

应变路径变化对纯镍组织和织构的影响

王丽霞, 陈兴品, 谢 炜, 任 平, 梅 霖

(重庆大学, 重庆 400044)

摘 要: 采用背散射电子衍射 (EBSD) 和 X 射线衍射 (XRD) 技术对比分析了两种应变方式 (单向轧制和交叉轧制) 对大变形量 (厚度方向压下量 90%) 纯镍形变组织和织构以及随后热处理过程中组织和织构演变的影响。结果表明: 单向与交叉轧制纯镍的形变微观组织均以层片状组织为主, 但前者储能高于后者; 单向轧制纯镍的宏观织构是典型的铜型冷轧织构, 而交叉轧制纯镍的主要织构组分是黄铜和旋转型黄铜织构, 且前者的织构强度明显高于后者。对两种方式形变样品在不同温度下进行退火处理, 发现单向轧制样品中形成了以立方织构为主的再结晶织构, 且随着退火温度的升高, 立方织构的强度逐渐增强; 而交叉轧制样品则形成了弱的再结晶纤维织构, 其强度远小于单向轧制样品的再结晶织构强度。另外, 单向轧制样品在高温 800 °C 保温处理后, 出现了少量异常长大晶粒, 这是由于取向相近的立方取向晶粒聚集成团簇, 使得微观取向分布不均匀造成的; 而交叉轧制方式可以抑制热处理过程中的晶粒异常长大。

关键词: 应变路径; 纯镍; 形变织构; 再结晶; EBSD

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-3022-07

金属材料的塑性变形通常会导致其微观组织结构和晶体学织构的改变, 从而对随后的再结晶组织和织构形成产生直接影响^[1]。对于具有中高层错能的面心立方金属而言, 经过传统大变形量轧制后, 其微观组织的特征为沿轧向伸长的层片状组织, 宏观织构主要包括 S, Brass (Bs) 和 Copper 3 种取向, 经退火处理后, 可以获得很强的立方再结晶织构; 而对于具有低层错能的面心立方金属而言, 其冷轧织构以 Bs 取向为主, 并含有少量的 S 和 Copper 取向^[2-4]。

现有研究表明: 轧制路径的改变会显著影响材料的微观组织结构、晶粒取向以及晶界分布特征, 从而影响其加工和使用性能^[5-9]。轧制路径变化可以通过在轧制道次间改变样品的轧向和横向实现, 即样品完成第 1 道次轧制后, 将样品绕法向 (ND) 旋转 90° 进行下一道次轧制, 这种轧制方法称为“交叉轧制”^[10-13]。已有文献^[14-16]报道了交叉轧制工艺对中高层错能铝合金和铜板材的微观组织、织构以及机械性能的影响, 发现交叉轧制变形后得到了与单向轧制完全不同的轧制织构, 其织构以 Bs 和 ND 旋转 Bs 为主, S 和 Copper 取向含量极少, 与低层错能面心立方金属中的形变织构相似。Suwas 和 Gurao 等人^[17-19]进一步通过实验和计算模拟相结合的方法, 分析了中高层错能面心立方金属在交叉轧制变形过程中形变组织和织构的演变及其形成机理, 丰富了人们对面心立方金属中交叉轧制

形变织构的认识。

交叉轧制变形不仅对形变织构有显著影响, 其对随后热处理过程中再结晶组织和织构的形成也有很大影响。已有的研究表明, 交叉轧制变形材料在退火处理后不再形成强立方织构, 然而关于其再结晶织构类型和形成原因的报道却不统一^[16,20]。因此, 系统研究应变路径变化对组织和再结晶织构的影响具有重要的意义。

本实验采用两种轧制方式 (单向轧制和交叉轧制) 的商业纯镍样品进行对照研究, 通过分析应变路径改变对纯镍形变组织和织构的影响, 探讨轧制方式对再结晶后组织和织构演变的影响。

1 实验

实验采用纯度为 99.9% 的纯镍热轧板材, 进行单向 (unidirectional rolling, UDR) 和交叉轧制 (cross rolling, CR), 图 1 为轧制示意图, 其中道次形变量为 5%, 冷轧至总形变量 90%。随后, 将两种形变方式的样品在通有氢气+4%氩气的保护炉中分别进行 300, 400, 500, 520, 550, 600, 800 °C 保温 1 h 退火处理。通过硬度测试初步判断样品的再结晶行为, 以便选取合适温度范围研究轧制路径变化对纯镍再结晶组织和织构的影响。

样品表面采用水磨砂纸磨光到 4000#, 然后进行电

收稿日期: 2018-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51421001)

作者简介: 王丽霞, 女, 1986 年生, 博士生, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65111547, E-mail: lixiawang320@163.com

解抛光,抛光液的成分和体积比例为 $\text{HClO}_4:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:3:4$ 。抛光后的样品在 Tescan 场发射扫描电子显微镜下进行微观组织和晶体取向的表征。扫描步长和区域大小的确定取决于微观组织特征和晶粒尺寸,即形变态样品的 EBSD 扫描步长为 $0.05\ \mu\text{m}$; 不同温度 ($500, 520, 600, 800\ ^\circ\text{C}$) 下退火态样品的 EBSD 扫描步长分别为 $0.05, 0.3, 0.5$ 和 $3\ \mu\text{m}$ 。

冷轧样品的宏观织构测量是在 Rigaku D/MAX 2500 型 X 射线衍射仪上完成的。实验采用 Cu 靶的 $K\alpha$ 辐射,管电压为 $40\ \text{kV}$,管电流为 $150\ \text{mA}$,按 Schulz 反射法分别测量了 $\{111\}, \{200\}$ 和 $\{110\}$ 3 个不完整极图。所有极图的测量在样品的轧面(RD-TD 面)进行。最后,利用织构分析软件 LaboTex 3.0 中的取向分布函数(ODF)计算了不同织构组分的含量(各取向与理想取向的偏差为 15°)。

2 结果与讨论

2.1 应变路径对纯镍形变组织和结构的影响

图 2 是两种轧制方式下得到的纯镍样品的形变微观组织图,图 2a 为单向轧制方式得到的冷轧形变微观组织图,晶粒沿轧向(rolling direction, RD)伸长变形形成层片状组织,层片状组织沿样品法向(normal direction, ND)被大角度晶界(high angle grain boundaries, HAGBs, 取向差角 $>15^\circ$)分隔;晶粒内部含有大量的小角度晶界(low angle grain boundaries, LAGBs, 取向差角介于 $2^\circ\sim 15^\circ$);图 2b 是交叉轧制变形后的形变微观组织取向图,其同样以层片状组织为主,同时含有少量的剪切带组织。

另外,根据 EBSD 原始数据可以得到如图 3 所示的晶界取向差角分布图,计算可得知,UDR 样品形变微观组织中 LAGBs 的比例高达 68.9% ,而 CR 样品中 LAGBs 的比例为 49.2% 。此外,对于大角度晶界取向差而言,其在 UDR 样品中的峰值位于 55° 附近,而在 CR 试样中分布较为均匀。Gurao 等人^[18]通过织构模拟

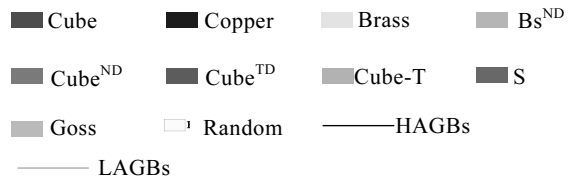
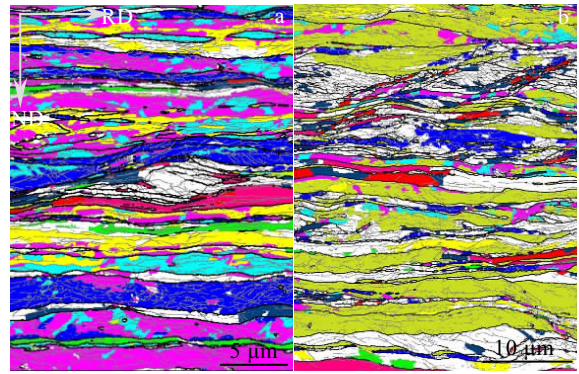


图 2 两种轧制方式下样品的 EBSD 取向图

Fig.2 EBSD orientation maps for deformed nickel with different strain paths: (a) unidirectional rolling and (b) cross rolling

软件研究表明,材料在交叉轧制变形过程中,激活的平均滑移系数高于单向轧制,换言之,当应变路径改变时,启动了更多的滑移系,加剧了不同滑移的交互作用,而交互作用形成的位错更容易导致大角度晶界的形成。因此,交叉轧制样品中大角度晶界比例高于单向轧制样品。另外,硬度实验表明,单向轧制形变样品的平均硬度值($2260\ \text{MPa}$)高于交叉轧制样品($2160\ \text{MPa}$),说明前者形变储存能高于后者,同时表明单向轧制样品中启动较少的滑移系更容易导致位错塞积。

图 4 是不同应变路径样品的 $\varphi_2 = 0^\circ, 45^\circ, 65^\circ$ 横截面取向分布函数(ODF)图。需要注意的是,传统单向轧制变形过程中,样品对称性为正交对称性(orthorhombic symmetry), φ_1 取值范围为 0° 到 90° ;而交叉轧制变形过程中,样品在每个道次变形后旋转 90° ,样品的对称性则会改变,变为四方对称性(tetragonal symmetry), φ_1 取值范围为 0° 到 180° ^[13]。图 4a 所示为单向轧制样品的 ODF,可知,样品经过单向轧制后,其宏观织构主要由 S ($63^\circ, 35^\circ, 90^\circ$)、Copper ($90^\circ, 35^\circ, 45^\circ$) 和 Bs ($35^\circ, 45^\circ, 0^\circ$) 构成,是典型的中高层错能面心立方金属形变织构。对比图 4a 可得知,样品经过交叉轧制后,其宏观织构强度明显减弱,其中 Copper 和 S 两种取向的强度几乎为零,而织构强度最大值位于 $\varphi_2 = 0^\circ$ 横截面处且沿 $\varphi = 45^\circ$ 偏离理想 Bs 取向一定角度处,表明交叉轧制样品中主要的织构组分为 Bs 和 ND 旋转型 Bs 取向(BsND);同

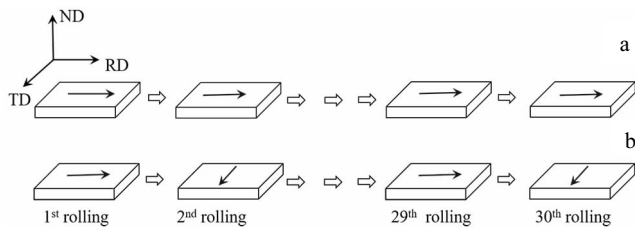


图 1 单向及交叉两种轧制方式示意图(箭头所示为轧制方向)
Fig.1 Schematic diagram of rolling mode: (a) unidirectional rolling and (b) cross rolling (blue arrow indicates the rolling direction)

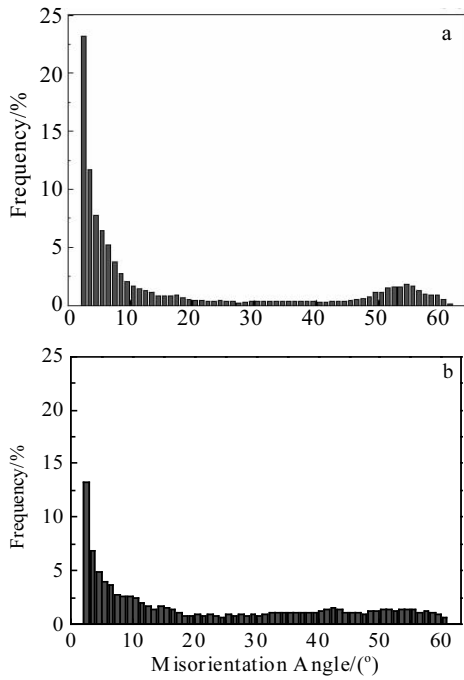


图 3 两种轧制方式下样品的取向差角分布图

Fig.3 Misorientation angle distribution for deformed nickel with different strain paths: (a) unidirectional cold rolling and (b) cross rolling

时, 沿 $\phi_1 = 0^\circ$ 和 $\phi_1 = 90^\circ$ 且偏离理想 Cube 取向一定位置处有较弱的极密度, 表明了交叉轧制样品中含有少量的 RD 和 TD 旋转立方取向。由取向分布函数统计计算的不同织构组分的含量如表 1 所示。值得注意的是, 交叉轧制样品中 Cube 取向的含量明显高于单向轧制样品。有文献[21, 22]研究表明, 传统的单向轧制样品中存在的少量立方取向具有特殊的位错结构特征, 导致其在退火过程中的回复速率快于其它形变取向, 内部形成取向差梯度, 从而可以优先形核, 因此对再结晶过程中强立方织构的形成有极其重要的影响。本研究分别统计了单向轧制和交叉轧制样品中立方取向形变带内沿轧向的累计取向差分布, 如图 5 所示, 由图可知, 两种样品内的累计取向差分别为 15° 和 9° , 单向轧制样品中累计取向差梯度大于交叉轧制样品。

2.2 应变路径对再结晶组织的影响

图 6 是两种样品的硬度随温度变化的再结晶曲线。由图可知, 退火温度低于 400°C 时, 硬度值的变化不明显, 为回复阶段; 400 到 600°C 之间, 硬度值急剧下降, 表明初次再结晶的发生; 600 到 800°C 区间, 硬度值没有明显变化, 此阶段为晶粒长大阶段。

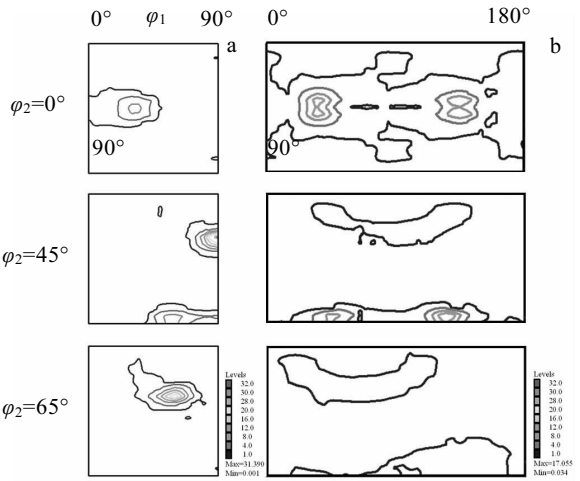


图 4 两种应变方式下样品的取向分布函数

Fig.4 Orientation distribution function for the samples with different strain paths: (a) unidirectional rolling and (b) cross rolling

表 1 轧制路径改变对织构含量的影响

Table 1 Volume fractions of the texture components in different conditions (%)

Material	S	Copper	Bs	Bs ND	Cube
UDR	50.3	22.7	28.8	22.4	0.9
CR	4.4	0.5	38.4	41.3	2.5

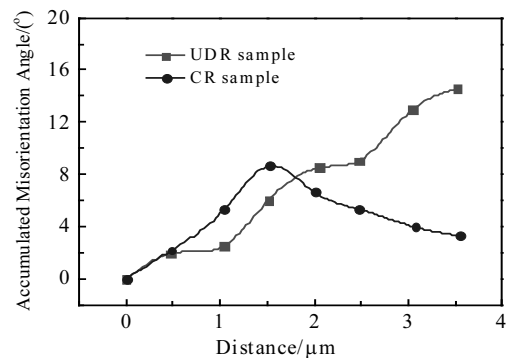


图 5 两种应变方式样品的立方形变带内的累积取向差分布图
Fig.5 Distribution of accumulated misorientation in cube-oriented deformed bands for the differently rolled samples

为了对比分析应变路径对再结晶组织和织构的演变, 选取 4 个退火温度的样品进行表征分析, 分别是 500 , 520 , 600 和 800°C , 对应的样品状态分别为初始再结晶、部分再结晶、完全再结晶以及晶粒长大状态。

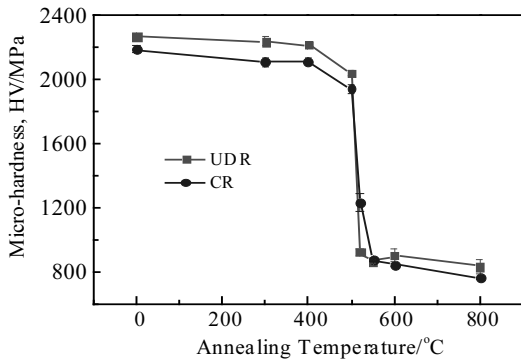


图 6 两种轧制方式的样品经不同温度退火后的显微硬度
Fig.6 Micro-hardness evolution for the differently rolled samples during annealing with different temperatures

另外，由硬度曲线可知，回复阶段，交叉轧制样品的硬度值均低于单向轧制样品；再结晶阶段，其硬度值高于单向轧制样品；晶粒长大阶段，其硬度值又低于单向轧制样品。通常，硬度值的变化可以反映形变样品在退火过程中的软化程度。在低温退火过程中，轧制样品内发生回复而使得材料软化，硬度值降低，但样品回复引起的软化仍小于形变引起的硬化作用，该阶段样品的硬度值主要取决于应变引起的硬化；随着退火温度的升高，样品内发生再结晶以及晶粒长大而导致软化速率加快，而软化速率取决于形变储能的大小，即储能越大，软化速率越快，因此单向轧制样品的硬度值低于交叉轧制样品；当退火温度高于再结晶温度后，样品内晶粒明显长大，其硬度值与晶粒大小和晶粒择优程度相关。

图 7 是单向轧制和交叉轧制样品分别在 500, 520, 600 和 800 °C 退火后的 EBSD 取向重构图。当单向轧制样品在 500 °C 退火 1 h 后，微观组织主要以沿轧向伸长的层片状组织为主，有少量的等轴状再结晶晶粒形成，表明试样内部开始发生再结晶。再结晶晶粒中包括立方取向和非立方取向晶粒，但立方取向晶粒没有数量优势（图 7a）。当退火温度升高到 520 °C 时，样品微观组织以再结晶晶粒为主，同时含有少量的形变组织。再结晶组织中少数立方取向晶粒的尺寸较大，导致其平均晶粒尺寸大于非立方取向晶粒，如表 2 所示。继续提高退火温度到 600 °C，样品发生了完全再结晶，如图 7e 所示，立方取向晶粒的平均尺寸明显大于非立方取向晶粒，即立方取向晶粒具有尺寸优势。当退火温度高达 800 °C 时，晶粒进一步快速长大，取向相近的立方取向晶粒形成团簇，因此立方取向晶粒尺寸显著增大。同时值得注意的是，有少数非立方取

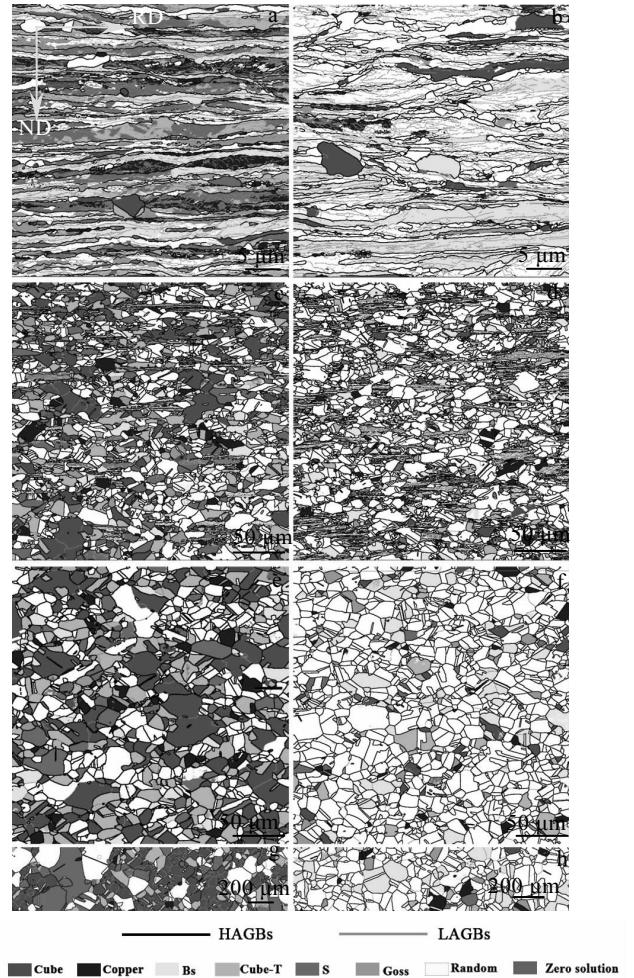


图 7 单向轧制样品和交叉轧制样品分别在 500 °C, 520 °C, 600 °C, 800 °C 退火 1 h 后的 EBSD 取向图
Fig.7 EBSD orientation map for the unidirectionally rolled (a, c, e, g) and cross-rolled (b, d, f, h) samples with different annealing temperatures for 1 h: (a, b) 500 °C, (c, d) 520 °C, (e, f) 600 °C, and (g, h) 800 °C

向晶粒尺寸异常增大，表明晶粒异常长大的发生。但是，由于异常长大晶粒还没有充分长大并吞并立方取向晶粒，因此，立方取向晶粒仍具有尺寸优势。

图 7b、7d、7f 和 7h 是交叉轧制样品经不同温度退火后的微观组织取向图，可知，经过 500 °C, 1 h 热处理后，微观组织中形成了少量无畸变再结晶晶粒（图 7b），且再结晶晶粒中也包括立方和非立方取向晶粒。当 520 °C, 1 h 退火处理后，微观组织是形变组织与再结晶组织的混合组织，但与相同温度处理的单向轧制样品不同的是，其残留的形变组织较多，表明其再结晶程度低于相同温度退火的单向轧制样品；需要注意的是，样品中立方取向再结晶晶粒尺寸小于非立方取

向晶粒，即立方取向晶粒无尺寸优势。当退火温度升高至 600 °C 时，样品内发生了完全再结晶，形成了均匀的再结晶组织，如图 7f，但是立方取向晶粒平均尺寸增加缓慢，其尺寸明显小于非立方取向晶粒；继续升高退火温度到 800 °C 时，晶粒均匀长大，且无尺寸优势的立方取向晶粒被非立方取向晶粒吞并；另外，与单向轧制退火样品（图 7g）相比，没有发生晶粒异常长大，组织均匀。

2.3 应变路径对再结晶组织的影响

图 8 为单向轧制和交叉轧制样品不同温度退火后的微观取向极图。可得知，单向轧制样品低温(500 °C)退火 1 h 后，其结构（图 8a）是典型的铜型冷轧结构，表明少数再结晶晶粒对样品结构没有显著影响；当退火温度升高为 520 °C 时，其结构（图 8c）为冷轧结构和再结晶立方结构的混合组织，但组织强度减弱；样品在 600 °C 退火 1 h 后，结构（图 8e）以立方取向为主，其次为立方孪晶和 S 取向（二者有一定的重叠），还有极少量的 Copper 和 Bs 取向；当样品在 800 °C，1 h 退火后，立方结构进一步增强，同时也观察到立方孪晶/S 取向。结合微观组织取向图（图 7g）可得知，这与微观组织中 S 取向晶粒的异常长大有关系。交叉轧制样品经过低温退火后，其结构（图 8d）与形变样品结构相同，主要是由 Bs 和 BsND 组成，少量再结晶

晶粒对样品结构没有显著影响；随着退火温度的升高，形变基体不断被再结晶晶粒吞并，使得形变结构弱化，而新形成的再结晶晶粒结构无明显择优取向，对样品结构影响没有显著影响；当退火温度升高为 600 °C 时，结构强度进一步减弱，且结构变分散。继续提高退火温度到 800 °C，形成了纤维结构，结构强度略微增强，但相比相同温度热处理的单向轧制样品，其结构是散乱的。

对比两种样品的微观组织（图 7）与取向（图 8）演变，得知，随着退火温度的升高，单向轧制样品内形成了立方取向为主的再结晶组织，原因是立方取向晶粒具有择优长大优势；但在高温（800 °C）退火后，

表 2 不同退火温度处理后的立方和非立方取向晶粒尺寸

Table 2 Grain size for cube and non-cube grains in UDR and CR samples at different annealing temperatures (μm)

Material	Grain orientation	Grain size at different temperatures		
		520 °C	600 °C	800 °C
UDR	Cube	8.3	12.8	63.4
	Non-cube	6.1	8.4	36.4
CR	Cube	5.0	5.8	25.5
	Non-cube	6.0	7.9	51.4

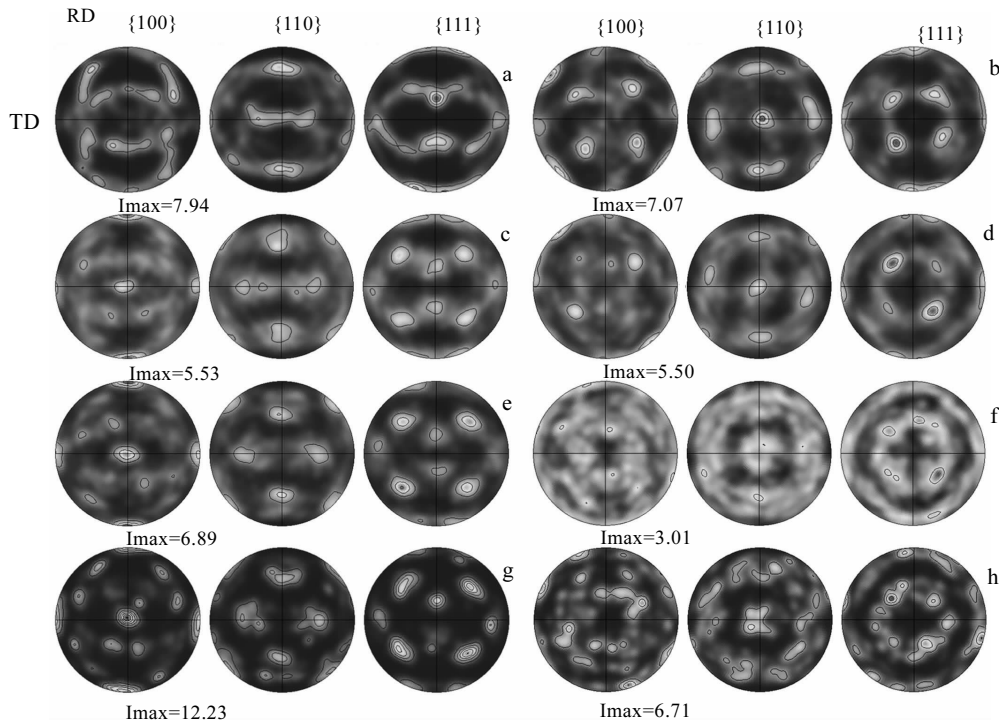


图 8 单向轧制样品和交叉轧制样品分别在 500 °C, 520 °C, 600 °C, 800 °C 退火 1 h 后的结构极图

Fig.8 Micro-texture for the unidirectionally rolled (a, c, e, g) and cross-rolled (b, d, f, h) samples with different annealing for 1 h: (a, b) 500 °C, (c, d) 520 °C, (e, f) 600 °C, and (g, h) 800 °C

少数晶粒异常长大。交叉轧制样品退火后无明显择优取向, 再结晶晶粒尺寸均匀, 并且在高温退火后无晶粒异常长大。需要注意的是, 即使单向轧制样品中立方取向形变带内累计取向差高于交叉轧制样品, 但在再结晶初期没有观察到立方取向晶粒的形核优势, 因此, 本研究单向轧制样品中再结晶立方织构的形成归因于取向长大机制。

近年研究表明纯金属材料中也会发生晶粒异常长大, 它与材料纯度, 应变大小, 退火温度, 织构以及退火孪晶有密切关系, 其驱动力为晶界能^[23-25]。本研究中, 单向轧制纯镍在高温退火过程中, 取向相近的立方取向晶粒逐渐聚集形成立方取向晶粒团簇, 其内部相邻晶粒之间的取向差为小角度晶界或退火孪晶界, 移动性低。立方取向晶粒团簇外的晶粒, 其与周围晶粒之间的界面为大角度取向差关系, 该晶界在高温下的晶粒长大过程中容易发生迁移而导致非立方取向晶粒异常长大。交叉轧制样品退火后晶粒取向择优不显著, 即晶粒之间的晶界为大角度取向差关系, 迁移速度没有显著差异, 即使在高温条件下, 其晶粒可正常均匀长大, 从而得到均匀的微观组织。H. C. Kim 等人^[26]在铝合金中也报道了类似实验结果, 即微观取向的不均匀(织构)导致晶粒异常长大。综上所述, 单向轧制样品在高温退火后发生晶粒异常长大的原因是微观组织中形成了立方取向晶粒团簇, 使得微观取向的分布不均匀, 导致了少数非立方取向晶粒异常长大, 而交叉轧制方式可抑制晶粒异常长大。

3 结 论

1) 单向轧制和交叉轧制样品的形变组织均以层片状组织为主, 但前者的储存能高于后者, 其原因是应变路径的改变影响滑移系开启的数量; 交叉轧制样品的形变织构主要为黄铜和 ND 旋转型黄铜取向。

2) 经过不同温度退火处理后, 单向轧制再结晶样品中的立方取向晶粒具有尺寸优势, 而交叉轧制样品中各取向晶粒尺寸分布均匀; 另外, 前者的再结晶织构以立方织构为主, 后者织构散乱。随着退火温度的升高, 织构强度增强, 但单向轧制样品中的立方织构强度明显高于交叉轧制样品中的织构强度。

3) 单向轧制样品在高温(800 °C)退火处理后, 形成了立方取向晶粒团簇, 造成微观取向的不均匀分布, 诱发了晶粒异常长大; 而交叉轧制方式可以抑制退火过程中的晶粒异常长大。

参考文献 References

[1] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J *et al. Materials*

Science and Engineering A[J], 1997, 238(2): 219

[2] Leffers T, Ray R K. *Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(3): 351

[3] Hirsch J, Lücke K. *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(11): 2863

[4] Smallman R E, Lee C S. *Materials Science and Engineering A*[J], 1994, 184(2): 97

[5] Joham R, Sharma N K, Mondal K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 240: 324

[6] Patel A, Wani I, Reddy S R *et al. Intermetallics*[J], 2018, 97: 12

[7] El-Danaf E, Kalidindi S R, Doherty R D. *International Journal of Plasticity*[J], 2001, 17(9): 1245

[8] Naseri M, Reihanian M, Borhani E. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 673: 288

[9] Zhang Qinlai(张青来), Li Min(李敏), Han Yinben(韩寅奔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(12): 2109

[9] Öztürk T. *Scripta Metallurgica*[J], 1988, 22(10): 1611

[10] Pospiech J, Wróbel M, Bonarski J T *et al. Materials Science Forum*[J], 2002, 408-412: 613

[11] Wronski S, Wrobel M, Baczanski A *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 77(3): 116

[12] Davim J P. *Modern Manufacturing Engineering*[M]. Switzerland: Springer International Publishing, 2015: 41

[13] Huh M Y, Cho S Y, Engler O. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 315(1-2): 35

[14] Kong X Y, Liu W C, Li J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 491(1-2): 301

[15] Lewandowska M. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 81(2-3): 555

[16] Hong S H, Lee D N. *Journal of Engineering Materials and Technology*[J], 2002, 124(1): 13

[17] Suwas S, Singh A K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 356(1-2): 368

[18] Gurao N P, Sethuraman S, Suwas S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(25-26): 7739

[19] Suwas S, Gurao N P. *Comprehensive Materials Processing*[J], 2014, 3: 81

[20] Bhattacharjee P P, Joshi M, Chaudhary V P *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(6): 2707

[21] Bhattacharjee P P, Ray R K, Tsuji N. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2166

[22] Zaefferer S, Baudin T, Peneue R. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1105

- [23] Randle V, Horton D. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 31(7): 891
- [24] Horton D, Thomson C B, Randle V. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 203: 408
- [25] Booth M, Randle V, Owen G. *Journal of Microscopy*[J], 2005, 217(2): 162
- [26] Kim H C, Kang C G, Huh M Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2007, 57(4): 325

Effect of Strain Path Change on Microstructure and Texture in Nickel During Cold Rolling and Annealing

Wang Lixia, Chen Xingpin, Xie Wei, Ren Ping, Mei Lin

(Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The effect of strain path (unidirectional rolling and cross rolling) on microstructure and texture of pure nickel in deformed and recrystallized state was investigated by electron backscatter diffraction (EBSD) and X-ray diffraction (XRD). The results show that the lamellar structure is dominant in both of samples with two rolling modes, but the stored energy in the unidirectionally rolled (UDR) sample is higher than that in the cross rolled (CR) sample. The deformation texture is significantly affected by the strain path. The UDR sample is characterized by the typical “copper type” rolling texture, while the CR counterpart is mainly composed of Brass (Bs) and ND-rotated Brass (BsND) texture components. In addition, the minor cube and rotated cube are found in both of deformed samples. When the two samples were simultaneously annealed at different temperatures for 1 h, the different recrystallization textures were obtained. The cube texture was prevailed in the UDR sample, while the weakened fiber texture was dominant for the CR sample. In addition, the abnormal grain growth was observed in the UDR sample annealed at 800 °C for 1 h, which was attributed to the formation of clustered grains with a preferred cube orientation leading to the inhomogeneous microtexture, while the cross rolling mode suppressed the occurrence of abnormal grain growth during annealing.

Key words: strain path; pure nickel; deformation texture; recrystallization; EBSD

Corresponding author: Chen Xingpin, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65111547, E-mail: xpchen@cqu.edu.cn