

有关纳米晶/超细晶问题的研究

一、纳米晶/超细晶介绍

1、定义：

纳米材料是指在三维空间尺寸至少有一维是处于纳米数量级 ($d < 100\text{nm}$) 的材料,而处于亚微米数量级 ($0.1 < d < 1\ \mu\text{m}$) 的材料称为超细晶材料。纳米晶/超细晶金属材料的最大优点是纯金属的强度达到甚至超过了相应合金的水平。

目前,对纳米晶/超细晶材料的研究主要集中在两个方面:纳米晶超细晶材料的制备方法和纳米晶/超细晶材料的组织结构与性能的研究。其中,纳米晶/超细晶材料的制备技术是关键环节,细化材料微观组织成为目前新型高性能材料发展的共同趋势。

2、纳米晶/超细晶各方面的性能

当金属材料的晶粒被细化到超细晶时,材料将表现出优异的力学、热学、光学、电学和磁学性能。其各方面的性能变化原因主要体现在以下几个方面:

1) 力学性能和变形行为

超细晶材料的性能改变首先表现在力学性能的提高上, Hall--Petch 指出, 常规多晶体的屈服应力与晶粒尺寸之间存在关系式:

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

式中 σ_y ——材料发生 0.2% 变形时的屈服应力 $\sigma_{0.2}$

σ_0 ——移动单位个位错时产生的晶格摩擦阻力

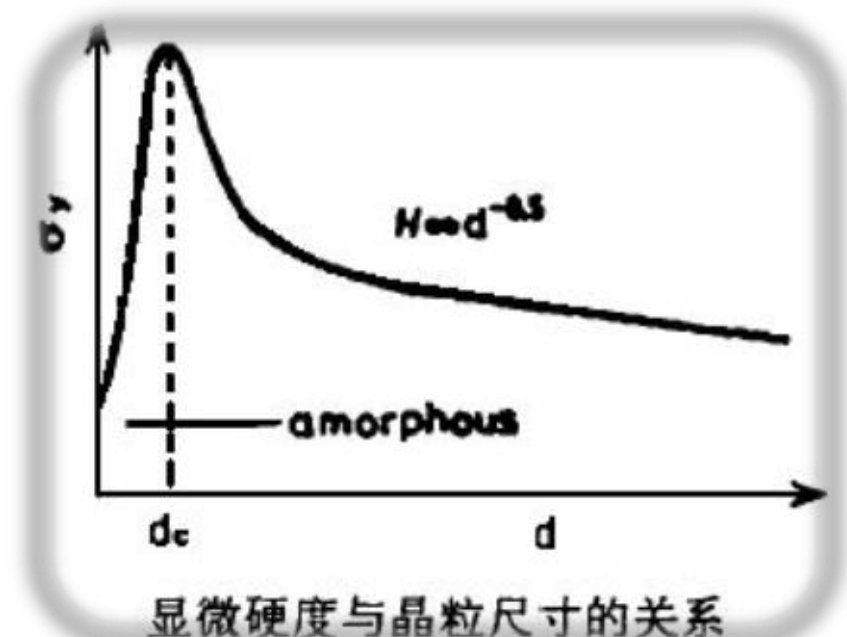
K ——常数

d ——平均晶粒直径

H-P 关系式是在多晶体的位错塞积模型基础上导出的. 对于传统的多晶材料而言, 相对于晶粒内部, 晶界的自由能很高, 是阻碍位错运动的势垒. 在外力作用下, 为了在相邻晶粒内产生切变变形, 晶界处必须产生足够大的应力集中。细化晶粒可产生更多的晶界, 如果晶界的结构未发生变化, 则需施加更大的外力才能产生位错塞积, 从而材料得到强化。因此, 细化晶粒一直是改善材料强度的一种有效手段。

如果 H-P 关系式成立, 则材料的屈服应力或硬度与 $d^{-1/2}$ 之间为斜率大于零的线性关系, 即材料强度随晶粒尺寸的减小而迅速提高。

但是, 材料强度并不可能随着晶粒尺



寸减小而无限地增加. 右图为 σ_y 与 d 之间关系的示意图。理论上，材料强度不可能超过其完整晶须的强度，这可视为对应关系的上限。此外，在晶粒非常细小的情况下，晶界处任何弛豫过程均可使强度下降；同时，如果晶粒小到不能容纳一个位错时，H-P 关系式将不再成立，此即右图中的 $d < d_c$ 时的情况。从极限角度讲，当晶粒尺寸趋近于零时，材料已变成非晶态，晶界强化效应消失. 实验表明，非晶态的硬度值确实低于其晶态值。

因此，晶界强化效应的实现是有条件的。关键在不同材料的晶粒尺寸与该材料的极限尺寸 d_c 之间的关系。金属晶粒在微米级超细化之后，晶粒尺寸还没有小到 d_c 的程度，所以超细晶材料的强度和硬度一般增高；塑性与韧性也比常规材料有很大的改善。

强韧性能改善的原因：

晶粒尺寸大，相应晶界所占的比例数就小，这样在外力作用下位错的滑移就容易进行；加之晶粒内部和晶粒相互之间的组织不均匀性较大，就会引起位错滑移变形的不均匀分布。从而在位错集中的部位容易引起初始裂纹较快产生。反之，晶粒尺寸小，晶界所占的比例大，组织均匀性因此较好，这样晶界对位错滑移的牵制作用均匀分布，不容易形成位错集中，因此初始裂纹形成得慢，裂纹尺寸也较小。初始裂纹形成后，在外力作用下会继续扩展长大；当晶粒小时，由于晶界多，不仅限制了位错滑移的进行和聚集，宜使滑移不断改变方向，从而降低了裂纹扩展长大的速率。

同时，一般材料晶粒达到微米级后，在一定的温度、应力和应变速率下拉伸时，还会出现超塑现象。超塑性就是材料在变形过程中产生极大的伸长量 ($\geq 100\%$) 而表现出来的特殊性能。

超细晶材料容易出现超塑性是因为晶粒界面具有很高的延展性，而大颗粒却容易形成应力集中，为孔洞的形核提供位。即使是陶瓷，在临界颗粒尺寸为 $200 \sim 500\text{nm}$ 时，也会表现出超塑性。此时，陶瓷的界面百分数约为 $1\% \sim 0.5\%$ ，界面原子扩散十分容易，当扩散速率大于应变速率时，则出现超塑性. 所以，金属及其合金组织超细晶化是获得超塑性的先决条件。

此外，材料的晶粒超细化之后，其模量(弹性模量)也一般会改变，相关学者推测这可能是由于界面原子间距一般大于晶内原子间距的缘故. 增大的原子间距会导致原子间的相互作用力变强，当界面百分数增大到不可忽略的程度 ($\geq 1\%$) 之后，就会导致材料的总体弹性变形性能随之改变。

2) 热学性能

超细晶材料晶界面不规则排列原子体积百分数的提高，还会导致以内耗为标志的金属阻尼性能的提高。因为多晶体金属阻尼材料的阻尼耗能来自于晶界面的非弹性流动，当受到外力作用发生振动时，其微观构造中的相界面将发生粘滞流动或变形，吸收一部分振动能并将其转化为热能或其它能量而耗散掉。实验表明，ZA27合金中的两相数量及其排列是影响其阻尼能力的重要因素，挤压铸造的细晶 ZA27合金比重力铸造的常规组织的固有频率低

58%、内耗高 120%、传递函数低、振动衰减效果好。

另外，超细晶或纳米材料的比热一般比常规材料高许多，因为界面体积比较大，则熵对比热的贡献高于常规材料。如 Cu 的纳米晶比热提高了 9%~11%，最高可达 50%。

同时，标志超细晶材料晶格非线性振动强度的热膨胀系数也有显著改变。纳米晶内和晶界均有非线性热振动，而且晶界面起到了主导作用，所以它的线膨胀系数比常规晶的线膨胀系数几乎大一倍。一般高温时，线膨胀系数随温度上升而呈线性缓慢上升，但在较高温处有剧增现象。

超细晶材料的热稳定性能也是标志其特殊性的一个重要性能参数。因为细晶的界面能较高，故一般只算是亚稳定状态，很难承受较高的退火温度，所以一般存在一个与其热稳定性能相关的再结晶临界温度。这也是限制超细晶材料广泛应用的因素之一。

3) 扩散性能

超细晶或纳米材料中晶界不规则原子所占体积百分比的提高，必然导致扩散激活能的降低，自扩散和溶质的扩散都将有很高的扩散系数。这样，杂质的溶解度将比原来高出许多，比如 Cu 中 Bi 的溶解度最高可提高 1000—10000 倍。同时，对于界面的固相反应，因为自扩散系数的成倍增加，和反应距离因纳米尺度而变短，而使反应可以在更低的温度下进行。这一特点即可以被利用来进行表面处理强化，同时也降低了材料表面的化学稳定性。

4) 电学性能

纳米晶体随晶粒尺寸的减小，晶格畸变(晶格膨胀或压缩)加剧，对材料的电阻率产生明显的影响。纳米金属材料的电阻率随晶格膨胀率的增加而成非线性升高，其主要原因是晶界部分对电阻率的贡献增大，并且界面过剩体积引起的负压强使晶格常数发生畸变，各反射波的位相差发生改变，从而使电阻率发生变化。目前，纳米压敏电阻、非线性电阻、负电阻温度系数、微电极、微电容等器件已在实验室研究成功，采用纳米技术制成的高聚物薄膜电容，使介电常数和透光率均有明显的提高，这些产品对电子、信息、电力传输系统、机电装备及微机电系统等产生重大的影响。

5) 磁学性能

纳米材料的一个晶粒为一个磁畴，这种磁结构使磁化特点更加优良，使材料具有饱和的磁化强度和良好的磁性转变。除磁结构和磁化特点不同外，纳米材料的颗粒组元小到纳米级，具有高的矫顽力和低的居里温度；颗粒尺寸小到某一临界值时，还具有超顺磁性等。纳米磁性金属的磁化率是普通金属的 20 倍，用它制作磁记录材料可以提高信噪比、改善图像质量。纳米粉和纳米薄膜在磁记录领域具有巨大的应用潜力，而块体纳米磁性材料在微控制器、电机、变压器、磁头等领域有着广泛的应用前景。

6) 光学性能

纳米块体材料在结构上与常规材料有很大差别，突出表现在小尺寸颗粒和庞大体积分数的界面，界面原子排列和键组态的无规则性较大，使纳米材料的光学性能出现一些与常规材料不同的新现象。譬如，红外吸收、荧光现象、光致发光和丁达尔效应等，因而在光学材料中得到广泛的应用。如用纳米颗粒制备的光纤材料可以大大降低光导纤维的传导损耗，纳米红外线膜材料可以广泛用于节能方面等。

3、超细晶结构材料应用现状

当物质处于超细晶状态时，引起超细化颗粒的表面结构与晶体结构发生了独特的改变，从而产生量子尺寸效应、小尺寸效应、表面效应及宏观隧道效应等。这些效应使超细晶材料在力学性能、磁学性能、热学性能、光学性能、电学性能、催化性能、生物活化性能等方面发生变化，从而得到广泛的应用。

超细晶材料和普通材料都由相同的原子构成，只不过这些材料的结构粒子或组成单元是由其原子构成的原子晶、原子团组成的。它们对光、机械应力和电反应不同于微米级的结构颗粒，其材料从宏观上显示出很多奇妙的特性，如纳米材料铜比普通铜的强度高 5 倍，纳米陶瓷摔不碎。显微纳米材料具有极大的商业价值，美国 mM 公司首席科学家 Anrotrong 说：

“正如 70 年代微电子技术引起信息革命一样，纳米材料科学技术将成为下一世纪信息时代的核心。”只要我们能控制超细晶晶粒大小，就能制造出强度、颜色、可塑性都能满足用户要求的材料。

大多工业合金的铸态合金晶粒尺寸通常较大 ($\geq 100\text{nm}$)，进一步的晶粒细化要通过热机械处理获得。那些采取了大量固态相晶型转变的合金，例如，钢和钛合金，晶粒细化可以通过晶型转变获得，并且对于钢，在 γ 相到 α 相的转变阶段，控制轧制会产生晶粒尺寸不到 $5\text{ }\mu\text{m}$ 的粒状铁素体。对于铝合金，细晶结构通常由冷加工材料的回复再结晶获得，在含有第二相粒子的合金中已经获得了最小的晶粒尺寸 (大约 $10\text{ }\mu\text{m}$)，但第二相粒子在材料退火过程中会加速回复再结晶。然而，近期的研究表明，传统热机械处理晶粒细化的限制在使用了大塑性应变法后能够被克服掉，而且那种亚微晶结构在许多金属材料中可以生成。这种处理规程对于生产高性能金属提供了新的机遇。

目前，利用超细晶材料而进行的超塑性成型工艺的研究已经到了应用阶段，生产中已经采用超细晶材料的超塑性成型工艺制备部分航空航天高强度难成型零件。

但事物都有它的正反两面，不可忽略的是，变形金属具有很大的储能，高温退火时，变形金属通常易于形成新的没有缺陷的晶粒而转变成较低的能级。这种没有缺陷的新晶粒长大时会吞并变形的微细结构。这是一个不连续的再结晶过程，而且发现通常增加塑性变形量时微细结构的稳定性也随之增加，而且金属的再结晶越容易 (Hulnpery & hatherty 1995)。这就限制了超细晶材料在高温领域的应用。超细晶材料只能在较高的温度下利用其超塑性进行加工成型，其制造的零件只能在室温或较低的高温下使用，零件服役温度必须低于其再结晶温度才能保证其强度和寿命。

二、纳米晶/超细晶的制备方法

纳米晶/超细晶材料的制备方法大体可以分为两类：

一类是首先制备出纳米颗粒，然后通过原位加压、热等静压、热挤压等方法制备块体纳米材料。目前应用较成熟的方法有惰性气体凝聚原位加压法、高能球磨法等；

另一类是直接将普通的块体材料制备成块体纳米材料，例如，非晶晶化法和剧烈塑性变形法等。

1、第一类制备纳米晶/超细晶的方法

1) 惰性气体凝聚原位加压法

1984 年 H.V.Gleiter 教授采用该方法成功地制取了金属铁块体纳米材料，并提出了纳米晶的概念。

该方法的实验装置是由蒸发源、液氮冷却的纳米微粉收集系统、刮落输运系统以及原位加压成型系统组成。这种制备方法是在低压的氢、氦等惰性气体中加热金属或合金，使其蒸发后形成纳米微粒。微粒经低压压实装置轻度压实后，再在高压下原位加压，压制成块状试样。

优缺点：这种方法的优点是：纳米颗粒具有清洁的表面，很少聚成粗团聚体，块体纯度高，相对密度高，使用范围广。但是，其加工工艺设备复杂、生产率低，且制备的纳米材料中存在大量孔隙，其致密度仅为 75%~90%。

目前，采用该法已成功地制得 Pd、Cu、Fe、Ag、Mg、Sb、 Ni_3Al 、NiAl、TiAl、 $\text{Fe}_{55}\text{Si}_{45}$ 等合金的块状纳米材料。

2) 高能球磨法(Mechanical Alloying, MA)

MA法是美国 INCO公司于二十世纪 60 年代末发展起来的块体纳米材料制备技术：它是利用粉末粒子与高能球之间相互碰撞、挤压、反复熔结、断裂和再熔结使晶粒不断细化，直至达到纳米尺寸。纳米粉末再通过热挤压、热等静压等技术加压后从而制得块体纳米材料。

研究表明：非晶、准晶、纳米晶、超硬、稀土永磁材料、超塑性合金、轻金属高比强合金、金属间化合物等都可以通过这种方法合成。该方法已进入实用化阶段，如美国 INCO公司使用的直径为 2m，长 3m的球磨机，每次可处理约 1000kg 粉体。这样的球磨机 1993 年在美国安装有七座，英国安装有二座，大多用来加工薄板、厚板、棒材、管材及其它型材。

优缺点：MA方法工艺简单、产量大、成本低，但是在研磨过程中易产生杂质、污染和氧化，很难得到洁净的纳米晶体界面。

2、第二类制备纳米晶/超细晶的方法(非晶晶化法和剧烈塑性变形 Sever Plastic Deformation, SPD)

1) 非晶晶化法

非晶晶化法是通过控制非晶态固体的晶化动力来获得块体材料的方法，它包括非晶态固体的获得和晶化两个过程。非晶态固体可以通过熔体激冷、高速直流溅射、等离子流雾化法和固态反应法等技术制备，最常用的是单辊或双辊旋转法。由于以上方法只能获得非晶粉末、丝及条带等低维材料，因此需要采用热模压实、热挤压或高温高压烧结等方法合成块体纳米材料。晶化通常采用等温退火、分级退火、脉冲退火、微波诱导等方法获得块体纳米材料。

卢柯等人发明的“非晶态完全晶化法”制造的纳米材料具有全致密、没有孔隙度的特点，解决了多年来一直困扰科学界的纳米孔隙大、密度小、易断裂等问题。

优缺点：该方法成本低、生产率高、界面清洁、无微孔，晶粒度易控制，并有助于研究纳米晶的形成机理及用来检验经典的形核长大理论在快速凝固条件下应用的可能性。但是，这种方法依赖于非晶态固体的获得，只适用于非晶形成能力较强的合金系，且所得材料的塑性对晶粒尺寸十分敏感。

2) 等径弯角挤压(Equal Channel Angular Extrusion,ECAE)

ECAE是在 20 世纪 80 年代由苏联科学家 Segal 教授和他的同事们在研究纯剪切变形的基础上发展起来的，是 SPD中发展最为迅速，应用最为广泛的技术之一。ECAE最初的目的是在不改变材料横截面的情况下产生大的塑性变形，从而使材料的重复变形成为可能。在 20 世纪 90 年代初期，这种方法被进一步发展和完善，成为 SPD法的一种新工艺。随后日本在“超级金属”计划中将这种方法用于铝合金的加工，获得了纳米级晶粒，从而引起了各国政府和科学家的重视。

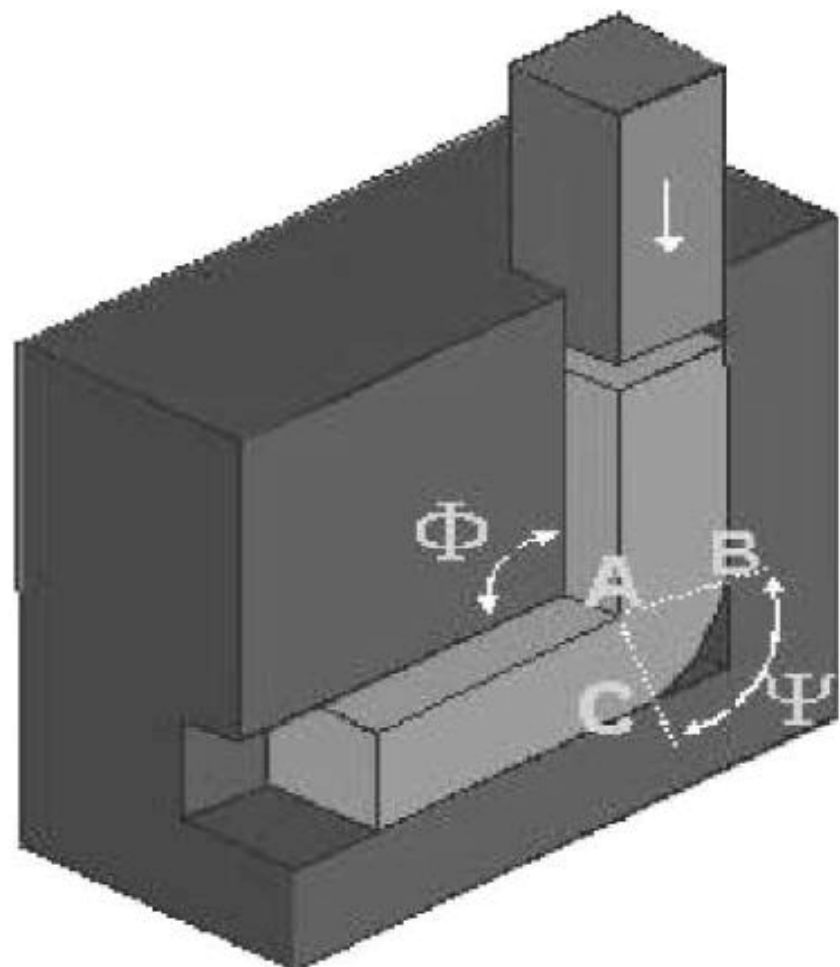
等径弯角挤压的工作原理如右图所示，利用由两个相交的等径通道组成的挤压模具来使金属获得大的塑性剪切应变，导致位错的重排从而使晶粒得到细化并形成新的剪切变形织构。虽然金属的内部产生了剧烈的塑性变形，但是金属并没有产生破坏，经过多次挤压获得了均匀的亚微晶或纳米结构。

ECAE试样的横截面一般是圆形或方形，长度为 70~200mm 横截面的直径或对角线的长度一般不超过 40mm

金属材料的性能受到等通道转角挤压过程中的挤压途径、挤压道次、模具形状、变形过程中的润滑、变形速率和变形温度等多种因素的影响。被挤压材料发生的等效应变变量取决于挤压道次 N 、通道夹角 Φ 和模具外侧圆弧角度 Ψ ，其总应变 ϵ 计算公式如下式：

$$\epsilon_N = N \left\{ \frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \cos\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right\}$$

Berbon 等采用该方法研究了纯铝和 AL-Mg-Li-Zr 合金超细晶材料的制备，本体原始晶粒约为 400 μm ，经过等通道转角挤压后，真应变达到 3.7，晶粒细化到 1 μm ，屈服强度和抗拉强度均得到提高，挤压温度为 673K 时，可以得到 550%超塑性。Z.Horita 等在对 Al-3%Mg-0.2%Sc 合金的研究发现，室温下进行等通道转角挤压应变变量达到 8 时，晶粒从 200 μm 细化到 0.2 μm ，细化的材料在 673K 的挤压温度作用下，应变速率为 $3.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 时，超塑性变形量达到最大值 2280%，应变敏感系数约为 0.5。



ECAE工艺过程示意图

Schematic illustration for the ECAE facility

目前，采用等通道转角挤压已经成功地制备出 Al 和 Al 合金，Mg 和 Mg 合金，Cu，Ti 和 Ti 合金，以及部分纳米结构钢铁材料。

3) 高压扭转(High pressure and Torsion , HPT)

HPT最初用于研究材料在大变形下的相变以及大塑性变形后再结晶温度和结构的变化。在研究过程中，研究人员发现一个有趣的现象:经过高压下的严重扭转变形后，材料内部形成了大角度晶界的均匀纳米材料，其性能发生了质的变化。于是，HPT法就成为制备纳米材料的一种新方法。HPT被认为是剧烈塑性变形中细化能力最强的工艺，可以获得均匀的大小为 100nm 的纳米晶粒。而且，HPT在加工脆性材料方面具有明显的优势，它不仅适合制备金属纳米材料，而且还适合制备金属—陶瓷纳米复合材料。

HPT基本原理图所示，工件在冲头与模具之间承受约几个 GPa 的压力作用，同时由于模具的旋转和摩擦力的作用，导致工件受到强烈的剪切变形力，从而使工件发生纯剪切变形。工件产生的应变量可达几十甚至几百，远远大于常规金属材料成型工艺中的应变量，而且工件在剧烈塑性应变变形下不发生破裂。这种方法制备的纳米材料试样一般为圆片状，直径介于 12-20mm，厚度为 0.2-0.8mm。

采用 HPT方法制得的材料，其最大剪切应变值可以由下式计算：

$$\gamma = \frac{2\pi r N}{t}$$

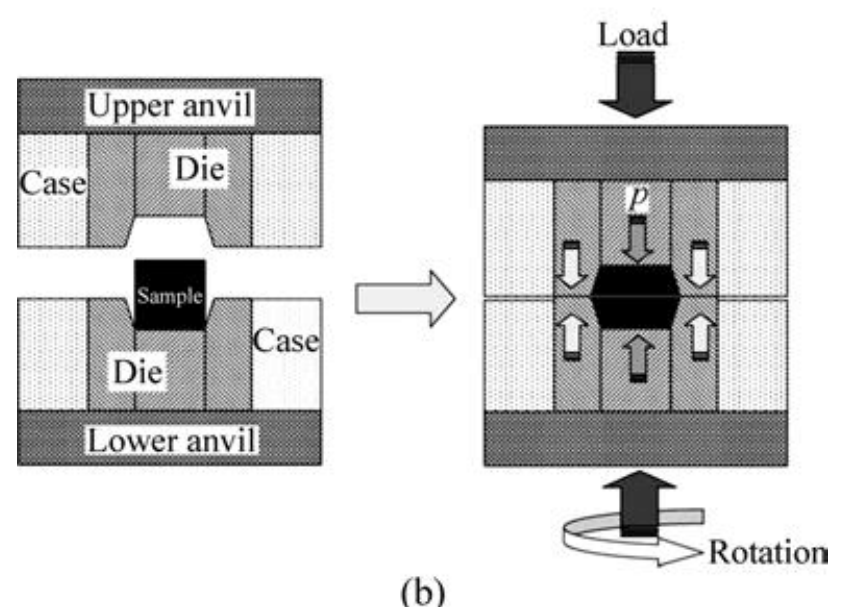
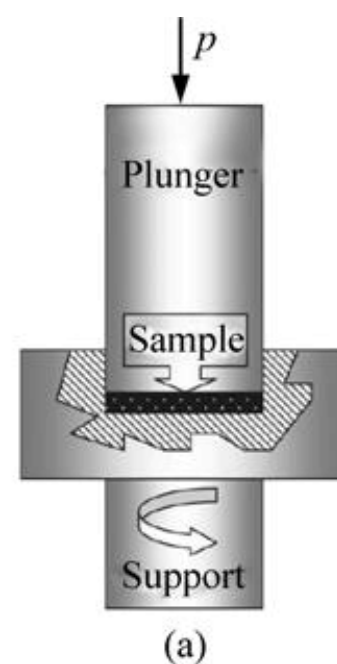
其中 t 为工件厚度， r 为工件半径， N 为旋转圈数。R.Wadsack 等采用该工艺加工纯铬，将其初始晶粒尺寸 80 μ m 细化至 50~500 μ m，对细晶材料的硬度测试表明，超细晶材料的硬度是没有变形的相同材料的 4 倍。R.K.Islamgaliev 等利用该工艺制备的超细晶

Al-7.5%Zn-2.7%Mg-2.3%Cu-0.15%Zr 合金的晶粒小于 100nm，抗拉强度达到 800MPa，延伸率高达 20%。已有的研究均证实 HPT 细化晶粒的能力非常强大。

HPT变形的最大优点在于试样的几何尺寸没有较大的改变，变形中最大变形量仅受材料塑性的影响，所以容易实施大变形。但是，其最大的缺点是试样心部到边部的变形量不一致，容易导致组织不均匀，而且采用该工艺可加工的试样尺寸也较小。

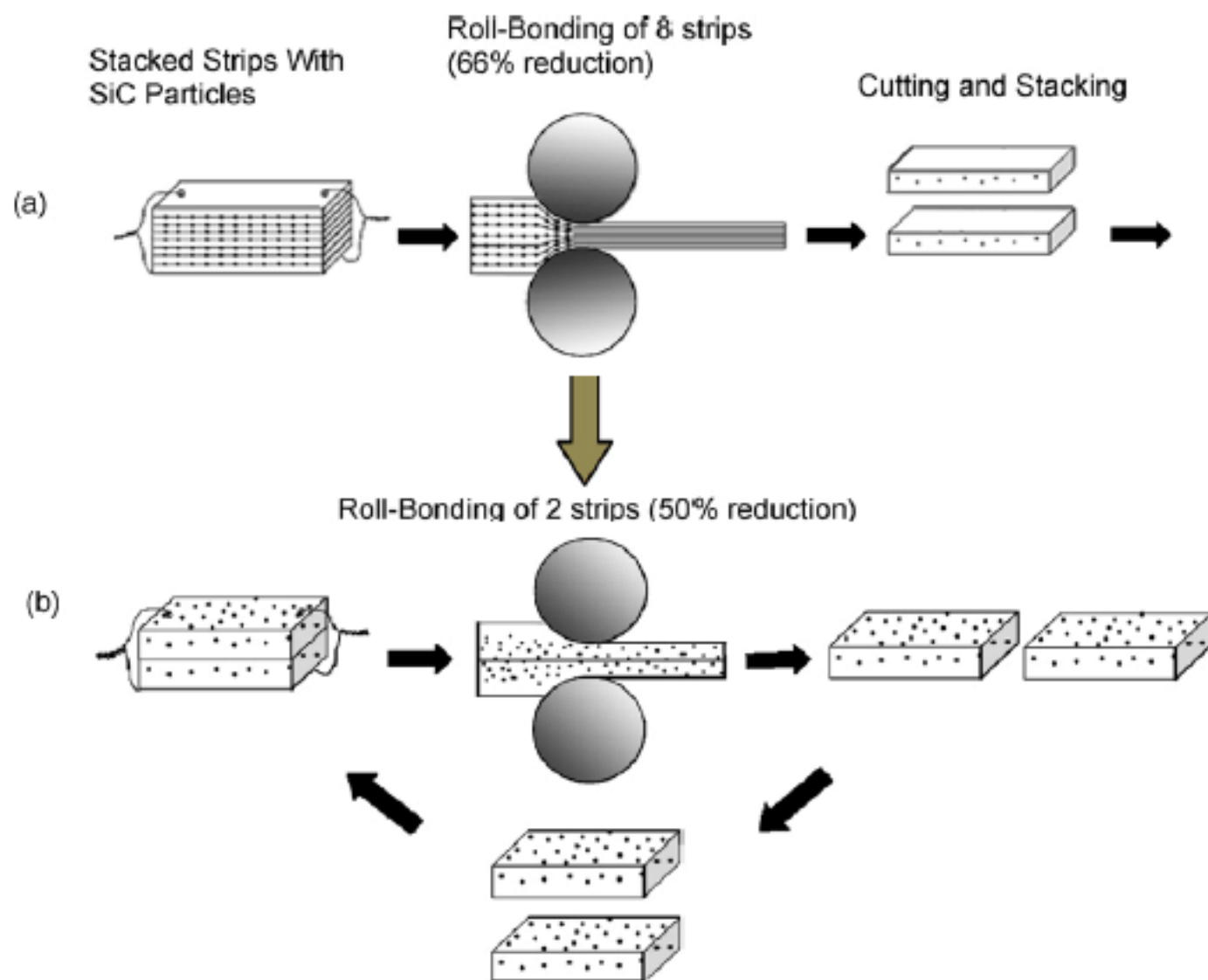
4) 累积轧制(Accumulative Roll Bonding, ARB)

ARB是由日本 Osaka 大学 Y.Saito 研究小组提出，它是将轧制件进行反复剪切、表面处理、堆叠和轧制的过程，由此获得大的塑性变形而保证轧制件的厚度不发生变化，其工作过程如下图所



示：

ARB工艺不仅是一个轧制变形过程，而且还包含一个叠轧焊合的过程。为了取得良好的焊合效果，获得良好的结合界面，在每次叠轧之前，必须对材料进行表面处理，采用钢丝刷等去除材料表面的油污、杂质和氧化物等。



Schematic illustration of the production process of the Al-SiC composites sheet through the ARB process: (a) first step and (b) second step

ARB工艺的突出优点是轧制温度低于材料的再结晶温度，防止再结晶削弱其累积应变量的发生，而且它可以进行不同金属材料的复合，制备块体纳米复合材料。ARB工艺除了要求轧制机具有较大的功率以实现每道次大压下量的叠轧焊合外，对设备并无其他特殊要求。

该工艺要求每道次的压下量不得低于 50%，以保证轧制后板材能够焊合在一起。采用 50% 道次压下量，经 n 次轧焊后板材的累积应变量如下式所示：

$$\epsilon = n \frac{2}{\sqrt{3}} \ln 2 = 0.8n$$

相关研究表明：经 ARB变形的 Al-Mg合金(晶粒尺寸为 280nm)的伸长率高达 220%，而 IF 钢(晶粒尺寸为 420nm)的抗拉强度达到 870MPa 是原始粗晶体材料强度的 3 倍多。

但是，ARB的缺点是加工中存在材料边裂的问题，必须通过技术改进避免裂纹的产生，从而制得成形良好的大尺寸板材。而且，ARB加工过程中需要强烈的剪应力，不能使用润滑剂，对轧辊的服役寿命非常不利。

5) 往复挤压(Reciprocal Extrusion and Coppersion , CEC)

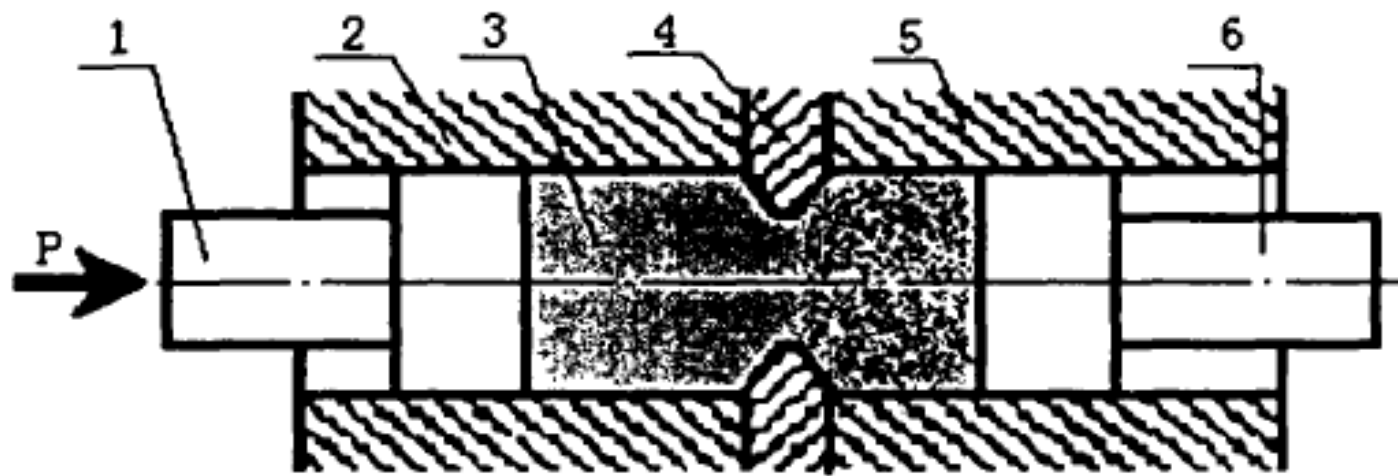
CEC的基本原理如下图所示，模具由 2 个模腔、1 个紧缩区和放置在模腔内的冲头构成。截面积相等的两个模腔，在同一轴线上通过紧缩区连接。在挤压过程中，试样在冲头的作用下，到达紧缩区，此时试样将受到正挤压变形，挤压后的试样在另一个模腔的冲头作用下，发生墩粗变形。然后，另一边冲头将试样按上述过程反向压回，完成一个挤压循环。材料经过往复来回的挤压和压缩，可以获得任意大的应变而没有试样破裂的危险。经过 CEC变形的试样，其外形尺寸不发生变化，因此可以获得很高的应变，并且由于材料受到约束变形，出现开裂的机会也大大降低。

CEC工艺使工件产生的累积应变主要由模腔和压缩区直径以及循环次数决定。累积应变可用下式计算：

$$\varepsilon = 2n \ln \frac{d_0^2}{d_m^2} = 4n \ln \frac{d_0}{d_m}$$

其中 n 为变形循环次数， d_0 为模腔直径， d_m 为紧缩区直径。

CEC工艺多用于铝合金的细化。J.Richer 等利用 CEC工艺对 3 种不同纯度的铝 A199.5、A199.992 和 A199.999 进行了 100 次循环挤压，真应变大约为 90 时，材料仍然保持其连续性而不破裂。M.Richert 等研究发现，初始晶粒尺寸为 0.8mm的 AlMg5 经过 36 次的循环挤

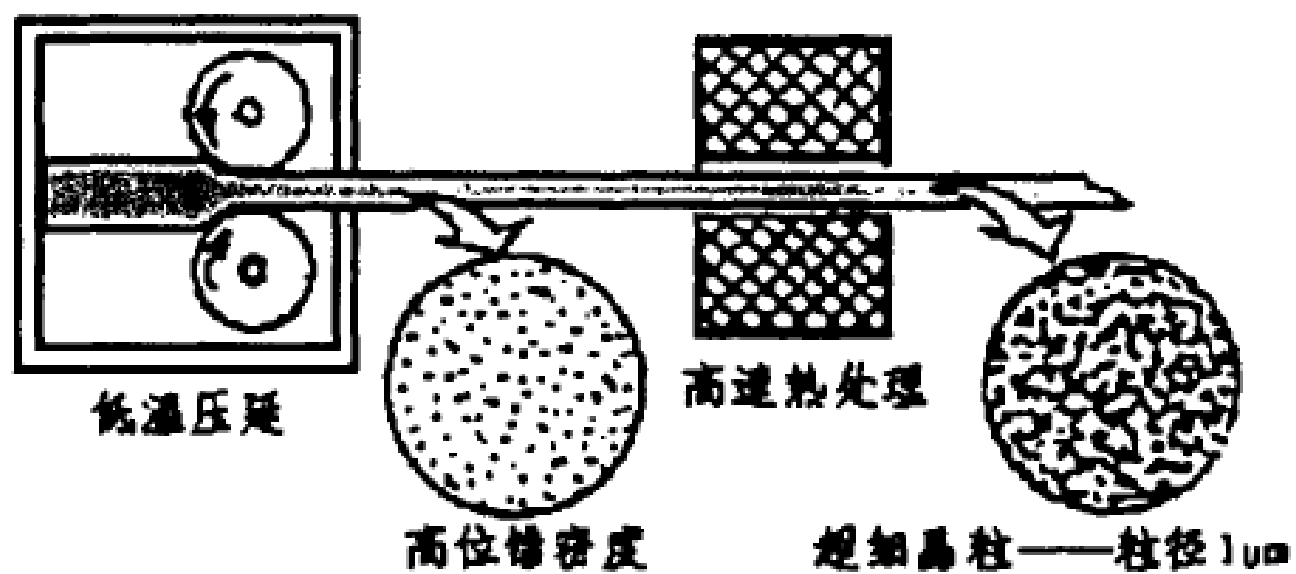


1-顶杆 A；2-型腔模 A；3-试样；4-模芯；5-型腔模 B；6-顶杆 B

压，累积应变量达到 15.2 时，材料的晶粒在三维方向均匀分布，平均尺寸为 200nm。CEC 加工过程中使材料处于静水压力状态，有效避免了材料的破裂，但是该工艺所加工的材料尺寸也非常有限。

6) 低温大变形加工法

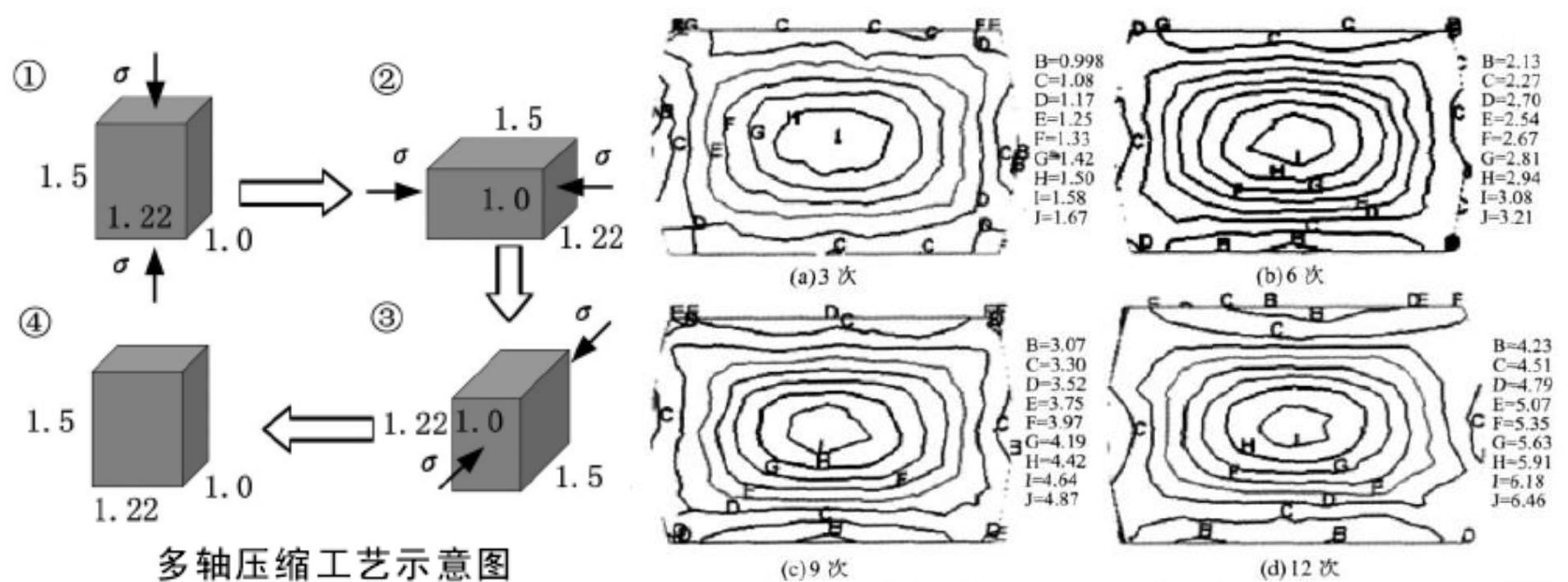
下图所示为低温大变形加工法示意图，这种方法是在低温条件下将金属材料进行冷轧压延，产生大变形，形成高位错密度，立即进行热处理，生成超细晶组织，用这种方法制备出平均晶粒直径位 1nm左右的铝材料。



低温大变形加工法示意图

7 Multiple Forging, MF)

多轴压缩工艺原理如图所示。取长、宽、高具有一定比例的矩形试样，沿最高的轴向进行单向压缩，将其高度压至压缩前的最小高度，然后将试样翻转90°，再在最高的轴向进行压缩。如此反复压缩可以在基本不改变试样尺寸的基础上，在材料内部累积较大的变形，从而达到细化材料组织、提高性能的目的。



8) 超声喷丸法 (Ultrasonic Shot Peening, USSP、Surface Mechanical Attrition Treatment, SMAT)

材料的失效大多发生在材料的表面，如材料的疲劳、腐蚀和磨损对材料表面结构和性能极其敏感。利用超声喷丸技术进行材料表面纳米化是一种利用SPD原理制备表面纳米材料的方法。其特点是用弹丸不断冲击试样表面如图，使得试样表面形成大面积的纳米层。

这种方法在传统工程金属材料表面制备出一层具有纳米晶体结构的表层，克服了目前三

以上内容仅为本文档的试下载部分，为可阅读页数的一半内容。如要下载或阅读全文，请访问：<https://d.book118.com/147135024042006156>