第 36 卷 第 4 期 中 国 机 械 工 程 Vol.36 No.4
2025 年 4 月 CHINA MECHANICAL ENGINEERING pp.732-742

挤压-切削制备可控厚度的双层梯度结构带材的新工艺及机理

庞学勤[1,2] 赵俊宇[1] 邓文君[2] 曾俞宁[2] 钟佩璇[2*]
1.昆明理工大学机电工程学院,昆明,650500
2.华南理工大学机械与汽车工程学院,广州,510641

摘要:为解决超细晶材料强度高但延展性低的问题,设计了独特的挤压刀具及挤出通道,使材料在挤压、摩擦和切削的耦合作用下,一步制备厚度可控的双层梯度结构超细晶带材。采用数值模拟与试验相结合的方法对双层梯度结构纯铜带材的成形过程进行分析与研究,探索了挤压-切削加工机理以及工艺参数对双层梯度微结构的影响规律。研究结果表明,相比于原纯铜试样,挤压-切削制备的双层梯度结构纯铜带材的最大硬度约提高了三倍,同时带材也表现出优异的强度-延展性协同作用,即在牺牲部分延伸率情况下,屈服强度接近翻倍,极限抗拉强度则实现了四倍增长。

关键词:挤压-切削;可控厚度;双层梯度结构;梯度超细晶带材;机械性能
中图分类号:TG376
DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2025.04.010 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

New Process and Mechanism of Squeeze-machining for Preparing Bilateral Gradient Structure Sheets with Controllable Thickness

PANG Xueqin[1,2] ZHAO Junyu[1] DENG Wenjun[2] ZENG Yuning[2] ZHONG Peixuan[2*]
1.Faculty of Electrical and Mechanical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming, 650500
2.School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou, 510641

Abstract: To address the issues of high strength but low ductility in ultrafine-grained materials, a unique squeeze tool and extrusion channel design was developed. This design enabled the one-step fabrication of ultrafine-grained sheets with a controllable thickness and a bilateral gradient structure through the combined effects of squeeze, friction and cutting. The numerical simulation and experimental methods were combined to analyze the forming processes of bilateral gradient structured pure copper sheets. The mechanism of squeeze-machining machining and the influences of processing parameters on the formations of the bilateral gradient microstructure were explored. The results show that, compared to the original pure copper samples, the maximum hardness of the pure copper sheets prepared using the squeeze-cutting method is increased by approximately threefold. Additionally, the sheets exhibit an excellent strength-ductility synergy: while some ductility is sacrificed, the yield strength nearly is of doubles, and the ultimate tensile strength increases by a factor of four.

Key words: squeeze-machining; controllable thickness; bilateral gradient structure; gradient ultra-fine-grained sheet; mechanical property

0 引言

强度-延展性的协同是金属材料发展和应用中的一大障碍[1]。近年来,研究人员提出了有希望解决强度和延展性协同性问题的策略,即异质结构设计,其中梯度结构作为异质结构的典型代表,既可有效改善超细晶/纳米晶材料的强度-塑性“倒置”矛盾,又可使不同特征尺寸的结构相互协调,避免结构尺寸突变引起的性能突变,使材料使役行为和整体性能得到优化提高[2]。目前,制备梯度结构材料的工艺主要有电化学沉积以及大塑性变形方法。

电化学沉积可通过改变试剂浓度、流压密度、催化强度等,诱导基材产生梯度结构[3],但沉积的控制过程可控性差且往往存在不确定性,易使梯度结构内部产生应力及偏析杂质,影响材料性能的稳定[4]。另外,电化学沉积的过程中还会产生大量有毒废液,这与当下强调的绿色发展理念相悖,因此电化学沉积法在实际应用中并不广泛。

大塑性变形法制备梯度结构的主要工艺有表

收稿日期:2024-07-28
基金项目:国家自然科学基金(52075187);云南省基础研究计划(202301BE070001-021,202401CF070145)

面机械碾压[5]、表面机械研磨[6]、表面机械滚压[7]、滑动摩擦[8]、喷丸[9]等。WU 等[10]通过表面机械滚压工艺在商业纯钛上制备了梯度纳米结构层，相比于粗晶试样，其强度提高 1.8 倍后延展性只下降了 22%。CHENG 等[11]通过调整表面机械研磨时间来制备梯度结构的纯铜，其屈服强度可达粗晶纯铜的 2.3 倍。ZHANG 等[12]通过超声喷丸的方法制备了新型轴承钢材料的梯度结构超细晶，相比于粗晶，虽然其抗磨损性大幅提高却也牺牲了部分韧性。

目前主流的大塑性变形方法制备的超细晶材料具有强度高的优点，但是同时其塑性差的缺点也较为凸显。梯度结构的存在可以提高超细晶材料的塑性，但表面机械变形的深度往往会受到限制，使得梯度结构的分布层较浅，通常仅有数十至百微米的范围，极少实现大厚度下（大于 1 mm）的全尺寸（尺寸范围内的全部区域）梯度结构。此外，如果要制备双层梯度结构，对于上述不同种类的大塑性变形工艺则需要在调转工件位置后继续重复多道次或多工步的工艺，这无疑将严重降低加工效率。

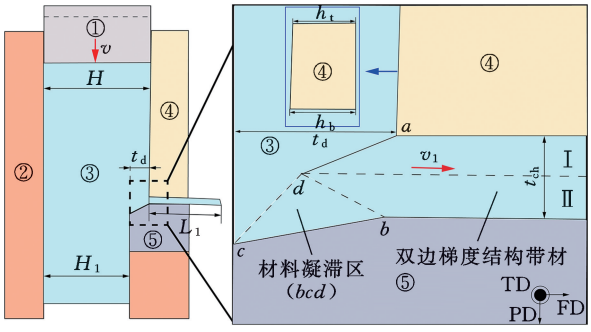
本研究通过设计独特的挤压-切削模具，使表层材料在挤压、切削和摩擦的耦合作用下从工件剥离，形成具有全尺寸条件下的双层梯度结构超细晶的带材/薄板，并有效弥补上述大塑性变形工艺制备梯度结构材料方面的不足。除此之外，挤压-切削工艺还有如下的突出优势：①工艺简单，挤压刀具、模具等制造快捷方便，且具有成熟的冲床装备，制备成本低廉；②梯度结构可控性极高，可通过调整工艺参数实现大厚度、大尺寸的双层梯度结构带材制备；③梯度结构转化率极高，即成形的带材可全部转化为梯度结构，且仅通过一步变形法即可制备双层梯度结构超细晶金属带材，生产力高。此外，相比于其他多道工序制备的表面机械加工法，挤压-切削法具有高效节能的特点，不需要辅助的加压设备以及额外的冷却润滑措施，是一种新型的绿色制造方法。

本研究将试验与数值模拟相结合，对挤压-切削的过程进行分析，研究工艺参数对制备双层梯度超细晶结构纯铜带材的影响规律，对挤压-切削制备的梯度材料的显微组织、机械性能进行分析，完善挤压-切削工艺理论。

1　挤压-切削原理与实验设计

1.1　挤压-切削原理及双层梯度结构超细晶带材的形成

挤压-切削是通过一步变形过程以低成本方式制备双层梯度结构超细晶带材的新型大塑性变形方法。图 1 是挤压-切削工艺的原理示意图。该加工过程在本质上与 HU 等[13]提出的负倒棱刀具切削类似。但与之不同的是，冲头在以恒定速度下压推动工件向下移动时，工件将首先受到挤压刀具的挤压作用促使表层晶粒发生破损，然后在主刀具倒棱刃 cb 的挤压和切削作用下，使工件表层材料从基体剥离，最后被剥离的表层工件材料从主刀具和挤压刀具形成的压缩通道内被挤出，形成形状规整的带材。其中所形成带材的顶表面区域（靠近挤压刀具，即区域Ⅰ）和底表面区域（靠近主刀具，即区域Ⅱ）分别呈现出具有晶粒尺寸梯度变化的微结构，即双层梯度结构。



①冲头　②模具　③工件　④挤压刀具　⑤主刀具

bc：负倒棱边　a：挤压刀具顶点

图 1　挤压-切削制备双层梯度结构带材的示意图

Fig.1　Schematic diagram of squeeze-machining for the preparation of bilateral gradient structure sheets

图 2 展示了挤压-切削过程中带材内部的变形演化过程。双层梯度结构超细晶带材的形成取决于挤压、摩擦、切削和挤出的耦合作用。变形首先开始于挤压刀具对工件表层材料产生的挤压变形以及由于工件移动带来的摩擦效应，主要表现为正向的挤压应变和负向的摩擦变形。然后当材料继续流动经过剪切带 adc 后（图 1），产生了由切削引起的正向剪切变形。值得说明的是，该阶

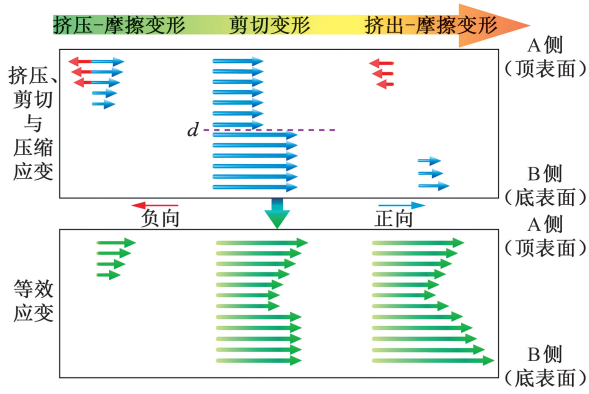


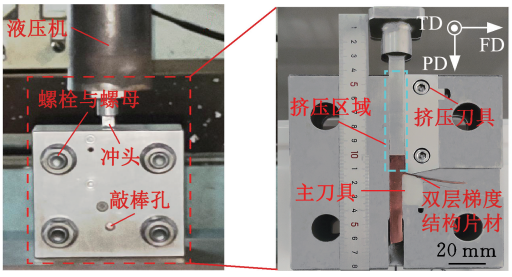
图 2　挤压-切削中带材变形演化过程

Fig.2　The sheet deformation evolution process in squeeze-machining

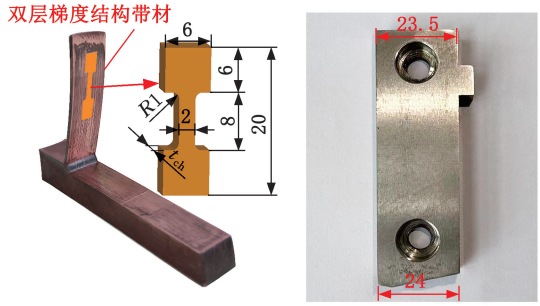
段内产生的剪切变形是不均匀的，以材料凝滞区顶点 d 的水平位置为分界，当材料流过剪切带 db 后还会造成二次剪切变形。最后工件材料进入由主刀具和挤压刀具形成的通道内经受压缩和摩擦变形的耦合作用。这是由于材料未变形厚度由原先的 t_d 减小到 t_{ch}（带材成形厚度），同时带材在挤出流动的作用下还将与通道内壁产生反向的摩擦变形。以上材料的变形过程可相互耦合，且每个阶段内产生的等效应变也可叠加。在带材 A 侧（顶表面），正向变形通过发生在相同区域的负向摩擦变形来平衡，从而抵消部分正向应变。另一方面，靠近 B 侧（底表面）的材料经历了双重剪切，使得带材的底部区域承受更大的剪切应变。而在带材通过挤压通道时，在挤压-摩擦变形区域也会由于通道内的摩擦力产生反向应变。综上，挤压-切削使带材产生从 A 侧到 B 侧等效应变先减小后增加的变化趋势，进而导致带材内部的双层应变梯度分布，如图 2 所示。

1.2 实验设计

图 3 展示了挤压-切削的实验装置以及所制备出的双层梯度结构带材。实验中借助液压机实现挤压-切削加工过程（图 3a），挤压刀具（图 3d）宽度从顶部的 23.5 mm 逐渐增加到底部的 24 mm，以确保垂直通道内宽度逐渐减小。工件材料为退火态纯铜，其成分如表 1 所示，工件的初始尺寸为 12 mm×12 mm×70 mm，退火态纯铜的平均晶粒尺寸约为 110 μm。实验中采用不同的挤出厚度 t_{ch}（1.0、1.2、1.4、1.6 mm）作为控制变量，其他加工参数与刀具参数保持一致，如表 2 所示。



(a)挤压-切削工艺设备　(b)挤压后模具内部情况



(c)纯铜片材形貌　(d)挤压刀具

图 3 挤压-切削加工设备及制备的双层梯度结构纯铜带材

Fig.3 Squeeze-machining processing equipment and prepared pure copper sheets with bilateral gradient structure

表 1 退火态纯铜的成分（质量分数）及微观结构

Tab.1 Composition (mass fraction) and microstructure of pure copper in annealed state %

w(Cu)	w(Zn)	w(P)	w(Pb)	w(Sb)	w(S)
≥99.98	≤0.004	≤0.004	≤0.0035	≤0.0025	≤0.0025

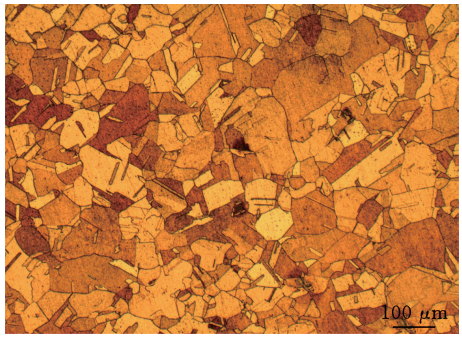
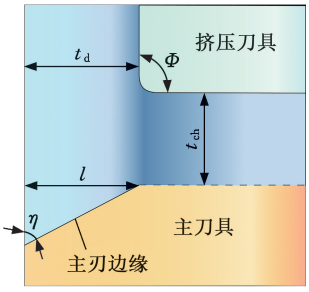


表 2 加工参数及相关参数

Tab.2 Processing parameters and related parameters

加工参数	挤压速度 v/(mm·s^{-1})	25
	未变形厚度 t_d/mm	2
	挤压距离/mm	56±2
	挤压刀具角度 Φ/(°)	89.3
	挤出厚度 t_{ch}/mm	1.0,1.2,1.4,1.6
	主刀具前角 α/(°)	0
	犁耕角度 η/(°)	60
	主刃边缘的投影长度 l/mm	2
加工参数和刀具参数间的关系		

为了评估双层梯度结构带材的机械性能，针对所形成的带材制备了拉伸试样（图 3c）。采用万能电子拉力机在室温下进行拉伸试验，应变率为 0.002 s^{-1}。在带材 TD 平面上进行维氏硬度测量，载荷为 0.2 kg，保载时间为 15 s。对于双层梯度结构带材的微结构分析与表征，采用光学显微镜观察带材的金相组织，并使用电子背散射衍射技术（EBSD）对微观组织进行深入研究，同时运用扫描电镜观察拉伸后的微观断裂结构。

1.3 挤压-切削有限元模型的建立

本研究采用 Deform-3D 软件进行有限元建

模与分析。由于挤压-切削所用的模具材质为高速钢,它具有高强度和高硬度,故在模拟中可以忽略其形变,将其设为刚体,材料为 DEFORM 材料库中所提供的 AISI-D2。省去紧固件等的固定与连接作用,保留对工件加工有实际影响的部分。网格类型选用四面体网格,为提高仿真精度,对挤出通道开口处的工件进行局部网格细化处理,细化比例为 0.001∶1,如图 4 所示。

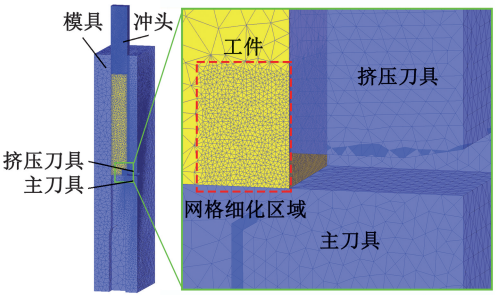


图 4　挤压-切削三维有限元模型

Fig.4　Squeeze-machining 3D finite element model

将工件设置为塑性体,纯铜材料为 DEFORM 材料库所提供的 C10100,由于本研究使用的纯铜原样经过了退火处理,因此材料库中的材料本构模型并不适用,根据相关文献确定其应力-应变方程为[14]

$$\sigma = 330\varepsilon^{-0.235}$$

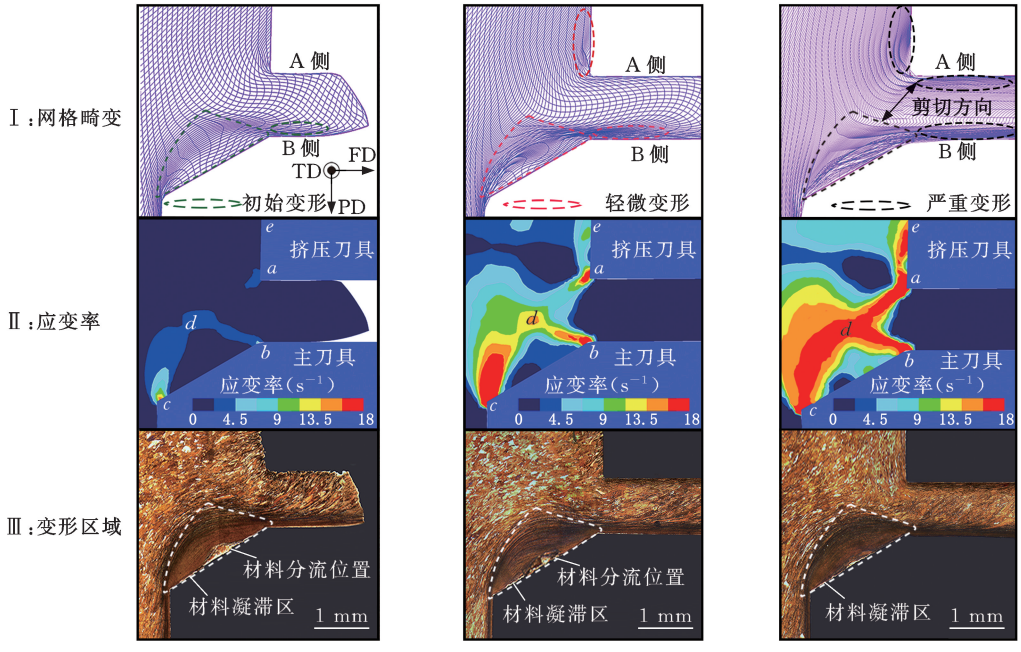
式中:σ 为材料的流动应力;ε 为等效应变。

数值模拟对应于实验,将挤出厚度 t_{ch} 分别设定为 1.0、1.2、1.4、1.6 mm,其余相关加工参数和刀具参数与实验条件保持一致。鉴于实验在室温条件下进行,因此设定传热系数为 40 W/(m^2 · K)。考虑到带材在成形过程中与挤出通道之间的滑动摩擦,将挤压-切削过程中的摩擦情况简化为剪切摩擦[15],并设定摩擦因数为 0.2[15-16]。在模拟仿真过程中,为确保分析的准确性,模拟结果以达到稳态条件后的时刻进行选取。

2　挤压-切削过程分析

2.1　双层梯度结构的形成过程

图 5 所示为双层梯度结构超细晶带材的形成过程。其中,行Ⅰ为有限元分析下挤压-切削过程中网格的畸变过程,行Ⅱ为网格畸变下对应的应变率分布情况,行Ⅲ为带材在不同成形阶段下的主要变形区域。研究发现双层梯度结构带材的形成过程由三个阶段组成,即初始变形阶段(图 5a)、初始成形阶段(图 5b)以及稳定成形阶段(图 5c)。



(a)初始变形阶段　(b)初始成形阶段　(c)稳定成形阶段

图 5　双层梯度带材的形成过程

Fig.5　Formation process of bilateral gradient sheet

材料的初始变形阶段如图 5a 所示。当冲头开始下压后,工件在挤压刀具和主刀具的共同作用下经历了挤压和切削的耦合变形作用,使得表面材料与工件分离,并在侧向挤出通道口处产生初始变形,如图 5aⅠ所示。在主刃边缘的上端开始形成了两个交叉的剪切带(adc 和 db),并在主刀具及挤压刀具附近形成初始变形区,如图 5aⅡ所示。从图 5aⅢ中可以看出,粗晶开始沿着剪切方向被拉长,且部分工件材料进入挤压通道。同时,材料在主刃边缘上方发生堆积,表明材料受到挤压作用后出现堆积并形成材料凝滞区。

随着挤压过程的继续进行,带材进入初始成

形阶段，如图 5b 所示。在挤压刀具的刀尖处开始发生挤压变形，并伴随着网格畸变（图 5bⅠ），这是因为在材料流动过程中，挤压刀具对上表面材料施加了挤压变形，同时形成 ea、adc 和 db 三条剪切带（图 5bⅡ）。随着材料在主刃边缘前的堆积行为加剧，材料分流区域缩小，这意味着材料凝滞区中的塑性变形增大（图 5bⅢ），因此，该区域的微观组织结构开始出现模糊的晶界。带材的 A、B 两侧受到剧烈的挤压和摩擦作用，使晶粒微组织被显著细化并呈现出流线型特征。对比发现，在带材顶底两侧均观察到晶粒细化现象，而在带材内部出现拉长晶，这表明双层晶粒尺寸梯度的微观组织结构初步形成。

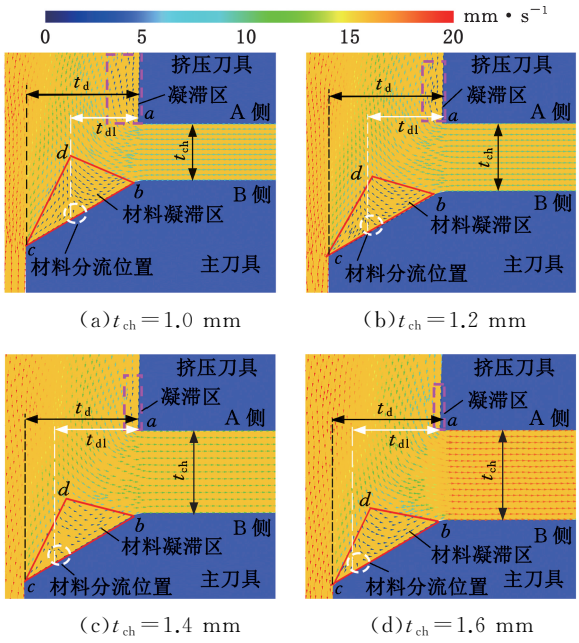
随着冲头继续下压，带材进入了稳定成形阶段，如图 5c 所示。该阶段内在剪切和挤压变形中还伴随着剧烈摩擦，导致 A、B 两侧的网格畸变更加明显，而带材中心区域的变形却远小于两侧，如图 5cⅠ所示。剪切带 adc 和 db 的完全形成表明材料在更靠近 B 侧时遭受到双重剪切作用。此外剪切带 ea 的完全形成也预示着 A 侧发生了严重的挤压变形行为（图 5cⅡ）。随着材料持续在主刃边缘上堆积，材料分流位置在材料凝滞区消失，此现象表明带材的成形已进入稳定阶段（图 5cⅢ）。此阶段内 A 侧晶粒破碎程度较前一阶段更为剧烈，而 B 侧的晶粒则较中心区域的晶粒更为细化。显然，在带材厚度方向上出现了两个明显的晶粒细化梯度，标志着双层梯度结构带材的完全形成。

2.2 材料流动速率

图 6 所示为带材在稳定成形下不同挤出厚度 t_{ch} 对材料流动速率的影响。在主刃边缘上端和挤压刀具前端可以清楚观察到材料凝滞区域。值得注意的是，摩擦作用对在接触挤压通道内的上下表面材料流动影响相对较小，相应地对材料流速的影响也比较小，因此通道内的流速将会趋于均匀。随着挤出厚度 t_{ch} 的增大，位于挤压刀具前端的凝滞区减小，同时挤出通道内材料流速显著增加；而位于主刃边缘上端的凝滞区面积则随着挤出厚度 t_{ch} 的增大基本没有变化。材料流经凝滞区上方时，经历了约 90°的转向，这表明工件材料首先经受了一次显著的剪切变形；而在材料分流位置处的右上方，流动方向转变了约 120°，并在经过 b 点时又发生了约 30°的额外转向，意味着部分材料在二次剪切时将出现更剧烈的变形。

2.3 等效应变

图 7 所示为在不同挤出厚度 t_{ch} 下的等效应



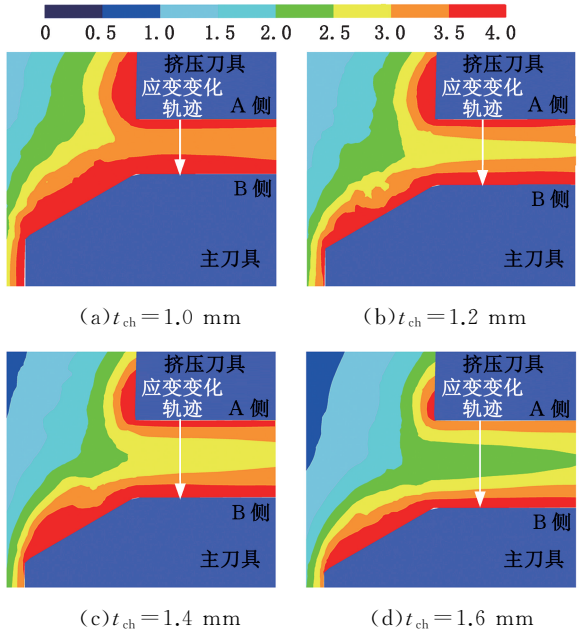
(a)t_{ch}=1.0 mm　(b)t_{ch}=1.2 mm

(c)t_{ch}=1.4 mm　(d)t_{ch}=1.6 mm

图 6　不同挤出厚度下成形带材的材料流动速度分布

Fig.6　Material flow velocity distribution of formed sheet at different extrusion thicknesses

变分布。带材挤出时工件表面受到挤压刀具的挤压作用以及挤出通道的摩擦作用，在 A 侧发生剧烈的塑性变形。成形带材的中部区域主要受剪切作用，塑性变形相对较小。带材 B 侧在挤出过程中，不仅受到材料凝滞区上方的双剪切作用，还受到来自横向挤出通道的挤压和摩擦作用。最终使得等效应变在带材厚度方向表现出显著的双层梯度分布。随着挤出厚度的增大，带材受到挤压刀具和挤出通道的挤压与摩擦作用逐渐减弱，导致



(a)t_{ch}=1.0 mm　(b)t_{ch}=1.2 mm

(c)t_{ch}=1.4 mm　(d)t_{ch}=1.6 mm

图 7　不同挤出厚度下成形带材的有效应变分布

Fig.7　Effective strain distribution of formed sheet at different extrusion thicknesses

带材上下两侧的塑性变形减小，尤其是在 A 侧，由于挤出厚度的增大，等效应变的减小效应更为显著。

为了明确地表现等效应变在带材厚度方向的变化情况，取垂直于挤出方向（图 7 白色箭头方向）的应变结果得到等效应变的变化规律，如图 8 所示。从图 8 中可以看到，从 A 侧到 B 侧，等效应变减小，在带材中间位置附近达到最小，随后又开始增大，在到达 B 侧后等效应变达到最大值。当挤出厚度 t_{ch} 分别为 1.0、1.2、1.4、1.6 mm 时，最大等效应变值分别为5.26、4.71、4.32 和 3.83，均出现在 B 侧，而最小等效应变分别为 3.56、2.84、2.57 和 1.84，均在带材中间区域。综上，等效应变沿带材厚度方向呈现明显的双层梯度分布。

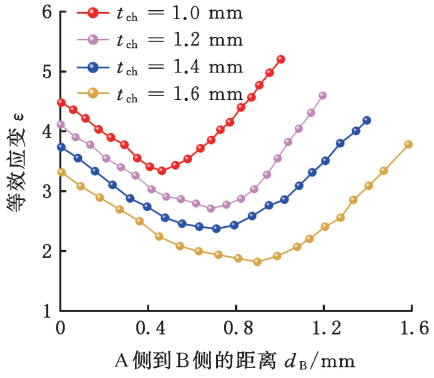


图 8　不同挤出厚度下等效应变的变化

Fig.8　Equivalent strain variation at different extrusion thicknesses

2.4　等效应变率

图 9 所示为不同挤出厚度 t_{ch} 下的等效应变率分布情况。在挤压刀具的刀尖 a 处以及主刃 b 和 c 处形成的扇形区域内出现倒“树杈”状的高等效应变率区域，这一区域的形成与材料的剪切滑移变形直接相关，而倒“树杈”状剪切带的形成是引导 B 侧材料二次剪切的关键，这也决定了双层梯度结构带材的成形。随着挤出厚度 t_{ch} 的增大，倒“树杈”状的等效应变率区域基本没有变化，且流经靠 B 侧的材料依然受到双重剪切作用，这也是挤压-切削高效且稳定制备双层梯度结构带材的关键。

3　实验结果分析

3.1　双层梯度结构带材的成形效果

图 10 展示了挤出厚度 t_{ch} 分别为 1.0、1.2、1.4、1.6 mm 时挤出成形的带材。尽管挤出厚度的变化可影响成形带材的长度，但是不会影响带材的成形效果。不同挤出厚度下均得到形状规整、厚度均匀的带材，这说明了挤压-切削工艺的高可

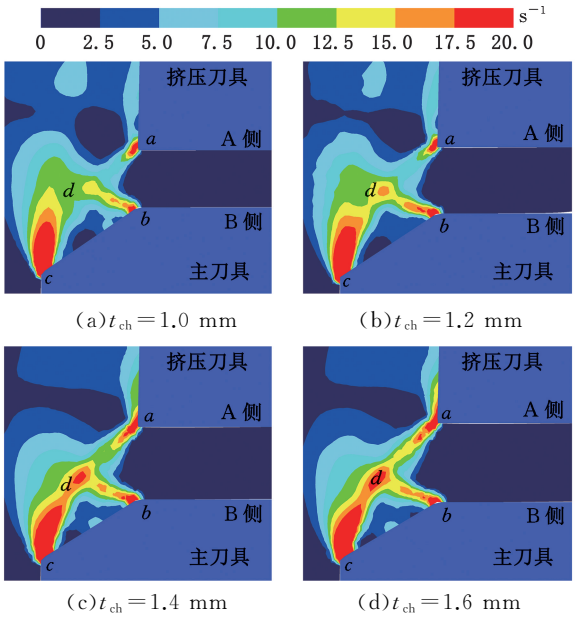


图 9　不同挤出厚度下成形带材的等效应变率分布

Fig.9　Equivalent strain rate distribution of formed sheets at different extrusion thicknesses

靠性。可靠的成形结果也表明此工艺过程中即使进行了挤出厚度上的参数调整也不会对带材成品的结构完整性产生负面影响，同时也表明了加工参数的改变不会影响带材的高转化率。

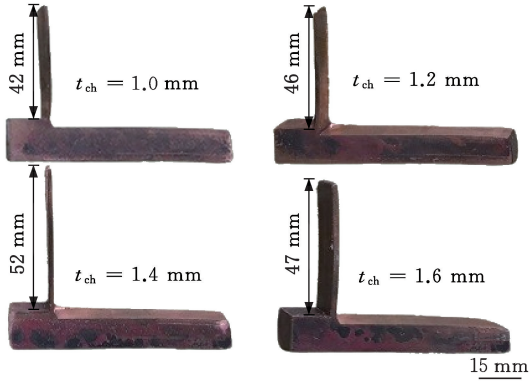


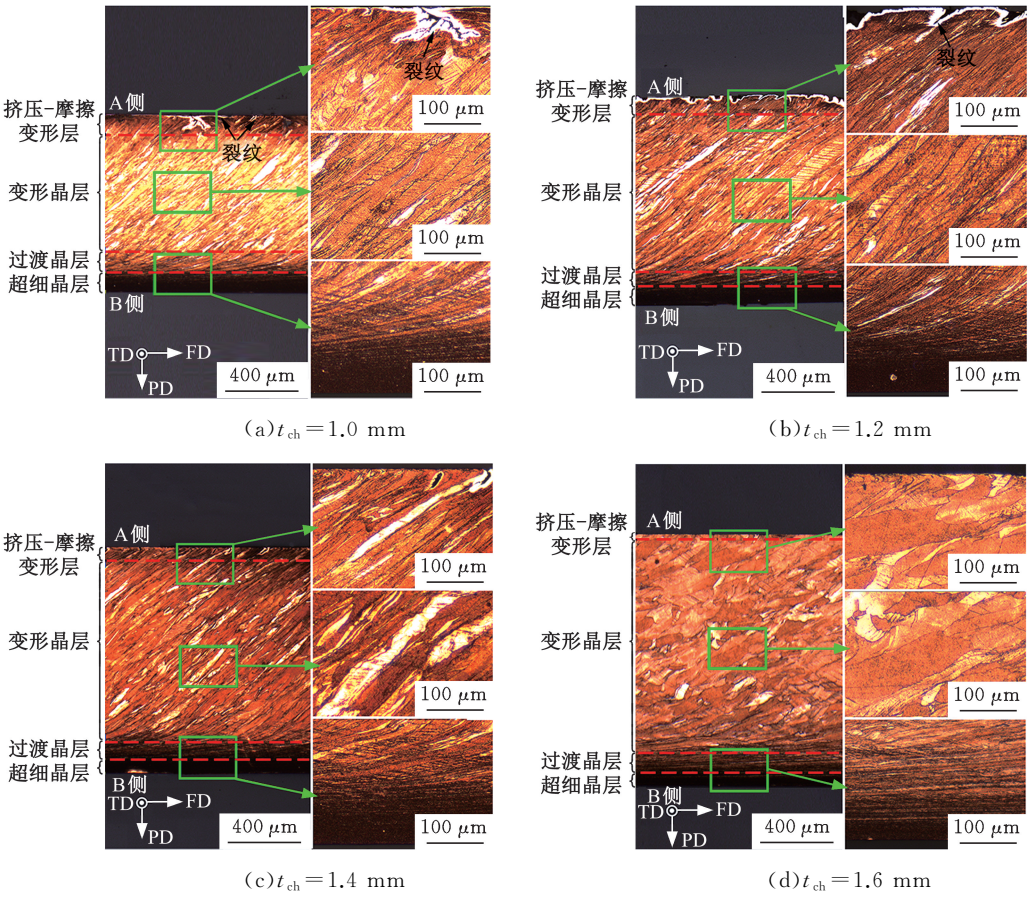
图 10　双层梯度结构带材成形的宏观形貌

Fig.10　Macroscopic morphology of sheet forming with bilateral gradient structure

3.2　金相特征

图 11 所示为不同挤压厚度下带材的金相显微组织。相比于原纯铜材，成形带材内部晶粒细化效应显著，沿厚度方向表现出复杂的微结构特征。根据晶粒尺寸和其形态将双层梯度结构自上而下（从 A 侧到 B 侧）分别划分为挤压-摩擦变形层、变形晶层、过渡晶层及超细晶层。在挤压-切削过程中，挤压-摩擦变形层内的晶粒细化主要源于挤压刀具的挤压和通道内的摩擦。结合图 5 的分析，在材料进入横向挤出通道之前，挤压刀具首先对原始粗晶进行挤压破碎，摩擦作用则是促使该变形层形成的另一关键。根据 SHARMA 等[17] 的研究，若带材与

挤压通道之间无滑动，则可认为塑性摩擦因数为 1。在此条件下材料流动的启动需要克服较大的摩擦阻力，这要求剪切流变应力不仅达到黏结应力，还要有足够的驱动力来克服与通道壁之间的高摩擦[18]。在变形晶层中，由于晶粒远离挤压刀具和挤出通道，避免了直接的挤压和摩擦作用，因此该层主要经历的是剪切变形，相应地，晶粒沿剪切方向被严重拉伸且变形较为均匀。与变形晶层相比，靠近 B 侧的过渡晶层因更靠近于材料凝滞区，因此受到了双重剪切的复杂力学作用，这加剧了层内晶粒的变形与破碎，导致微观组织显著细化。与其他变形层相比，超细晶层区域展现了最为显著的晶粒细化现象，因为此层内的晶粒不仅受到与过渡层晶层相似的双重剪切作用，还受到通道下表面摩擦的作用，因此此层中晶粒变形程度最高。从图 11 中可以清楚地观察到，从 A 侧到 B 侧晶粒尺寸呈现增大的趋势，在带材中部区域出现最大的变形晶尺寸，随着继续靠近 B 侧晶粒尺寸又急剧减小。可见，带材内部沿厚度方向表现出显著的双层晶粒尺寸梯度变化。



(a)t_{ch}=1.0 mm　(b)t_{ch}=1.2 mm

(c)t_{ch}=1.4 mm　(d)t_{ch}=1.6 mm

图 11　不同挤出厚度下带材的微观组织

Fig.11　Microstructure of sheets at different extrusion thicknesses

图 12 所示为不同挤出厚度下成形带材内部双层梯度结构中挤压-摩擦变形层、变形晶层、过渡晶层以及超细晶层的厚度变化。图 13 所示为挤压-摩擦变形层、变形晶层和超细晶层所占带材厚度的比例。随着挤出厚度的增大，变形晶层的厚度呈增长趋势，而挤压-摩擦变形层与超细晶层的厚度则表现出相反的变化趋势。结合图 11～图 13 可知，挤出厚度的增大使得带材的整体塑性变形程度降低，晶粒细化作用也随之减弱。该现象也证明了挤压-摩擦变形层与超细晶层的厚度会随着挤出厚度的增大而减小。当挤出厚度为 1 mm 和 1.2 mm 时，在 A 侧存在有明显的裂纹，如图 11a 和图 11b 所示，而在挤出厚度为 1.4 mm 和 1.6 mm 时，则没有裂纹产生。这是由于挤出厚度的增大将减小 A、B 两侧通道内的挤压力，进而抑制裂纹产生。因此通过调节挤出厚度可改变挤压-摩擦变形层、变形晶层与超细晶层在带材厚度中的比例，进而说明挤压-切削工艺对制备的双层梯度微结构具有高效的调控作用。

3.3　微观结构

为进一步分析双层梯度的微结构特征，对挤出厚度为 1 mm 带材上的各个变形层进行了 EBSD 表征。图 14 展示了挤压-摩擦变形层、变形晶层、过渡晶层和超细晶层的反极图(IPF)。

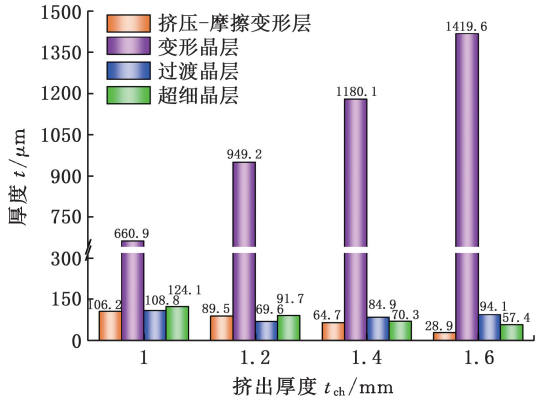


图 12　不同挤压厚度下挤压-摩擦变形层、变形晶层、过渡晶层和超细晶层的厚度

Fig.12　Thickness of extrusion-friction deformation layer, deformation crystal layer, transition crystal layer and ultrafine crystal layerat different extrusion thicknesses

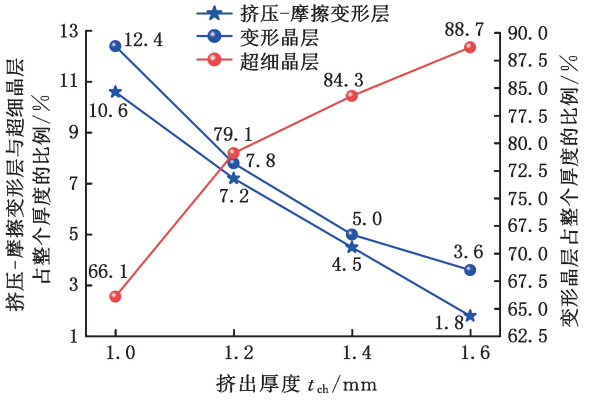


图 13　不同挤压厚度下挤压-摩擦变形层、变形晶层和超细晶层占整个板材厚度的比例

Fig.13　Proportion of extrusion-friction deformation layer, deformation crystal layer and ultrafine crystal layer to the whole plate thickness at different extrusion thicknesses

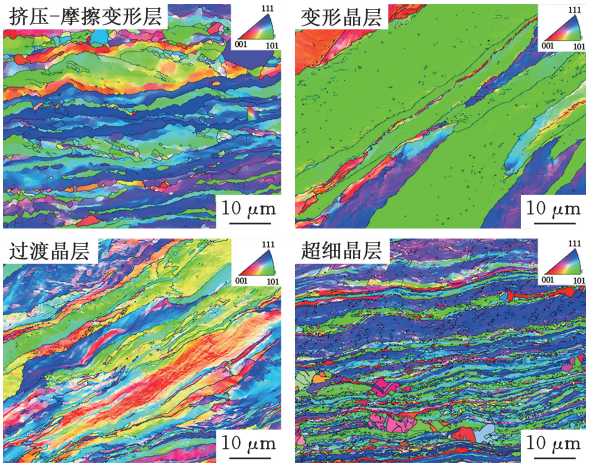


图 14　t_{ch}=1 mm 时双层梯度结构带材内部微观结构的 IPF 图

Fig.14　IPF image of the internal microstructure of bilateral gradient structure sheet at t_{ch}=1 mm

在挤压-摩擦变形层中，粗晶在挤压刀具的作用下发生破碎，然后在摩擦和挤压的共同作用下，晶粒变形程度将超过只受单一剪切的变形晶层。与变形晶层相比，在过渡晶层中的晶粒得到了进一步细化，取向也更加随机。在超细晶层中的晶粒表现出与图 11 中相似的最大细化程度，并形成了超细晶的微组织结构。图 15 展示了不同变形层内晶粒的再结晶分布情况(RF)，图中，红色为变形晶，黄色为亚晶，蓝色为再结晶。在变形晶层中未观察到再结晶现象，这是由于变形程度低的原因。而由于剧烈塑性变形的作用，在挤压-摩擦变形层、过渡晶层和超细晶层中的亚晶会明显增加。同时在挤压-摩擦变形层和超细晶层中，再结晶的数量也得到显著增加，这是由于剧烈塑性变形引起的动态再结晶，使得亚晶逐步向再结晶转变[19]。

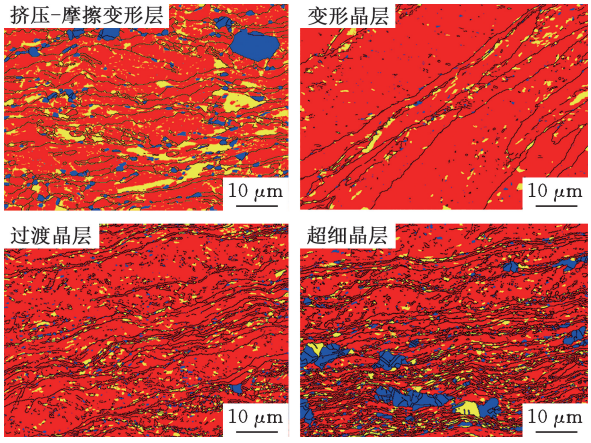


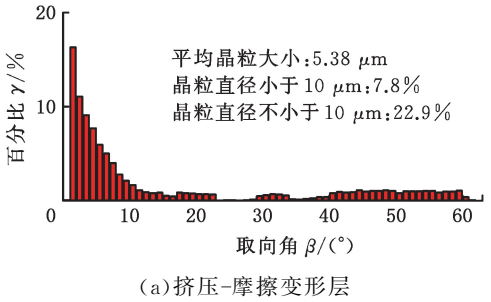
图 15　t_{ch}=1 mm 时双层梯度结构带材内部微观结构 RF 图

Fig.15　RF map of the internal microstructure of bilateral gradient structure sheet at t_{ch}=1 mm

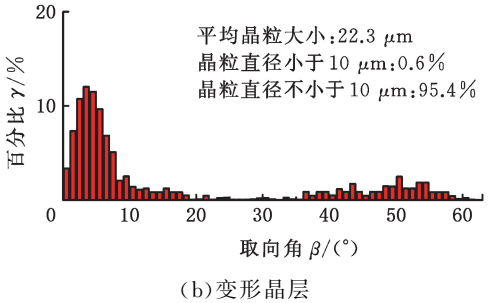
图 16 所示为不同变形层内的晶粒取向角 β 分布及其平均晶粒尺寸。其中挤压-摩擦变形层、变形晶层及过渡晶层的平均晶粒尺寸分别为 5.38 μm、22.3 μm 和 8.45 μm，而小角度晶界所占的比例分别为 76.5%、81.7%和 96.3%。在超细晶层中，由于显著的晶粒细化作用，平均晶粒尺寸减小至 0.74 μm，小角度晶界的比例也降至 61.8%，低于其他变形层。通过对比不同变形层的晶粒尺寸可以清楚观察到，晶粒尺寸沿带材厚度方向的变化趋势呈现出由细晶到粗晶再到超细晶的尺寸分布，这一结果充分证明了带材内部双层梯度结构晶粒尺寸分布的形成。

3.3.1　硬度分布

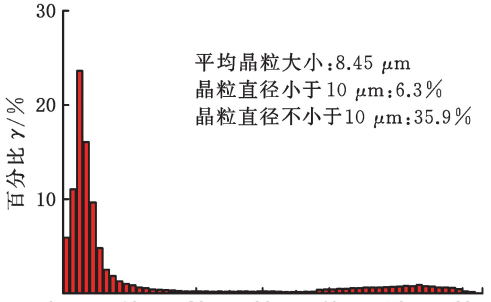
图 17 所示为不同挤出厚度下带材由 A 侧到 B 侧的显微硬度分布。相较于原始粗晶(显微硬度为 51.3HV)，所制备带材的显微硬度得到了明显提高，增幅在 105%至 190%之间。其中在 B 侧



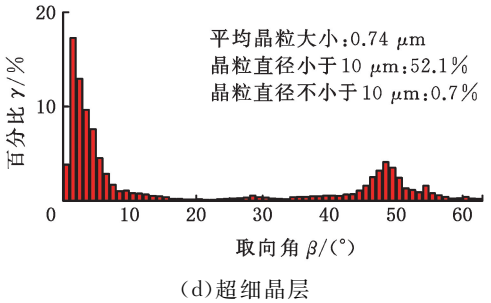
(a)挤压-摩擦变形层



(b)变形晶层



(c)过渡晶层



(d)超细晶层

图 16　挤压-摩擦变形层、变形晶层、过渡晶层和超细晶层的取向角分布以及晶粒尺寸变化

Fig.16　Orientation angle distribution and grain size change of extrusion-friction deformation layer, deformation crystal layer, transition crystal layer and ultrafine crystal layer

的最大显微硬度值达到 142.7HV0.2,接近于原样品的 3 倍,这充分说明了挤出切削工艺对材料硬度改善的有效性。在带材内部沿厚度方向也可观察到明显的双层硬度梯度分布。对于不同厚度的带材,随着挤出厚度的增大,带材 A 侧与 B 侧附近的显微硬度值会出现明显下降,此变化趋势说明在挤出通道内挤压和摩擦间的协同作用效果将降低。此外当挤出厚度增大时,变形晶层内的显微硬度值也相应降低,此现象与图 11 所示晶粒的细化程度关系结果一致。

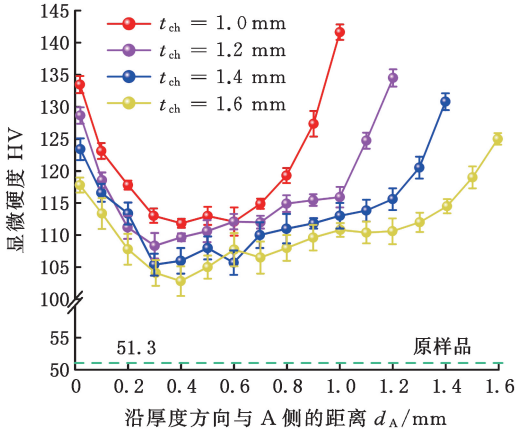


图 17　TD(横向)平面上沿带材厚度方向的显微硬度分布

Fig.17　Microhardness distribution in the TD(transverse) plane along the sheet thickness direction

3.3.2　拉伸性能

图 18 和图 19 所示为不同挤出厚度下带材拉伸后所获得的应力-应变曲线和拉伸性能结果。可见厚度为 1.4 mm 的原始试样表现出最低的屈服强度 σ_{YS}(57 MPa)及极限抗拉强度 σ_{UTS}(235 MPa),断裂总延伸率 ε_F 则为 56.73%。其他双层梯度结构试样的拉伸结果如图 18 所示,随着挤出厚度从 1 mm 增大到 1.6 mm,σ_{YS}从 292 MPa 降低到 243 MPa,σ_{UTS}从 418 MPa 降低到 398 MPa,ε_F 则从 23.94%提高到 30.08%。晶粒细化和应变硬化作用对带材强度提高发挥了巨大的作用。分析发现,屈服现象首先在强度较低的粗晶区域发生,并在粗晶区域与细晶区域的协调作用下向强度较高的细晶区转移。这种协调机制会显著推迟屈服、颈缩和断裂的发生,从而有效抑制材料延展性的下降。HASAN 等[20]解释了粗晶层与细晶层的分布对材料强度与塑性转变趋势的影响。这也充分证明了通过调整挤出厚度可实现带材强

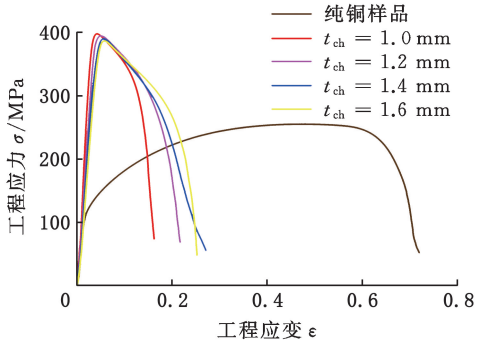


图 18　不同挤出厚度的拉伸性能的应力-应变曲线

Fig.18　Stress-strain curves of tensile properties for different extrusion thicknesses

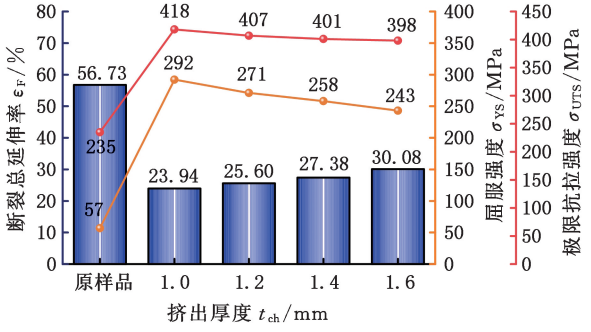


图 19　不同试样的拉伸性能测试结果

Fig.19　Tensile properties of different specimens tensile results

度和延展性的良好协同。

4　结论

挤压-切削作为一种双层梯度结构带材制备的新工艺方法，直接在切屑带材的成形阶段便对材料加以限制使其发生独特的变形模式，一步成形综合性能良好且厚度可控的双层梯度结构超细晶带材，其产品可以直接作为工业成品或半成品加以应用。该工艺拥有高效、便捷、经济、灵活的特点，也将突破传统大塑性变形工艺下制备超细晶材料尺寸受限且塑性低的问题，为异质结构下的高性能梯度材料开辟了更广阔的应用前景。主要结论如下：

1）挤压-切削制备双层梯度结构超细晶带材的成形过程可分为三个阶段，即初始变形阶段、初始成形阶段以及稳定成形阶段。在加工过程中，挤压刀具使带材顶部区域的晶粒首先发生破碎，在主变形区形成倒“树杈”状的剪切带，使得靠近带材底部区域受到双重剪切作用，因此在带材厚度方向上呈现明显的双层应变梯度分布。

2）沿带材厚度方向由上至下可将梯度微结构划分为挤压-摩擦变形层、变形晶层、过渡晶层和超细晶层。带材内部的晶粒尺寸沿厚度方向呈双层梯度结构分布，具体表现为带材 A 侧（顶表面）细晶层有大量尺寸均匀的细晶分布，从 A 侧到 B 侧塑性变形程度先减小后增加，晶粒尺寸的变化则先由细晶变为拉长晶又再细化成超细晶。

3）晶粒尺寸的双层梯度变化导致微硬度呈双层梯度分布。相比于纯铜材料，梯度结构纯铜带材的硬度显著提高，屈服强度和极限抗拉强度分别为原纯铜的两倍和四倍，而延伸率仅仅减小了 46%～57%。随着挤出厚度的增大，带材整体塑性变形减小，导致晶粒细化程度减弱。通过选择合适的挤出厚度可实现对双层梯度结构中变形晶层和超细晶层厚度的调控，从而兼顾材料的强度和塑性，实现双层梯度结构带材的可控制备。

参考文献：

[1] FANG T H, LI W L, TAO N R, et al. Revealing Extraordinary Intrinsic Tensile Plasticity in Gradient Nano-grainedcopper [J]. Science, 2011, 331(6024):1587-1590.

[2] CHENG Zhao, LU Lei. The Effect of Gradient Order Onmechanical Behaviors of Gradient Nanotwinned Cu[J]. Scripta Materialia, 2019, 164:130-134.

[3] LIN Yan, PAN Jie, ZHOU Haofei, et al. Mechanical Properties and Optimal Grain Size Distribution Profile of Gradient Grained Nickel[J]. Acta Materialia, 2018, 153:279-289.

[4] 李毅. 梯度结构金属材料研究进展[J]. 中国材料进展, 2016, 35(9):658-665.
LI Yi. Research Progress on Gradient Metallic Materials[J]. Materials China, 2016, 35(9):658-665.

[5] HAN K, LI X, LIU X, et al. Bending Compensated Surface Mechanical Grinding Treatment Overcoming the Strength-ductility Trade-off in Thin Copper Sheet[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 832:142391.

[6] QIN S, YANG M, JIANG P, et al. Designing Structures with Combined Gradients of Grain Size and Precipitation in High Entropy Alloys for Simultaneous Improvement of Strength and Ductility[J]. Acta Materialia, 2022, 230:117847.

[7] EI Y B, WANG Z B, ZHANG B, et al. Enhanced Mechanical Properties and Corrosion Resistance of 316l Stainless Steel by Pre-forming a Gradient Nanostructured Surface Layer and Annealing [J]. Acta Mater, 2021, 208:116773.

[8] LIU Chunquan, CHEN Xianhua, HU Yaobo, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Gradient Ultrafine-grained Mg-Gd-Zr Alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 21:3896-3908.

[9] 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):758-761.

[10] WU D, HAO M, ZHANG T, et al. Heterostructures Enhance Simultaneously Strength and Ductility of a Commercial Titanium Alloy[J]. Acta Materialia, 2023, 257:119182.

[11] CHENG Z, BU L, ZHANG Y, et al. Characterization of Gradient Plastic Deformation in Gradient Nanotwinned Cu[J]. Acta Materialia, 2023, 246:118673.

[12] ZHANG Y, LAI F, QU S, et al. Effect of Shot Peening on Residual Stress Distribution and Tribological Behaviors of 17Cr2Ni2MoVNb Steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 386: 125497.

[13] HU C, ZHUANG K, WENG J, et al. Cutting Temperature Prediction in Negative-rake-angle Machining with Chamfered Insert Based on a Modified Slip-line Field Model[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 167: 105273.

[14] JAHEDI M, KNEZEVIC M, PAYDAR M H. High-pressure Double Torsion as a Severe Plastic Deformation Process: Experimental Procedure and Finite Element Modeling[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24: 1471-1482.

[15] VU V Q, BEYGELZIMER Y, KULAGIN R, et al. The New Plastic Flow Machining Process for Producing Thin Sheets[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2018, 2018(1): 8747960.

[16] PI Yunyun, DENG Wenjun, ZHANG Jiayang, et al. Towards Understanding the Microstructure and Temperature Rule in Large Strain Extrusion Machining[J]. Advances in Manufacturing, 2021, 9(2): 1-11.

[17] SHARMA V K, KUMAR V, SINGH JOSHI R. Quantitative Analysis of Microstructure Refinement in Ultrafine-grained Sheets of Al6063 Fabricated Using Large Strain Extrusion Machining[J]. Machining Science and Technology, 2020, 24(1): 42-64.

[18] SHEN P, ZHANG B, LI Z, et al. Forming Mechanism, Mechanical Properties, and Corrosion Properties of Aluminum Alloy Sheet with Gradient Structure Processed by Plastic Flow Machining[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 933: 167800.

[19] FANG X T, HE G Z, ZHENG C, et al. Effect of Heterostructure and Hetero-deformation Induced Hardening on the Strength and Ductility of Brass[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 644-655.

[20] HASAN M N, LIU Y F, AN X H, et al. Simultaneously Enhancing Strength and Ductility of a High-entropy Alloy via Gradient Hierarchical Microstructures[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 123: 178-195.

（编辑　袁兴玲）

作者简介：庞学勤，男，1991 年生，博士、讲师。研究方向为金属切削加工、塑性成形加工与制造。E-mail：pangxq@kust.edu.cn。钟佩琰*（通信作者），男，1995 年生，博士后研究人员。研究方向为金属切削机理、大应变成形制造。E-mail：202121001913@mail.scut.edu.cn。

本文引用格式：

庞学勤，赵俊宇，邓文君，等. 挤压-切削制备可控厚度的双层梯度结构带材的新工艺及机理[J]. 中国机械工程，2025，36(4)：732-742.

PANG Xueqin, ZHAO Junyu, DENG Wenjun, et al. New Process and mechanism of Squeeze-machining for Preparing Bilateral Gradient Structure Sheets with Controllable Thickness[J]. China Mechanical Engineering, 2025, 36(4): 732-742.

（上接第 731 页）

[22] SONG Zhuoyu, XIAO Kaiyin, XIAO Shijian, et al. Effect of Porosity on the Tensile Strength and Micromechanisms of Laminated Stitched C/C-SiC Composites[J]. Materials&Design, 2024, 247: 113429.

（编辑　袁兴玲）

作者简介：徐浩然，男，2000 年生，硕士研究生。研究方向为陶瓷基复合材料切削加工技术。E-mail：xhr_email@163.com。许金凯*（通信作者），男，1978 年生，教授、博士研究生导师。研究方向为跨尺度微纳机械制造技术、功能表面微纳制造技术、跨尺度微纳特种加工技术。E-mail：xujinkai2000@163.com。

本文引用格式：

徐浩然，王佳琦，于占江，等. C/SiC 复合材料激光超声复合切削螺纹缺陷控制及拉伸性能分析[J]. 中国机械工程，2025，36(4)：724-731.

XU Haoran, WANG Jiaqi, YU Zhanjiang, et al. Thread Defects Control and Tensile Property Analysis of C/SiC Composites by L-UHM[J]. China Mechanical Engineering, 2025, 36(4): 724-731.