

应用技术

金属超细晶表面机械处理技术研究进展

张子鹏, 宋旭, 李小强, 韩凯, 郭贵强, 李勇, 李东升

(北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

摘要: 金属的组织 and 结构直接影响了其使用性能, 为满足复杂服役环境对材料力学性能和表面性能的特殊需求, 近年来金属表面机械处理技术快速发展, 并得到了广泛利用。主要综述了表面机械压入式梯度变形、表面碾磨式梯度变形、表面滚压式梯度变形和表面组合式梯度变形工艺等典型金属表面机械处理技术。总结了各种具体工艺方法, 及其得到的金属微观结构特点和性能变化, 最后展望了金属表面机械处理技术的发展趋势, 未来该技术的发展应面向大规模、产业化的生产应用, 进一步研究多因素共同作用下的金属晶粒细化机制, 实现大尺寸、内部微观结构可控的纳米材料的高效制备。

关键词: 表面纳米化; 梯度结构; 强塑性变形; 材料性能

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2021.04.024

中图分类号: TG306; TG146 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2021)04-0159-13

Research Progress of Metal Surface Mechanical Treatment Technology

ZHANG Zi-peng, SONG Xu, LI Xiao-qiang, HAN Kai, GUO Gui-qiang, LI Yong, LI Dong-sheng

(School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

ABSTRACT: This paper introduces the metal surface mechanical treatment technology, including surface mechanical press-in gradient deformation, surface grinding gradient deformation, surface rolling gradient deformation and surface combined gradient deformation processes. Various specific process methods and the metal microstructure characteristics and property changes are summarized, and finally the development trend of metal surface mechanical treatment technology is prospected. The future development of this technology should be oriented toward large-scale, industrial production applications, further research on the mechanism of metal grain refinement under the joint action of multiple factors, and realize the efficient preparation of nanomaterials with large size and controllable internal microstructure.

KEY WORDS: surface nanocrystallization; gradient nanostructures; severe plastic deformation (spd); material properties

纳米材料拥有许多优越的物理和化学性能, 过去几十年来一直是科学热点。不同于一般的粗晶材料, 纳米材料的晶粒被晶界分割得极其细小, 大量的晶界和细小的晶粒使材料的性能从根本上发生了改变。纳米材料具有超高的强度、优异的耐磨性, 以及低温高应变速率下的良好塑性成形性, 这意味着纳米材料具有潜在的重要工程应用价值^[1-3]。

目前制备纳米材料的方法包括金属蒸发冷凝-原位冷压成形法、非晶晶化法、化学/物理沉积法、机械研磨法和塑性变形法等^[1]。强烈塑性变形法有制备工艺简单、不存在界面污染、孔隙类缺陷少等优点, 因此得到了广泛研究和应用。

强烈塑性变形是制备超细晶及纳米结构金属材料的一种有效方法, 目前已发展出多种晶粒细化的变形

收稿日期: 2021-03-27

基金项目: 中国博士后科学基金 (2020TQ0025)

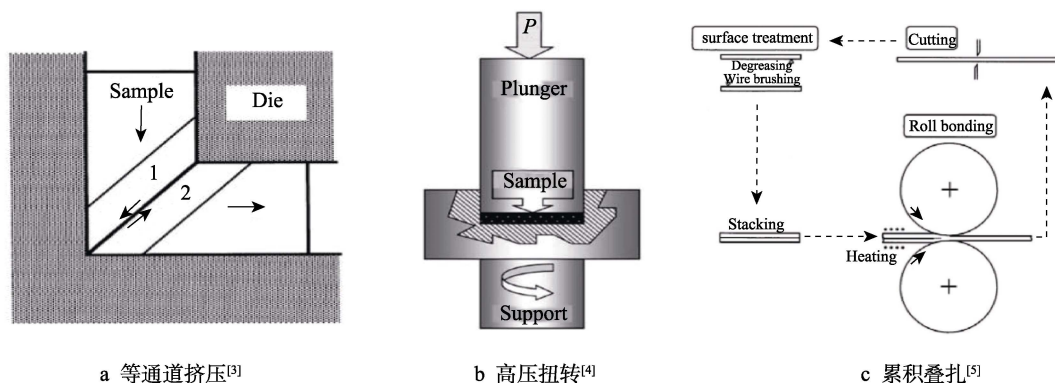
作者简介: 张子鹏 (1996—), 男, 硕士生, 主要研究方向为碾压工艺与扩散连接工艺。

通讯作者: 李小强 (1979—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为薄壁件数控成形工艺与装备。

技术。根据不同技术的特点,可将其分为以下3类^[2]:

① 大应变量变形制备技术,如等通道挤压、高压扭转、累积叠轧等技术,应变量 >10 ,应变速率 $<10^2 \text{ s}^{-1}$,其示意图如图1^[3-5]所示;② 高应变速率变形制备技术,如

动态塑性变形技术,采用高速落锤冲击,应变量 <0.6 ,应变速率可达 $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$,如图2所示;③ 大应变梯度变形制备技术,如表面机械处理技术,表层应变梯度可达 $0.6 \mu\text{m}^{-1}$,应变速率可达 10^3 s^{-1} ,应变量约为10。



a 等通道挤压^[3]

b 高压扭转^[4]

c 累积叠轧^[5]

图1 大应变量变形制备技术示意

Fig.1 Schematic diagram of large strain deformation preparation technique

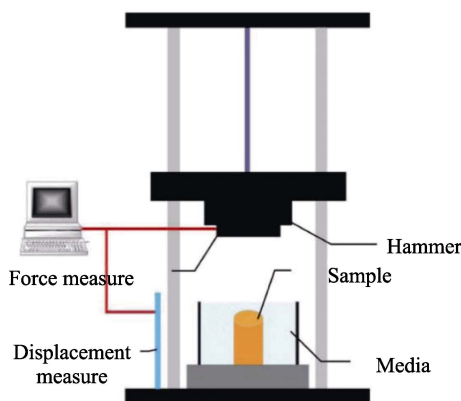


图2 动态塑性变形示意^[2]

Fig.2 Schematic diagram of dynamic plastic deformation

近年来,有关块体超细晶和纳米晶金属材料的研究已较为深入完善,由于在加工过程中引入了大量缺陷,导致其强度提升,塑性下降,强塑性匹配失衡,成为制约超细晶及纳米晶金属材料应用的重要因素。1999年卢柯等^[6]提出表面纳米化的概念,应用表面机械处理技术在金属表面引入大塑性变形,形成梯度纳米结构,即通过在金属表面反复施加外载荷,使原始粗晶积累严重塑性变形,随距表面距离的增加,变形量、应变速率和应变梯度逐渐减小,形成梯度分布的微观结构,如图3^[6]所示。金属经过表面机械处理过后,距表层距离越近,晶粒尺寸越小,呈梯度变化,最小晶粒尺寸可达纳米级。纳米梯度结构,包括纳米晶和超细晶,其层厚可达百微米级。相比大应变量变形制备技术,表面机械处理纳米化具有微观梯度结构,在保持塑性的同时,强度显著增加,解决了大应变量变形制备技术块体材料强度高但韧性下降的问题;相比动态塑性变形,表面机械处理采用常规表面机械处理方式即可实现,效率高、操作方便,具有良

好的工业应用前景。

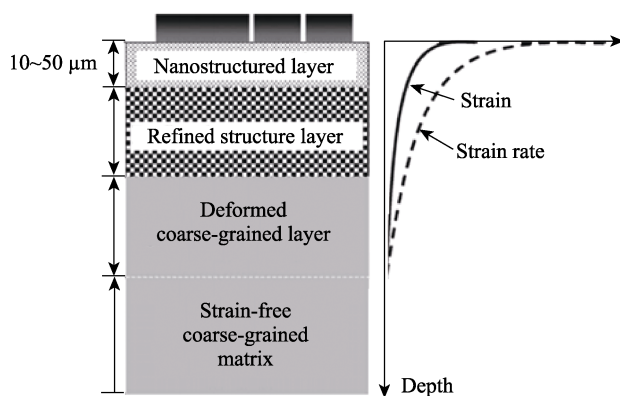


图3 金属表面梯度结构示意图^[6]

Fig.3 Schematic diagram of metal surface mechanical treatment

1 金属表面机械处理工艺

根据表面梯度变形方式金属表面机械处理工艺可分为以下3类^[6]:表面机械压入式梯度变形、表面碾磨式梯度变形、表面滚压式梯度变形,如图4^[6]所示,还有一种表面组合式梯度变形方式是前三者变形方式的组合。以上变形方式都可在金属表面实现梯度塑性变形,产生梯度纳米结构。3种基础变形工艺各有优劣:表面机械压入式梯度变形工艺的优点是设备简单,参数容易控制,能量高;表面纳米化层及其影响层厚度大,缺点是制样过程需要把样品放在密闭腔体内,处理工件尺寸受限,主要应用在实验室研究方面;表面碾磨式梯度变形工艺的优点是制样表面粗糙度小,变形层厚度大,工作效率高,缺点是只能处理旋转类工件,有待进一步优化研究;表面滚压式梯度变形工艺优点是可对大尺寸板料进行平面处理,处理

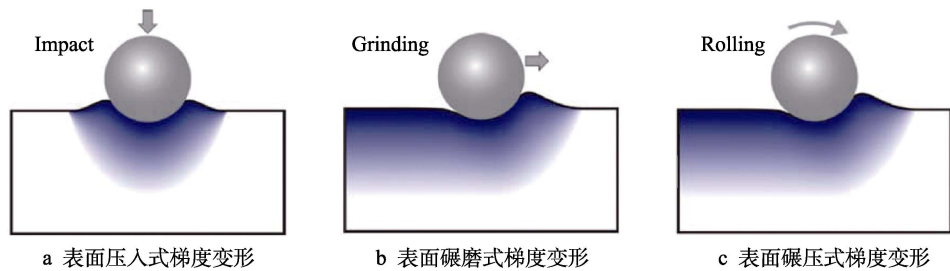


图 4 表面机械处理工艺分类^[6]

Fig.4 Classification of surface mechanical treatment processes

过后细化层均匀，深度大，表面质量好，缺点是不能处理棒材等旋转类工件，适用范围窄。

1.1 表面压入式梯度变形工艺

表面机械压入式梯度变形是采用硬质压头或者弹丸反复多次压入金属表面，产生并积累塑性变形。金属表面应变量和应变速率随着表面深度的增加而梯度减小，累积应变随压入次数的增加而增大。表面压入式梯度变形工艺包括旋转加速喷丸（Rotationally accelerated shot peening, RASP）、表面机械研磨（Surface mechanical attrition treatment, SMAT）、超声喷丸（Ultrasonic shot peening, USSP）等技术。

RASP 技术^[7]是将弹丸用旋转盘抛出冲击试样，弹丸直径为 1~8 mm，速度为 5~80 m/s，冲击方向近似垂直如图 5a^[7-11]所示。SMAT 技术^[8]是将光滑的弹丸置于真空容器内，在震动发生器作用下冲击试样表面，如图 5b 所示。因材料不同，弹丸直径为 1~10 mm，震动频率为 50~20 kHz，弹丸速度可达 1~20 m/s。USSP^[9]是将压头安装在超声发生器上使其上下震动，使材料发生塑性变形，超声频率为 1~50 kHz，压头直径为 1~5 mm，如图 5c 所示。

表面机械压入式梯度变形工艺参数及结构特点

如表 1^[7,10-13]所示。SMAT 和 USSP 都包含震动频率，但 SMAT 频率较 USSP 远小得多；RASP 和 SMAT 都使用弹丸冲击材料表面，其直径为 3~10 mm。以上工艺大都可以得到纳米梯度结构，变形层厚度占比在 10%以内。

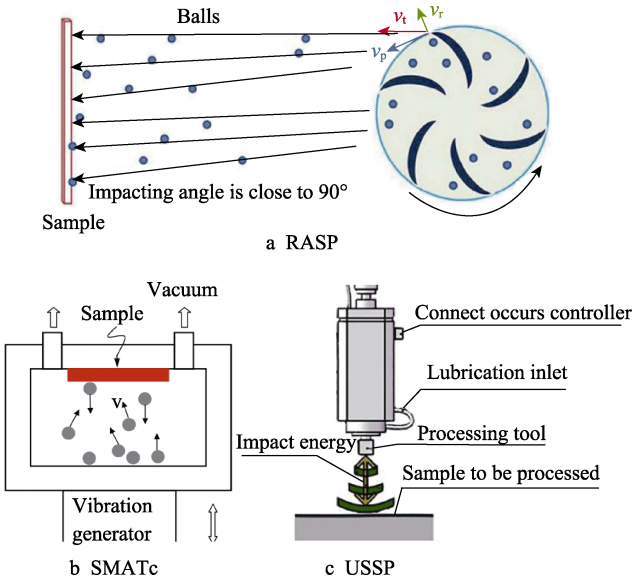


图 5 表面机械压入式梯度变形工艺示意^[7-11]

Fig.5 Schematic diagram of surface mechanical press-in gradient deformation process

表 1 表面机械压入式梯度变形工艺参数及结构特点

Tab.1 Surface mechanical press-in gradient deformation process parameters and structural characteristics

工艺	弹丸/压头直径/mm	频率/Hz	振幅/ μ m	持续时间/min	材料	纳米结构尺度/nm	变形层厚度占比/%	参考文献
RASP	3			30	纯铜	85	1	X. Wang ^[7]
SMAT	8	50		30	纯铜	10	1	K. Wang ^[10]
SMAT	8	50		60	纯铜	370	9	SinaShahrezaei ^[11]
SMAT	10	50		120	TC4	10	5	Quantong Yao ^[12]
USSP	3	20 000	20	20	SMA490BW	50		Bo-li He ^[13]

1.2 表面碾磨式梯度变形工艺

表面碾磨式梯度变形包括表面机械碾磨（Surface mechanical grinding treatment, SMGT）等技术，是在金属表面压入硬质压头，并使其与金属发生相对移动产生滑动摩擦力，从而使金属表面发生塑性变形。应

变量和应变速率随距离表面深度增加而梯度减小，累积应变随碾磨次数增加和预压深度增大而增多。

SMGT 技术^[14]压头与试样运动与车削加工类似，压头压入试样一定深度平动，同时试样旋转，实验在冷却或低温（77 K）环境下进行，同时压头与试样短时接触，抑制了元素扩散，表面无污染，如图 6 所示。

SMGT 表层应变速率可达 10^4 s^{-1} , 较 SMAT 大大提高。

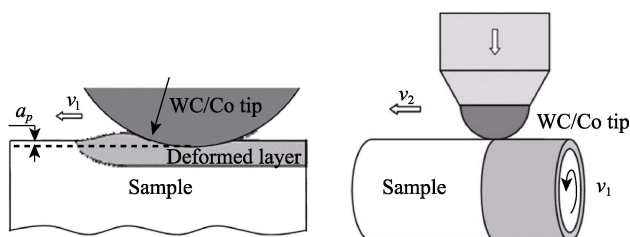


图 6 SMGT 示意^[11]

Fig.6 SMGT schematic diagram

SMGT 工艺参数如表 2^[14-21]所示, 其单次下压量在 30~60 μm , 重复 4~8 次, 则总下压量为 100~300 μm 。试样转速为 300~3000 r/min, 压头移动速率为 0.1~10 mm/s, 工具直径为 1~8 mm, 具体数值视不同要求而定。

经 SMGT 技术得到的纳米梯度结构特点如表 3^[14-17,20-21]所示, 其最小晶粒尺寸为 10~50 nm, 纳米层厚度占试样厚度的 0.04%~2%, 塑性变形层厚度占试样厚度的 2%~12%。

1.3 表面滚压式梯度变形工艺

表面滚压式梯度变形工艺是在金属表面压入硬质球型压头, 并使其在金属表面滚动产生塑性变形的工艺。相比表面压入式和碾磨式梯度变形, 表面滚压式梯度变形得到的材料细化层更均匀、表面更光滑。

表面滚压式梯度变形工艺包括表面机械滚压 (Surface mechanical rolling treatment, SMRT)^[22-23]、高压表面轧制 (High pressure surface rolling, HPSR)^[24]、表面深滚 (Surface deep rolling, DR)^[25]、快速多重旋转碾压法 (Fast multiple rotation rolling, FMRR)^[26]、平面滚压 (Plane rolling, PR)^[27]等技术, 如图 7^[23-27]所示。

SMRT 技术是将带有滚珠的压头压入试样一定距离后, 转动试样, 同时平动压头, 全程伴有润滑油和冷却, 如图 7a 所示。HPSR 技术是将 6 个圆柱形滚针压在主动转动的圆盘状试样上, 试样旋转带动滚针转动, 如图 7b 所示。DR 技术是将嵌有若干个滚针的压头压在试样表面旋转并移动, 如图 7c 所示。FMRR 技术与 DR 技术类似, 不同点在于压头上嵌的是滚珠, 如图 7d 所示。PR 技术与 FMRR 技术同使用了多滚珠设计, 但不同之处在于 PR 加工刀具内部设置了弹性组件, 用于吸收异常摩擦功。

以上表面滚压式梯度变形技术的工艺参数汇总见表 4^[23-32]。以工艺参数类型来看, 表面滚压式梯度变形技术以力/压强或者下压量使试样发生塑性变形, 以道次/持续时间控制塑性变形何时结束, 其他与塑性变形程度相关的工艺参数还包括转速、移动速率和滚珠/针直径等。如表 4 所示, 表面滚压式梯度变形技术工艺参数类型和数值大致相同, 具有高度的相似性, 但在压头转速和移动速度方面存在差异。

表 2 SMGT 工艺参数
Tab.2 SMGT process parameters

工艺	每道次下压量/ μm	道次	转速/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	移动速率/($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	压头直径/mm	参考文献
SMGT	40	6	600	3	6	W. L. Li ^[14]
SMGT	40	6	600	3	6	T. H. Fang ^[15]
SMGT	30	8	300	6	6	X. C. Liu ^[16]
SMGT	60		3000	0.1	1	Pingwei Xu ^[17]
SMGT	30	7	360	10	8	P. F. Wang ^[18]
SMGT	30	4	300	6	8	W. Xu ^[19]
SMGT	40	6	600	3	6	X. Zhou ^[20]
SMGT	40	6	600	10	6	J. J. Wang ^[21]

表 3 SMGT 处理后金属纳米梯度结构特点
Tab.3 Structural characteristics of metal nano-gradient after SMGT treatment

工艺	材料	纳米结构尺度/nm	纳米层厚度占比/%	变形层厚度占比/%	参考文献
SMGT	纯铜	22	2		W. L. Li ^[14]
SMGT	纯铜	20	1	12	T. H. Fang ^[15]
SMGT	纯镍	11	0.8	10	X. C. Liu ^[21]
SMGT	纯镍	11	0.8	2.5	X. C. Liu ^[16]
SMGT	Al2024	31	0.04	2.2	Pingwei Xu ^[17]
SMGT	纯铜	42			X. Zhou ^[20]
SMGT	纯铜	43	0.8	11.7	J. J. Wang ^[21]

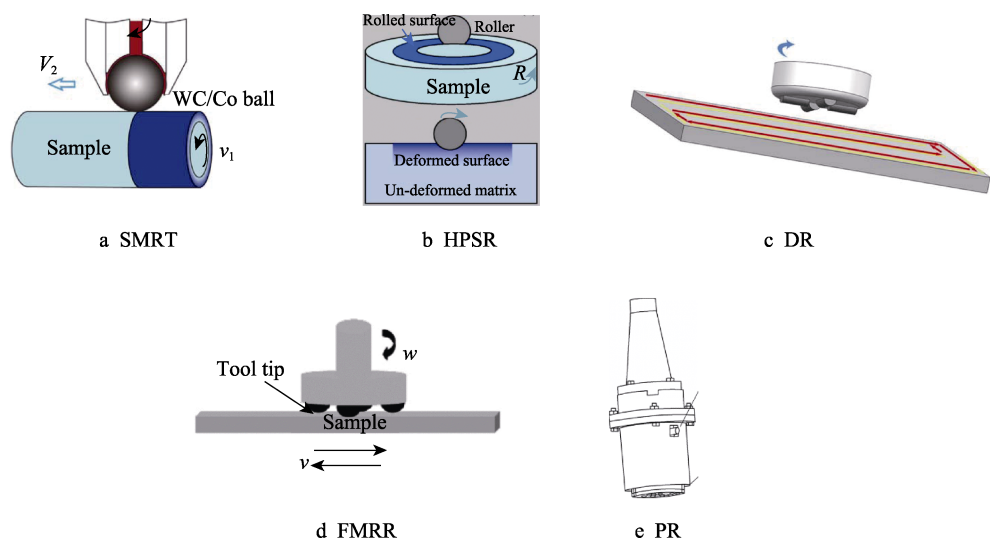


图 7 表面滚压式梯度变形工艺示意^[23—27]

Fig.7 Schematic diagram of surface rolling type gradient deformation process

表 4 表面滚压式梯度变形技术的工艺参数

Tab.4 Process parameters of surface rolling type gradient deformation technology

工艺	力/kN	压强/ MPa	每道次下压量/ μm	道次	持续时间/ min	转速/ (r·min ⁻¹)	移动速率/ (mm·s ⁻¹)	滚针/滚珠 直径/mm	参考文献
SMRT			40	9		60	0.3	8	H. W. Huang ^[23]
SMRT			15	4		450	540	8	S. L. Xie ^[28]
SMRT			40	5		316	10	8	P. F. Wang ^[29]
HPSR	104				30	2		8	Liu. M ^[24]
DR	20				30	2		8	Q. Y. He ^[25]
DR			20	50~200		132	0.15		黄卓笑 ^[30]
DR			20	5~20		132	0.15		Xiao Li ^[31]
FMRR		4			30	1600			袁兴栋 ^[26]
FMRR		4			60	900	2	8	Yaping Wang ^[32]
PR	50			2		220	25	4	袁俊瑞 ^[27]

以上表面滚压式梯度变形技术都可以得到纳米梯度结构，其结构特点如表 5^[23,25—32]所示。表面滚压式梯度变形技术可处理的材料广泛，包括钢、TC4 和纯金属。最表层纳米晶粒尺度大多可以达到纳米级，整个变形层厚度一般在试样原始厚度的 5% 以下。

1.4 表面组合式梯度变形工艺

表面组合式梯度变形方式是前三者变形方式的组合，包括超声冲击和轧制处理（Ultrasonic impacting and rolling treatment, UIRT）等工艺。

UIRT 工艺如图 8 所示，将超声工具压在试样上，带动压头冲击旋转的试样，同时球形压头在试样表面滚动。Xiaohui Zhao^[33]对 TC11 进行了 UIRT 处理，其压头直径为 15 mm，试样转速为 200 r/min，压力为 200 N，振幅为 10 μm，处理 3 道次。处理后得到了纳米梯度结构，严重塑性变形层厚度为 70 μm，为试样厚度的 0.3%。Ni. Ao 等^[34]对 TC4 进行了 UIRT 处

理，其压力为 900 N，工具转速为 150 r/min，进给速率为 0.2 mm/r，超声频率为 20 kHz，振幅为 20 μm。

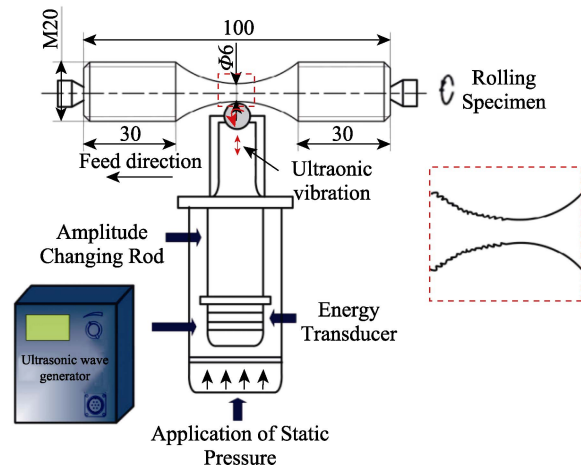


图 8 UIRT 示意^[30]

Fig.8 UIRT schematic diagram

表5 表面滚压式梯度变形后材料的结构特点

Tab.5 Structural characteristics of the material after surface rolling type gradient deformation

工艺	材料	纳米结构尺度/nm	变形层厚度占比/%	参考文献
SMRT	316L 不锈钢	30		H. W. Huang ^[23]
SMRT	Ti-Nb IF 钢	80	2	S. L. Xie ^[28]
SMRT	316L SS 钢	40	5	P. F. Wang ^[39]
HPSR	TC4	20	2	Liu. M ^[25]
DR	纯铜	110	33	Q. Y. He ^[25]
DR	纯镍	250	3	黄卓笑 ^[30]
DR	纯镍		5	Xiao Li ^[31]
FMRR	45#钢	100	0.2	袁兴栋 ^[26]
FMRR	纯钛	50	4	Yaping Wang ^[32]
PR	纯铜	5~16	3	袁俊瑞 ^[27]

UIRT 后得到了纳米梯度结构,最小晶粒尺寸约为 55 nm,变形层厚度为 310 μm ,为试样厚度的 7%。

2 金属表面机械处理后的性能

金属经过表面机械处理后得到纳米梯度结构,相比原始粗晶,其晶粒得到细化,同时微观结构又有梯度变化的趋势。结构决定性能,结构的改变势必引起性能的变化,如力学性能、粗糙度、摩擦磨损性能、热稳定性、扩散性能、化学活性等,综述如下。

2.1 强度和塑性

根据 Hall-Petch 关系,晶粒越小其强度越高。金属表面机械处理后得到纳米梯度结构,其强度显著提升,塑性下降不大。这是由于纳米梯度结构细化的晶粒减少了应变集中,同时心部粗晶保持了良好的塑性^[20]。

Sina Shahrezaei^[11]对 SMAT 前后纯铜以及不同温度退火后的 SMAT 纯铜进行了单向拉伸,结果如图 9 所示。SMAT 处理后,屈服强度是原始材料的 7.7 倍,抗拉强度提升 45%,但均匀伸长率下降 98%。退火后,SMAT 处理的纯铜强度下降,塑性提升。

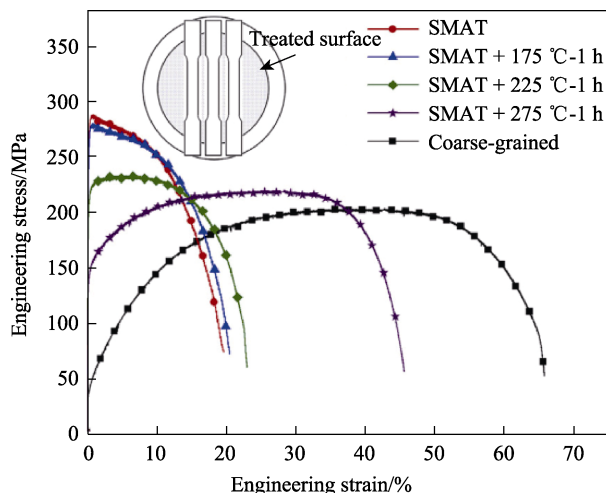


图9 纯铜应力-应变曲线

Fig.9 Pure copper stress-strain curves

T. H. Fang^[15]对 SMAT 前后的纯铜棒状试样进行了单向拉伸,结果如图 10 所示。SMAT 处理后,纯铜屈服强度是原始材料的 2 倍,抗拉强度提高 15%,均匀伸长率下降 3%。SMAT 后纯铜的纳米梯度结构层强度高,但塑性较差。

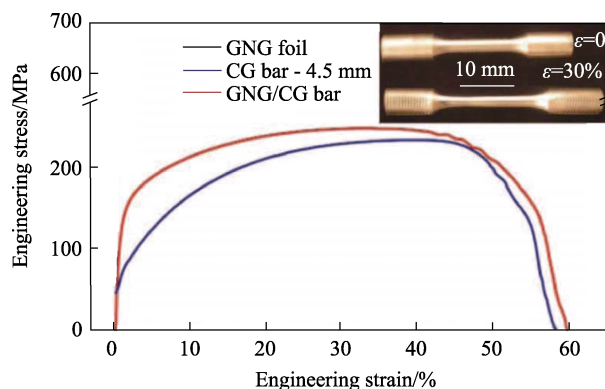


图10 纯铜应力-应变曲线

Fig.10 Pure copper stress-strain curves

X. Zhou^[20]对 SMRT 纯铜的研究表明,常温下其屈服强度、抗拉强度分别提高 121%和 6%,均匀伸长率下降 4%,如图 11 所示。在低温下,屈服强度、抗拉强度分别提高 138%和 13%,均匀伸长率下降 6%。SMRT 处理对纯铜屈服强度提高作用明显,而对抗拉强度提升不大,但在低温下抗拉强度得到较大提升。

H. W. Huang 等^[23]对 SMRT 处理前后的 316L 不锈钢进行了单向拉伸,如图 12 所示。SMRT-3 和 SMRT-6 分别为直径 3 mm 和 6mm 棒状试样。由图 12 可见,SMRT-3 屈服强度是原来的 2.2 倍,抗拉强度提升 30%,均匀伸长率下降 79%,断裂伸长率下降 74%。SMRT-6 屈服强度是原来的 1.5 倍,抗拉强度提升 15%,均匀伸长率下降 55%,断裂伸长率下降 26%。

综上,金属经过表面机械处理后,强度大大提高,塑性下降,其屈服强度是原来的 2~8 倍,抗拉强度提高 6%~35%,均匀伸长率下降 4%~98%,因不同工艺条件而不同。

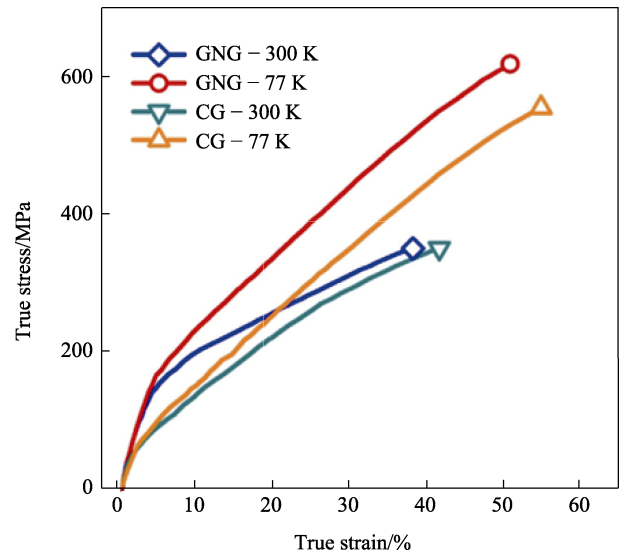


图 11 SMRT 纯铜和原始材料在 300 K 和 77 K 的应力-应变曲线

Fig.11 Stress-strain curves for SMRT pure copper and virgin material at 300 K and 77 K

2.2 硬度

金属表面机械处理后的硬度值符合 Hall-Petch 关系，距表面越近硬度值越高。硬度提高是细晶强化和应变强化的共同结果，纳米材料中大量的晶界阻碍了位错运动，位错塞积，从而提高了材料硬度。因细晶强化

和应变强化的同时存在，导致了变形层和硬化层厚度不同，硬化层厚度高于变形层。不同工艺和材料表面机械处理后得到的硬度值如表 6^[7—8,11,14—15,18,22—34]所示。

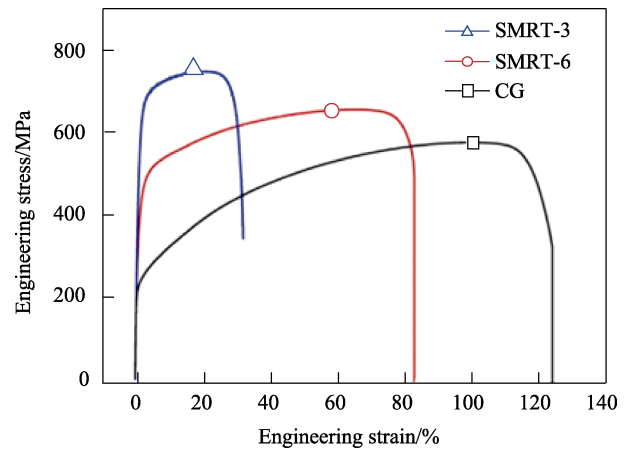


图 12 316L 不锈钢的应力-应变曲线

Fig.12 Stress-strain curves of 316L stainless steel

由表 6 可得，不同工艺处理的纯铜表层硬度提升了 20%~130%，纯镍表层硬度提升了 70%~360%，钢表层硬度提升了 80%~320%，钛合金表层硬度提升了 30%~70%，铝合金表层硬度提升了 60%，其他纯金属表层硬度提升了 80%~100%。可见，金属表面机械处理后，其硬度值得到了不同程度的提升，有利于增强其耐磨性。

表 6 不同工艺和材料表面机械处理后得到的硬度值

Tab.6 Hardness values obtained after mechanical treatment of different processes and material surfaces

工艺	材料	表层硬度(HV)	处理前后硬度比	参考文献
RASP	纯铜	144	1.6	X. Wang ^[7]
SMAT	纯铜	124	1.3	SinaShahrezaei ^[11]
SMAT	纯铜	189	1.9	W.L.Li ^[14]
HPSR	纯铜	123	2.3	Q. Y. He ^[25]
PR	纯铜	130	1.2	袁俊瑞等 ^[27]
SMGT	纯镍	576	4.6	X. C. Liu ^[22]
DR	纯镍	200	1.7	黄卓笑 ^[30]
DR	纯镍	220	1.9	Xiao Li ^[31]
SMRT	IF 钢	252	2.8	S. L. Xie ^[28]
SMGT	IF 钢	282	3.1	P. F. Wang ^[18]
USSP	钢 7225	305	4.2	A. Karimi ^[34]
SMRT	316L SS 钢	495	3.5	P. F. Wang ^[29]
FMRR	45#钢	280	1.8	袁兴栋 ^[26]
SMRT	316L 不锈钢	495	3	H. W. Huang ^[23]
HESP	TC4	550	1.6	Quantong Yao ^[15]
HPSR	TC4	490	1.3	M. Liu ^[24]
UIRT	TC11	519	1.7	Xiaohui Zhao ^[33]
SMAT	Fe	342	2	K. Lu ^[8]
FMRR	纯钛	280	1.8	Yaping Wang ^[32]
SMGT	Al2024	260	1.6	Pingwei Xu ^[20]

2.3 残余压应力

金属表面机械处理后,在其表面引入了残余压应力。H. W. Huang 等^[23]经 SMRT 处理的 316L 不锈钢残余压应力达 1250 MPa。黄卓笑等^[30]测量了表面深滚处理后纯镍的残余应力场,最大残余压应力约为 200 MPa,残余压应力层可达 400 μm ,占厚度 7%。Xiao Li 等^[34]测量了不同压下量 DR 后纯镍的残余应力,最大残余压应力约为 180 MPa,残余压应力层可达 450 μm ,占厚度 8%。Xiaohui Zhao^[33]UIRT 处理的 TC11 参与压应力层厚度为 200 μm ,占厚度比 0.8%,最大残余压应力为 898 MPa,出现在 40 μm 深度处。金属表面机械处理引入的残余压应力,可抑制裂纹的产生和发展,提高金属疲劳性能。

2.4 疲劳性能

金属表面机械处理后可以得到纳米梯度结构,其纳米表层通过降低应变集中,抑制了裂纹的萌生,容纳了显著的塑性应变波动,从而增强了疲劳性能^[35];同时,在表面机械处理过程中引入了残余压应力,也有助于提高材料疲劳性能。H. W. Huang 等^[20]对经 SMRT 处理的 316L 不锈钢进行了拉压疲劳测试,经 SMRT 处理后,其疲劳极限由 180 MPa 提升至 420 MPa;在 10^3 周次的疲劳寿命下,疲劳强度增加了 50%。Xiaohui Zhao^[33]对 UIRT 处理的 TC11 进行了高周疲劳测试,其疲劳强度提高 19.3%。Erfan Maleki^[36]对经过 SP 处理的 316L 进行了高周疲劳测试,在 3×10^6 周次的疲劳寿命下疲劳强度增加了 60%。Conghui Zhang 等^[37]对工业纯铝经过 45 min 的 USSP 预处理后发现,预处理样品比原始样品疲劳寿命高 11.2%,且加载应力越低,USST 预处理所提供的疲劳寿命改善越明显。Liucheng Zhou^[38]等对镍基合金进行激光喷丸后对样品进行了高温疲劳测试,发现表面处理样品比原始样品疲劳寿命提高了 3.79 倍,这

是由于表面纳米化处理抑制了材料在高温下的氧化作用,进而抑制了裂纹的形核和扩展。

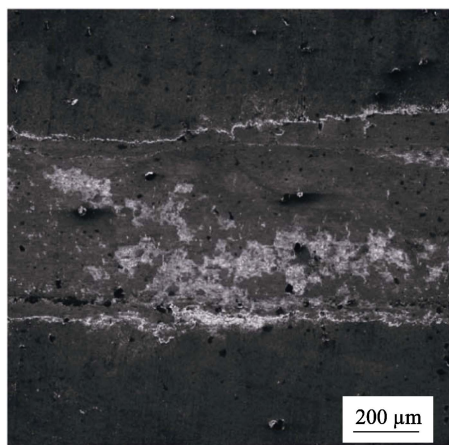
2.5 粗糙度

金属表面机械处理后,不同工艺对表面粗糙度的影响不同。SP 后钛合金粗糙度由 $Ra0.02 \mu\text{m}$ 提升至 $Ra0.63 \mu\text{m}$ ^[10]。SMGT 后 Al2024 由 $Ra0.28 \mu\text{m}$ 降低为 $Ra0.14 \mu\text{m}$ ^[17]。SMGT 处理的 IF 钢由 $Ra0.47 \mu\text{m}$ 下降至 $Ra0.27 \mu\text{m}$ ^[18]。UIRT 处理的 TC11 粗糙度由 $Ra1.7 \mu\text{m}$ 下降至 $Ra0.11 \mu\text{m}$ ^[33]。UIRT 处理后 TC4 表面粗糙度由 $Ra3.12 \mu\text{m}$ 降至 $Ra0.57 \mu\text{m}$ ^[34]。UIRT 处理后纯钛棒材的粗糙度由 $Ra0.867 \mu\text{m}$ 降至 $Ra0.026 \mu\text{m}$ ^[39]。

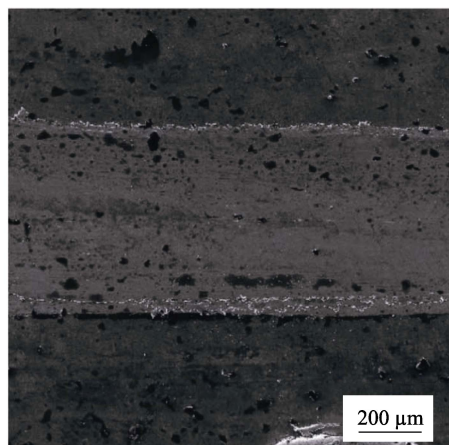
一般来说,表面机械压入式梯度变形工艺由于弹丸冲击的随机性,处理后表面粗糙度下降,而其他变形方式压头轨迹可控,表面粗糙度相对较高。表面粗糙度的改善有利于摩擦磨损性能的提高。

2.6 摩擦磨损性能

金属表面机械处理后,摩擦磨损性能随粗糙度的下降而提升^[40]。袁俊瑞等^[27]对 PR 处理后的纯铜进行了干摩擦试验,磨痕 SEM 如图 13 所示。可见 PR 处理后,磨痕光滑无粘附。这是由于梯度纳米结构硬度较高,不易软化,并随温度升高而与摩擦副焊合,减少了粘着的发生,磨痕光滑,摩擦因数较小。P. F. Wang 等^[29]对 SMGT 后的 AISI316L 低应变钢进行了干摩擦和油润滑摩擦试验,开始一段循环内 SMGT 处理后的试样摩擦因数较低,之后两者趋于一致并保持稳定,如图 14 所示。Yaping Wang 等^[32]对 FMRR 处理的纯钛进行了摩擦试验,滑动速度为 0.1 m/s 时,FMRR 处理后的表面动摩擦因数由 1.1 降至 0.6,且磨痕较窄,如图 14 所示。SMGT 处理的 IF 钢摩擦因数下降了约 19%,磨损体积下降 70%^[18]。



a 原始纯铜表面磨痕



b 梯度纳米结构纯铜表面磨痕

图 13 PR 处理纯铜的干摩擦磨痕形貌

Fig.13 Dry friction abrasion profile of PR-treated pure copper

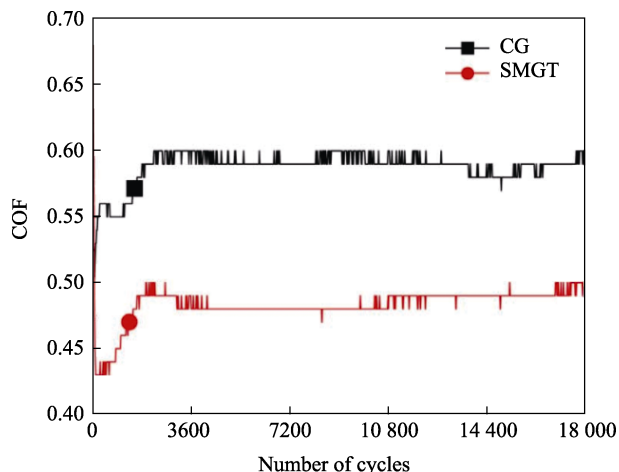


图 14 50 N, 5 Hz, 1 mm 行程下的摩擦因数
Fig.14 Friction factor at 50 N, 5 Hz, 1 mm stroke

2.7 热稳定性

晶粒细化提高了金属综合性能,但纳米晶具有粗化的趋势,有的在常温下就开始长大,严重影响其性能^[41],因此,晶粒细化金属的热稳定性研究具有重要意义。SMAT 处理的 TC4 在 550 ℃^[12]下具有热稳定性。SMGT 处理的纯镍在 443 ℃下具有热稳定性^[23]。DR 处理的 TC4 纳米结构在 700 ℃具有良好的热稳定性,高于 TC4 服役温度(400 ℃)^[24]。DR 处理后纯镍的纳米结构在 300 ℃内具有热稳定性^[31]。SMRT 处理后的 Ti-Nb 无间隙原子钢在 500 ℃下具有热稳定性^[28]。Y. Wu 等^[42]利用原位电子背散射衍射(EBSD)研究了经过 SMAT 处理的 316L 不锈钢的热稳定性,发现直到 720 ℃都没有明显的微观结构变化,纳米晶粒具有良好的热稳定性。由此可见,金属表面机械处理后的纳米梯度结构在一定温度下具有热稳定性,可满足使用需求。

2.8 扩散性能

晶界和位错是扩散的通道,二者在表面机械处理得到的纳米结构中大量存在,促进了扩散^[43]。Lei Shi 等^[44]利用 SFPB 对低碳合金钢进行预处理后渗碳,与未进行预处理的试样进行对比发现,渗碳层厚度增加近 20%。郝瑞^[45]通过 UIRT 对 6063 铝合金进行表面纳米化处理,将经过 UIRT 处理的扩散焊试样与未经过 UIRT 处理的扩散焊试样进行对比,表面纳米化接头在加热温度为 560 ℃时,接头抗拉强度达到最大值为 51.8 MPa,表面纳米化固相扩散焊接头在加热温度为 520 ℃时,接头抗拉强度达到最大值为 127.36 MPa,约为同种热处理条件下母材抗拉强度的 92.8%。同等渗氮层厚度下,SMAT 处理的 TC4 较原始材料所需温度下降 200 K^[12]。SMRT 处理的 Ti-Nb 无间隙原子钢,镀层中的 Cr 扩散率是晶格扩散率的 5 倍^[28]。HESP 后的 TC11/TiAl 扩散连接的扩散层厚

度增加了 33%,最大剪切强度增加至 285 MPa,增加了 6%,达到最大剪切强度所需温度下降 50 K^[36]。Chun Li 等^[46]利用 SMAT 对 TA2 钛合金板进行 2 h 表面纳米化预处理后,得到约 200 nm 厚的纳米晶层,可在 650 ℃的超低温下实现 Ti 和 Zr 的扩散键合,键合温度比标准扩散键合方法低约 100 ℃,接头处剪切强度提高约 112.9%。

根据阿伦尼乌斯公式:

$$D=D_0\exp(Q/RT)$$

式中: D 为扩散系数 (m^2/s); D_0 为关于温度的常数 (m^2/s); Q 为原子扩散激活能 (J/mol); R 为气体常数 ($8.31 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$); T 为热力学温度 (K)。纳米结构吉布斯自由能高,降低了 Q ,从而提升了 D 。扩散性能的提高在金属表面涂层中将发挥巨大作用,可提升其涂层厚度、降低镀层温度等。

2.9 化学活性

纳米结构的晶界和高密度位错提供了大量的自由能和形核位置,提高了其化学活性。如图 15a—b 为未经过表面处理的 TC4 钛合金在等离子体电子氧化(Plasma electrolytic oxidation, PEO)处理后得到的剖面细观图像,图 15c—d 为同种材料在 PEO 前经过 UIRT 预处理的图像。对比发现,对 TC4 在 UIRT 预处理后再进行 PEO 处理,氧化过程会得到促进,得到的涂层相较未处理的表面厚 1 μm ,整体微孔和裂纹也较少^[34]。

3 金属表面机械处理晶粒细化原理

金属表面机械处理晶粒细化原理首先与金属本身晶体结构、堆垛层错能(Stacking fault energy, SFE)有关^[47—49],一般来说,低 SEF 金属的晶粒细化机制以机械孪生为主,高 SEF 金属则以位错滑移为主;其次与变形条件(温度、应变速率、应变梯度等^[8,10])有关,低温和高应变速率会促使变形向孪生机制发展^[20];最后,合金中的晶粒细化还受不同相之间的相互影响^[37]。

3.1 晶体结构和 SFE 对晶粒细化的影响

Fe 是高 SFE 的体心立方(Body-centered cubic, BCC)结构金属,变形机制以位错滑移为主^[8],如图 16 所示。随应变积累,产生位错,形成位错墙(Dense dislocation walls, DDWs)和位错缠结(Dislocation tangles, DTs)分割原始粗晶;应变继续积累,DDWs 和 DTs 形成低取向差的亚晶界;最后,经过连续动态变形,亚晶界转变为新的晶界,从而细化了晶粒。这个过程一直循环进行,直到位错生成和湮灭速率相等,晶粒细化达到最大程度,晶粒尺寸到达最低极限。纯镍^[30]、45#钢^[26]、Al2024^[17]的变形机制与上述一致。

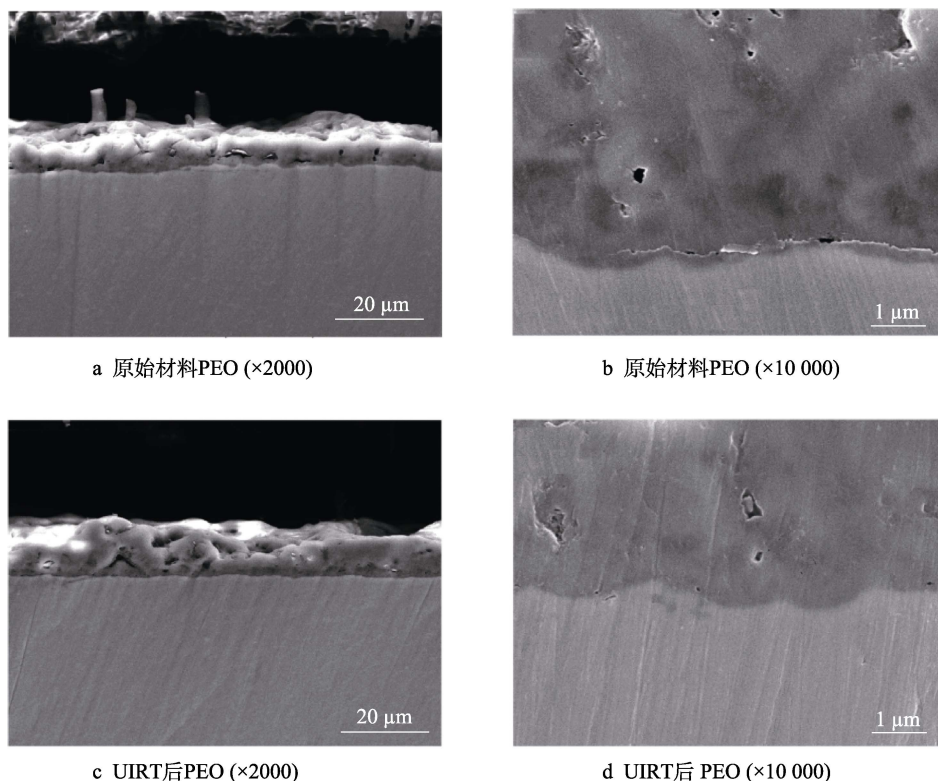


图 15 PEO 横截面形貌

Fig.15 PEO cross-sectional morphologies

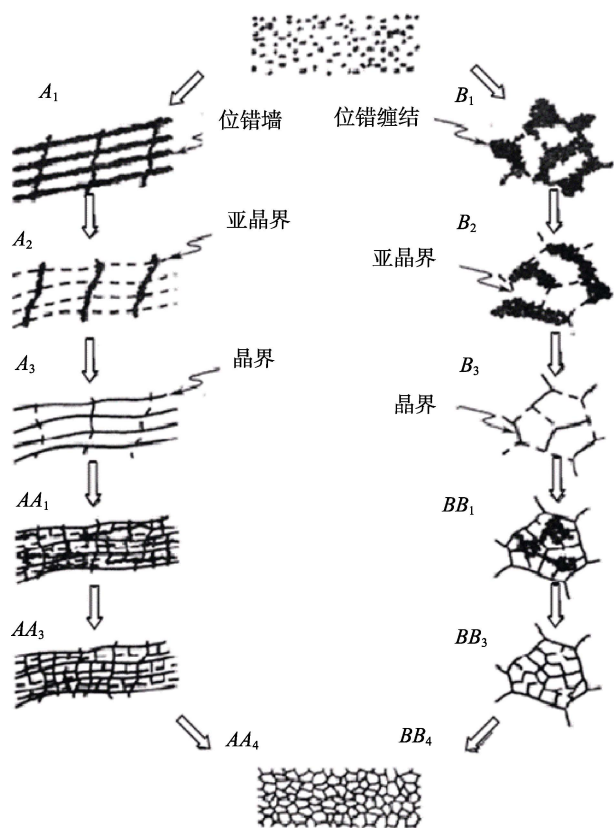


图 16 高 SEF 的体心立方结构金属变形过程
Fig.16 Metal deformation process of body-centered cubic structure with high SEF

Cu 是中 SFE 的 FCC 结构金属, 相比 BCC 结构, 其滑移系更多。变形开始时形成位错胞 (Dislocation cells, DCs), DCs 组成网络分割粗晶; 随后 DCs 转变为亚晶界分割了晶粒; 最后, 随应变积累, 亚晶界转变为晶界, 晶粒得到细化。

AISI 304 低应变钢是低 SEF 的面心立方 (Face-centered cubic, FCC) 结构金属, 其变形过程如下^[8]。随应变积累, 规则的位错阵列和李晶出现在 (111) 晶面; 然后, 不同晶面的李晶相互交错分割晶粒, 发生马氏体相变; 最后, 李晶交错和马氏体相变分割的晶粒转动, 增大取向差, 形成新的晶粒。纯钛是密排六方 (Hexagonal closepacked, HCP) 结构金属, 其晶粒细化过程如图 17 所示^[13]。变形开始时, 大量位错随李晶产生, 相互交错的李晶阻碍了位错运动, 导致高密度位错墙和位错缠结形成并分割李晶, 如图 17a 所示; 随变形进行, 李晶界和李晶内部位错重新排列成相互交接的边界, 如图 17b 所示; 变形进一步进行, 这些边界与位错以积累、湮灭和晶转的形式相互反应, 边界方向性增加, 大角度晶界和亚晶界开始形成, 如图 17c 所示。变形继续进行, 大角度晶界和亚晶界转变为晶界, 从而细化了晶粒, 如图 17d 所示。这个过程一直循环进行, 直到位错生成和湮灭速率相等, 晶粒细化达到最大程度, 晶粒尺寸到达最低极限。

3.2 变形条件对晶粒细化的影响

温度和应变速率对晶粒细化的影响以 Zener-

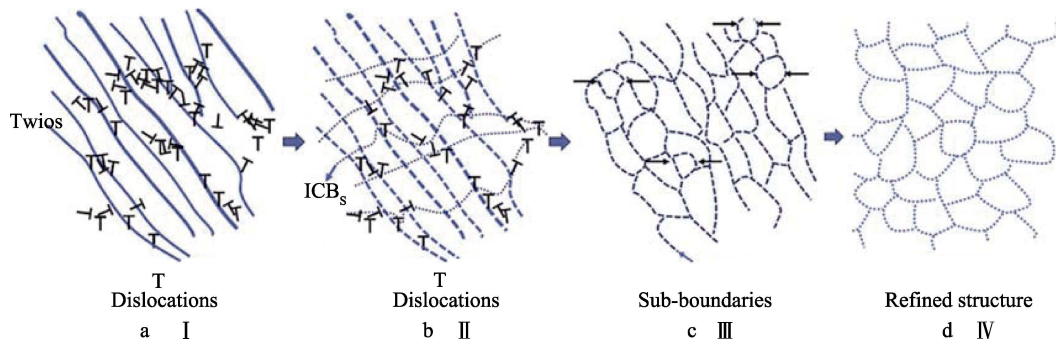


图 17 低 SEF 的面心立方结构金属变形过程

Fig.17 Deformation process of face-centered cubic structure metal with low SEF

Hollomon (Z) 指数描述。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q / RT)$$

式中： R 为气体常数； Q 为变形激活能； $\dot{\epsilon}$ 为应变速率； T 为温度。降低温度和提高应变速率可以增大 Z 。以纯铜为例，一般其变形机制为位错运动，而当 $Z > 30$ 时发生孪晶，孪晶比例随 Z 增大而增大，晶粒尺寸进一步减小。这是因为提高 Z 使位错密度增加，由位错机制细化的晶粒尺寸减小；另一方面，随着孪晶的增加，通过孪晶/基体碎化和剪切引入的细晶的比例增大。

研究发现应变梯度对晶粒细化也有重要作用^[13]。应变梯度和几何必需位错密度成正比，应变梯度越大晶粒越细。SMGT 处理的纯镍中，由于大应变梯度和高应变速率，形成了厚度为 20 nm 的纳米层片结构，比通常获得的极限尺寸大大减小。

3.3 合金中的晶粒细化原理

合金中的细化机制还受不同相之间的相互影响^[37]。合金中的第二相粒子可以促进晶粒细化，第二相粒子作为障碍物，驱动了位错的产生和积累^[20]。TC4 中 α 相为 HCP 结构，SFE 高达 300 mJ/m²， β 相为 BCC 结构，在表面机械处理纳米化过程中，两相协调变形。变形开始时， β 相首先以位错机制细化；变形到一定程度后， α 相开始细化，其机制不是孪晶，仍然是位错机制^[37]。Y. G. Liu^[50]研究了 HESP 表面处理 TC4 钛合金过程中 α 相晶粒的细化机制，即表面剧烈塑性变形首先产生大量的位错缠结、位错带以及少数单系统张力孪晶，然后将原始晶粒细分为细长的超细晶，然后将其横向分解成等轴超细晶，并逐渐用锥形位错滑移取代了孪晶，随后，大多数具有 HCP 结构的等轴 UFG 超细晶都要进行晶体旋转，以转变为随机取向的等轴纳米晶粒。Ni. AO 等^[51]研究了经过 UIRT 处理的 TC4 钛合金中 β 相的纳米晶化机理，发现 β 相的梯度纳米结构主要是通过位错活动形成的，而没有发生形变孪晶，位错首先在 β 相的相界面处产生，在 α 相中发生高密度的位错。然后通过纵向分裂和横向击穿，将粗大的 β 晶粒逐渐转变为等轴纳米晶粒，这些

晶粒是由位错滑移、纠缠、堆积和重排产生的。此外，随着应变的增加， β 纳米晶粒将通过位错活动进一步细化。

综上，金属表面机械变形晶粒细化受多重因素的影响，包括金属本身晶体结构和堆垛层错能，还包括变形条件如温度、应变速率、应变梯度等，此外还受不同相之间的相互影响，是一个多因素参与的复杂过程。

4 结语

利用塑性变形制备纳米材料已成为被广泛关注的途径，得到了充分的发展，但在变形技术和细晶机理方面仍面临着巨大的挑战。在变形技术方面，发展制备大尺寸纳米材料的新技术，进一步提高变形速率和变形梯度，实现可以控制微观结构的制备是一个重大的命题。在变形机理方面，研究多重因素影响下的金属晶粒细化机制，掌握其细化规律，对可控制备的新技术发展具有重要意义。以上挑战会为塑性变形制备纳米材料带来新的发展机遇。

参考文献：

- [1] 刘刚, 雍兴平, 卢柯. 金属材料表面纳米化的研究现状[J]. 中国表面工程, 2001, 14(3): 1—5.
LIU Gang, YONG Xing-ping, LU Ke. The Current Situation of Researches of Surface-Nanocrystallization on Metallic Materials[J]. China Surface Engineering, 2001, 14(3): 1—5
- [2] 陶乃镭, 卢柯. 纳米结构金属材料的塑性变形制备技术[J]. 金属学报, 2014, 50(2): 141—147.
TAO Nai-rong, LU Ke. Preparation Techniques for Plastic Deformation of Nanostructured Metallic Materials[J]. Journal of Metals, 2014, 50(2): 141—147.
- [3] VALIEV R Z, LANGDON T G. Principles of Equal-Channel Angular Pressing as a Processing Tool for Grain Refinement[J]. Prog Mater Sci, 2006, 51: 881—981.
- [4] ZHILYAEV A P, NURISLAMOVA G V, KIM B K, et al. Experimental Parameters Influencing Grain Refinement and Microstructural Evolution during High-Pressure Torsion[J]. Acta Mater, 2003, 51(3): 753.

- [5] SAITO Y, TSUJI N, UTSUNOMIYA H, et al. Novel Ultra-High Straining Process for Bulk Materials Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process-Science Direct[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(2): 579—583.
- [6] 卢柯. 梯度纳米结构材料[J]. *金属学报*, 2015, 51(1): 1—10.
LU Ke. Gradient Nanostructured Materials[J]. *Journal of Metals*, 2015, 51(1): 1—10.
- [7] WANG X, LI Y S, ZHANG Q, et al. Gradient Structured Copper by Rotationally Accelerated Shot Peening[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, 33(7): 58—61.
- [8] LU K, LU J. Nanostructured Surface Layer on Metallic Materials Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004(375/376/377): 38—45.
- [9] MAO X, SUN J, FENG Y, et al. High-Temperature Wear Properties of Gradient Microstructure Induced by Ultrasonic Impact Treatment[J]. *Materials Letters*, 2019, 246: 78—81.
- [10] WANG K, TAO N R, LIU G, et al. Plastic Strain-Induced Grain Refinement at the Nanometer Scale in Copper[J]. *Acta Mater*, 2006, 54(19): 81—91.
- [11] SHAHREZAEI S, SUN Y, MATHAUDHU S N. Strength-Ductility Modulation via Surface Severe Plastic Deformation and Annealing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019: 138023.1—138023.9.
- [12] YAO Q, SUN J, ZHANG G, et al. Enhanced Toughness of Nitrided Layers Formed on Ti-6Al-4V Alloy via Surface Mechanical Attrition Pre-Treatment[J]. *Vacuum*, 2017, 142: 45—51.
- [13] HE B L, XIONG L, JIANG M M, et al. Surface Grain Refinement Mechanism of SMA490BW Steel Cross Joints by Ultrasonic Impact Treatment[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2017, 24(4): 410—414.
- [14] 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 Mater*, 2008, 59: 546—549.
- [15] FANG T H, LI W L, TAO N R, et al. Revealing Extraordinary Intrinsic Tensile Plasticity in Gradient Nano-Grained Copper[J]. *Science*, 2011, 331(6024): 87—90.
- [16] LIU X C, ZHANG H W, LU K. Formation of Nano-Laminated Structure in Nickel by Means of Surface Mechanical Grinding Treatment[J]. *Acta Mater*, 2015, 96: 24—36.
- [17] XU P, LUO H, HAN Z, et al. Tailoring a Gradient Nanostructured Age-Hardened Aluminum Alloy Using High-Gradient Strain and Strain Rate[J]. *Materials & Design*, 2015, 85: 240—247.
- [18] WANG P F, HAN Z, LU K. Enhanced Tribological Performance of a Gradient Nanostructured Interstitial-Free Steel[J]. *Wear*, 2018, 402/403: 100—108.
- [19] XU W, LIU X C, LU K. Strain-Induced Microstructure Refinement in Pure Al below 100 nm in Size[J]. *Acta Mater*, 2018, 152: 138—147.
- [20] ZHOU X, LI X Y, LU K. Strain Hardening in Gradient Nano-Grained Cu at 77 K[J]. *Scripta Mater*, 2018, 153: 6—9.
- [21] WANG J J, TAO N R, LU K. Revealing the Deformation Mechanisms of Nanograins in Gradient Nanostructured Cu and CuAl Alloys under Tension[J]. *Acta Mater*, 2019, 180: 231—242.
- [22] LIU X C, ZHANG H W, LU K. Strain-Induced Ultra-hard and Ultrastable Nanolaminated Structure in Nickel[J]. *Science*, 2013, 342(6156): 337—340.
- [23] HUANG H W, WANG Z B, LU J, et al. Fatigue Behaviors of AISI 316L Stainless Steel with a Gradient Nanostructured Surface Layer[J]. *Acta Mater*, 2015, 87: 150—160.
- [24] LIU M, LI J Y, MA Y, et al. Surface Nanocrystallization and Property of Ti6Al4V Alloy Induced by High Pressure Surface Rolling[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 289: 94—100.
- [25] HE Q Y, ZHU M, MEI Q S, et al. Microstructural and Hardness Gradients in Cu Processed by High Pressure Surface Rolling[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, 219: 12—25.
- [26] 袁兴栋, 许斌, 杨晓洁. 快速多重旋转碾压方法在 45 钢表面制备纳米结构[J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(2): 204—207.
YUAN Xing-dong XU Bin, YANG Xiao-jie. Surface Nanocrystallization of Steel 45 Induced by Fast Multiple Rotation Rolling[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2016, 37(2): 204—207.
- [27] 袁俊瑞, 徐佳, 周振宇, 等. 滚压诱导纯铜表面梯度纳米结构磨损行为研究[J]. *机械工程学报*, 2017, 53(24): 49—54.
YUAN Jun-rui, XU Jia, ZHOU Zhen-yu, et al. Study on Wear Behavior of Gradient Nanocrystalline Structure on Pure Copper Surface Induced by Burnishing[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2017, 53(24): 49—54.
- [28] XIE S L, WANG Z B, LU K. Diffusion Behavior of Cr in Gradient Nanolaminated Surface Layer on an Interstitial-Free Steel[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(3): 460—464.
- [29] WANG P F, HAN Z. Friction and Wear Behaviors of a Gradient Nano-Grained AISI 316L Stainless Steel under Dry and Oil-Lubricated Conditions[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(10): 35—42.
- [30] 黄卓笑, 张显程, 涂善东, 等. 表面深滚处理对纯镍组织性能及残余应力分布的影响[J]. *航空材料学报*, 2016, 36(1): 39—47.
HUANG Zhuo-xiao, ZHANG Xian-cheng, TU Shan-dong, et al. Effects of Surface Deep Rolling Treatment on Mechanical Properties and Residual Stress Field in Pure[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2016, 36(1): 39—47.
- [31] LI X, GUAN B, JIA Y F, et al. Microstructural Evolu-

- tion, Mechanical Properties and Thermal Stability of Gradient Structured Pure Nickel[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2019, 32(8): 951—960.
- [32] WANG Y P, LI Y, SUN K. Effect of Process Duration on the Microstructures of Fast Multiple Rotation Rolling-Induced Nanocrystalline Layer and Its Wear Properties[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 252: 59—66.
- [33] ZHAO X, XUE G, LIU Y. Gradient Crystalline Structure Induced by Ultrasonic Impacting and Rolling and Its Effect on Fatigue Behavior of TC11 Titanium Alloy[J]. *Results in Physics*, 2017, 7: 45—51.
- [34] AO N, LIU D, ZHANG X, et al. Enhanced Fatigue Performance of Modified Plasma Electrolytic Oxidation Coated Ti-6Al-4V Alloy: Effect of Residual Stress and Gradient Nanostructure[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 489: 595—607.
- [35] KARIMI A, AMINI S. Steel 7225 Surface Ultrafine Structure and Improvement of Its Mechanical Properties Using Surface Nanocrystallization Technology by Ultrasonic Impact[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 83(5/6/7/8): 27—34.
- [36] FU X, WANG X, WANG Q, et al. Effect of Surface Self-Nanocrystallization on Diffusion Bonding between a Titanium Alloy and a TiAl-Based Alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27(10): 51—60.
- [37] ZHANG Cong-hui, SONG Guo-dong, WANG Yao-mian, et al. Effect of Surface Nanocrystallization on Fatigue Crack Initiation and Propagation Behavior in Pure Zr[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2020, 20: 794.
- [38] ZHOU Liu-cheng, LONG Chang-bai, HE Wei-feng. Improvement of High-Temperature Fatigue Performance in the Nickel-Based Alloy by LSP-Induced Surface Nanocrystallization[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 54: 744.
- [39] YE Yong-da, SUN Zhi-yan, LI Xiao-pei, et al. Nanocrystallization and Enhanced Surface Mechanical Properties of Commercial Pure Titanium by Electropulsing-Assisted Ultrasonic Surface Rolling[J]. *Materials & Design*, 2018, 149: 214—227.
- [40] MALEKI Erfan, MALEKI Nasim, FATTAHI Alborz, et al. Mechanical Characterization and Interfacial Enzymatic Activity of AISI 316L Stainless Steel after Surface Nanocrystallization[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 15: 405.
- [41] 陈涵悦. TC4 钛合金表面纳米化与离子渗氮的工艺、结构与性能[D]. 广州: 华南理工大学, 2020: 18—20.
CHEN Han-yue. Process and Structure and Properties of TC4 Titanium Alloy Surface Nanosized with Ion Nitriding[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2020: 18—20.
- [42] WU Y, SUN Z, BRISSET F. In-Situ EBSD Investigation of Thermal Stability of a 316L Stainless Steel Nanocrystallized by Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. *Materials Letters*, 2020, 64: 263.
- [43] 霍东. 表面纳米化 TC4 钛合金低温扩散连接工艺及机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019: 40—41.
HUO Dong. Study on the Process and Mechanism of Low Temperature Diffusion Joining of Surface Nanosized TC4 Titanium Alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019: 40—41.
- [44] SHI Lei, CUI Xiu-fang, JIN Guo, et al. Study on Micro-Mechanism of Carbon Atom Diffusion in Surface Nanocrystallization Low Carbon Alloy Steel Using Molecular Dynamics Simulation[J]. *Vacuum*, 2021, 52: 184.
- [45] 郝瑞. 表面纳米强化 6063 铝合金散热冷板扩散焊工艺及性能研究[D]. 长春: 吉林大学, 2020: 23—25.
HAO Rui. Study on Diffusion Welding Process and Performance of Surface Nano-Reinforced 6063 Aluminum Alloy Heat Dissipation Cold Plate[D]. Changchun: Jilin University, 2020: 23—25.
- [46] LI C, CUI W, ZHANG Y. Surface Self-Nanocrystallization of $\alpha+\beta$ Titanium Alloy by Surface Mechanical Grinding Treatment[J]. *Metals and Materials International*, 2017, 23(3): 512—518.
- [47] PAN Xin-lei, HE Wei-feng, WANG Xue-de, et al. Plastic Deformation Behavior of Titanium Alloy by Warm Laser Shock Peening: Microstructure Evolution and Mechanical Properties[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 25: 405—407.
- [48] ZHANG C, HU K, ZHENG M, et al. Effect of Surface Nanocrystallization on Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Alloys with Bimodal and Lamellar Structure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 813(S1): 141142.
- [49] LIU Ru-yi, YUAN Shuo, LIN Nai-ming, et al. Application of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification (UNSM) Technique for Surface Strengthening of Titanium and Titanium Alloys: A Mini Review[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 1: 13.
- [50] LIU Y G, LI M Q, LIU H J. Surface Nanocrystallization and Gradient Structure Developed in the Bulk TC4 Alloy Processed by Shot Peening[J]. *J Alloy Compd*, 2016, 685: 186—193.
- [51] NI Ao, DAO Xin, LIU Xiao-hua, et al. Surface Nanocrystallization of Body-Centered Cubic Beta Phase in Ti-6Al-4V Alloy Subjected to Ultrasonic Surface Rolling Process[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2019, 20: 361. 405—407.