室温下金属铝的组合成形轧制

于庆波^{1*}, 刘相华², 孙莹¹, 赵彦君³, 陈伟¹, 陈敬琪²

1. 江苏理工学院机械工程学院, 常州 213001;

2. 东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819;

3. 江苏常铝铝业股份有限公司技术中心, 常熟 215532

* E-mail: qingboyu1970@163.com

收稿日期: 2018-08-14; 接受日期: 2019-01-08; 网络版发表日期: 2019-03-07

国家自然科学基金(批准号: 51374069)、江苏省自然科学基金(批准号: BK20131123)和常州市应用基础研究计划(编号: CJ20160032)资助项目

摘要 轧辊的弹性变形导致金属极薄带难以通过常规方法制备, 人们想尽各种办法来获得更薄的轧件, 如减小轧辊直径、增加支撑轧数量、增加轧辊和机架刚度等, 这些方法使极薄带的制备变得复杂. 本文采用组合成形轧制(combination forming rolling, CFR)新方法, 将常规轧制的压缩作用、异步轧制的搓轧剪切作用和施加大张力的拉伸作用等三种工艺措施共同作用于轧制变形区, 构造出易于满足屈服条件的应力状态, 保持压下变形的可持续性. 为了验证这种方法的可行性, 在室温下对退火态工业纯铝板进行了组合成形轧制. 实验结果表明, 在没有中间退火的情况下, 初始厚度为6.5 mm的1100铝板轧制成厚度为17 μm 极薄带, 产品表面光滑、板形良好、无边缘裂纹, 组合成形轧制的延展率达到38235%, 真应变为5.95, 充分体现出组合成形超强的变形能力. 在剧烈塑性变形发生的同时, 金属Al内部的显微组织也随之发生演变, 由原始粗大的等轴晶演变为扁平的板条晶、亚微晶, 直至出现纳米晶. 以大应变、超延展、纳米化为特征的组合成形轧制将成为剧烈塑性变形中一个新的方法.

关键词 组合成形轧制, 剧烈塑性变形, 超延展, 纳米化, 异步轧制

1 引言

金属的力学性能和其他性能因晶粒的细化而增强, 因此晶粒大小是一个对多晶金属的物理和力学性能产生重要影响的因素, 是对传统的合金化法改善金属性能的一大挑战. 晶粒细化的方法有多种, 可以通过电沉积、化学合成等方法制备出附于基体上的超细晶粒或纳米薄膜, 还可以直接对金属块体进行机械作用, 使之细化并达到超细晶量级. 然而, 普通的塑性加

工如扭转、锻造、挤压、拉拔等的塑性应变都较小(真应变值一般小于2.5), 而研究表明真应变只有达到4.0及以上才能够获得微米及亚微米晶粒, 显然上述加工方法应变不足以使晶粒细化到目标值. 要获得超细晶必须对金属进行大变形才能使金属获得足够的累积变形量, 实现剧烈塑性变形(severe plastic deformation, SPD).

SPD最早由Bridgeman在20世纪50年代提出, 其思想是将静水压力和剪切变形结合起来以实现金属大塑

引用格式: 于庆波, 刘相华, 孙莹, 等. 室温下金属铝的组合成形轧制. 中国科学: 技术科学, 2019, 49: 411–418

Yu Q B, Liu X H, Sun Y, et al. Combination forming rolling of metal aluminum at room temperature (in Chinese). Sci Sin Tech, 2019, 49: 411–418, doi: 10.1360/N092018-00272

性变形。20世纪90年代, Valiev等人^[1]通过SPD法成功地将大块金属的显微组织细化得到超细晶, 引起了相关研究者的极大兴趣, 引发了大塑性变形制备超细晶材料的研究热潮。随着人们对SPD研究的不断深入, 各种SPD工艺被相继开发, 主要包括等通道转角挤压(equal channel angular pressing, ECAP)^[2-4]、高压扭转(high pressure torsion, HPT)^[5-7]、搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)^[8-11]、往复挤压(cyclic extrusion compression, CEC)等^[12-15]。这些SPD方法的共同点是: 通过对金属材料施加大塑性变形, 使材料内部晶粒在大应变作用下得到细化。尽管SPD工艺在超细晶材料制备上取得了突破, 但是这些成形方法普遍存在加工过程不连续、模具加工复杂且易磨损等问题, 这些问题也成为限制其大规模用于生产的主要原因。

日本学者Saito等人^[16]提出累积叠轧(accumulative roll bonding, ARB)方法, 因其具有简单、快速、高效的特点被认为更适合于工业化应用。Saito等人利用ARB法成功制备出了0.5 μm 超细晶纯铝, 抗拉强度从84 MPa提高到304 MPa。此后许多学者采用ARB法实现了铝、铜、镁、钛及其合金的同类材料复合轧制以及异类材料的复合轧制^[17-21], 为超细晶板材和新型复合材料的制备提供了新途径。与其他SPD工艺类似, 利用反复叠合实现大变形的ARB技术自身会存在切割清理引起的污染问题, 退火引起的氧化问题, 以及多道次叠轧引起的边裂和压下量不足导致的分层问题等。显然, 它的进一步发展必然受到这些问题的阻碍。

为了研究材料在极限变形下具有的新现象、新性能, 本文采用了一种新的SPD方法—组合成形轧制法(combination forming rolling, CFR), 该方法既利用普通轧制的压缩作用, 又结合异步轧制的搓轧剪切作用和施加大张力的拉伸作用, 形成压、剪、拉组合成形条件, 改变轧制变形区内的应力状态, 从而在板材上获得常规轧制难以达到的形变量。根据这一思想, 设计了独具特色的组合成形异步轧机, 该轧机可有效降低轧制力, 凭借超常规的轧薄能力制备出超细晶带材, 具有很好的应用前景。

2 材料与方法

实验材料为工业纯Al板1100, 将其在400°C加热炉中退火1 h, 使其晶粒充分长大。使用线切割机在退火

后的铝板上截取试样, 尺寸为45 mm×35 mm×6.5 mm, 室温轧制实验共分为两个阶段完成。第一阶段实验在直径180 mm的普通两辊同步轧机上进行, 轧制方向与试样长度方向相平行, 轧制速度为0.22 m/s, 经多道次轧制后样品厚度变为1 mm。第二阶段采用组合成形轧制方法, 该轧制方法的特点是将简单轧制的压缩作用、异步轧制的搓轧剪切作用和施加张力的拉伸作用同时施加在轧制变形区。本次组合成形轧制在工作辊直径为50 mm、异速比为1.2的组合成形异步轧机上进行(图1)。经过多道次往复轧制(没有任何中间退火), 最终得到厚度为0.017 mm的Al极薄带, 如图2所示。

轧制后的试样经磨制、电解抛光和阳极复膜后在显微镜上进行组织观察。采用20% HClO_4 +80% $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ 的电解液抛光, 工作电压28 V, 时间20~50 s。复膜液选用48 mL H_2SO_4 +30 mL H_3PO_4 +39 mL H_2O , 工作电压为35 V, 时间为2~10 min。由于厚度方向和轧制方向是形变的主要方向, 应以试样的纵截面作为TEM的观察面。但由于试样厚度为微米量级, 常规制

图1 (网络版彩图)铝带的组合成形轧制

图2 (网络版彩图)原料及组合成形轧制后的Al极薄带

样方法无法实现, 因此采用聚焦离子束(focused ion beam, FIB)沿试样纵向对试样进行切割以制备TEM薄膜样品. FIB电压30 kV, 电流1 nA.

3 结果与分析

3.1 组合成形轧制下的超延展现象

考虑到多道次轧制极薄带时, 测量轧件厚度要比测量长度方便得多, 因此本文用反映厚度变化的延展率 η 来衡量组合成形轧制下的延展性:

$$\eta = \frac{H}{h}, \quad (1)$$

式中, H 为轧前试样的厚度, h 为多道次轧后试样的厚度. 显然多道次轧制的延展率 η 与单向拉伸的延伸率不同, 极薄带多道次轧制时强烈的压应力状态比单向拉伸更容易获得大变形.

本文实验样品Al初始厚度6.5 mm, 轧制后的成品厚度0.017 mm, 按式(1)计算, 延展率高达38235%. 若按真应变($\varepsilon = \ln \frac{H}{h} = \ln \frac{6.5}{0.017}$)计算, 真应变为5.95. 轧后的极薄带表面光滑、板形良好、无边缘裂纹. 室温下传统轧制方法难以获得这么高的超延展性, 可见, 组合成形轧制方法具有超强的轧薄能力. 组合成形轧制(CFR)是继等通道转角挤压、高压扭转、搅拌摩擦加工和累积叠轧之后, 又一项重要的SPD成形方法.

3.2 组合成形轧制的金相组织

图3所示为轧制之前退火态Al的显微组织, 可以观察到这些晶粒呈等轴状, 平均晶粒尺寸约为60 μm . 经常规轧制和组合成形轧制后Al带纵截面的显微组织如图4(a)~(f)所示. 由图可见原有等轴状晶粒被压扁成长条状, 长条晶粒的方向与轧制方向一致. 当轧制道次数少、样品厚度相对较大时(如厚度为0.498, 0.260, 0.142 mm), 仍可以辨认出原始晶粒及其晶界形貌(图4(a)~(c)). 随着轧制道次不断增加, 尤其是当试样被轧薄至0.107, 0.036和0.017 mm时, 这些长条状晶粒排列得十分密集, 原始晶粒因变形诱发次生结构而使原有形貌在光学显微镜下已难以分辨(图4(d)~(f)), 只能观察到这些晶粒大致呈纤维流线状分布.

显然, 组合成形轧制下金属Al的显微组织改变并不只是晶粒形状的变化, 晶粒内部也会因剧烈变形而

图3 (网络版彩图)金属铝1100的退火状态金相组织

发生位错的塞积、缠结及亚结构的形成等, 需要采用TEM作进一步的分析研究.

3.3 组合成形轧制下极薄带纵截面的TEM图像

图5为组合成形轧制过程下不同厚度的Al薄带纵截面的TEM图像. 在延展率为1305%、轧后厚度为0.498 mm的组合轧制初期(图5(a)), 能够看到晶粒被压成长条状, 这与光学显微镜观察到的金相组织相一致, 而且还能观察到因剧烈塑性变形而在晶粒内部出现的高密度位错. 随着变形的继续进行, 当延展率达到2500%、样品厚度为0.260 mm时, 位错通过湮灭和重组而开始形成亚微晶/位错胞(图5(b)), 但晶界较为模糊. 当延展率达到4577%、厚度为0.142 mm时, 微观组织尺寸继续减小, 亚微晶/位错胞数量增多(图5(c)), 且由于界面吸收更多的位错, 亚微晶的界面变得较为清晰. 当延展率继续增加到6075%、厚度为0.107 mm时, 微晶内部及晶界处有细小的胞状物形成(图5(d)). 当延展率继续增加到18056%、厚度为0.036 mm时, 可以看到有纳米晶粒在晶界处形成(图5(e)箭头所指). 最后当延展率达38235%、厚度只有0.017 mm时, 可以看到一些尺寸约为100 nm纳米晶粒形成(图5(f)), 而该位置处原长条状的晶粒消失.

4 讨论

以上实验结果让我们认识到组合成形轧制是剧烈变形领域又一项新技术, 它不仅可以使冷轧板材在室温下实现高应变轧制, 同时还可获得无退火冷轧工艺难以实现的超延展性, 以及超延展变形所引起的显微

图 4 (网络版彩图)不同轧制厚度的Al极薄带纵截面的金相组织

图 5 不同延展率的Al极薄带纵截面的TEM图像. (a) $\eta=1305\%$; (b) $\eta=2500\%$; (c) $\eta=4577\%$; (d) $\eta=6075\%$; (e) $\eta=18056\%$; (f) $\eta=38235\%$

组织纳米化. 针对组合成形轧制所带来的宏观和微观变化, 需要从机理方面去探究、思考和诠释, 才能更好地加以利用.

4.1 组合成形轧制的应力状态分析

虽然极薄带组合成形轧制在成形方法上有其独特性, 但其塑性变形行为仍然可以按照平面变形问题进行研究分析. 在平面变形条件下, 塑性区内各点应力状态应满足塑性条件:

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + \tau_{xy}^2 = 4k^2, \quad (2)$$

式中, k 为屈服剪应力.

对于同步轧制而言, 其轧制方向可近似为应力主轴 x 方向, 轧面法向可近似为应力主轴 y 方向, 所以公式(2)可改写为

$$\sigma_1 - \sigma_3 = 2k. \quad (3)$$

与公式(2)相比可知, 同步轧制下若要满足公式(3)的屈服条件则需要足够大的单位压力 σ_3 . 但 σ_3 越大, 轧辊因弹性变形的压扁程度也将增大, 导致变形区长度增加, 进而使变形区中的变形体处于强烈三向压应力状态, 导致屈服条件很难满足. 所以最小轧制厚度理论认为^[22,23], 一旦轧件厚度小于最小可轧厚度极限值, 无论怎样增加轧制道次和轧制力, 轧件厚度都不再继续减小.

为了获得更大的塑性变形量和更薄的轧件, 本文根据公式(2)所示的平面变形屈服条件, 采用由大张力产生的拉应力和搓轧产生的剪应力, 即把 σ_x 由压变拉、同时增加剪切应力 τ_{xy} 的方法, 由图6(a)中所示的搓轧区 II 中构造出由拉伸、剪切及压缩所组成的应力状态(图6(b)), 在这样的应力状态下, 单位压力 σ_y 会大

图 6 (网络版彩图)组合变形轧制变形区的状态. (a) 前、后滑区及搓轧区的分布; (b) 搓轧区 II 的应力状态

大降低, 变形体更容易满足屈服条件, 从而达到塑性变形的目的.

从应力状态分析的角度来看, 组合成形轧制优于普通轧制之处在于: 把普通轧制主要依靠压缩成形扩展为压缩、剪切、拉伸复杂应力状态下的成形. 剪切应力和拉伸应力的介入, 使屈服条件更容易得到满足(参见公式(2)), 塑性变形得以持续.

4.2 组合成形轧制的应变状态分析

Levy-Mises 塑性增量理论认为:

$$\frac{d\varepsilon_x}{\sigma'_x} = \frac{d\varepsilon_y}{\sigma'_y} = \frac{d\varepsilon_z}{\sigma'_z} = \frac{d\varepsilon_{xy}}{\tau_{xy}} = \frac{d\varepsilon_{yz}}{\tau_{yz}} = \frac{d\varepsilon_{zx}}{\tau_{zx}} = d\lambda, \quad (4)$$

式中, σ'_x , σ'_y , σ'_z 为偏差应力分量, $d\lambda$ 为瞬时的比例系数.

根据公式(4)以及如前所述的组合成形轧制的应力状态, 可知组合成形轧制中的应力分量 σ_x , σ_y , τ_{xy} 可产生各自的应变分量 $d\varepsilon_x$, $d\varepsilon_y$ 和 $d\varepsilon_{xy}$, 并且拉伸应变 $d\varepsilon_x$ 、压缩应变 $d\varepsilon_y$ 、剪切应变 $d\varepsilon_{xy}$ 在组合成形轧制中发生叠加(图7). 根据等效应变计算公式

$$\varepsilon_e = \frac{\sqrt{2}}{3} \times \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + 6(\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{yz}^2 + \varepsilon_{zx}^2)}, \quad (5)$$

又因为组合成形轧制可按照平面变形问题处理, 即 $\varepsilon_x = -\varepsilon_y$, $\varepsilon_z = 0$, $\gamma_{yz} = \gamma_{zx} = 0$, 代入到公式(5)得到

$$\varepsilon_e = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_y^2 + \varepsilon_{xy}^2}. \quad (6)$$

公式(6)为组合成形轧制下的等效应变计算式, 包括压应变 ε_y 和剪应变 ε_{xy} 两个变量, 物理意义明确. 当公式(6)中剪应变 $\varepsilon_{xy} = 0$ 时, 则公式(6)变为

$$\varepsilon_e = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_y. \quad (7)$$

该等效应变恰为平面变形同步轧制下的等效应变. 综合公式(6)和(7)可以得出: 同步轧制的等效应变只是组合成形轧制的一部分, 剪切应变 ε_{xy} 的介入构成组合成形轧制等效应变的另一个组成部分, 在相同的压下量 ε_y 下, 组合成形轧制具有比普通轧制更大的等效应变.

4.3 组合成形轧制下显微组织的纳米化

本实验采用聚焦离子束(FIB)对Al极薄带进行纵向加工, 直接切取出可供透射电子显微镜观察和研究的金属薄膜, 保证了TEM的观察面恰好是ND-RD平面。这样, 为建立形变与显微组织演变之间的真实对应关系奠定了基础。

根据如前所述的OM和TEM观察结果可知, 变形前的显微组织是尺寸为 $60\text{ }\mu\text{m}$ 的退火态粗大晶粒, 经过室温下的组合成形轧制后, 演变为尺寸只有 100 nm 的纳米晶。这相差600倍的晶粒细化并非来自热作用下的相变机制, 而是来自于组合成形轧制所提供的连续不断的应变, 是应变累积的结果。通过对图4, 图5及其变形工艺研究认为, 组合成形轧制下显微组织的纳米化过程可分为四个阶段, 如图8所示。第一阶段, 晶粒形状改变和位错密度增加。变形前的晶粒呈等轴状(图8(a)), 变形后被拉长为长条状, 且排列方向与轧制方向相平行, 另外长条状晶粒在试样厚度方向上相互叠加, 因此晶粒整体上以层状结构分布(图8(b))。该阶段除了晶粒形状改变之外, 晶粒内部位错也在不断产生、增殖和塞积, 应变能在不断增大。第二阶段, 亚微米晶的形成。随着应变的继续增加, 形变晶粒仍是长条形状, 且层状分布仍然保持, 但层间距变得更细密, 不断增大的位错密度导致位错缠结而形成位错墙, 进而形成亚微米晶(图8(c))。第三阶段, 亚微米晶的分解。在应变的作用下, 亚微米晶内部的位错密度进一步增大, 位错缠结加强, 内应力大幅度提高, 导致在亚微晶内部及原始晶界上形成更细小的胞状亚结构(图8(d)),

但胞状亚结构边部形状不规则。第四阶段, 纳米晶的形成。胞状亚结构转变为大角度晶界的粒状结构, 晶粒形状也由不规则状态向等轴状演化, 形成等轴状纳米晶(图8(e))。

5 结论

(1) 利用组合成形轧制方法轧制金属铝板, 获得了延展率38235%、真应变5.95的良好效果, 表明组合成形是剧烈塑性变形领域又一项新技术, 它不仅可以使板材在室温下实现高应变轧制, 同时还可获得无退火冷轧工艺难以实现的超延展性。

(2) 组合成形轧制是充分利用普通轧制的压缩作用、异步轧制的搓轧剪切作用、施加大张力的拉伸作用, 形成压缩、剪切、拉伸三者共同发挥作用的组合成形条件, 改善变形区的应力状态, 使金属更容易满足屈服条件, 从而实现超常规的持续塑性变形, 以获得微米级厚度的Al极薄带。

(3) 组合成形轧制除了应力状态不同于普通同步轧制之外, 应变状态也有其特殊性; 除了平面变形压缩之外, 还包括剪切变形和拉伸变形。有剪切和拉伸的介入, 才能在相同的压下量之下, 组合成形轧制比常规轧制有更大的等效应变。

(4) 组合成形轧制技术具有将粗晶材料细化到纳米量级的巨大潜力。尽管组合成形轧制属于强烈塑性变形方法, 但它的优点是可以在轧件没有机械损伤和破坏的情况下实现纳米化。

图7 (网络版彩图)由压缩、拉伸和剪切变形构成的组合成形轧制示意图

图8 组合成形轧制的组织结构细化示意图。(a) 初始晶粒; (b) 长条晶粒; (c) 亚微米晶形成; (d) 亚微晶内的胞状亚结构; (e) 纳米晶粒

参考文献

- 1 Shen H, Li Z, Günther B, et al. Influence of powder consolidation methods on the structural and thermal properties of a nanophase Cu-50wt%Ag alloy. *Nanostructured Mater*, 1995, 6: 385–388
- 2 Wang L, Wang Y C, Zhilyaev A P, et al. Microstructure and texture evolution in ultrafine-grained pure Ti processed by equal-channel angular pressing with subsequent dynamic compression. *Scripta Mater*, 2014, 15: 33–36
- 3 Mirab S, Nili-Ahmadabadi M. On the flow and mechanical behavior of Al matrix composite reinforced by nickel based (90% Ni–10% Cr) wires during equal channel angular pressing. *Mater Sci Eng-A*, 2013, 583: 43–51
- 4 Jin Y G, Baek H M, Hwang S K, et al. Continuous high strength aluminum bolt manufacturing by the spring-loaded ECAP system. *J Mater Processing Tech*, 2012, 212: 848–855
- 5 Zhilyaev A P, Nurislamova G V, Kim B K, et al. Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion. *Acta Mater*, 2003, 51: 753–765
- 6 Vorhauer A, Pippan R. On the homogeneity of deformation by high pressure torsion. *Scripta Mater*, 2004, 51: 921–925
- 7 Xu C, Horita Z, Langdon T. The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion. *Acta Mater*, 2007, 55: 203–212
- 8 Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing. *Mater Sci Eng-R-Rep*, 2005, 50: 1–78
- 9 Ma Z Y, Liu F C, Mishra R S. Superplastic deformation mechanism of an ultrafine-grained aluminum alloy produced by friction stir processing. *Acta Mater*, 2010, 14: 4693–4704
- 10 陈菲菲, 黄宏军, 薛鹏, 等. 搅拌摩擦加工超细晶材料的组织和力学性能研究进展. *材料研究学报*, 2018, 1: 1–10
- 11 Xue P, Ma Z Y, Komizo Y, et al. Achieving ultrafine-grained ferrite structure in friction stir processed weld metal. *Mater Lett*, 2016, 162: 161–164
- 12 Wang Q, Mu Y, Lin J, et al. Strengthening and toughening mechanisms of an ultrafine grained Mg-Gd-Y-Zr alloy processed by cyclic extrusion and compression. *Mater Sci Eng-A*, 2017, 699: 26–30
- 13 Guo W, Wang Q, Ye B, et al. Microstructural refinement and homogenization of Mg–SiC nanocomposites by cyclic extrusion compression. *Mater Sci Eng-A*, 2012, 556: 267–270
- 14 Lin J, Wang X, Ren W, et al. Enhanced strength and ductility due to microstructure refinement and texture weakening of the GW102K alloy by cyclic extrusion compression. *J Mater Sci Tech*, 2016, 32: 783–789
- 15 Zhang L, Wang Q, Liao W, et al. Microstructure and mechanical properties of the carbon nanotubes reinforced AZ91D magnesium matrix composites processed by cyclic extrusion and compression. *Mater Sci Eng-A*, 2017, 689: 427–434
- 16 Saito Y, Tsuji N, Utsunomiya H, et al. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Mater*, 1998, 39: 1221–1227
- 17 Ebrahimi S H S, Dehghani K, Aghazadeh J, et al. Investigation on microstructure and mechanical properties of Al/Al-Zn-Mg–Cu laminated composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB) process. *Mater Sci Eng-A*, 2018, 718: 311–320
- 18 Tsuji N, Saito Y, Utsunomiya H, et al. Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Mater*, 1999, 40: 795–800
- 19 Mashhadi A, Atrian A, Ghalandari L. Mechanical and microstructural investigation of Zn/Sn multilayered composites fabricated by accumulative roll bonding (ARB) process. *J Alloys Compd*, 2017, 727: 1314–1323
- 20 Daneshvar F, Reihanian M, Gheisari K. Al-based magnetic composites produced by accumulative roll bonding (ARB). *Mater Sci Eng-B*, 2016, 206: 45–54
- 21 Ghalandari L, Moshksar M M. High-strength and high-conductive Cu/Ag multilayer produced by ARB. *J Alloys Compd*, 2010, 506: 172–178
- 22 Stone M D. *Iron and Steel Engineer Year Book*. Pittsburgh: Association of Iron and Engineer Publisher, 1953
- 23 连家创. 冷轧薄板轧制压力和极限最小厚度的计算. *重型机械*, 1979, 2: 20–37

Combination forming rolling of metal aluminum at room temperature

YU QingBo¹, LIU XiangHua², SUN Ying¹, ZHAO YanJun³, CHEN Wei¹ & CHEN JingQi²

¹ School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China;

² School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

³ Technology Center, Jiangsu Alcha Aluminum Co., Ltd, Changshu 215532, China

The elastic deformation of rollers makes it difficult to prepare ultra-thin metal strips by using conventional methods, and various methods have been used to obtain thinner rolled pieces, such as reducing the roll diameter, increasing the number of support rollers, and increasing the rigidity of rollers and frames; however, these methods complicate the preparation of ultra-thin strips. In this study, we adopt a new method of combination forming rolling, in which three kinds of technological measures, namely, the compression effect of ordinary rolling, shear effect of asymmetrical rolling, and drawing effect of a large tensile force, are jointly applied to the rolling deformation zone to generate a stress state that easily satisfies the yield condition so as to maintain the sustainability of pressed deformation. In order to verify the feasibility of this method, an annealed industrial pure aluminum plate was subjected to combination forming rolling at room temperature. The experimental results showed that in the absence of intermediate annealing, the 1100 aluminum plate with an initial thickness of 6.5 mm was rolled into an ultra-thin strip with a thickness of 17 μm , having a smooth surface, good shape, and no edge cracks. With combination forming rolling, the plate showed an extension of as high as 38235% and a true strain of 5.95, fully reflecting the super deformability of the combination forming rolling method. During the occurrence of severe plastic deformation, the microstructure inside the ultra-thin metal Al strip also underwent evolution—from the original coarse equiaxed crystals to flat lath crystals and sub-microcrystals and ultimately to nanocrystals. The combination forming rolling method, which involves a large strain, extreme extensibility and nano-crystallization, is expected to become an important new means suitable for severe plastic deformation.

combination forming rolling, severe plastic deformation, extreme extensibility, nanocrystallization, asymmetrical rolling

doi: [10.1360/N092018-00272](https://doi.org/10.1360/N092018-00272)