

追溯历史评表面形变纳米化^{*}

何家文

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

摘 要:回顾了 20 世纪 70 年代表面形变的研究成果,并和 21 世纪表面形变纳米化作比较。结构方面,上世纪所提的位错胞可以在电镜下直接观察到,而且由动态回复试验得到旁证。21 世纪表面纳米化的晶粒碎化,小角晶界变成大角晶界则未见直接的实验结果,也无充分理论依据。此外,20 世纪注重定量分析的结构参数是位错胞间错角,21 世纪表面纳米化则强调细化的尺度,用谢乐公式计算出晶粒大小及其分布。但位错胞不是晶粒,不能简单套用谢乐公式,文中详述了其理论依据。性能方面,形变强化以牺牲塑性为代价。20 世纪将磨损和切削形成的纳米尺度白亮层视作损伤,21 世纪的表面纳米化不是用性能优化作导向,而是以纳米化为目标,也即趋向白亮层的损伤程度,显然有悖材料学常理。工程应用方面,20 世纪喷丸参数选择已有定量的规范和标准。21 世纪为达到纳米化,喷丸必须超高强度,导致塑性大幅下降,粗糙度急剧提高,旋转弯曲疲劳试验表明,过喷使疲劳强度明显下降。即使对抗磨而言,强变形也只是在有限条件下起作用。至于形变后易于氮化的说法,上世纪初就发现在含氮环境中的磨损件易生成氮化物。实践表明,并非一个利于扩散的因素就可以认定工艺全过程具有可行性。强喷丸缺陷易于在氮化中扩大而萌生裂纹,应用效果存疑。

关键词:表面摩擦;位错胞;动态回复;谢乐公式

中图分类号: TG668

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2014)05-0001-13

Comments on Nano-treatment of Surface Attrition via Historical Review

HE Jia-wen

(State Key Laboratory of Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049)

Abstract: The research results of surface attrition in the seventies of 20th century are reviewed and compared with that of 21st century. In terms of micro-structure, the dislocation cells can be directly observed in TEM and approved by dynamic recovery test in the last century, however, no direct experimental results for grain fragmentation as well as grain boundaries turning small-angle into large angle suggested in this century, and no appreciable theory to support these hypotheses. In addition, in the 20th century, the quantitative analysis of disorientation angles among dislocation cells was emphasized, and the study of this century was focusing on the size of refinement structure, of which the grain size and distribution were calculated by Scherrer equation. Dislocation cells are not grains, the Scherrer equation cannot be simply applied. The argument is discussed in detail in the paper. Regarding the performance of the surface attrition layer, the increase of strength is at the expense of plasticity. In the 20th century, the white layer characterized in nano-scale structure formed on the worn surface or cutting edge was regarded as material damage. The nano-treatment by surface attrition in the 21st century is not oriented in the performance optimization, but aimed at nano-size, which approaches to the damage level of the white layer. It is apparently against the common sense of material science. For engineering applications, the parameters and standards of shot peening have been well established in the 20th century. To achieve the nano structure suggested in this century, the shot peening intensity must be higher than normal, thus the plasticity substantially decreased and the roughness sharply increased. Rotating bending fatigue tests

收稿日期: 2014-08-25; **修回日期:** 2014-09-10; **基金项目:** * 国家自然科学基金重点项目(59731020)

作者简介: 何家文(1933—),男(汉),福建人,教授; **研究方向:** 喷丸,残余应力,镀层

网络出版日期: 2014-09-25 16:00; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20140925.1600.001.html>

引文格式: 何家文. 追溯历史评表面形变纳米化 [J]. 中国表面工程, 2014, 27(5): 1-13.

show the fatigue strength decreases significantly by abusive peening. Even for wear, sever attrition layer is only appreciable in limited cases. As for the saying that surface attrition is good for nitriding, in fact, in the beginning of last century it was already found that the wear parts in the nitrogen environment were easy to generate nitrides. Practical experience indicates that one factor being favorable is not enough to approve the feasibility of the entire process. The defects induced in severe peening would be easy to expand during nitriding and initiate cracks, thus its applicable is doubtful.

Key words: surface attrition; dislocation cell; dynamic recovery; Scherrer equation

0 引言

21 世纪始,国内表面形变纳米化研究形成热点^[1-2]。认为超声喷丸或摩擦研磨形成的表面纳米化,可提高表面强度,改善零部件性能,特别对抗磨损有益。因为是在本土提出的,故受到广泛关注和好评,也成为获得项目和发表论文的重要源泉。

表面形变纳米化这一名称虽带有时代色彩,与之密切相关的摩擦磨损却是人类最初接触到的载荷形式,远早于拉压弯扭。摩擦磨损后表面形变层结构以及发生的性能变化属于早期命题,20 世纪已进行大量研究。当前发表的表面纳米化论文中鲜有提及前人摩擦学领域的研究成果,给人的印象似乎是创新性地通过表面形变获得纳米化。

如果将表面形变纳米化看成当年纳米热中的一项游戏,限于实验室范围,尚无需置评。但近年来此风已波及工程界,对使用者起误导作用,如有客户委托喷丸的标准竟然是“表面达到纳米化”。

喷丸已有近百年历史,多年积累已建立起工艺规范和行业标准。为达到纳米化,喷丸强度需大大高于长期研究设定的优化值。如何看待表面形变纳米化,是否需要改变传统观念成为喷丸界面临的挑战。

继承基础上的创新,可取得事半功倍的效果,反之,则易陷入无知者无畏之窘境。受喷丸界同仁委托,文中就表面形变纳米化进行分析,在历史陈迹中溯源,用 20 世纪的研究成果和 21 世纪的表面形变纳米化论述作比较,辨明事实真相,特别是使工程界在应用表面形变纳米化时有全面了解,并作正确选择。

表面纳米化研究涉及不同材料及各种应用。为阐明基本规律,选择最简单的工程材料,讨论其基本组织结构,尽量不涉及成分和相的变化及层错影响等,并以力学性能为主进行讨论。此外,表面形变必然引入残余应力变化,由于残余

应力对零件性能往往起决定性作用,20 世纪已进行充分研究,文中主要评论形变纳米化所强调的组织结构以及相关的性能及应用问题。

1 表面形变层的强化与损伤相伴

1.1 形变层可追溯到白亮层

常规喷丸强度已可以使组织细化,纳米化则强调形变的高强度,无论喷丸或研磨,其细化程度必须达到纳米级。历史上研究表面形变结构源于摩擦磨损表面,强磨损时出现白亮层,结构尺度为 $0.1 \sim 1 \mu\text{m}$,当时测定技术受限,但 $0.1 \mu\text{m}$ 已在纳米范畴,故纳米化层和白亮层有相同生成条件和特征。

1901 年,Beilby 在 Glasgow 演讲时提出钢铁磨损后出现搪瓷态类似于非晶的表层,他经过分析认为此层仍由晶粒组成,可能由于晶粒像鳞片状,因而像粘稠液体那样覆盖在材料表面,将之命名为 Beilby 层,就像早年常以发现者命名事物或现象,如牛顿环,瑞利波等。演讲稿收集在 Brit. Assoc. Rep. (1901) 604 中。后来以论文发表在 Proc. Roy. Ser. A72 (1903) 218。1988 年俄罗斯科学家 A. D. Vlasov 在 Crystal Research Technology 发表“Beilby Layers on Crystal Surfaces”(晶体表面的 Beilby 层),可见 Beilby 层在历史上有一定知名度。

白亮层这个名称是在稍后研究冷拉钢丝时提出的,当时就发现白亮层会使钢丝在拉拔或使用过程中变脆而断裂。相继,其他强磨损件如挖掘机齿尖,钢轨表面均发现有白亮层。约在相同时期,切削表面也观察到白亮层,文[3]就列出 20 世纪 40 年代起切削白亮层的数十例报告。白亮层是在钢中首先发现的,多用淬火解释其高硬度,认为微突点接触或切削的瞬间高温被冷基体快速冷却生成马氏体。后发现非铁金属如黄铜也有白亮层,甚至水中摩擦都有白亮层,因而认定结构细化是更为普遍的原因。

1.2 白亮层代表损伤

摩擦磨损面上的白亮层是作为表面损伤出现的,但不是所有摩擦面都有白亮层,只有变形量大或摩擦磨损时间足够长,才会逐渐生成白亮层。这和喷丸一样,常规喷丸的变形层未必细化到纳米程度,只有超高强度喷丸或高覆盖率时才出现白亮层,喷丸界称之为“过喷”。

长期磨损后逐渐生成白亮层的典型例子是钢轨,文献[4]报导运货吨位相差 10 倍的钢轨表面,5 千万吨时尚未出现白亮层,达到 5 亿吨才出现白亮层如图 1。磨损面出现白亮层后离开裂报废不远,因而白亮层通常看成损伤积累达到一定程度的标志。

切削时不合理的切削或磨削参数也易出现白亮层,此时往往伴随有硬度或 X 线衍射峰半高

宽低谷。图 2 为切削表层的硬度分布,一般切削参数时,硬度呈单调变化,强切削时出现白亮层,硬度有低谷^[5]。

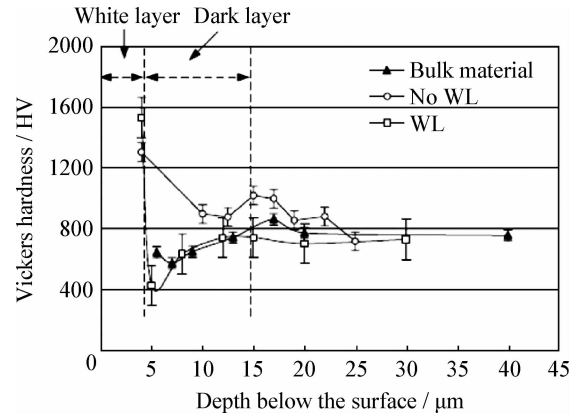
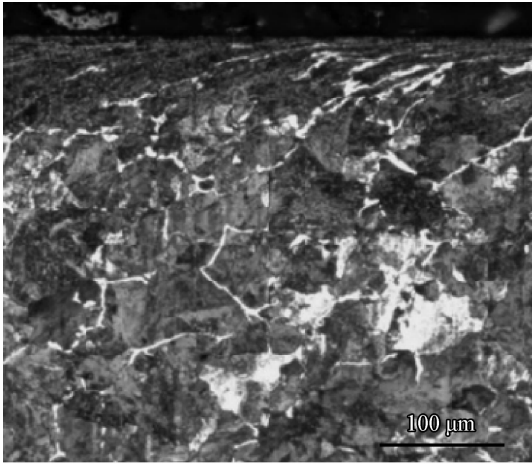


图 2 切削表面有无白亮层硬度分布^[5]
Fig. 2 Hardness distribution of cutting surface with and without white layer^[5]

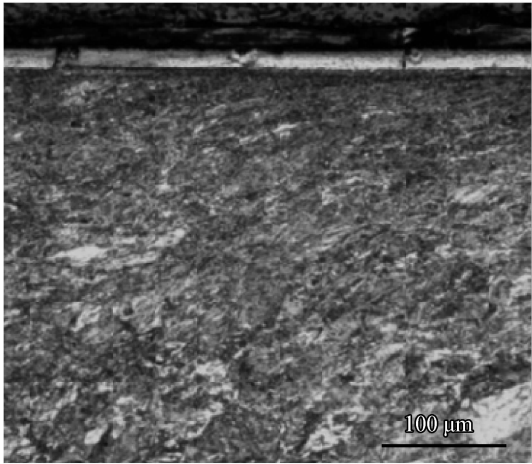
这点和喷丸也很相像,常规喷丸的硬度或半高宽自表面呈单调下降,强喷丸的硬度或半高宽在一定深度处出现低谷。切削如果出现白亮层,表明加工影响层已严重脆化,必然降低零件的服役寿命。M. Field 在 20 世纪 70 年代首先用表面完整性概念来描述切削加工过程中的表面性能变化。白亮层是表面瑕疵,在完整性中属于负面因素。美籍华人郭跃彬在切削变形层对不同性能影响方面做了系列工作,发表的切削和磨削有无白亮层对接触疲劳的影响如图 3^[6]。研究切削变形层时也注意到,适当调整切削参数也可能获得有益效果,图 4 是不同切削条件对钛合金疲劳极限影响^[7]。大多数强切削都使疲劳强度降低,只有强铣削可以提高疲劳强度,这是由于强铣削对表面挤压,产生较高残余压应力的缘故。当然,疲劳强度的升降和具体的切削参数有关,图 4 只是作为一例说明加工业通过完整性评价零件的服役性能。

1.3 强化和损伤,事物的两面

形变硬化是金属材料的特色。形变使屈服强度提高,塑性下降,即强度提高是以牺牲塑性为代价,两者存在此消彼长关系。早年就在拉拔钢丝的实践中认识了强度和塑性互相转换的规律。图 5 是实测的强力喷丸 30 和 180 min 表层材料的应力应变曲线^[8]。如果喷丸强度进一步增加,或喷丸时间再增长,图 5 的屈服强度将提



(a) Rail after 50 M tons shipping, free of white layer



(b) Rail after 500M tons shipping, with white layer

图 1 运行后钢轨表面组织形貌^[4]

Fig. 1 Microstructure of rail surface after service^[4]

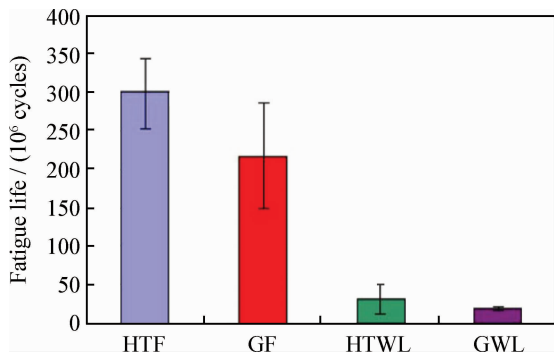


图3 切削 HT,磨削 G,无 F 和有 WL 白亮层的接触疲劳寿命^[6]

Fig.3 Contact fatigue life for HT-cutting, G-grinding, F-free of white layer, WL-with white layer^[6]

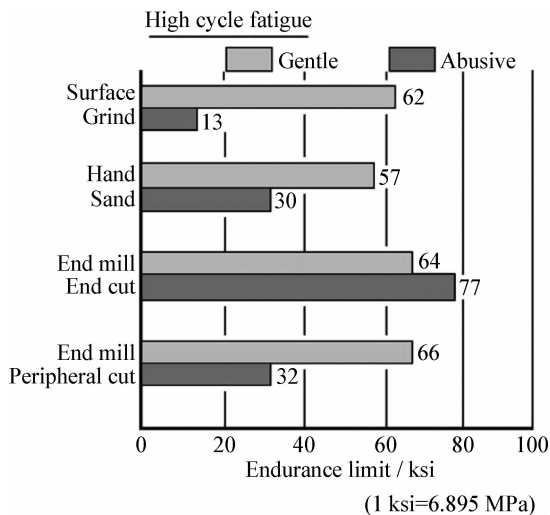


图4 柔性(Gentle)切削和强(Abusive)切削对疲劳极限影响^[7]

Fig.4 Effect of gentle and abusive machining on fatigue limit^[7]

高到断裂强度值,就完全没有塑性,即所谓塑性耗竭,表现出玻璃一样的脆性,故过高强度或高覆盖率喷丸因塑性耗竭往往使表面出现微裂纹。

强度和塑性,强化和损伤是一件事物的两个方面,获得强化就需承受自身损伤。如果强化可以提高零件寿命,损伤又没有负面影响时,强化是有利的,但这种情况在实际应用中并不多见。一般承载件除强度外,常要求一定量的塑性,即所谓强塑韧合理配合。像玻璃那样完全没有塑性,难以作为承载材料。形变纳米化层很薄,有塑性的心部支撑,表现的脆性不至于像玻璃那样直观,但表层脆性,常常是表面萌生裂纹的原因。

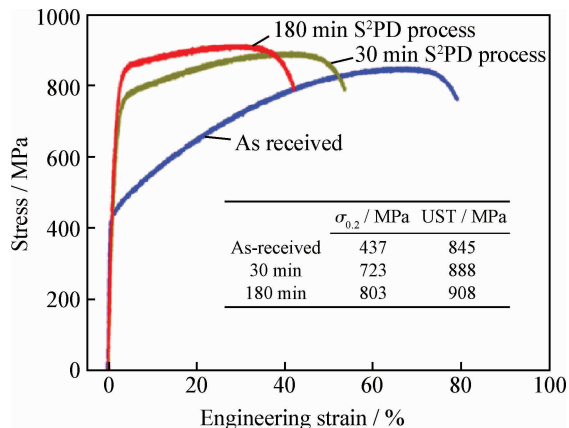


图5 强喷丸 30min,180min 和原始材料的应力应变关系^[8]

Fig.5 Stress-strain curve of original, severe peening for 30 min and severe peening for 180 min^[8]

2 表面形变层结构是位错胞

2.1 纳米化是位错胞大小

文[2]对纳米化结构的描述是“表面机械研磨样品的晶粒碎化是通过塑性变形实现的,这与金属粉末在机械研磨过程中发生的晶粒碎化相似。”。文[9]解释碎化“是在位错,孪晶等不同的基本变形方式下逐渐在大尺寸晶粒内引入小角晶界,小角晶界发展成大角晶界,从而细化成小晶粒的反复过程”。20 世纪 70 年代是摩擦磨损研究的鼎盛期,讨论形变层结构的文章很多,清晰的位错胞照片图 6 就是在此时发表的^[10]。孙家枢 1992 年编著的“金属的磨损”详细地介绍了此阶段的成果^[11],白亮层可以简明地表述成:由胞状组织构成,其尺度在 0.1~1 μm ,胞的边缘是缠结位错组成的墙,胞内含很少位错。书中用示意图表示形变层宏观结构如图 7。

比较纳米化和白亮层结构形成的原理描述是不同的。前者认为纳米化是碎化过程,再由小角晶界发展成大角晶界。后者则认为白亮层中的小单元是由密集位错重新排布成位错胞而生成的,和原始晶粒关系不大。显然,碎化和生成两种表述截然不同。

表面晶粒碎化和粉末碎化有所不同。球磨时金属粉末的碎化是先塑性变形成鳞片,由于周边无拘束,鳞片断裂成小颗粒。但在固体表面存在约束,冲击下晶粒受到的是三向压应力,此状态下鳞片断成小颗粒的推断,未见试验证实。如

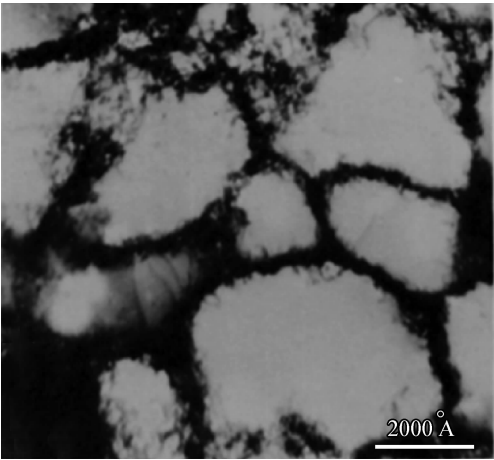


图 6 镍表面的位错胞^[10]

Fig. 6 Dislocation cells on Ni surface^[10]

果真有鳞片似的断裂,必将伴随有裂纹。

位错胞的形成,国外很早就有报道。国内的文[12]用反复冲击观察退火中碳钢变形结构,这种冲击相当于单丸喷丸,增加周次即提高喷丸覆盖率。冲击初始阶段位错密度逐渐增加,到一定程度后,位错组态发生改变,逐渐形成位错胞如图 8。此时位错胞的边界由位错阵列组成墙,内部位错逐渐减少,符合 70 年代的描述。

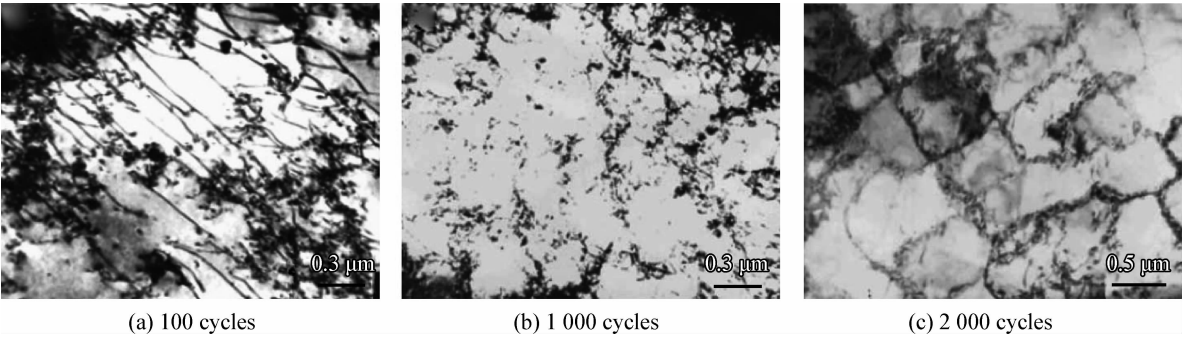


图 8 中碳钢位错胞形成^[12]

Fig. 8 Develop of dislocation cells with impact times^[12]

2.2 位错胞间小位向错角

用碎化解释纳米化所说的小角晶界实际上是 20 世纪所描述的位错胞间错角。Rigney 在 80 年代就测量了黄铜磨损面的位错胞间错角如图 9^[13]。左为磨损转动 1 周,右为转 100 周,线上的数字为相邻位错胞间位向错角,相同的阴影线表示在同一原始晶粒内。当时还没有电子束背反射衍射 EBSD 技术,晶面取向只能用菊池线,分辨率有限,但已可看出胞间位向错角很小。转动 1 周的

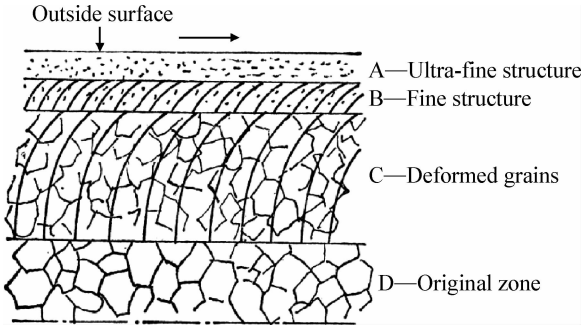


图 7 《金属的磨损》书中形变层结构示意图^[11]

Fig. 7 Surface deformation layers in the book of “Wear of Metals”^[11]

从位错形成的不同组态看,位错易动性是关键因素。从位错数量增多的增殖到形成位错胞、周边建立起位错墙,再到胞内位错逐渐移至外缘,都由于其易动性。有人将位错胞称之谓晶块或亚晶粒(subgrain),但 20 世纪摩擦磨损研究者主要用胞(cell),就是强调胞和晶粒在边界可动性上的区别。常规意义的晶粒由晶界包围,无序态的晶界移动难,通常只有生核成长的再结晶过程才使晶界移动。也就是说,没有热激活的长程扩散,无论晶粒大小,小角晶界都难以变成大角晶界。

平均值为 7°, 100 周者为 10°。位错胞限制在原始晶粒内,原始晶粒仍保持大角晶界,和小角晶界的区分十分明显。经多年研究这点已成为共识,近期发表文[14]用示意图 10 描述了形变引入的亚结构存在于原始晶粒内。所以用亚结构的概念而不是位错胞是因为形变结构内可能存在孪晶,层错等在其他类型材料中出现更为复杂的变形机理。

90 年代发展的 EBSD 为分析形变层组织提供了有力工具。文[15]测定了 304 不锈钢两种

变形程度沿深度分布的大角和小角晶界长度如图 11。实线是大角晶界,虚线是 $5^\circ \sim 15^\circ$ 的小角晶界,红线表示强磨损,蓝线表示弱磨损。大角晶界属于原始晶粒的晶界,两实线几乎重合表示

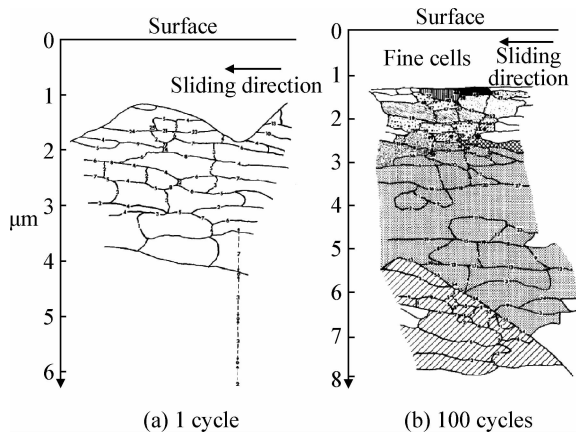


图 9 环块磨损的位错胞间错角^[13]

Fig. 9 Disorientation angles among cells on a worn block surface for turnings^[13]

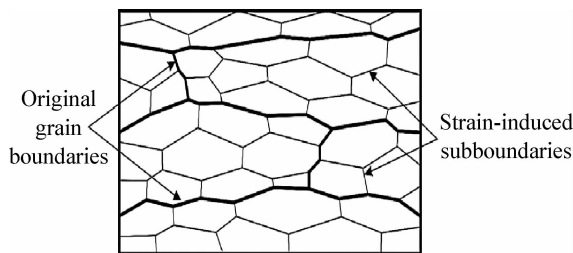
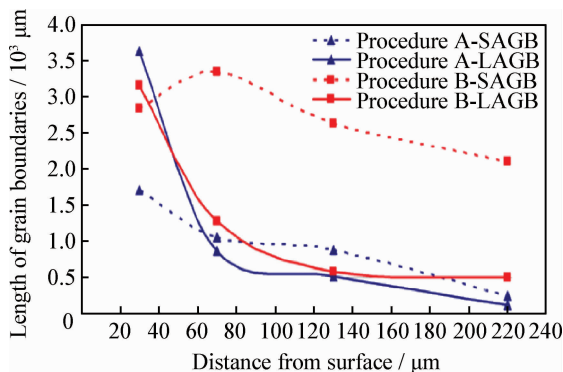


图 10 粗线为原始晶界细线为形变引入的亚结构界^[14]

Fig. 10 Coarse line-original grain boundaries, fine line-induced substructure boundaries^[14]



LAGB-large angle grain boundaries and SAGB-small angle grain boundaries

图 11 304 不锈钢两种变形程度的大角晶界 (LAGB) 和小角晶界 (SAGB) 长度^[15]

Fig. 11 Length of grain boundaries of 304 with two kinds of deformation intensities^[15]

原始晶粒受摩擦磨损影响小,不同磨损强度下大角晶界维持不变,近表面处大角晶界增长是因为单向磨损,晶粒沿一个方向拉长所致。相反,小角晶界在强磨损时比弱磨损明显加长,故表面形变生成的位错胞以小角晶界为主。图 9 和 11 比较,虽然现代技术提供了更为精确的图像和数值,但早期对于位错胞的基本描述:生成的位错胞存在于晶粒内,以小位向错角为主,同时仍保持原始的大角晶界晶粒是符合客观真实的。而表面形变纳米化所描述的晶粒碎化,小角晶界发展成大角晶界并无实验依据。

2.3 动态回复形成位错胞

形变层结构是在原始晶粒内生成位错胞,结构发生细化。形变层的硬度高,残余应力高,处于高能状态。细化的高能态在加热时应该比未变形基体更容易回到稳定态,但试验结果却和预期不同。文[16]在淬火弹簧钢上强力钻孔,使孔边产生形变层,变形的马氏体应该比淬火基体更不稳定,在加热时易于回复、再结晶。图 12 所示为不同温度 1 h 回火后的显微组织,内部淬火基体发生明显变化,形变层反而比基体更稳定。这是因为反复形变自身就伴随有回复过程,而位错胞是在回复时形成的,因而稳定性比基体的淬火马氏体更高。如果按表面形变纳米化所述的晶粒碎化,小角晶界发展成大角晶界,细化成小晶粒的反复过程。再结晶为生核成长,晶界多,生核容易,形变层储能高,成长快。此处的回复、再结晶就应该早于基体。

早期对于形变进行过程中可以产生回复的解释是因为热驱动的缘故,反复摩擦使局部温度升高,由热激活导致回复。但后来发现在绝热条件下的低周疲劳也存在回复现象。图 13 是钛合金低周疲劳应变幅增加时位错胞变化,从 a 到 d 位错密度增加并逐渐形成位错胞的过程,和表面变形层的发展十分相似^[17]。

无论摩擦磨损还是低周疲劳,都是反复塑性变形引入位错,使位错密度升高,处于高能状态。虽然降低熵和内能是自发趋势,但需克服位垒。加热可以激活原子克服位垒,导致回复、再结晶。反复变形也可以给原子动能,推动其越过位垒。这种回复属于力驱动,也称之为动态回复。表面反复冲击和低周疲劳的反复塑性变形相似,都提供了位错移动的驱动力。有的异号位错相消,有的结合成阵列,有的移动到边缘成为位错墙等,

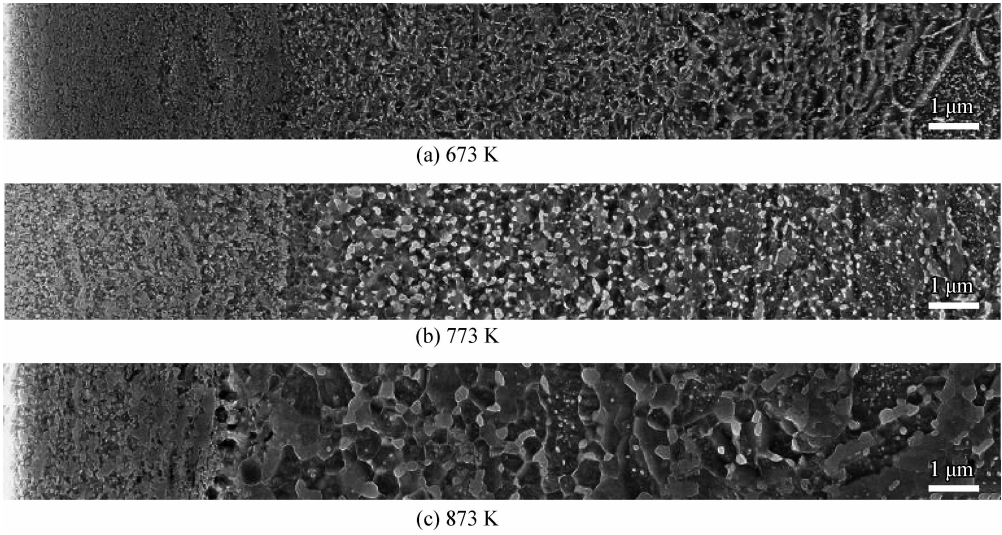


图 12 强钻孔,孔表面在左端,淬火弹簧钢不同温度回火 1 h^[16]
Fig. 12 Severe hole drilling surface at the left end in a quenched spring steel then tempered 1 h with different temperatures^[16]

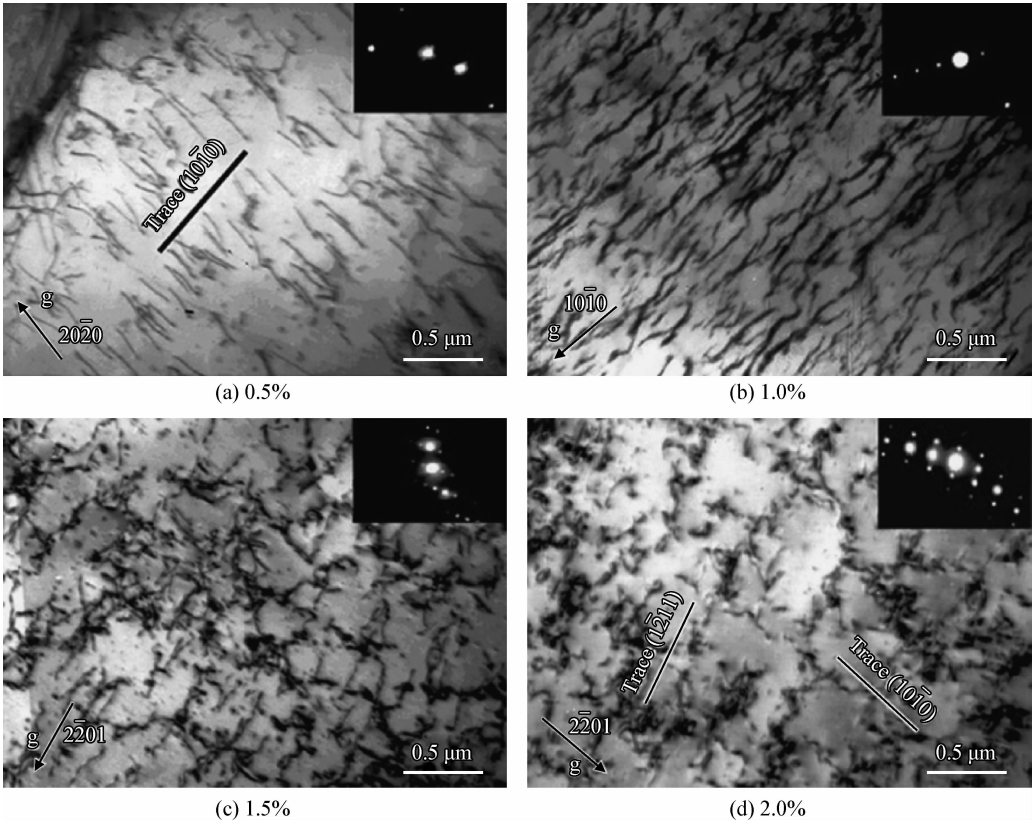


图 13 钛合金低周疲劳应变幅增加位错胞变化^[17]
Fig. 13 Dislocation cells of Ti alloy in low cycle fatigue with increasing strain amplitude^[17]

这些都和位错的易动属性有关。而在室温下让晶界移动就困难了。如果将形变结构看成为碎化的晶粒,就不可能伴随有动态回复过程。有些研究将动态回复再推广一步成为动态再结晶^[18]。再结晶以生核成长为特征,如果反复变形维持在室温状态,不加热,难以满足生核成长条件,因而

无法通过力驱动完成,只有热激活才能实现。

3 X 线谱型分析形变问题

3.1 区分晶粒大小和畸变的难处

21 世纪表面纳米化证明形变层晶粒达到纳

米量级并给出分布值,是用 X 线谱型分析谢乐公式:

$$\beta = \lambda / D \cos \theta$$

测定的 β 是衍射线宽度, λ 是 X 线波长, D 是晶粒大小。按衍射原理,晶面散射波的矢量相加形成衍射振幅如图 14。晶面散射波的振幅为 f_A , 相邻两晶面散射波的位相角差为 α_A , 如果晶体完整,晶面间距相等,散射振幅和位相角都相同,矢量的和为 $F'(hkl)$ 。当晶面数很多时, $F'(hkl)$ 可以转一圈回到零,就成为完整的相干散射,在原点即布拉格角产生的衍射线不展宽。如果晶面数量不够多, $F'(hkl)$ 不能回到原点,即相干散射不完整,在布拉格角的 $\Delta\theta$ 处不能完全相消,衍射线变宽,此展宽值取决于相干散射区的大小。另一方面,如果晶体有缺陷,晶面间距不等,散射振幅 f 和位相角 α 在缺陷处的值和其他值不相等, $F'(hkl)$ 也就不能回到原点,这种相干散射不完整是由畸变造成的,称为畸变展宽。既是小晶粒又有畸变,两者对展宽都起作用时,就需区分各自贡献。1950 年 Warren 和 Averbach 提出模型并研究如何区分^[19],后来这个命题成为 X 线衍射中的热门,进行大量研究。但解决这个问题有很大难度,不得已时甚至假定晶粒大小的展宽按柯西函数分布,畸变展宽按高斯分布。这种假设既无理论依据又难以用试验证明,但因为没有更好办法,还是被广泛采用。我国制定的 X 线谱型法区分晶块大小和畸变的国家标准就是采用这样的假设,可见其难处及无奈。

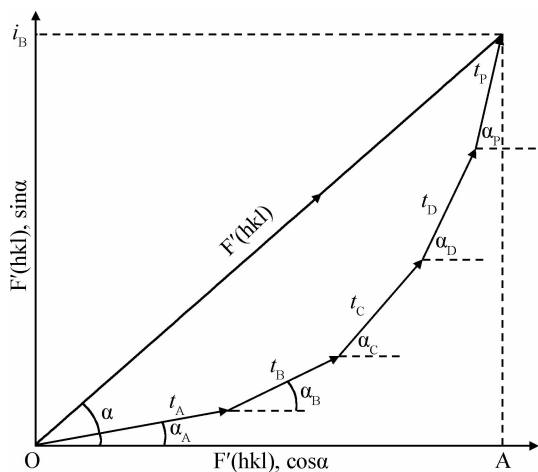


图 14 衍射振幅矢量相加

Fig. 14 Diffraction amplitude by the sum of scattering vectors

3.2 谢乐公式不能测定位错胞大小

现在看来,当年所提的区分方法,问题不在如何计算,而是物理模型是否合理。因为位错是在 1954 年发现的,在提出模型及区分方法时还不知道位错。当时定义的畸变 $\Delta d/d$ 指晶面间距的伸长或缩短,晶粒大小 D 是指被无序晶界包围的晶体。根本不可能考虑到位错造成的畸变,也不可能设想由位错墙组成位错胞。后人试图将位错作为畸变模式对展宽进行修正,引入布氏矢量等参数,以处理刃位错和螺位错的不同形态。但金属中的位错不像半导体那样以单个出现而是组合成阵列。当位错阵列中刃,螺位错的比例发生变化及不同配置时,就会有不同的组态如图 15。期望在一个简单的钟罩型曲线中区分出如此多的变量是不可能的。认识到这个事实, X 线谱型测定金属变形的畸变量就逐渐淡出研究领域。

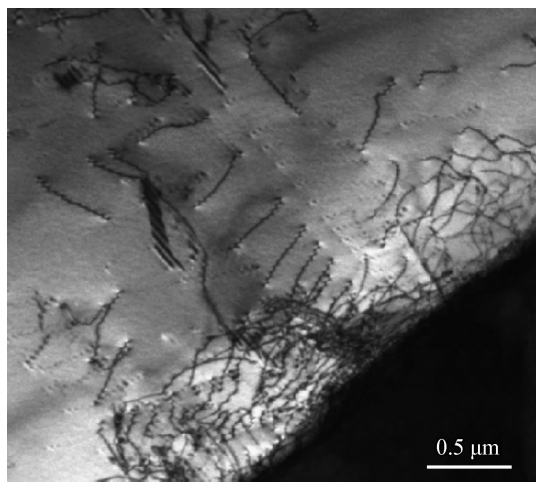


图 15 位错阵列呈不同组态

Fig. 15 Different configurations of dislocation array

就晶粒大小测定而言,陶瓷晶体应该是适用对象,其晶粒被无序晶界包围,衍射晶粒和周边完全没有相干条件,如果内部严格按周期排列,无畸变展宽的因素,宽化即可归因于晶粒大小。有研究就证明谢乐公式用在陶瓷粉末粒度测定上和电镜结果比较符合。

金属的形变离不开位错,当相邻位错胞间的错角小,且位向适当时,他们可能发生相干散射,共同形成展宽的衍射峰。这时的宽化就不是一个位错胞而有多个位错胞参与,用测得的宽化来计算一个位错胞的大小必然有误。文[12]用高

分辨电镜给出中碳钢变形后的位错胞如图 16,其中 $c/e, h/d, h/f, h/g$ 之间错角约为 6° 。当 h 的 (110) 符合散射条件时,邻近的 d 和 g 的 (110) 也可以参与, f 则因为有 e 隔开,散射波矢量不连续,和 h 不相干。结果是 X 线将 h, d, g 看成带有两个 6° 错角的一个相干散射区,按这个区的大小计算单个胞的尺度当然不对。

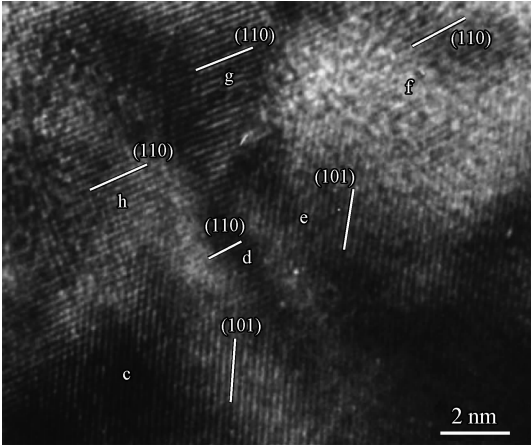


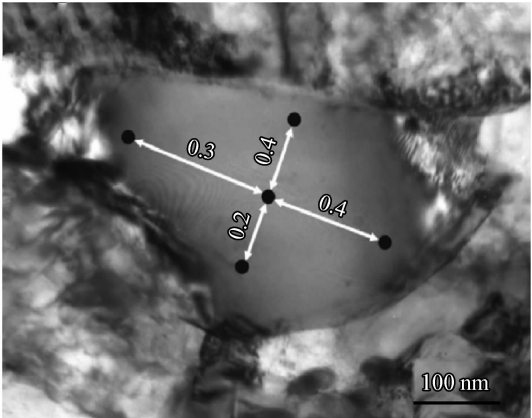
图 16 中碳钢形变层位错胞^[12]

Fig. 16 Dislocation cells of a medium carbon steel^[12]

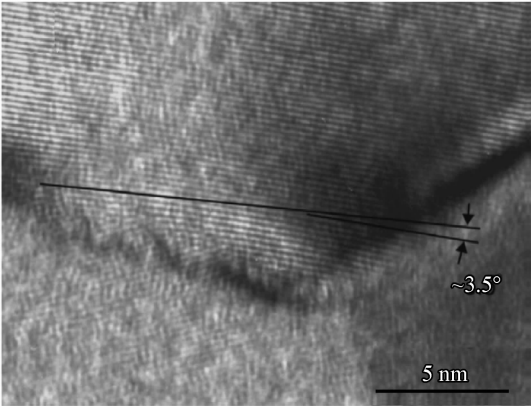
此外,位错胞内部也可能存在各种缺陷,位错虽然有移动到外缘的趋势,但和动态回复进行程度有关,难以驱净到完全没有位错。文[20]所示图 17 表明胞内可能存在一定位向错角,使振幅或位相角偏离,造成相干散射不完整,衍射线宽化。这种宽化是由于位错胞内不同部位间有错角造成的,和无规畸变 $\Delta d/d$ 造成的宽化效应不同,区分更难。换句话说,在评定晶粒大小的宽化量中含有不同机理的畸变宽化,当然无法获得唯一的晶粒大小数值了。

文[21]用谢乐公式测定冷压和热压制备铁、铝纳米粉末的晶粒大小,发现获得的数据不能自治,电镜表明在压制过程中,纳米粉末晶粒内引入了位错如图 18。如果粉末在液氮中脆性碎化,没有位错介入,则谢乐公式得出的晶粒大小是准确的。纳米粉末间不可能相干,此试验证明晶粒内部含有位错时,谢乐公式不能获得准确值。

如果可以对上述干扰因素进行定量分析,谱型展宽法还有应用的可能。但实际上不清楚邻近位错胞间有几个符合相干散射条件;不知道晶粒内部的位错数量及错角;也无法确定上述因素的分布概率及不完全相干到何种程度,再加上前



(a) Sample 1



(b) Sample 2

图 17 位错胞内位向错角^[20]

Fig. 17 Disorientation inside of the dislocation cell^[20]

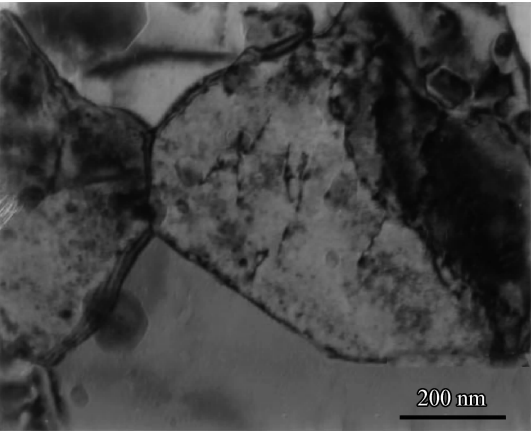


图 18 热压 Fe-3%Al 粉末晶粒内的位错^[21]

Fig. 18 Dislocation array in the hot pressed Fe - 3% Al powder^[21]

面讨论的畸变展宽无法进行定量分析,所有这些不确定因素导致的结论只能是:谱型分析谢乐公式不能用于金属材料形变层结构大小的测定。

3.3 测定方法讨论

20 世纪摩擦磨损形变层的研究注重于位错胞错角的统计分布测定。90 年代开发的 EBSD 方法可以测定方位角,也可以像金相法测晶粒度一样得出位错胞大小。从工程领域看,压力加工,金属轧制领域更注重形变结构参数的定量值,不仅用于研究更重要的是制订具体工艺。这些表面或整体塑性变形领域很少见用谢乐公式计算形变结构大小的报道。

X 线谱展宽法的优点是方便、快速。测定形变层时,如果无需区分晶粒大小和畸变度,用半高宽值作相互比较,还是可以提供强化状态信息的。若限于条件需要对形变层用谢乐公式计算,所得结果也只起相对比较作用,才有一定可信度。有些不适合电镜分析的样品如球磨的粉末试样,X 线仍是有效的工具。分析陶瓷材料不存在位错问题时,X 线谱型法测定晶粒大小的谢乐公式还是可用的。

4 表面纳米化适用性低

4.1 低载抗磨有可行性

硬度高,有利于抗磨,是一般共识,但磨损和许多因素有关,简单地将纳米化或白亮层视作抗磨可能误导。例如图 3 的有白亮层和无白亮层钢轨作比较,如果说白亮层硬度高,因而抗磨,导致的悖论是已经运货 5 亿吨者剩余寿命更长。历史上白亮层是否抗磨也有争论,其原因和选择的试验载荷有关。文[22]用不同载荷对超声喷丸中碳钢作销盘磨损试验,当载荷低于 50 N 时,摩擦系数和磨损量均低于未喷丸,但载荷高于 50 N,形变层的磨损量反而大于未喷丸者,这显然与载荷提高磨损机理改变,对表层的强度和塑性的匹配有不同要求所致。

超声喷丸或高强度喷丸产生纳米化的同时也使粗糙度提高。有试验强调粗糙度对抗磨的好处,表面保留的润滑剂多,有利于减少摩擦磨损。这个说法与强化提高抗磨性无关,只是其他因素起作用的结果,如果是干摩擦,结果就会反过来。其他因素中影响最明显是冲击,文[23]用切削形成白亮层作冲击磨损试验,结果显示,由于塑性耗竭,冲击载荷下易开裂,此时白亮层抗磨性极差。

实际应用中表面形变强化提高抗磨性的典

型零件是滚动轴承。常用的强化方法是滚压,以便于控制载荷。基本概念是在高载进行短时滚压强化后,在低载长期服役。强化时需要掌握度,不能造成损伤,如果追求纳米化或出现白亮层,其结果就如图 3。在设定强化滚压的载荷时,X 线半高宽可作为无损检测指标,具体数值根据生产经验制定。

4.2 过喷使疲劳性能下降

工程实践中,要求喷丸的零件多是为了提高弯曲疲劳强度,有人强调高强度喷丸不仅提高表层强度,还可以增加残余压应力深度,两者均可提高疲劳强度。此文讨论的是结构强化对疲劳的影响,故必须对不同因素的作用作具体分析。

20 世纪喷丸对疲劳强度影响的研究已经明确残余应力和表层强度两个因素对疲劳的作用不同。残余压应力是正应力,作用在断裂面,可以降低裂纹的有效应力强度因子,减缓其扩展速度。而强度提高后,塑性降低,断裂韧性下降,反而对阻止裂纹扩展不利。裂纹萌生则和切应力有关,提高强度可以抗切应力,减缓裂纹萌生。残余压应力作为正应力和切应力方向不同,对萌生不起作用。

喷丸实践中,要求提高疲劳强度者,主要是结构件,大多数结构件在弯曲疲劳载荷下应用,裂纹扩展期占寿命的主要部分,萌生期则很短,因而残余压应力起决定性作用。

强度比残余应力更重要的特例是卷簧,为提高性能重量比,卷簧从材料,热处理到表面强化都力求提高强度,其屈服强度和强度极限的比值即所谓屈强比高达 92%。文[24]对卷簧强化和失效作了全面分析,3 种断裂形式中,两种为切断,一种为正断。残余应力只在正断时起作用,强化则对 3 种断裂方式都有作用。按理这应该是纳米化最能发挥作用的零件,但强度越高对表面粗糙度要求也越高,即使常规喷丸,表面缺陷也易导致失效。因而常用的工艺是两次喷丸,先用半高宽控制喷丸强度,获得最佳残余应力分布和提高表面强度的同时不使粗糙度过高,以便于通过低强度小丸粒再喷丸将粗糙度降低到允许范围。以牺牲塑性换取强度达到极致的卷簧尚且未用纳米化作标准,其他零件更难以应用。

承受疲劳的零部件对粗糙度要求是因为表面粗糙相当于存在缺口效应,由光滑疲劳变成缺

口疲劳,使局部工作应力提高,寿命下降。文[25]用不同直径丸粒和喷射速度喷在铝合金板上的粗糙度换算成应力集中系数,结果如图 19。

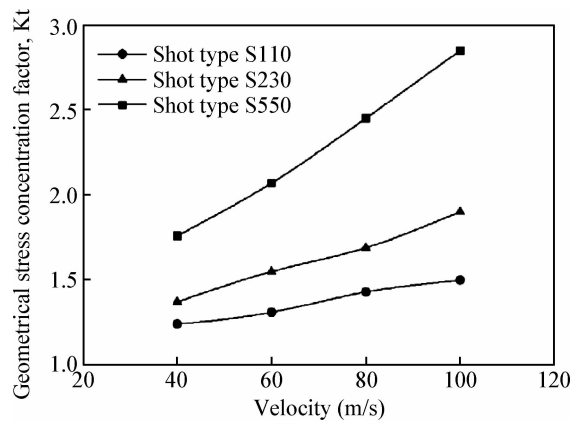


图 19 不同丸粒,速度喷丸对铝合金板形成的应力集中系数^[25]

Fig. 19 Stress concentration factor of an Al alloy plate with different sizes and speeds of peening shots^[25]

20 世纪对喷丸工艺和疲劳强度关系已经做了大量研究,现今提出高能喷丸或提高覆盖率,是否要对以往的喷丸参数予以更改,是应用者关心的问题。文[26]对不同 Almen 强度及覆盖率试样用旋转弯曲疲劳方法进行比较。疲劳试验方法有很多如 3 点弯曲等,但旋转弯曲是公认考核工艺的最佳方法,虽然费时却很少受设备及人为因素影响,故旋转弯曲疲劳的试验数据比较客观公正。试验选最常用的 40CrNiMo 即 SAE4340 中碳结构钢,淬火回火后以不同 Almen 强度喷丸,8, 10, 16, 21 A。疲劳试验载荷取 50%拉伸强度,比较其持久值。

图 20 示出 10 A 寿命最长。10 A 是传统的优化值,喷丸强度过低或过高均使寿命下降。图 21 是相同喷丸强度不同覆盖率 0%, 80%, 100%, 200%试验,覆盖率为 200%时,因粗糙度

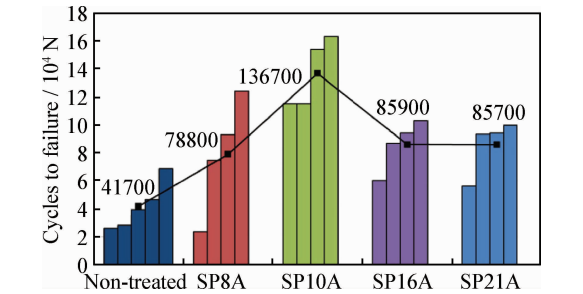


图 20 不同 Almen 强度喷丸疲劳寿命^[26]

Fig. 20 Fatigue lives of different Almen intensities^[26]

增加,疲劳寿命下降。试验中注意到不同覆盖率时,用平均值测定的粗糙度 R_a 相差不大,如 100%为 $2.4\text{ }\mu\text{m}$, 200%时仅增加为 $2.5\text{ }\mu\text{m}$ 。但如果用最大值 R_z 测定,两者相差很大,如图 22。

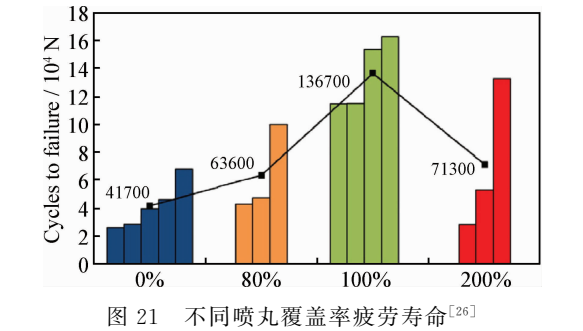


图 21 不同喷丸覆盖率疲劳寿命^[26]

Fig. 21 Fatigue lives of different peening coverages^[26]

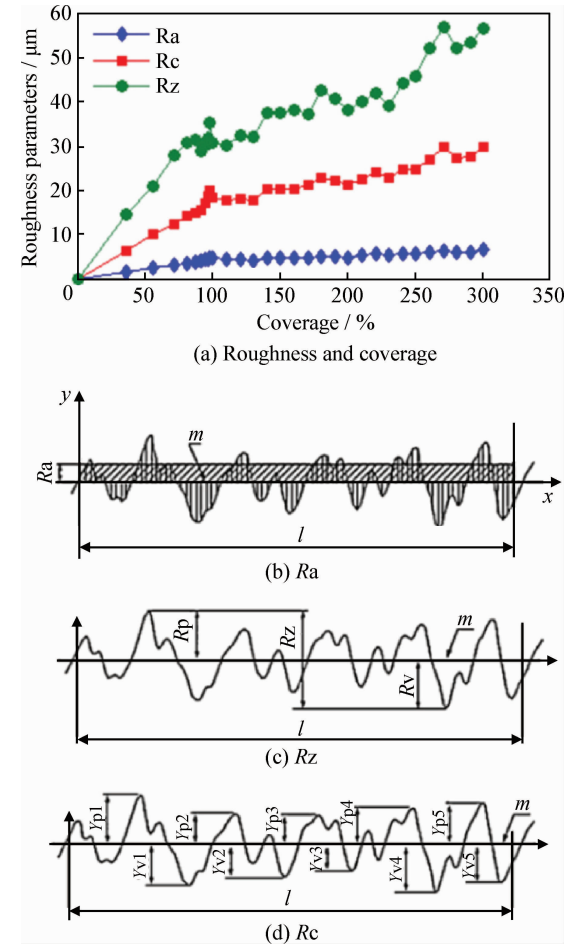
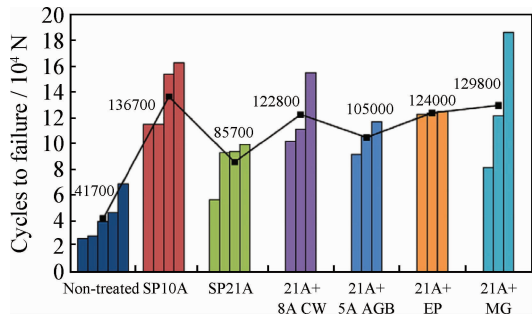


图 22 喷丸覆盖率的粗糙度不同度量值^[26]

Fig. 22 Roughness with peening coverage by different measurements^[26]

粗糙度提高可以用再加工补救。图 23 是在 21 A 强喷丸的表面以 8 A, 5 A 强度再喷及用电解抛光或磨削降低粗糙度,只有经过再加工,疲

劳寿命有所提高后,才和正常喷丸强度相似。为此增加工艺程序及成本,并不可取。不同作者对 40CrNiMo 钢作了类似研究^[27],及铸铁强喷丸后进行旋转弯曲疲劳试验^[28],均得出相同结论,即强喷丸要求后续低强度喷丸或抛光、磨削予以弥补,以减小表面粗糙度对于疲劳寿命的影响。



CW—cut wire peening; AGB—glass beads blasting; EP—electro-polishing; MG—machine grinding

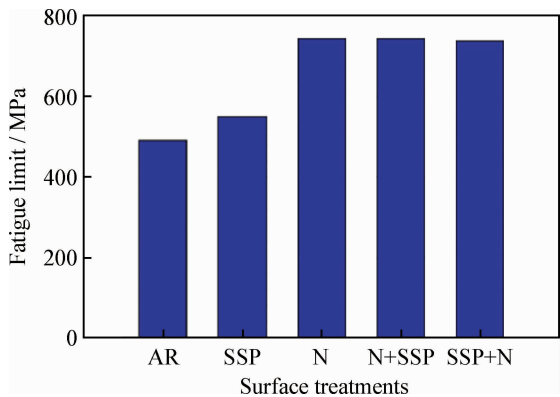
图 23 强喷丸后附加处理的疲劳寿命^[26]

Fig. 23 Fatigue lives of severe shot peening with additional treatments^[26]

4.3 细化有利于扩散却未必能实用

组织细化有利于扩散,是由于晶界扩散系数高于晶内,属于金属学基本知识。实际应用的例子是耐热器件或热辐射管喷丸,服役过程中 Cr 原子易于通过细化结构向表面扩散富集,表面形成一层致密的氧化铬,提高了寿命^[29]。百年前,认为枪内膛和活塞环边缘的白亮层和工作气氛富氮有关,组织细化后有利氮的渗入,易于生成氮化物。知道这些历史,超声喷丸后易于氮化可以看成对早年发现的验证。

氮化、渗碳、高频淬火和喷丸、滚压相结合所谓复合强化是上世纪大量研究的问题。当时就发现理论上可以结合,但运用于实际却未必行得通。在工艺过程中发现一个因素有利,未必这个工艺就可以用于生产实际。图 24 是强喷丸后氮化的试验结果。氮化前或氮化后强喷丸的旋转弯曲疲劳限和单纯氮化相同,也即强喷丸对疲劳没有贡献^[30]。分析认为这是和强喷丸引起的粗糙度提高或存在微裂纹,使强喷丸的正负效应相互抵消的缘故。先喷丸易于产生缺陷,随后氮化可能使缺陷扩大。先氮化则表面氮化层很脆,后喷丸的强度太高容易萌生裂纹。也这就是说,两种导致脆化的工艺叠加处理时,缺陷几率大为增加。此外,氮化表面硬度高,降低粗糙度的抛光



AR—original, SSP—severe shot peening, N—nitriding

图 24 强喷丸和氮化复合的疲劳限^[30]

Fig. 24 Fatigue limit of severe shot peened and nitrided

或磨削难度增加,也是工程应用的实际问题。当然如果某个要求耐磨的零件容易变形,必须低温氮化,对表面粗糙度的要求又不高,强喷丸后再氮化也是可选的方法,但这只是特例,不属于可以普遍推广的工艺。

5 结 语

(1) 表面形变层出现在诸多领域,用的术语虽然不同如白亮层,完整性,强化层等,但具有共同物理本质,且都有几十年发展历史,他山之石应该互相借鉴。

(2) 金属凝固,热处理等过程中的晶粒细化,可以使强度和塑性都提高。但金属形变的细化结构是位错胞,其间位向错角不大,不能像取向分布均匀的晶粒那样,分散应力,均摊变形,故形变后强度和塑性成此消彼长的关系。只有区分晶粒和位错胞,才可分辨两种不同的强度和塑性间关系。

(3) 谢乐公式不能用于测定金属材料形变层位错胞大小,但简便易测的半高宽仍是判断形变层强化程度的有效参数。

(4) 喷丸影响性能的重要因素是残余应力,表层强度及粗糙度。以往的研究成果表明残余压应力常起主导作用且少有负面影响。高强度喷丸虽可以提高表面强度,但随之而来的塑性降低和粗糙度提高,往往使负面因素在实际应用中起主导作用。

参考文献

- [1] 冯淦,石连捷,吕坚,卢柯. 低碳钢超声喷丸表面纳米化的研究[J]. 金属学报, 2000, 36(3): 300-303.
- [2] 雍兴平,刘刚,吕坚,卢柯. 低碳钢表面纳米化处理及结构特征[J]. 金属学报, 2002, 38(2): 157-160.

- [3] Griffith B J. Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes [J]. *Journal of Tribology*, 1987, 109: 525-530.
- [4] Motohide Matsui, Yuji Kamiya. Evaluation of material deterioration of rails subjected to rolling contact fatigue using X-ray diffraction [J]. *Wear*, 2013, 304: 29-35.
- [5] Guo Y B, Schwach Dale W. An experimental investigation of white layer on rolling contact [J]. *International Journal of Fatigue*, 2005, 27: 1051-61.
- [6] Guo Y B, Warren A W, Hashimoto F. The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling contact [J]. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2010(2): 129-134.
- [7] Novovic D, Dewes R C, Aspinwall D K, et al. The effect of machined topography and integrity on fatigue life [J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2004, 44: 125-134.
- [8] Tian J W, Dai K, Villegas J C, et al. Tensile properties of a nickel-base alloy subjected to surface severe plastic deformation [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 493: 176-183.
- [9] 欧信兵, 张津. 强烈塑性变形表面纳米化研究现状[J]. *表面技术*, 2008, 37(3): 60-64.
- [10] Rigney D A, Glaeser W A. The Significance of near surface microstructure in the wear process [J]. *Wear*, 1978, 46: 241-250.
- [11] 孙家枢, 金属的磨损 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1992.
- [12] Xu Y H, Fang L, Cen Q H, et al. Nano structure and transformation mechanism of white layer for AISI1045 steel during impact wear [J]. *Wear*, 2005, 258: 537-544.
- [13] Rigney D A, Naylor M G S, Divakar R. Low energy dislocation structures caused by sliding and by particle impact [J]. *Materials Science and Engineering*, 1986, 81: 409-425.
- [14] Taku Sakai, Andrey Belyakov, Rustam Kaibyshev, et al. Jonas dynamic and post - dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions [J]. *Progress in Materials Science*, 2014, 60: 130-207.
- [15] Cihak-Bayr U, Mozden G, Badisch E, et al. High plastically deformed sub - surface tribozones in sliding experiments [J]. *Wear*, 2014, 309: 11-20.
- [16] Minoru Umemoto, Yoshikazu Todaka, Jin Guo, et al. Nanocrystalline structure in steels produced by various severe plastic deformation processes [J]. *Materials Science Forum*, 2006, (503-504): 11-18.
- [17] Wang H, Sun Q Y, Xiao L, et al. Low-cycle fatigue behavior and deformation substructure of Ti-2Al-2.5Zr alloy at 298 and 673K [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527: 3493-500.
- [18] Hou L F, Wei Y H, Liu B S, et al. Microstructure evolution of AZ91D induced by high energy shot peening [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18(5): 1053-7.
- [19] Warren B, Averbach B. The effect of cold-work distortion on x-ray patterns [J]. *Journal of Applied Physics*, 1950, 21: 595-599.
- [20] Taku Sakai, Andrey Belyakov, Rustam Kaibyshev, et al. Dynamic and post - dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions [J]. *Progress in Materials Science*, 2014, 60: 130-207.
- [21] Jiang H G, Rühle M, Rühle M, et al. On the applicability of the X-ray diffraction line profile analysis in extracting grain size [J]. *Journal of Materials Research*, 1999, 14 (2): 549-559.
- [22] Li G B, Chen J, Guan D L, et al. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of medium carbon steel [J]. *Tribology International*, 2010, 43: 2216-21.
- [23] Yang Y Y, Fang H S, Zheng Y K, et al. The failure models induced by white layers during impact wear [J]. *Wear*, 1995, 185: 17-22.
- [24] 王仁智, 姜传海. 圆柱螺旋弹簧的正断/切断型疲劳断裂模式与提高其疲劳断裂抗力的途径 [J]. *中国表面工程*, 2010, 23(6): 7-14.
- [25] Mylonas G I, Labeas G. Numerical modelling of shot peening process and corresponding products; Residual stress, surface roughness and cold work prediction [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2011, 205: 4480-94.
- [26] Vielma A T, Llana V, Belzunze F J. Effect of coverage and double peening treatments on the fatigue life of a quenched and tempered structural steel [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2014, 249: 75-83.
- [27] Sara Bagherifard, Mario Guagliano. Fatigue behavior of a low-alloy steel with nanostructured surface obtained by severe shot peening [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2012, 81: 56-68.
- [28] Bagherifard S, Fernandez - Pariente I, Ghelichi R, et al. Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron [J]. *International Journal of Fatigue*, 2014, 65: 64-70.
- [29] Li X G, He J W. Effect of shot blasting on oxidation behavior of TP304H steel at 610-770 °C in water vapor [J]. *Materials Letters*, 2006, 60: 339-344.
- [30] Hassani - gangaraj S M, Moridi A, Guagliano M, et al. The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro - structure of a low - alloy steel [J]. *International Journal of Fatigue*, 2014, 62: 67-76.

作者地址: 西安市咸宁西路 28 号

710049

西安交通大学金属材料强度国家重点实验室

Tel: (029) 82668 696

E-mail: Jwhe@xjtu.edu.cn