

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20190306002

关注疲劳再评表面纳米化

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: 前文《追溯历史评表面形变纳米化》指出变形的细化结构早在 20 世纪七八十年代已有研究, 21 世纪初的纳米晶仅冠以新潮名称。文中从测定方法进一步说明一种结构两个名称的原因。位错胞以错角为参数, 纳米晶只强调大小未涉及错角, 两者的尺度属同一数量级。近年用滚压加大错角, 虽实现纳米晶, 却是将 30 年前的磨损表面当作强化。比较大小和错角对性能的影响, 表面纳米化以 H-P 关系为准则, 认为细化晶粒可以提高强度。这个关系是统计工厂中日用材料所得, 属经验规律, 并无理论依据。近年试验表明形变层位错胞大小对力学性能影响不大, 错角却起关键作用。H-P 关系不能用于形变层结构, 表面纳米化的理论依据不成立。

喷丸的主要贡献是提高疲劳强度, 公认残余压应力起主导作用。表面纳米化认为结构细化, 屈服强度提高, 相应延缓疲劳裂纹萌生, 提高了疲劳强度。却没有试验证实此机理的正确性。实际上, 获得纳米化的强喷丸表面伴随有裂纹, 不存在裂纹萌生阶段。文中展示了喷丸强度和出现微裂纹几率的关系。明确强变形表面属裂纹体, 应该用断裂力学而非经典力学的连续体处理。介绍表面形变各影响因素对疲劳裂纹扩展作用的试验, 结果表明残余压应力仍是提高疲劳性能的主导因素。追求纳米化的加工硬化, 牺牲塑性换取强度, 导致裂纹扩展加速, 对疲劳有害无益。

关键词: 裂纹萌生; 裂纹扩展; H-P 关系; 喷丸

中图分类号: TG668

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2019)02-0001-15

Reevaluation on Nano-treatment of Surface Attrition for Fatigue

HE Jiawen

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

Abstract: The released paper “Comments on Nano-treatment of Surface Attrition Via Historical View” indicates the deformation induced fine structure has been studied since 1970s to 1980s. The so-called nano structure in recent years is just renamed with new fashion. This paper attributes such “two names for one structure” dilemma to their measuring methods. Dislocation cell emphasizes the misorientation angle while nano-treatment is characterized in grain size, without any restriction on angle. The dimensions held by the two names are the same. Surface rolling is applied to increase the misorientation angle and nano sized grain is realized. However, this so-called strengthened surface is damaged worn surface 30 years ago. Regarding the effects of size and angle on mechanical properties, Hall-Petch relation has taken as the theoretical base of surface attrition and grain size is the key factor. In fact, H-P relation is only an empirical rule summarized from conventional materials without theoretical support. A current study indicates that the nano grain size shows little effect on mechanical property, while the misorientation angle plays a critical rule. Since Hall-Petch relation is not valid for deformed structure with small misorientation angles, the base of nano-treatment by surface attrition collapses.

The main contribution of shot peening is to improve fatigue strength and is widely accepted that the compressive residual stress playing a dominant role. Surface attrition claims the yield strength increased by fine structure retards crack initiation, so the fatigue strength increases. However, no experiment confirms this mechanism. In fact, the nano structure, produced by high intensity surface attrition creates micro cracks, thus the fatigue crack initiation stage is skipped. The dependence of micro crack occurrence and peening intensity is exhibited. The highly deformed surface layer is characterized in cracked body and

收稿日期: 2019-03-06; 修回日期: 2019-04-10

通信作者: 何家文 (1933—), 男 (汉), 教授; 研究方向: 喷丸、残余应力、镀层

引用格式: 何家文. 关注疲劳再评表面纳米化[J]. 中国表面工程, 2019, 32(2): 1-15.

HE J W. Reevaluation on nano-treatment of surface attrition for fatigue[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(2): 1-15.

thus should be treated with fracture mechanics, instead of continuum body by classical mechanics. Some experiments separating the effects of different factors on fatigue crack growth are introduced. The results show that the compressive residual stress is the key factor improving fatigue strength. The factor of strain hardening by surface attrition achieves strength by scarifying ductility leading to crack growth rate accelerating. Therefore, the work hardening of surface attrition is detrimental to fatigue.

Keywords: crack initiation; crack growth; H-P relation; shot peening

0 引言

喷丸、滚压已有近百年历史, 21 世纪初表面纳米化提出形变纳米晶, 尺度比位错胞小, 认为是一个新发现。为彰显此创新, 将喷丸改名为 SMAT, 滚压为 SMTG。《追溯历史评表面形变纳米化》指出表面纳米化确定晶粒大小时, 用的是 X 线谱型分析^[1]。推导公式时还没有位错, 物理模型不准确, 现已很少用。纳米晶迎合纳米化潮流, 又比位错胞通俗, 兴起一番研究热。考察位错胞和纳米晶的测定方法及命名过程, 才能分辨纳米晶和位错胞异同。纳米化减小晶粒提高屈服强度的准则是 H-P 关系, 此关系仅为经验规律, 提出时位错尚处于探索阶段, 并无理论根据。近期试验显示此关系不适用于小错角的形变结构。

喷丸残余压应力抑制裂纹扩展、提高疲劳强度, 在工程上起了很大作用。表面纳米化强调细化晶粒, 提高屈服强度, 以抑制疲劳裂纹萌生。由于在《Science》上发表, 成为宣传亮点, 但却没有试验事实证明此机理。实际上, 达到纳米化的强变形必然伴随裂纹, 疲劳中无裂纹萌生过程。相反, 牺牲塑性换取强度的加工硬化有利于裂纹扩展。80% 以上零部件失效源于疲劳, 表面强化主要针对疲劳, 澄清表面纳米化对疲劳作用至关重要。

1 形变结构命名及性能

1.1 位错胞和纳米晶描述同一结构

金属学对变形的描述为^[2]: 晶体受载时晶粒内的微观区域激发滑移系, 晶内各处开动的滑移系不同, 滑移系数目也不同。晶粒内部的变形不能协调, 发生碎化形成位错胞。胞和胞间的过渡带是高密度位错墙, 位错组成的胞壁需协调两边变形, 所以壁内含“几何必须位错”, 如图 1(b) 所示。图 1(a) 是常规的晶界^[3], 只有原子尺度, 两者有明显差别。疲劳时随往复变形次数增加, 壁变薄示意如图 2^[4], 可见壁厚有较大的变动幅度。

21 世纪用电子背散射衍射 EBSD 后, 原始晶粒和变形生成位错胞间关系更清晰, 图 3 是纯铝变形前后比较, 图 4 是变形后的错角分布几率^[5], 大角是原始晶粒间角度, 小角是位错胞或亚晶间角, 两者区分界限约为 15°。

表面纳米化为了突出创新, 强调纳米晶和公

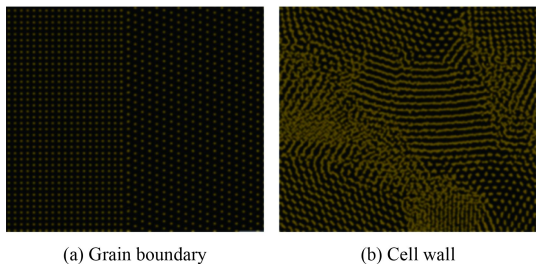


图 1 晶界和胞壁^[3]

Fig.1 Grain boundary and cell wall^[3]

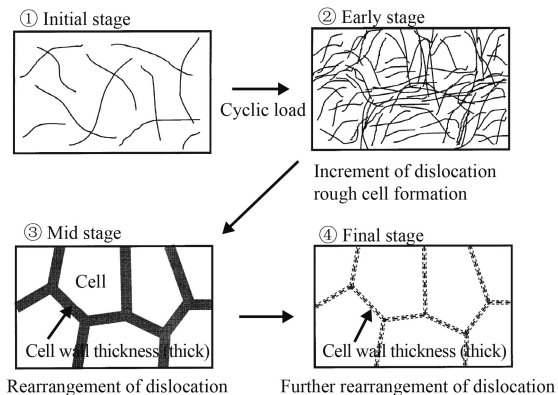


图 2 交变应力形成位错胞^[4]

Fig.2 Dislocation cells formed by cyclic loading^[4]

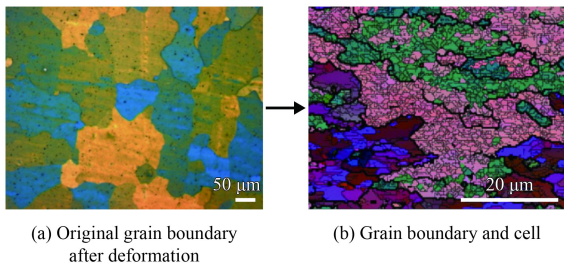


图 3 铝变形前后的原始晶界及位错胞^[5]

Fig.3 Grains and cells before and after deformation^[5]

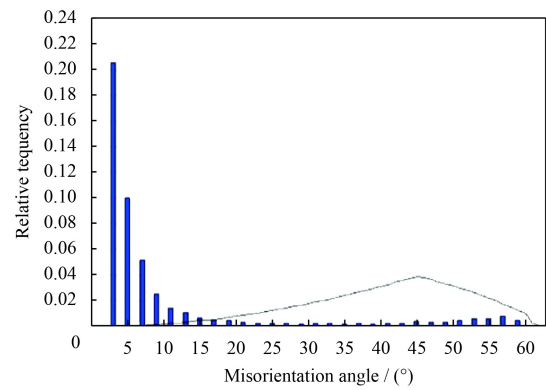


图 4 冷变形铝错角分布^[5]

Fig.4 Misorientation angle distribution of deformed Al^[5]

认的位错胞不同，用图 5 来区分位错胞/亚晶和形变纳米晶的晶粒^[6]。为此，应先区分晶粒和位错胞的区别。晶和胞的不同有两点，一是图 1 的晶界尺度，晶界只有原子尺度，而胞壁容纳众多位错，要厚得多。二是晶粒间为随机取向，可以是任意角度，位错胞间角度<15°。差别中并未包含尺度大小，故图 5 按尺度区分纳米晶和位错，与特征性不符。

为了探讨表面纳米化为何作此区分，应分析发现纳米晶时的测定方法，并和位错胞测定作比较。从两种试验方法可靠性，判断纳米晶和位错胞是否同一种结构，哪一个名称能更准确地表征此结构。

Rigney 在 1983 年测定磨损铜表面，用的方法

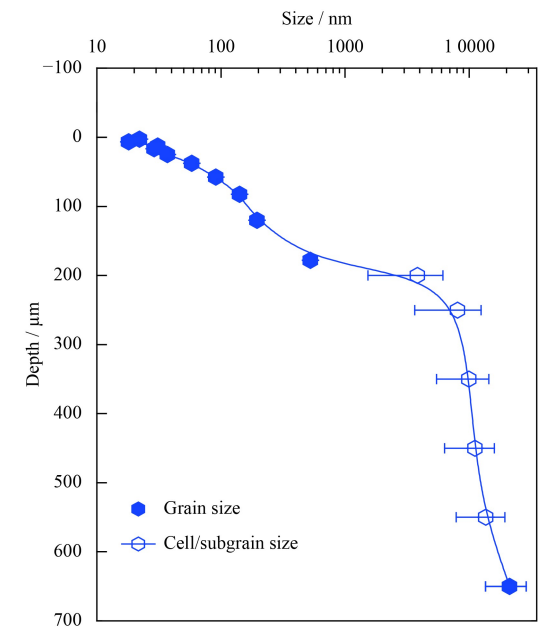


图 5 位错胞/亚晶大于晶粒^[6]

Fig.5 Cell/subgrain and grain sizes^[6]

是透射电镜菊池线，不仅测定大小，也显示了错角，即图 6 标注在胞界上的数字^[7]。从坐标尺度可以看出，有些位错胞已达到纳米量级，当时还没有纳米一说，称为细化结构。关键的是在那个年代，已经认识到错角比大小重要，对错角作量化测定，而大小只是定性地称为细化。为了突出小错角有别于常规晶粒，定名位错胞，强调的就是错角，如图 4 中用 Misorientation angle。

论文 [8] 在 1999 年测定超声喷丸铁表面，用的方法是 TEM 和 X 线谱型分析，得出的结果如图 7^[8]。和 1983 年 Rigney 的图 6 比较，虽然都用了 TEM 但只以常规方法量了尺度，未用菊池线测错角。提出 X 线谱型法时，对形变结构的畸变了解不足。谱型是由晶粒大小和畸变两项加和而得，畸变不准，连带大小也不准确，20 世纪末已经很少使用了。既然图 7 只显示尺度不包含错角，因此这个尺度可以是晶粒也可以是位错胞。表面纳米化按球磨中晶粒破碎，想象喷丸后的晶粒也和球磨一样，在图 7 中直接用 Grain 表示。论文 [8] 强调 Nanocrystallization 纳米晶化，就是把相干散射区当作纳米晶，而非公认的位错胞，迎合了 21 世纪初的纳米潮。

比较同一种结构两种测定结果。TEM 菊池线重点在错角，不仅定量而且有分布值。表面纳米

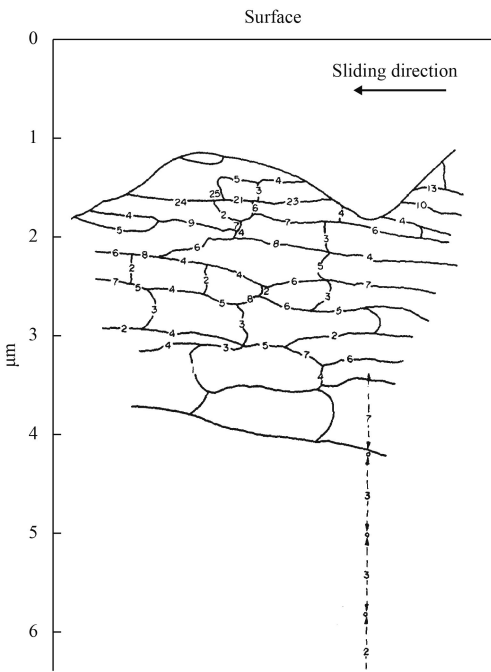


图 6 菊池线测位错胞^[7]

Fig.6 Dislocation cell by Kikuchi line^[7]

化突出大小达到纳米，没有角度信息。从大小比较，电镜和 X 线的原理不同，参与容积也不同，X 线法还有很大误差，测定值必然有差别。退一步，纳米晶和位错胞的大小即使有不同，也不可能出现图 5 的清晰分界。图 6 虽是个例，也明确否定图 5 中位错胞必须大于 1 μm 的专断。表面纳米化的 X 线谱型法不能测定角度，只有一个尺度参量。既然大小在同一量级，又不比较错角，纳米晶只能是位错胞的一个新潮名称。实际上，大小并不重要，关键还在错角，将于后面讨论。

仓促提出的新名称难以纳入原有体系，遂出现一种结构两个名称、不同大小的局面。不了解前人研究成果，缺乏形变结构的正确认识，又将自己 在图 5 中认为等同的位错胞/亚晶分开，在图 8 中定义为位错胞大于亚晶^[9]。本是一种结构，却越分越成浑水。

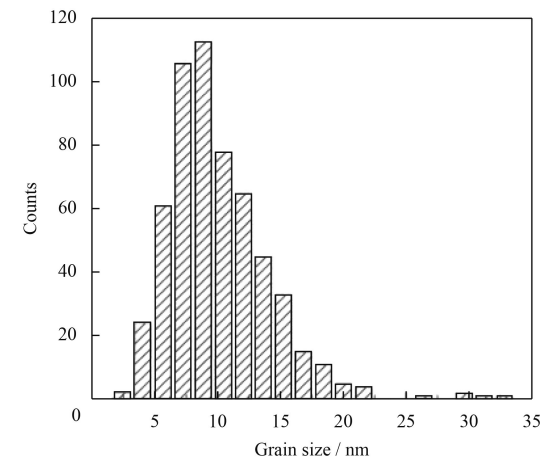


图 7 TEM 测定晶粒大小分布^[8]

Fig.7 Grain size distribution by TEM^[8]

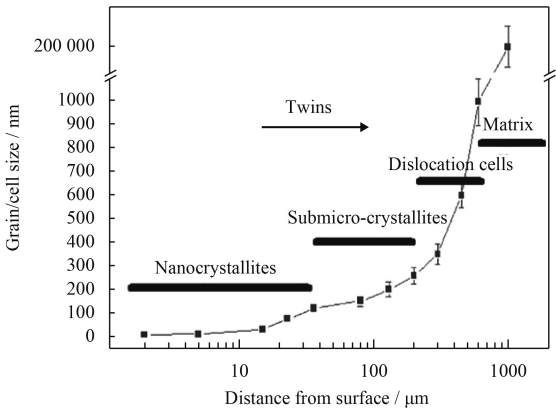


图 8 位错胞大于亚晶^[9]

Fig.8 Sizes of dislocation cell, subgrain and nano grain^[9]

近年来，可能为了应对纳米晶角度不够大的质疑，表面纳米化在加大错角上作了很多努力。经表面滚压，先用 EBSD 的图 9 显示错角的存在^[10]。但 EBSD 测定变形的纳米尺度 (<100 nm) 结构时，难以获得错角的定量值。一直到 2015 年才重复了 30 年前图 6 用的 TEM 菊池线法^[11]。滚压 Ni 的显微结构图 10 和挤压铝的图 3 相似，图 11 中 210 μm 深度处错角分布和图 4 相近，即仿效挤压的组织结构。多次重载滚压，推动位错胞转动，提高了大错角几率。图 11 显示越近表面，大错角几率越高，错角分布可以达到和常规晶粒相近，即晶和胞的两点区别中实现了一点。还有一点是晶界尺度，滚压后是否能达到图 1 左的常规晶界，还缺乏证明。

到此，也反过来证明，当年创新命名的纳米晶是小错角，属位错胞，不是纳米晶。

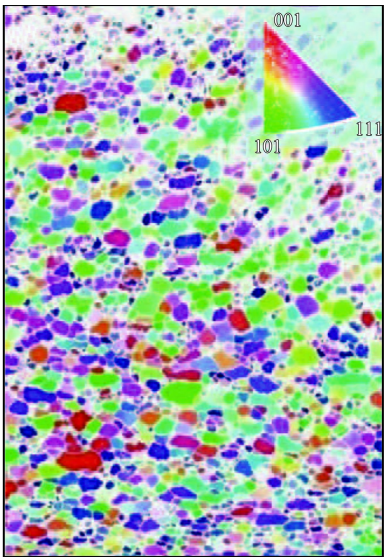


图 9 EBSD 显示错角^[10]

Fig.9 EBSD shouing misorientation^[10]

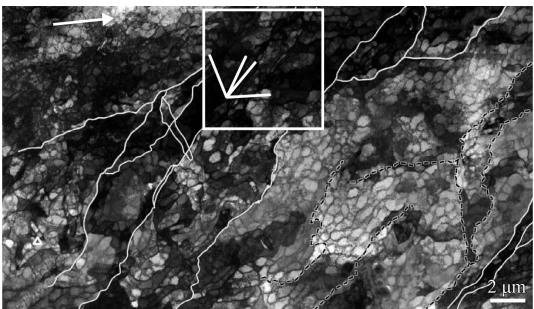


图 10 滚压 Ni 组织^[11]

Fig.10 Structure of rolled Ni^[11]

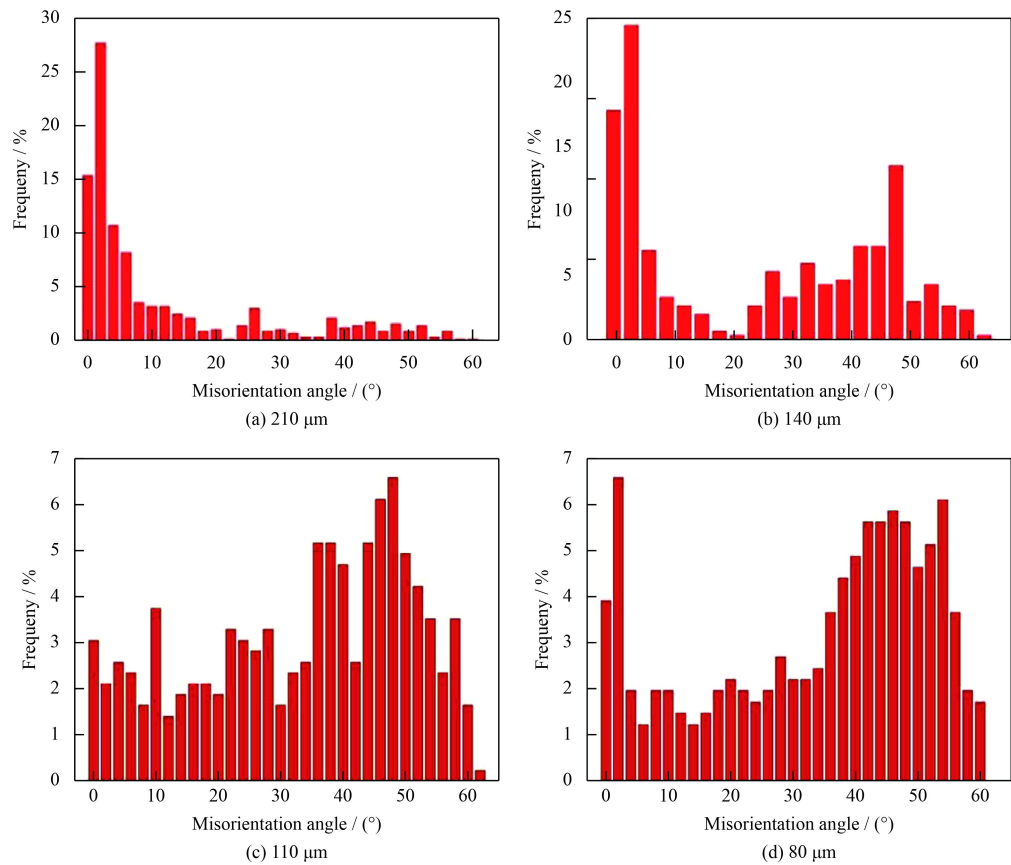


图 11 滚压 Ni 不同深度错角^[11]

Fig.11 Misorientation angles at different depths of rolled Ni^[11]

前人完全知道转动位错胞可以增大错角。1983 年文 [7] 的图 12 显示铜表面滑动摩擦 100 圈后，位错胞转动角沿深度变化。当年作为摩擦磨损研究，转角增加越大表示磨损越严重。当然不会以损伤严重的表面状态为追求目标，更不会用损伤形成的纳米晶作为新发现。摩擦学中强化的含义是阻止位错胞转动，恰和表面纳米化相反。

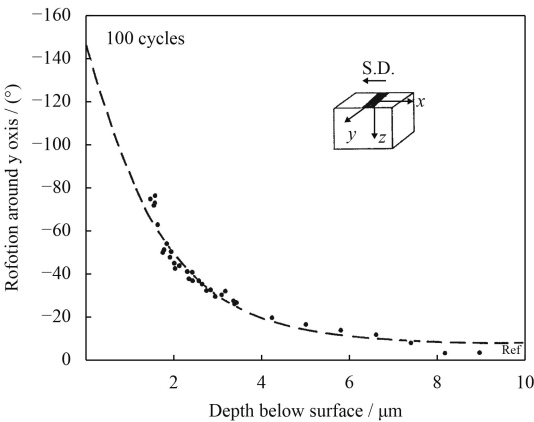


图 12 铜滑动 100 周位错胞转动^[7]

Fig.12 Rotation angle of Cu cell after 100 cycles sliding^[7]

实际上，损伤和强化本来是矛盾的两方面。设想 1983 年判定为滚压损伤报废的钢轨，到 2015 年拿出来说，表面是纳米晶，表层是梯度结构，有极大的应用前景。

1.2 形变结构的力学性能

提高错角，调整结构，其目的当然是提高性能。由于无法单独试验表面形变层的力学性能，借助等径弯曲挤压 (ECAP)，获得和形变表层类同的整体材料。图 13 是等径弯曲挤压示意，冷状态

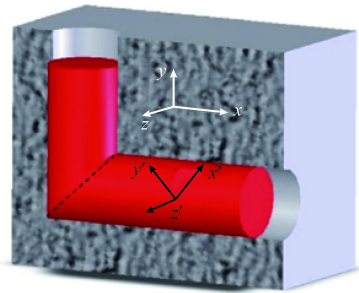


图 13 等径弯曲挤压示意图

Fig.13 Schematic of ECAP

下多次挤压获得的结构和喷丸、滚压的表层类似。文 [12] 研究了等径挤压铝的性能, 图 14 是不

同挤压次数铝的错角分布。挤压次数增加, 应变量加大, 大错角晶界增多, 和图 11 由内向表的变

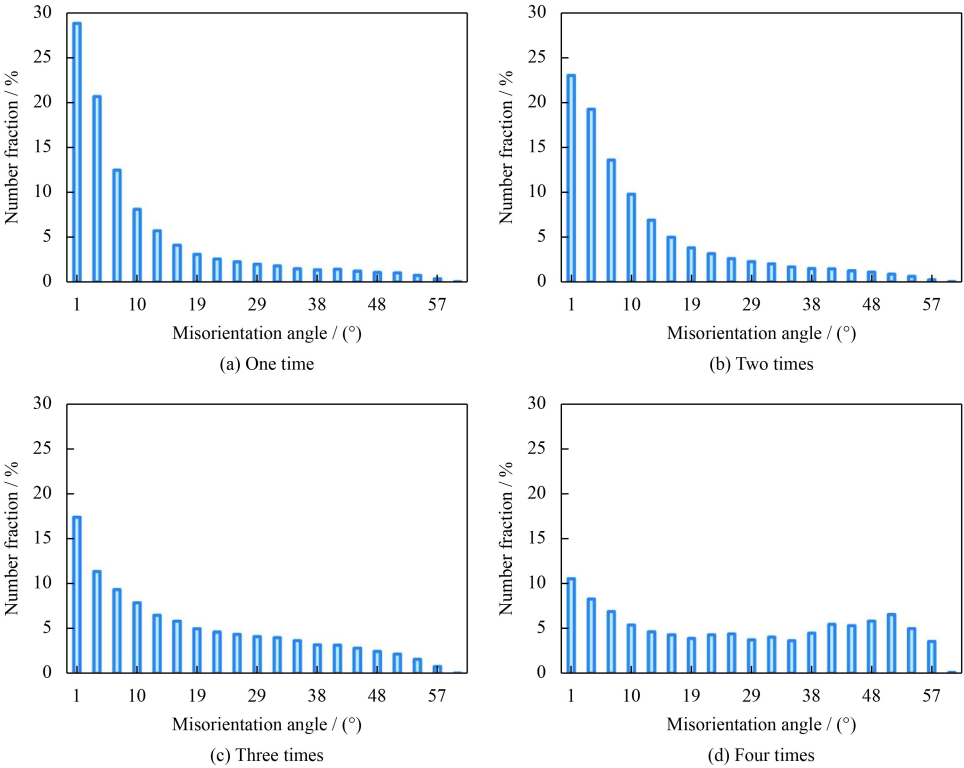


图 14 不同挤压次数铝错角分布^[12]
Fig.14 Cell angle distribution vs pressing time of Al^[12]

化规律相同。随挤压次数增加, 强度、塑性同时提高, 如图 15, 也和滚压 Ni 图 16 大角晶界增加, 塑性提高相符。但 ECAP 铝随强度、塑性提高, 疲劳寿命反下降, 如表 1 所示。

前面提到大小错角的区分界限约为 15°, 从物质连续性看, <15°时相邻晶粒可以靠位错的连续过渡来维系。也就是说两个不同空间取向的邻近

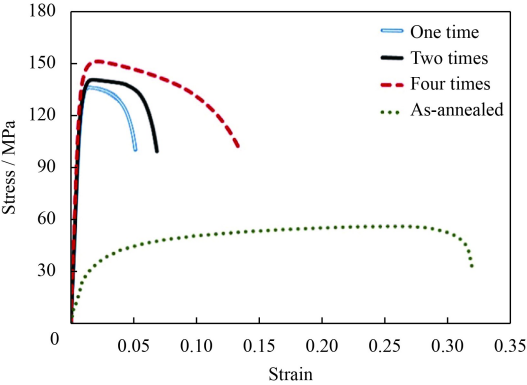


图 15 不同挤压次数铝应力应变^[12]
Fig.15 Stress-strain curve vs pressing time of Al^[12]

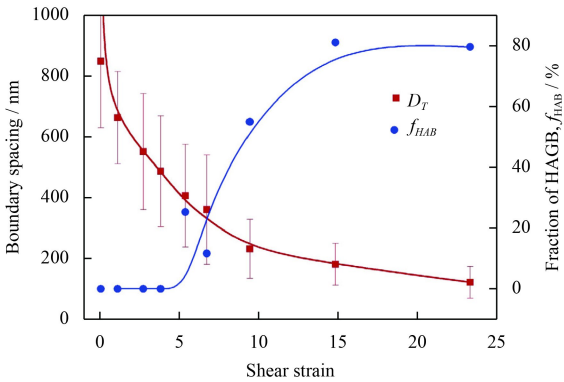


图 16 滚压 Ni 错角和应变关系^[11]
Fig.16 Strain vs misorientation angle frequency of rolled Ni^[11]

表 1 不同挤压次数铝疲劳寿命^[12]

Table 1 Fatigue cycle vs pressing time of Al^[12]

Counts of ECAP	Fatigue cycle	Yield strength / MPa
0	373 000	32.7
1	324 747	130.4
2	238 981	137.0
4	210 817	137.4

晶粒，在过渡带上排布“几何必须位错”可以保持连续性。取向差超过 15° 再增大，就不能靠位错过渡维系。冷状态无法通过扩散补充物质，达到一定程度后就发生开裂、剥落。强滚压表面或磨损表面出现的磨屑，就是位错胞转动过大后的剥落，是连续性破坏的直观证明。

错角转动过大，连续性破坏，疲劳性能下降，静载指标却上升，是由于疲劳断裂和一次加载断不同。一次加载在断裂前经过塑性阶段，金属的加工硬化特性使其在薄弱处强化，损伤转移到其他部位进行。即使存在微裂纹，由于强化和损伤转移，强度、塑性仍可继续升高。疲劳载荷在弹性范围内，没有一次加载断的塑性阶段，也就没有加工强化。一旦出现裂纹，裂尖出现应力集中，驱动裂纹继续扩展，因而对裂纹、夹杂十分敏感。

文 [11] 中滚压 Ni 显示和 ECAP 铝相似的结构和静载性能，由于是表层，无法单独测定疲劳，以 ECAP 铝的疲劳性能作代表。根据表 1 不同疲劳寿命的挤压次数，对应图 14 的错角分布，再和图 11 比较，可推断从 $210\text{ }\mu\text{m}$ 到 $80\text{ }\mu\text{m}$ 处疲劳寿命急剧下降。喷丸最重要的目的是提高疲劳性能，调整结构反致疲劳性能下降，调整何为？

1.3 H-P 关系的适用性

H-P 关系反映位错运动和晶界关系。分析位错穿过不同大小晶粒和错角时的应力、应变，可了解此关系适用于何种状态。图 17 是疲劳裂纹尖端在第一个晶粒引发位错，向第二个晶粒传播时，晶界附近的应变分布^[13]。两个晶粒间为小角晶界时，应变分布连续，相应位错分布也连续，说明位错易于穿过小角晶界。

如果是大角晶界，文 [14] 钛中位错在晶界受阻的应力分布如图 18。位错塞积在晶界，应力升高，达到的微观应力甚至可以超过宏观屈服强度。由于位错不能越过图 19 的中间晶界面，只能靠激发邻近晶粒的另一个滑移系，才能使变形继续传播。

文 [15] 研究了铝中位错穿过纳米晶界的临界应力 σ 和晶粒大小、位向错角的关系。位错虽可穿过小角晶界，但随错角增大，阻力增加如图 20，却和大小关系不大，图 21，再次证实错角比大小重要。位错穿过小错角晶界，阻力随错角增大。不能穿过大角晶界，阻力突变式升高，这个现象

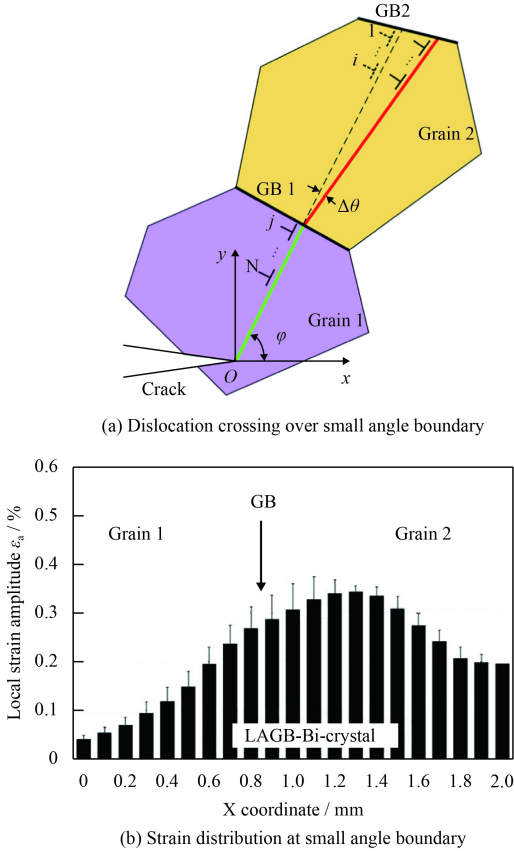


图 17 小角晶界应变分布^[13]
Fig.17 Strain distribution of small angle grains^[13]

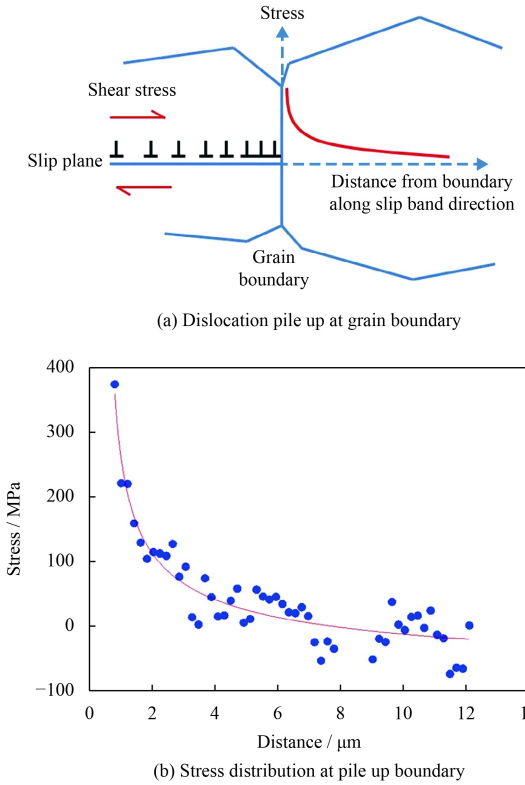
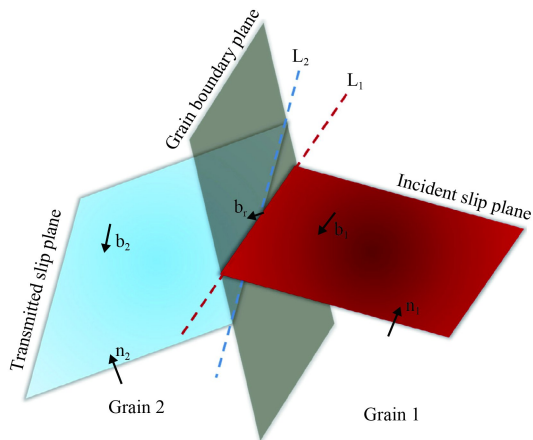
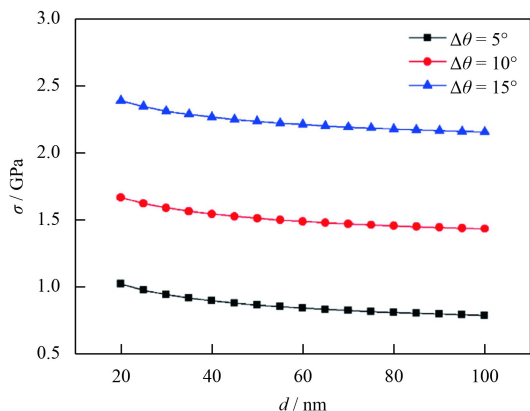
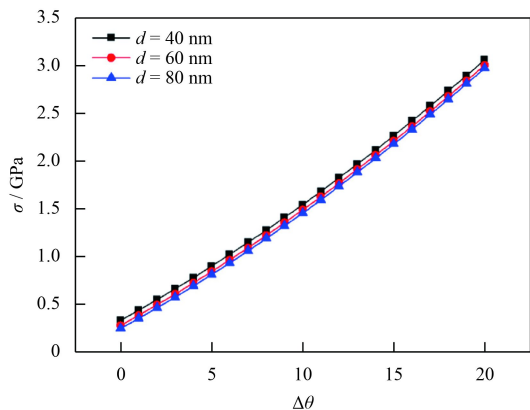


图 18 大角晶界应力分布^[14]
Fig.18 Stress in a normal grain boundary^[14]

图 19 激发另一个滑移系^[14]Fig.19 Initiate another slip system^[14]图 20 铝纳米晶错角对位错穿过晶界临界应力^[15]Fig.20 Boundary angle on critical stress of dislocation passing Al nano grain boundary^[15]图 21 铝纳米晶尺度对位错穿过晶界临界应力^[15]Fig.21 Grain size on critical stress of dislocation passing Al nano grain boundary^[15]

显示出常规晶界对屈服强度的作用。

H-P 关系是金属的屈服强度和晶粒直径的平方根成反比，晶粒越细，强度越高。纳米化可以

将细化推到极致，表面变形又是成本较低的方法。表面纳米化论著中，强调细化到纳米的理由时，必定以 H-P 关系作理论依据。

考察此关系的来源，是 1951—1953 年工厂实用材料中归纳出的规律。由于位错尚处于起步、探索阶段，只能泛论及位错在晶界受阻，并无理论模型。当时的统计数据来自常规的大角晶界，不可能纳入变形结构等特殊情况。当晶粒减小至纳米时，质疑晶界占比例大，是否还适用，仍然是对大角晶粒而言。也即 H-P 关系从未脱离铸锻材料、常规晶粒这个范围。有了图 21 的研究结果，才明确显示，H-P 关系不适用于小错角晶粒。

位错运动解释此现象为：因为位错不能穿过大角晶界，晶粒越小，晶界越多，位错运动受阻越严重，屈服强度相应越高；如果是小角晶界，位错可以穿过，晶粒大小对强度没有影响，H-P 关系自然不适用。对小错角而言，强变形也提高硬度、强度，但不是因为晶界增多，而是由于加工硬化的位错密度增加。

既然形变结构的大小不影响强度，表面纳米化的理论依据就不存在。

2 表面形变的微裂纹损伤

上文讨论到表面纳米化为实现纳米晶增大错角，引入裂纹破坏了连续性。如果不是增大错角的强喷，而是工厂常用的喷丸强度，远低于滚压，是否有裂纹？也即需要探讨出现裂纹的喷丸强度阈值是多少。如果没有裂纹，疲劳时才有萌生阶段。已经存在裂纹，就没有抑制萌生问题。两者在疲劳设计上有完全不同的思路。

先介绍强化层损伤的试验结果，再讨论对疲劳性能影响。

2.1 喷丸表面微裂纹

丸粒在金属表面打击的过程如图 22 示意^[16]，丸粒将金属材料打出飞边，飞边在反复敲击下折叠。由于金属表面存在氧化、吸附等杂质，折叠材料不可能愈合，必然形成微裂纹。实际剖面如图 23^[17]。

塑性好的材料出现折叠，高硬度的脆性材料则为微裂纹。图 24 是 45 碳钢 Q(淬火)，T473 (200 °C 回火) 和 T673 (400 °C 回火) 喷丸的表面和剖面。淬火 Q 和 200 °C 回火两者硬度大于 600 HV，

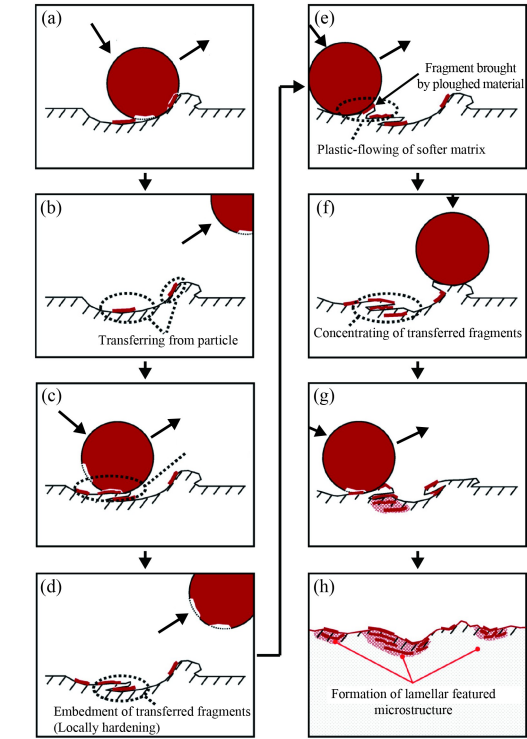


图 22 喷丸折叠示意^[16]

Fig.22 Schematic of folding by shot peening^[16]

用 34 μm 微粒只需在 0.5 MPa 喷 10 秒即可见明显微裂纹^[18]。

出现微裂纹的多少显然和喷丸强度有关，45 钢喷丸微裂纹出现几率和喷丸强度的关系如图 25^[19]。参照工程中最常用弹簧的喷丸强度为 0.40~0.50 mmA，在工程上 0.15 mmA 属低强度，远低于纳米化要求的强喷。即使如此，微裂纹的平均值也达到 33.67 μm 。

退一步，即使喷丸不出现微裂纹，丸坑总不可避免。疲劳载荷下，裂纹在坑边引发。图 26 是 12Cr 喷丸表面深 74 μm 的坑经疲劳后，显示坑边引发裂纹，用剥层法显示此裂纹沿深度分布情况^[20]。

疲劳理论描述裂纹萌生过程为：先发生挤入挤出如图 27，形成驻留滑移带，再萌生出裂纹。提高强度的目的就是增加挤入挤出阻力，延缓萌生。如果表面已存在微裂纹，疲劳裂纹无需萌生阶段，可以直接在微裂纹上延续、扩展。由于低强度喷丸也难免裂纹，因而表面纳米化认为的延迟裂纹萌生，拿不出实验事实。

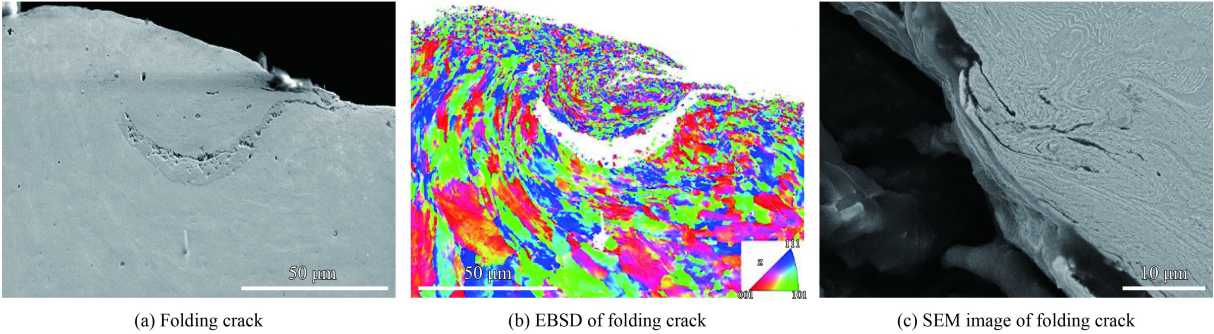


图 23 喷丸折叠微裂纹剖面^[17]
Fig.23 Micro cracks by shot peening^[17]

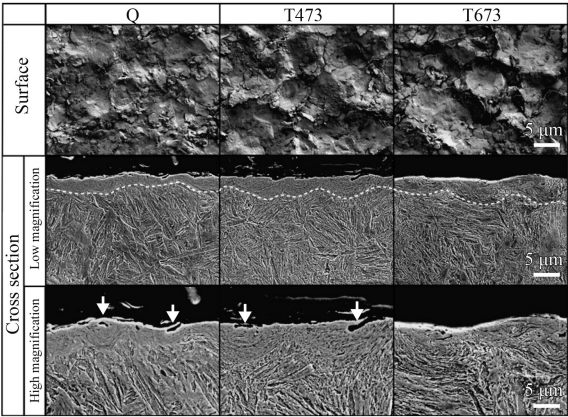


图 24 硬材料喷丸微裂纹^[18]

Fig.24 Micro cracks of hardened steel by shot peening^[18]

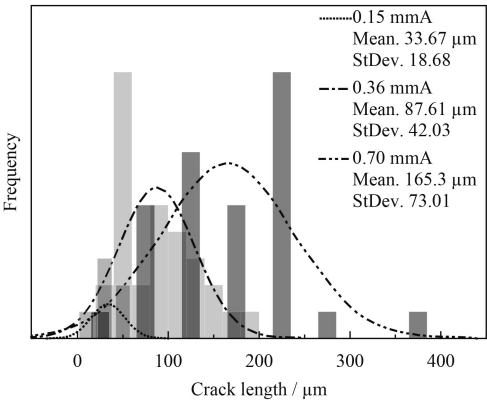


图 25 45 钢喷丸强度和微裂纹分布几率^[19]
Fig.25 Peening intensity vs frequency of micro cracks on 45 steel^[19]

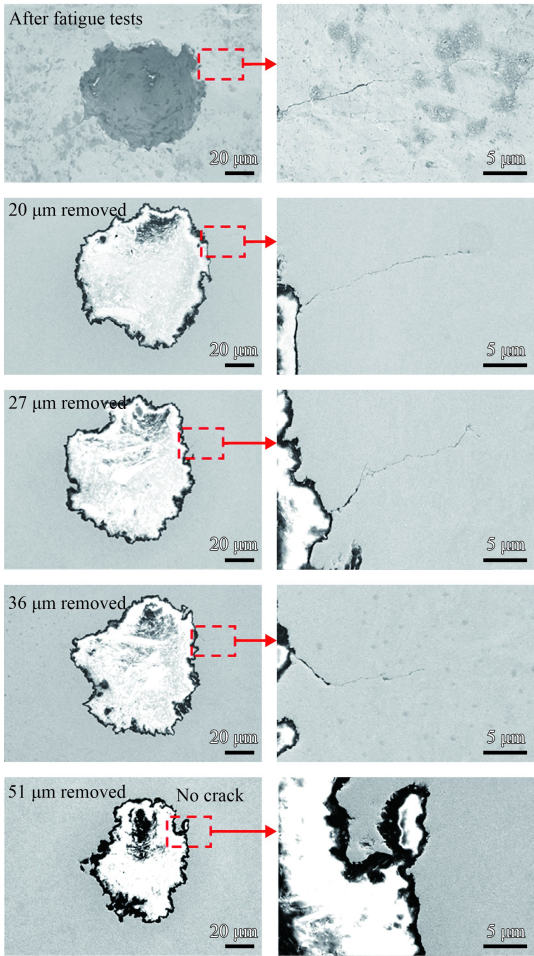


图 26 疲劳裂纹从坑边引发^[20]
Fig.26 Fatigue crack growth from a pit^[20]

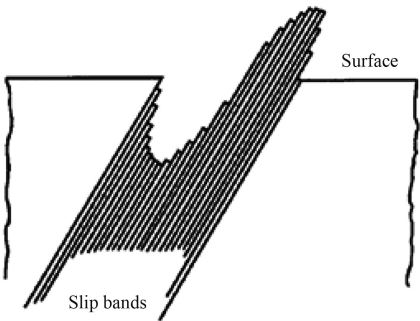


图 27 挤入挤出
Fig.27 Intrusion and extrusion

2.2 滚压表面裂纹

表面纳米化在 2008 年的文 [21] 中用 Novel 这个词强调滚压 (SMGT) 是他们的创新。实际上, 国内 1990 即有论文“低碳钢滚压过程中的强化和损伤”^[22]。作为实用工艺, 二战期间已广泛应用, 十堰汽车厂 1997 年滚压曲轴已投入生产。SMGT 直译是表面机械磨削处理, 即把滚压说成磨削。

继纳米晶后, 再次表现出不究既往, 勇于更名的创新。国际喷丸学会为了和轧制区分, 用的是深滚 (Deep rolling)。

滚压和轴承、钢轨工况相似, 属接触疲劳损伤, 裂纹形式如图 28^[23]。接触应力低时裂纹在表面, 接触应力增加, 裂纹转移向表下, 如图 29。零件工作时的裂纹是在弹性载荷长期运转出现的, 弹性载荷在卸载后没有残余变形。表面进行滚压强化时, 压头周边有塑性变形隆起, 像硬度测试一样, 压强要大得多。理论上, 只有发生塑性变形才可能形成残余应力。要求变形层或残余压应力越深, 滚压力也就越大。

疲劳寿命消耗过程也是损伤积累过程或裂纹扩展过程, 寿命越短即损伤越严重。图 30 是锰钢接触疲劳应变幅和寿命曲线^[24], 塑性载荷和弹性载荷的交点约数万次, 即高塑性变形滚压几周就达到疲劳寿命。滚压强化和喷丸相同也有覆盖率

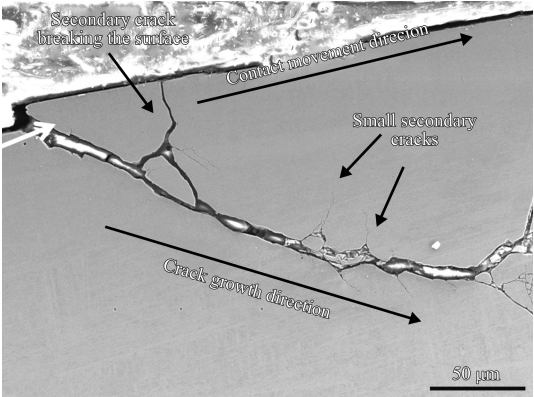


图 28 接触疲劳裂纹^[23]
Fig.28 Contact fatigue cracks^[23]

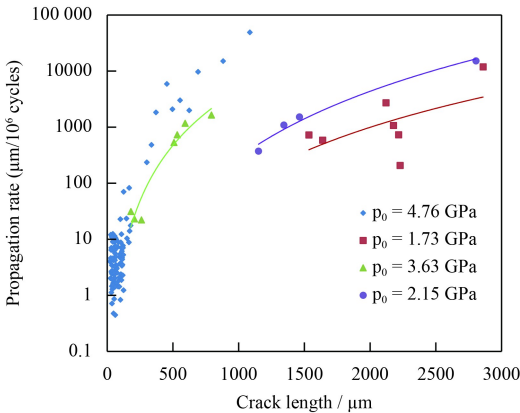


图 29 不同载荷接触疲劳裂纹部位和扩展速率^[23]
Fig.29 Crack sites and growth rates with differert contact loads^[23]

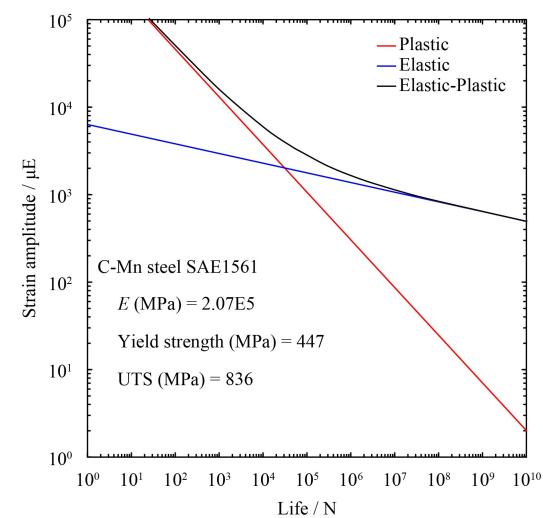


图 30 接触疲劳弹性和弹塑性范围^[24]

Fig.30 Elastic and elastic-plastic regimes in contact fatigue^[24]

问题，例如滚压 10 周，按消耗寿命，可以估算积累损伤在破坏的总损伤中所占比例。此外接触疲劳裂纹对夹杂物十分敏感。有人设计不同夹杂物分布，计算对接触疲劳寿命影响，如图 31^[25]。增加一个夹杂物疲劳寿命相差近一个量级，大大加速裂纹扩展。

滚压的应用受零件形状限制，远不如喷丸普及，尚未见像喷丸图 23 那样作剖面裂纹直接观察。但其应变量和硬化层深度远大于喷丸，再加不可避免的夹杂物和微观缺陷，难以排除微裂纹存在。

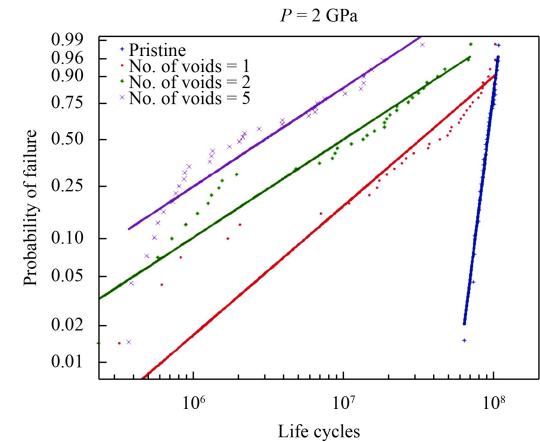


图 31 夹杂物个数的不同失效几率^[25]

Fig.31 Probability of failure vs number of inclusion^[25]

3 表面纳米化对疲劳作用

表面纳米化提高疲劳强度在《Science》的解释是^[26]：纳米尺度结构提高变形抗力，可以抑制

表面裂纹的萌生，心部保持粗大晶粒，延缓裂纹扩展，二者结合显著提高疲劳性能。但此论点虽反复宣传，却没有实验证实。

力学上，有、无裂纹属原则性问题。无裂纹属连续体，提高屈服强度，可增加裂纹萌生阻力。如果是裂纹体，提高塑性才能抑制裂纹扩展。这是因为裂纹尖端有应力集中，提高塑性可以降低应力集中，减缓扩展。加工硬化是以塑性换强度，强度提高、塑性降低使裂纹扩展门槛值急剧下降，如图 32^[27]。

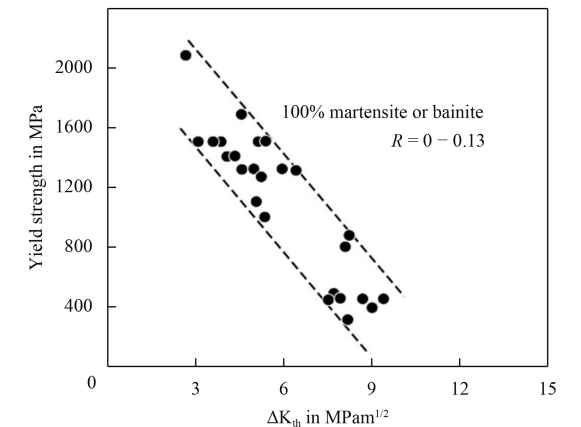


图 32 屈服强度和疲劳裂纹门槛值^[27]

Fig.32 Yield strength vs fatigue crack threshold^[27]

3.1 应变硬化降低疲劳寿命

文 [28] 研究了喷丸试样疲劳裂纹的萌生和扩展。12Cr 马氏体不锈钢 HRC48-52，选择两种喷丸强度：13 A 的 T0 和 04 A 的 T1，相应的残余应力分布如图 33^[29]。T0 相当于图 26 的 0.13 mmA，属低强度喷丸，而 T1 更低。当疲劳载荷的应变量为 0.69% 时，裂纹扩展如图 34。T0 在疲劳前已存在裂纹，由于残余压应力大，早期扩展慢；磨削表面原无裂纹，一旦出现，由于无压应力抑制作用，即快速扩展；T1 喷丸强度很低，介于 T0 和磨削态之间。探测到裂纹前的疲劳周次，也可以认为是萌生阶段。换句话说，喷丸表面也可能像 T1 那样有裂纹萌生阶段，提高屈服强度确实可延缓裂纹萌生。关键在于不产生裂纹的喷丸强度阈值很低。

喷丸强度可以用 Almen 强度或应变值表征。图 35 是 T0 和 T1 自表面向内的应变分布。表面应变值 < 0.15% 的 T1 可以认为喷丸强度低于阈值，没有微裂纹，疲劳时需要萌生阶段。文 [11] 滚压

Ni 的应变分布如图 36，指明其表面值高达 58%。滚压应变值比 T0 高几个数量级，是否有微裂纹，当自明。

工程上较少测应变，喷丸强度往往借用残余应力分布来判断。图 33 中硬度在 HRC50 左右的 T1 喷丸后，残余压应力值在约 0.15 mm 处降为

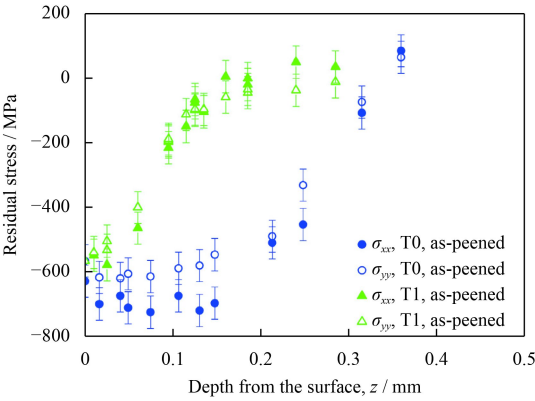


图 33 T0, T1 喷丸强度残余应力^[29]

Fig.33 Residual stresses of T0 and T1 peening^[29]

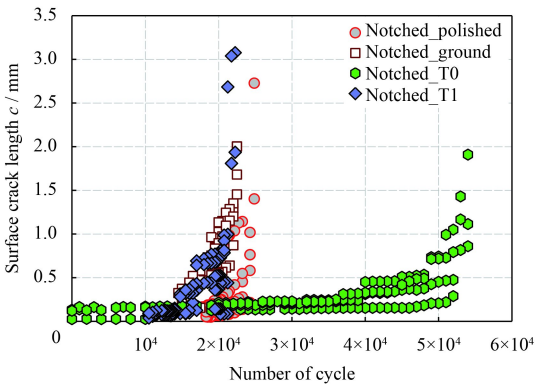


图 34 不同表面处理疲劳裂纹扩展^[29]

Fig.34 Fatigue crack growth rates of various surface states^[29]

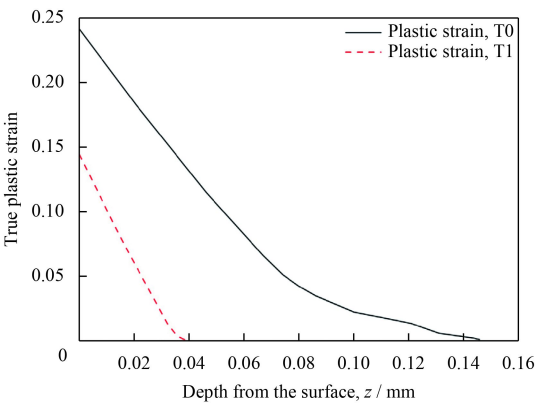


图 35 T0 和 T1 应变分布^[28]

Fig.35 Strain distributions of T0 and T1^[28]

0，此分布对应一定的喷丸强度。低于这个喷丸强度，可假设为没有微裂纹。

按逻辑分析，无试验验证前，可以做表面纳米化延缓裂纹萌生的假设。有了文 [28] 的试验结果，一种可能的选择是，滚压获得大错角纳米晶的同时，或者使表面应变值保持在 T1 喷丸的 0.15% 以下，或者使 0.15 mm 处残余应力降为 0。另一种选择是用实验数据证明文 [28] 的结果有误，滚压表面裂纹有不同的阈值，疲劳时仍需裂纹萌生。如果这两方面都无法实现，就应该承认，纳米化抑制疲劳裂纹萌生的假设不成立。

图 37 是用弹塑性计算 T0 喷丸前后以及应变硬化和残余压应力对裂纹扩展的驱动作用^[28]。结果显示喷丸比未喷的裂纹驱动力下降，喷丸中的应变硬化因素提高裂纹驱动力；残余压应力降低驱动力。应变硬化提高裂纹驱动力，符合公认的图 32 规律，也说明表面纳米化的提高硬度对疲劳有害。

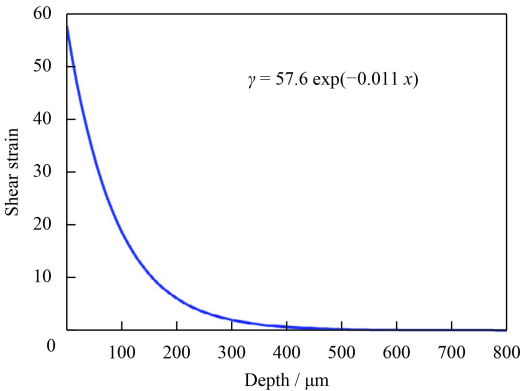


图 36 滚压 Ni 应变分布^[11]

Fig.36 Strain distribution of rolled Ni^[11]

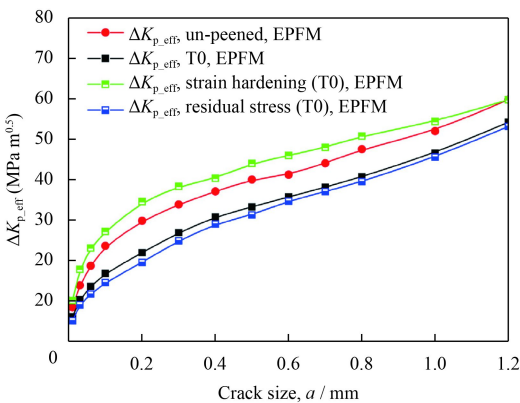


图 37 弹塑性计算各因素裂纹驱动力^[28]

Fig.37 Crack driving forces of different factors^[28]

另一个分离喷丸中不同因素作用的实验，用聚焦离子束 FIB 在中碳钢表面制造 0.05 mm 人为裂纹^[30]。旋转弯曲疲劳结果表明，喷丸和未喷得到的疲劳限相同，如图 38。中碳钢无诱发马氏体，喷丸的主要影响因素为：表面粗糙度，组织强化，残余应力。预制裂纹即和粗糙度无关。既然裂纹已经存在，也没有延缓裂纹萌生的作用。再次证明残余应力起主导作用的结论是正确的。

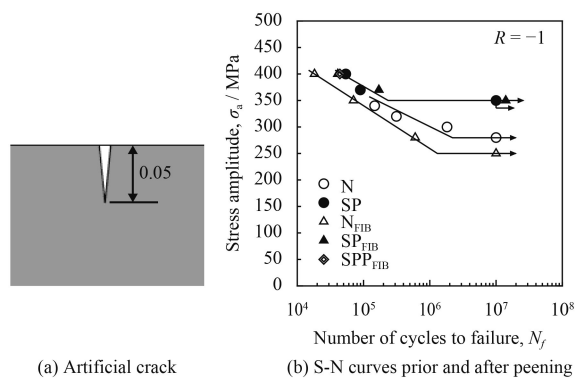


图 38 有无人为裂纹喷丸前后 S-N 曲线^[30]

Fig.38 S-N curves with and without artificial crack prior and after peening^[30]

3.2 表面纳米化疲劳实验存在问题

现有表面纳米化的疲劳实验，将表面强化对疲劳的作用都归于纳米化，却没有单一纳米化因素的试验结果。残余应力对疲劳作用的研究远早于纳米化，且已公认对疲劳起主导作用。只有排除残余应力因素，才能确定表面纳米化作用。文 [31] 选择 316 不锈钢作试验，结果如图 39。此类不锈钢既有形变诱发马氏体又属热强钢，抗残余应力松弛能力很强。无论疲劳载荷还是加热，残余应力松弛都比一般钢慢，经一定温度加热或较高载荷的疲劳中都能发挥作用。未分离残余应力因素，图 39 将疲劳性能提高推为纳米结构贡献，难有说服力，更不能证明延缓裂纹萌生的机理。

此外，316 某一种处理状态的高周和低周疲劳强度都提高，且成平行线延伸到千次以下，图 39。材料强度的一般规律是低周疲劳以塑性为主，高周疲劳则要求强度。同一种材料处理成不同强度和塑性时，疲劳曲线在低周会有交叉，故图 39 可靠性存疑。文 [28] 的材料 12Cr 和图 39 的 316 相近，疲劳结果如图 40。喷丸强度越高，斜率越大，近万次即有交叉。该文认为残余应力

分布及松弛对裂纹扩展的影响，才是疲劳性能的控制因素。

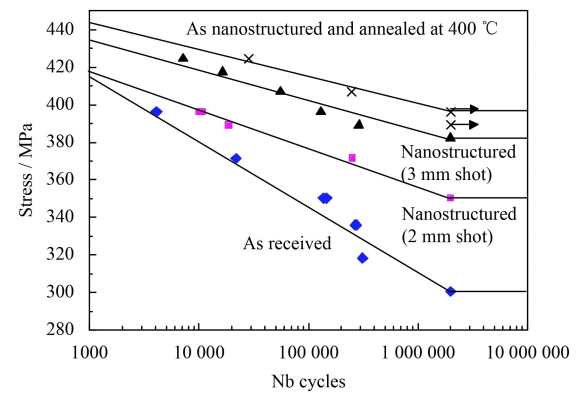


图 39 316 不锈钢不同处理的 S-N 曲线^[31]

Fig.39 S-N curve of 316 stain less steel with different treatments^[31]

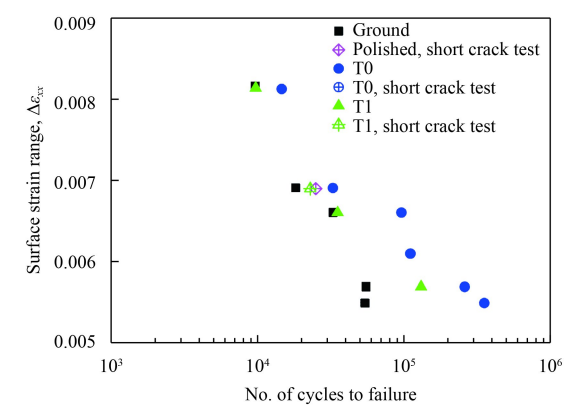


图 40 12Cr 不同处理疲劳寿命^[28]

Fig.40 Fatigue cycles of 12Cr with various treatments^[28]

4 结 语

创新命名的纳米晶不限错角，和位错胞同尺度，只是位错胞的新潮名称。滚压后增大错角的纳米晶虽和位错胞不同，却成为磨损中损伤严重的结构。

表面纳米化的准则 H-P 关系属经验规律，无理论基础。表面形变层的位错胞属小角晶界，不服从 H-P 关系，表面纳米化的理论依据不成立。

达到纳米化的强变形伴随微裂纹损伤，疲劳时不存在裂纹萌生阶段，表面纳米化追求强度牺牲了塑性，反而加速裂纹扩展。

表面纳米化在静载性能上可能找到某些长处，但喷丸的主要贡献在疲劳。疲劳占零部件失效 80% 以上，若有害无益，应予关注、警示，勿再贻误他人。

参考文献

- [1] 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.
- HE J W. Comments on nanotreatment of surface attrition via historical review[J]. *China Surface Engineering*, 2014, 27(5): 1-13.
- [2] 余永宁. 金属学原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2013: 789-816.
- YU Y N. Principles of Metallography[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2013: 789-816.
- [3] RIGNEY D A, KARTHIKEYAN S. The evolution of tribo-material during sliding: A brief introduction[J]. *Tribology Letters*, 2010, 39(1): 3-7.
- [4] YAGUCHI H, MITANI H, NAGANO K. Fatigue-damage evaluation in aluminum heat-transfer tubes by measuring dislocation cell-wall thickness[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 315: 189-194.
- [5] ABDULSTAAR M A, EL-DANAF E A, WALUYO N S. Severe plastic deformation of commercial purity aluminum by rotary swaging: Microstructure evolution and mechanical properties[J]. *Materials Science & Engineering*, 2013, 565: 351-358.
- [6] FANG T H, TAO N R, LU K. Tension-induced softening and hardening in gradient nanograined surface layer in copper[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 77: 17-20.
- [7] HEILMANN P, CLARK W A T, RIGNEY D A. Orientation determination of surface cells generated by sliding[J]. *Acta Metallurgica*, 1983, 31(8): 1293-1305.
- [8] TAO N R, SUI M L, LU J. Surface nano crystallization of iron induced by ultrasonic shot peening[J]. *NanoStructured Materials*, 1999, 11(4): 433-440.
- [9] WANG Y M, WANG K, PAN D. Microsample tensile testing of nanocrystalline copper[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48: 1581-1586.
- [10] FANG T H, LI W L, TAO N R. Revealing extraordinary intrinsic tensile plasticity in gradient nano-grained copper[J]. *Science*, 2011, 331: 1587-1589.
- [11] LIU X C, ZHANG H W, LU K. Formation of nano-laminated structure in nickel by means of surface mechanical grinding treatment[J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 24-36.
- [12] NAEIMI M, EIVANI A R, JAFARIAN H R. Correlation between microstructure, tensile properties and fatigue life of AA1050 aluminum alloy processed by pure shear extrusion[J]. *Materials Science & Engineering*, 2017, 679: 292-298.
- [13] NELLESSEN J, SANDLÖBES S, RAABE D. Low cycle fatigue in aluminum single and bi-crystals: On the influence of crystal orientation[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 668: 166-179.
- [14] GUO Y, BRITTON T B, WILKINSON A J. Slip band-grain boundary interactions in commercial-purity titanium[J]. *Acta Materialia*, 2014, 76: 1-12.
- [15] ZHOU P, ZHOU J, YE Z. Effect of grain size and misorientation angle on fatigue crack growth of nanocrystalline materials[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 663: 1-7.
- [16] KAMEYAMA Y, KOMOTORI J. Effect of micro ploughing during fine particle peening process on the microstructure of metallic materials[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209: 6146-6155.
- [17] MORITA T, NODA S, KAGAYA C. Influence of surface integrity on the fatigue behaviour of a hot-forged and shot-peened C70 steel component[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2017, 686: 121-133.
- [18] KIM J C, CHEONG S K, NOGUCHI H. Influence of hardness of substrates on properties of surface layer formed by fine particle bombarding[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 574: 197-204.
- [19] KIM J C, CHEONG S K, NOGUCHI H. Evolution of residual stress redistribution associated with localized surface microcracking in shot-peened medium-carbon steel during fatigue test[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 55: 147-157.
- [20] GUO L, ZHOU S, CROCKER L. Initiation sites for cracks developed from pits in a shot-peened 12Cr martensitic stainless steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 98: 195-202.
- [21] LI W L, TAO N R, LU K. Fabrication of a gradient nano-micro-structured surface layer on bulk copper by means of a surface mechanical grinding treatment[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59: 546-549.
- [22] 刘炫洲, 胡奈赛, 胡惠娜. 低碳钢滚压过程中的强化和损伤[J]. *热加工工艺*, 1990(1): 6-19.
- LIU X Z, HU N S, HU H N. Strengthening and detriment during surface rolling for low carbon steel[J]. *Hot Working Technology*, 1990(1): 6-19.
- [23] RYCERZ P, OLVER A, KADIRIC A. Propagation of surface initiated rolling contact fatigue cracks in bearing steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 97: 29-38.
- [24] GHAFARIC M A, ZHANG Y, XIAO A S. Multiscale modeling and simulation of rolling contact fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 108: 9-17.
- [25] WALVEKAR A A, SADEGHI F. Rolling contact fatigue of case carburized steels[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 95: 264-281.
- [26] LU K. Making strong nanomaterials ductile with gradients[J]. *Science*, 2014, 345: 1455.

-

(本刊编辑部 供稿)