒内的滑移带不能穿过晶界直接传播到相邻晶粒,故构成位错运动的障碍^[71]。这种微观组织的变化同样具有阻止裂纹产生、减缓裂纹扩展的作用,故而有利于试件疲劳寿命提高。

晶界在晶体中所占数量,可以用晶界体积、晶界面积或单位上的长度来表示。但最常用的是晶粒尺寸,晶粒尺寸越小晶界在晶体中所占分数就越大。例如纳米晶金属材料,当晶粒尺寸在5nm时,晶界占晶体体积的50%左右,单位晶体体积中晶界数目可达1019个/cm²。当金属材料的成分和受力环境条件完全相同,由于晶粒细化,即晶界面积增大,金属强度增加,形变抗力增加,所以在以冷变形为目的的激光微制造中,晶界将起到阻碍形变的作用,尤其是在超高应变率下,晶界越多,变形抗力越大,此时晶界对形变将产生负效应。反之,在低应变速率下的金属超塑性流变中超细晶粒的晶界对形变的贡献则由负效应变为正效应^[72]。

(2) 位错

经严重冷变形后,2A02铝合金晶体中的位错密度迅速提高(见第三章)。若材料屈服强度为 σ ,位错密度为 ρ ,由于 $\sigma \propto \rho^{\frac{1}{2}}$, ρ 的提高使材料的屈服强度提高,这必然导致材料的抗疲劳寿命的延长^[73-74]。

金属塑性变形的微观机理是位错的产生和运动。金属的塑性变形与位错之间存在 Orowan 关系: $\varepsilon = K\rho\bar{x}b$, 式中, ρ 为运动位错密度, K 为与位错有关的因子, b 为位错柏氏常量, \bar{x} 为位错运动平均距离。因此在一定的微观结构下,塑性应变率变化的动力学规律与位错运动速率变化规律是一致的。高密度位错是由于金属表层承受激光冲击时经受了激烈的塑性变形,位错大量增殖,运动滑移时内部位错密度急剧增加的结果。

激光冲击强化提高疲劳强度的机理就是当冲击强度超过靶材的动态屈服强度时,就在靶表层形成一个塑性变形层,在冲击波造成的塑性层中存在着残余压应力,其位错密度显著增高;由于残余压应力状态对疲劳抗力有着显著影响,残余压应力在疲劳载荷中起着负平均应力的作用,延缓了疲劳裂纹的萌生;由于位错密度的增高,使材料屈服强度提高,并阻碍了位错的运动,从而增大了裂纹产生的阻力;正是由于残余压应力、高密度位错这些因素的综合作用,使材料的抗疲劳寿命得到了延长。

(3) 空位的影响

众所周知,晶体中空位在晶体中可产生应力场,一定数量的空位在激光冲击外场能量的作用下,可使原子获得更高的能量,如图 6-6 所示,原子排列将产生更大的位移空间,以形成新的平衡格局;同时也使位错的交互运动和组态变化的几何空间阻力减小,综合作用是使材料的应力增大,组织上表现为纳晶化,甚至非晶化,宏观上表现为残余应力和强度的增加,但同时也会引起脆性增加^[75]。

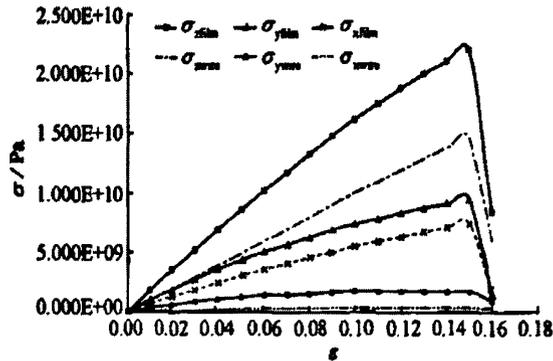


图 6-6 外场能量作用下原子的应力-应变变化曲线^[80]
Fig.6-6 The stress-strain curve of atoms affected by outer energy

点缺陷能使金属的电阻增加,体积膨胀,密度减小。此时最重要的是,过饱和点缺陷可以提高合金的屈服强度。前文已经提到,空位可以促进材料的纳米化,而纳米化意味着大量晶界的形成,纳米化又可增强硬度,这些都是提高材料屈服强度的原因。

6.4 本章小结

(1) 经过激光冲击强化处理试件的疲劳寿命是未经激光冲击强化处理试件疲劳寿命的 1.835~2.882 倍;

(2) 激光冲击强化产生的表面残余压应力可改变拉应力载荷下试样的截面应力分布,使表层应力低于材料的屈服极限,从而使疲劳裂纹源转移到强化层以内;并可降低疲劳裂纹的扩展范围和速率;

(3) 激光冲击强化试样的低周疲劳纹有解理、非晶体学脆性特点,挤压脊为其重要微观特征,在疲劳应变过程中可产生“循环硬化”效应,有效抑制二次裂纹的发生,从而改善材料的疲劳性能;

(4) 激光冲击后所产生的大量位错和空位,以及形成的细晶组织是 2A02 疲劳性能提高的微观机理。

第七章 结 论

利用输出波长为 1064 nm、脉冲宽度为 20 ns 的钕玻璃 YAG 激光, 选取多晶纯铝和富含第二相的 2xxx (Al-Cu-Mg) 系和 7xxx (Al-Cu-Zn) 系航空铝合金进行了表面冲击强化处理的对比研究, 并对激光冲击 Al-Cu-Mg 系的 2A02 铝合金进行了疲劳试验检验。通过微结构观察、力学性能和残余应力测试, 和疲劳断口分析, 研究了激光冲击航空铝合金的表面强化机制和对疲劳性能改善的作用。通过对试验结果的分析 and 讨论, 得到以下主要结论:

1. 激光冲击对多晶纯铝和铝合金冲击区域的微观组织均能产生明显影响, 硬度和残余应力都得到了大幅度地提高, 并随着冲击次数的增多而增大。其中纯铝经过一次和两次冲击后硬度分别提高 44% 和 63%; Al-Cu-Zn 系铝合金经连续多点冲击后残余压应力达到 125MPa, 硬度提高了 54.5%; Al-Cu-Mg 系铝合金经过一次和两次冲击后分别获得残余压应力 125MPa 和 165MPa, 硬度分别提高 37% 和 42%。由于合金化水平的不同, 激光冲击的强化效果出现饱和现象, 强度较高的 Al-Cu-Zn 系铝合金相比 Al-Cu-Mg 系强化效果稍弱。

2. 多晶纯铝在激光冲击作用下, 位错以平行线和规则网络方式扩展, 晶粒内位错密度低于晶界, 在晶界处形成位错缠结结构。随冲击次数增多, 位错数量急剧增加, 出现位错塞积和位错胞等形貌, 偶尔出现微小孪晶组织。Al-Cu-Mg 系和 Al-Cu-Zn 系铝合金经过激光冲击后, 高分辨率 IFFT 图像分析揭示, 由于大量析出物的存在, 使位错的扩展受阻, 呈现更加复杂的位错组态; 第二相颗粒与基体为半共格关系, 由于两者的强度差异, 激光冲击在基体中诱导产生的位错组态包括中心位错带, 异号位错、位错偶极子等, 造成周围原子排列的扭折和畸变。刃位错的连续增殖形成的小角度晶界和位错墙的分割细化晶粒。

在激光冲击条件下, 在 Al-Cu-Mg 系和 Al-Cu-Zn 系铝合金中可获得纳米级晶粒, 这是激光冲击的超高应变率和超高能量共同作用下的晶粒分化和碎化过程所致。

3. 受激光冲击外场力的作用, 新生位错呈周期性地增殖, 但当位错达到一定宽度时, 晶体将自组织调整到对晶格排列影响最小的程度, 在局部微小区域内形成异号位错组, 造成的晶格畸变既强化了金属, 又保持了与外载荷能量相一致的

应变状态，从而成为“应变屏蔽”的微观机理之一。材料内部的位错运动引起空位缺陷作适应性调整，在激光冲击的超快过程和超高能量作用下，空位不能进行长距离的扩散，与位错的共存成为“应变屏蔽”的另一微观机理。

4. 激光冲击处理后，受试材料中的空位和位错的交互作用加剧了晶格畸变，导致第三类内应力的提高，成为残余应力和硬度提高的主要原因；又由于激光冲击获得的晶粒大小一般在 50nm 以上，因而 Hall-Petch 公式描述的细晶强化理论依然适用。

5. 经过激光冲击强化处理后 2A02 铝合金试件的疲劳寿命得到了大幅度提高，经过激光冲击强化处理试件的疲劳寿命是未经激光冲击强化处理试件疲劳寿命的 1.835~2.882 倍，激光冲击表面的组织强化延缓了疲劳裂纹的萌生，在激光冲击残余压应力的作用下，使疲劳裂纹尖端的扩展受阻，成为疲劳性能提高的主要原因。

参考文献

- [1] 刘颂豪. 激光加工技术的现状和展望[C], 第三届全国物理类研究生暑期学校, 2002.
- [2] G. Mourou. The ultrahigh-peak-power laser: present and future[J]. *Applied Physics*, 1997, 65: 201~205.
- [3] 李志勇. 强激光在材料中驱动的冲击波研究[D]. 中国科学技术大学, 1996.
- [4] 刘世伟. 激光冲击处理技术研究[D]. 中国科学技术大学, 2000.
- [5] 段志勇. 激光冲击波及激光冲击处理技术的研究[D]. 中国科学技术大学, 2000.
- [6] J. D. O'Keefe and C. H. Skeen. Laser-induced stress-wave an impulse augmentation[J]. *Applied Physics Letters*, 1972, 21: 464.
- [7] R.M. White. *Journal of Applied Physics*[J]. 1963, 34: 2123.
- [8] S. S. Penner and O. P. Sharma. *Journal of Applied Physics*[J]. 1967, 37: 2304.
- [9] 邓锡铭. 中国激光史概要[M]. 科学出版社, 1991.
- [10] Srinivasan S., Garcia D.B., Gean M.C., Murthy H., Farris T.N.. Fretting fatigue of laser shock peened Ti-6Al-4V [J]. *Tribology International*, 2009, 42(9): 1324~1329.
- [11] Colvin, Jeffrey D., Minich, Roger W., Kalantar, Daniel H. A model for plasticity kinetics and its role in simulating the dynamic behavior of Fe at high strain rates[J]. *International Journal of Plasticity*, 2009, 25(4): 603~611.
- [12] N. C. Anderholm. *Applied Physics Letter*, 1970, 16: 113.
- [13] A. H. Clauer, B. P. Fairand and B. A. Wilcox. Pulsed laser induced deformation in a Fe-3 Wt Pct Si alloy[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1977, 8: 119~125.
- [14] A. H. Clauer, B. P. Fairand and B. A. Wilcox. Laser shock hardening of weldzones in aluminum alloys[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1977, 8: 1871~1877.
- [15] B. P. Fairand and B. A. Wilcox. Laser shock-induced microstructural and mechanical changes in 7075 aluminum[J]. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43: 3893~3896.
- [16] B. P. Fairand and A.H.Clauer. Use of laser generated shocks to improve the properties of metals and alloys[J]. *SPIE*, 1976, 86: 112~119.
- [17] S. C. Ford and B. P. Fairand. Investigation of laser shock processing-executive summary[J]. *Technical Report AFWAL-TR-80-3001*, 1980, Vol.1.
- [18] G. Banas. *Journal of Applied Physics*[J]. 1990, 67(5): 2380~2384.
- [19] P. Peyre and R. Fabbro. Laser shock processing with small impacts[J]. *SPIE*, 1996, 2789: 125~132.
- [20] K. Eisner, A. Lang, K. Schutte and H. W. Bergman. Shock hardening as a novel technique for materials processing[J]. *SPIE*, 1996, 2789: 274~280.
- [21] Sano Y and Adachi T. Enhancement of surface property by low-energy laser peening without protective coating[J]. *Key Engineering Materials*, 2007, 345: 1589~1592.
- [22] Zou Shikun and Cao Ziwen. Laser peening of aluminum alloy 7050 with fastener holes[J]. *Chinese Optics Letters*, 2008, 6(2): 116~119.
- [23] Colvin, Jeffrey D., Minich, Roger W., Kalantar, Daniel H. A model for plasticity kinetics and its role in simulating the dynamic behavior of Fe at high strain rates[J]. *International Journal of Plasticity*, 2009, 25(4): 603~611.

- [24] Vukelic, Siniša, Kysar, Jeffrey W., Lawrence Yao Y.. Grain boundary response of aluminum bicrystal under micro scale laser shock peening[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2009, 46(18-19): 3323~3335.
- [25] Wenwu Zhang, Y. Lawrence Yao. Microscale Laser Shock Processing—Modeling, Testing, and Microstructure Characterization[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2001, 3(2):128-143.
- [26] Hongqiang Chen, Y. Lawrence Yao, Jeffrey W. Kysar, I. Cev Noyan, Youneng Wang. Fourier analysis of X-ray micro-diffraction profiles to characterize laser shock peened metals[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2005, 42(11-12): 3471~3485.
- [27] Srinivasan S., Garcia D.B., Gean M.C., Murthy H., Farris T.N.. Fretting fatigue of laser shock peened Ti-6Al-4V[J]. *Tribology International*, 2009, 42(9): 1324~1329.
- [28] 李玉同, 张杰, 陈黎明等. 飞秒激光等离子体的光学诊断[J]. *中国科学 A 辑*, 2001, 31(1): 85~88.
- [29] 庄仕明, 丰树平, 王春彦等. 高应变率下 TC4 及 TC9 钛合金的动态断裂[J]. *高压物理学报*, 1995, 9(2): 96~106.
- [30] 邹鸿承, 戴蜀娟, 甘翠华等. 激光冲击处理对 LY12CZ 铝合金疲劳性能的影响[J]. *材料工程*, 1995, 9(6): 22~24.
- [31] 张永康. 激光加工技术[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.
- [32] Yang Chaojun, Zhang Yongkang, Zhou Jianzhong, Zhang Fang, Feng Aixin. Laser shock wave and its applications[A]. 3rd International Symposium on Advanced Optical Manufacturing and Testing Technologies: Advanced Optical Manufacturing Technologies, 2007, 6722: 67221X.
- [33] 马壮, 李应红, 张永康等. 激光冲击处理对 304 不锈钢力学性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2007, 28(3): 102~105.
- [34] 任旭东, 张永康, 周建忠等. 激光冲击对金属板料裂纹的影响模型[J]. *中国机械工程*, 2008, 19(3): 358~360.
- [35] 范勇. 7050 航空铝合金结构材料激光冲击强化处理研究[M]. 中国科学技术大学硕士学位论文论文, 2002.
- [36] 孙承伟, 卫玉章, 周之奎著. 应用爆轰物理[M]. 北京: 国防工业出版社, 2000.
- [37] Grevery D, Maiffredy L, Vannes A B. Laser shock on a TRIP alloy: mechanical and metallurgical consequences[J]. *J. Materials Science*, 1992, 27: 2110~2116.
- [38] Peyre P, Fabbro P, Merrien P, et al. Laser shock processing of aluminum alloys application to high. Cycle fatigue behaviour[J]. *Mater Sci Eng*, 1996, 210: 102~113.
- [39] 张永康, 张淑仪, 唐亚新等. 抗疲劳断裂的激光冲击强化技术研究[J]. *中国科学(E辑)*, 1997, 27(1): 28~34.
- [40] 王声波, 范勇, 吴鸿兴等. 7050 航空铝合金结构材料激光冲击[J]. *中国激光*, 2004, 31(1): 125~128.
- [41] 李欣增, 唐志平, 虞吉林. 绝缘膜组合式高聚物压电传感器[P]. 中国专利, 专利号 92242887.5.
- [42] J. P. Romain, F. Bauer, D. Zagouri et al. Measurements of laser induced shock pressures using PVDF gauges[C]. In S. C. Schmidt eds. *High-pressure Science and Technology*,

- American Institute of Physics, 1994. 1915~1919.
- [43] 王声波, 范勇, 吴鸿兴等. 约束结构下激光冲击波特性实验研究[J]. 强激光与粒子束, 2004, 16(8): 981~984.
- [44] Hong Xin, Wang Shengbo, Guo Dabao et al. Study of the properties of the shock wave induced by high-power laser[J]. Chin. J. Laser, 1998, 25(8): 743~747.
- [45] R. Fabbro, J. Fournier, P. Ballard et al. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry[J]. J. Appl. Phys, 1990, 68(2): 775~784.
- [46] 郭大浩, 吴鸿兴, 王声波等. 激光冲击强化机理研究[J]. 中国科学(E 辑), 1999, 29(3): 222~225.
- [47] 邹世坤, 谭永生, 郭大浩等. 激光冲击处理对铝锂合金力学性能的影响[J]. 中国激光, 2004, 31(6): 371~373.
- [48] Honnorat Y. Titanium alloys use in turbojet engines [A]. In: Lacombe P, Tricot R, Beranger G. Sixth world conference on titanium[C]. Les Ulis: Les editions de physique. 1988.
- [49] Rug D. The current status of titanium alloy use in aero-engines[A]. In: Lutjering G, Albrecht J. Ti-2003 Science and Technology[C]. Wiley-Vch: DGM. 2004.
- [50] 陈继民, 肖荣诗. 柔性加工技术- 激光加工[J]. 岳阳师范学院学报, 2000, (4): 21~22.
- [51] See David W. Affordable laser peening. 7th Joint DoD/FAA/NASA Conference on Aging Aircraft, New Orleans, LA, 2003.
- [52] 廉影. 7050 铝合金激光冲击强化技术的研究[D]. 北京工业大学, 2006.
- [53] Pan F S, Zhang D F, Yang M B, et al. Aluminum alloys and applications. Beijing: Chemical Industry Press, 2006, 3: 331.
- [54] 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.
LUO Xinmin, MA Hui, ZHANG Jingwen. “Strain-screening” and “constraint breakdown” in laser shock processing[J]. Materials review. 2010, 20(3): 11~15.
- [55] 刘禹门. 结构钢与铝合金塑性变形的微观机制[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 2007.
- [56] Silcock J M. The structural ageing characteristics of Al-Cu-Mg alloys with copper: magnesium weight ratios of 7:1 and 2.2:1. J. Inst. Metals, 1960, 89(6): 203.
- [57] Wilson R N, Partridge P G. The nucleation and growth of S' precipitates in an aluminum-2.5% copper-1.2% magnesium alloy. Acta Metall, 1965, 13(12): 1321.
- [58] Jena A K, Gupta A K, Chaturvedi M C. A differential scanning calorimetric investigation of precipitation kinetics in the Al-1.53wt% Cu-0.79wt% Mg alloy. Acta Metal, 1989, 37(3): 885.
- [59] Cuisiat F, Duval P, Graf R. Etude des premiers stades de decomposition D'un alliage Al-Cu-Mg. Scr. Metall, 1984, 18(10): 1051.
- [60] Ratchev P, Verlinden B, De Smet P, Van Houtte P. Precipitation Hardening of an Al-4.2wt% Mg-0.6wt% Cu alloys. Acta Mater, 1998, 46(10): 3523.
- [61] Radmilovic V, Kilass R, Dabmen U, Shiflet G J. Structure and morphology of S-phase precipitates in aluminium. Acta Mater, 1999, 47(15): 3987.
- [62] Nagai Y, Murayama M, Tang Z, Nonaka T, Hono K, Hasegawa M. Role of vacancy-solute complex in the initial rapid age hardening in an Al-Cu-Mg alloy. Acta Mater, 2001, 49(5): 913.
- [63] 吴奕初, 张晓红. 正电子湮没技术在金属和合金研究中的应用进展[J]. 物理, 2000,

- (29)7: 401~405.
- [64] Wu, X. L., Li, B., Ma, E.. Vacancy clusters in ultrafine grained Al by severe plastic deformation[J]. Applied Physics Letters, 2007, 91(14): 141908.
- [65] 陈奇志, 吴杏芳, 柯俊. 铁镍基合金中蝶状马氏体核胚的研究. 金属学报, 1991, 27(A)(3): 187.
- [66] 卢柯, 刘学东, 胡壮麒. 纳米晶体材料的hall-Petch关系[J]. 材料研究学报, 1994, 8(5): 384~391.
- [67] 张喜燕, 周世杰, 贾冲, 周明哲, 夏宝玉. 冷轧纳米结构金属镍和钴X射线衍射研究[J]. 重庆工学院学报, 2005, 19(3): 1~4.
- [68] Gao Zhenong. Applied Statistic of Fatigue[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1986. 282~304.
- 高镇同. 疲劳应用统计学[M]. 北京: 国防工业出版社, 1986. 282~304.
- [69] 上海交通大学《金属断口分析》编写组. 金属断口分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1979.
- [70] 罗新民, 张静文, 赵广志等. 激光冲击强化对 2A02 铝合金疲劳行为的影响[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3323~3328.
- [71] 马正青, 黎文献, 肖丁德等. 新型铝合金阳极电化学性能与组织研究[J]. 材料保护, 2002, (5): 10~12.
- [72] 罗新民, 苑春志, 陈康敏等. 锰奥氏体不锈钢板激光冲击形变的表现与微结构分析[J]. 金属热处理, 2008, 38(10): 63~67.
- [73] 刘锁. 金属材料的疲劳性能与喷丸强化工艺[M]. 北京: 国防工业出版社, 1977. 50, 182, 21, 24, 197, 198.
- [74] 陈全明. 金属材料及强化技术[M].上海: 同济大学出版社, 1992, 39.
- [75] 石德珂. 材料科学基础第 2 版[M]. 北京: 机械工业出版社, 2003, 97.

致 谢

本课题是在国家自然科学基金重点基金(50735001)——基于强激光冲击波效应的非传统制造原理及方法研究下支持完成的,在此向基金会表示由衷的感谢。

本次研究在导师罗新民教授的悉心指导下完成。在课题方向的制定、实验的进行、数据分析和论文撰写过程中,导师都给予了无微不至的指导。导师渊博的学识、严谨的治学态度、诚恳的科研作风以及勇于创新的开拓精神,将使我受益终生。在此谨向导师致以衷心的感谢。

理化中心的陈康敏老师、潘励老师,实验中心的李东升、吴晶老师,机械学院的张永康、任旭东老师以及材料学院的邵老师在实验方面给予了大力支持和指导,615实验室的各位同学以及室友郑梦、张星、程秀围也在论文撰写过程中提供了很大帮助使我能够顺利完成,在此向以上的各位表示深深的感谢。

最后衷心感谢参加本论文送审、评阅和答辩的各位老师。

攻读硕士期间发表的论文

- [1] 罗新民, 张静文, 赵广志等. 激光冲击强化对 2A02 铝合金疲劳行为的影响 [J]. 中国激光, 2009.
- [2] 张静文, 罗新民, 马辉等. 2A02 航空铝合金激光冲击诱导的表层纳米化 [J]. 金属热处理 (已录用)
- [3] 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.