

GH3625 合金管材短流程制备过程中的晶界特征分布和组织演变

高钰璧, 丁雨田, 陈建军, 许佳玉, 马元俊, 刘德学

(兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 采用 EBSD 和 OIM 技术研究了 GH3625 合金管材短流程制备过程中(热挤压、固溶处理、冷轧及退火处理)的晶界特征分布和组织演变规律, 进一步通过分析 Schmid 因子和 Taylor 因子研究合金管材的冷热塑性变形能力。结果表明, GH3625 合金管材的晶界特征分布主要是以与 $\Sigma 3^\circ$ 晶界相关的退火孪晶优化的, 而不是形变孪晶; GH3625 合金管材在热挤压/冷轧变形过程中主要形成 Brass 织构 $\{110\}<112>$ 和 Fiber 织构 $<111>/\text{RD}$, 而在固溶/退火处理过程中主要形成 $\{110\}<110>$ 织构和 Brass-R 织构 $\{111\}<112>$; GH3625 合金管材在热挤压变形时优先在挤压方向(RD)发生塑性变形, 而在冷轧变形时优先在垂直于轧向的方向发生塑性变形; 同时, 对比热挤压和冷轧变形过程中 GH3625 合金管材平均的 Schmid 因子值 m_s 和 Taylor 因子值 M_T 发现, 冷轧变形比热挤压变形的塑性变形能力差, 需要更高的形变功。

关键词: GH3625 合金; 晶界特征分布; 组织演变; Schmid 因子; Taylor 因子

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)06-1995-09

GH3625 合金是中国钢铁研究总院在美国国际镍公司(International Nickel Company, INCO)开发的 Inconel 625 合金基础上仿制研究而来的, 是以 Mo、Nb 为主要强化元素的固溶强化型 Ni-Cr 管材合金^[1,2]。由于该合金在 650 °C 以下具有优异的耐热性、强度、延展性、耐疲劳和抗腐蚀性能, 从低温到 1095 °C 具有良好的强度和韧性, 因此以管材的形式广泛应用于航空、航天、核能、石油和化工等领域^[3-5]。目前, GH3625 合金无缝管材采用热挤压技术制备, 但由于其合金化程度高、热变形抗力大、工艺塑性差、热加工温度窗口窄等特点, 在锻造开坯过程中很容易形成微裂纹甚至开裂^[6,7], 对后期热挤压成形造成严重管材开裂等问题, 进而影响管材的生产效率和质量。

针对锻造开坯过程中出现的开裂等问题, 本课题组^[8,9]对传统制管工艺进行改进和创新, 提出了一种新型短流程 GH3625 合金无缝管材的制备方法, 即直接从空心铸锭热挤压出荒管, 再经冷轧/冷拔及热处理工艺加工成成品管材的技术路线, 从而避开了锻造开坯这个难以控制的工艺环节, 减少此过程中产生的裂纹等缺陷, 提高热挤压荒管质量。热挤压、冷轧/冷拔及热处理工艺决定了成品管材的组织状态, 从而决定了管材的使用性能^[10-13]。同时, 组织对管材的力学性能

也有影响, 沿着拉拔方向或轧制方向的抗拉强度和屈服强度增加, 但塑性变形能力降低^[14]。此外, 晶界特征分布与合金管材的腐蚀性能相关, 研究表明, 低 ΣCSL 晶界 ($\Sigma \leq 29$) 具有比随机晶界更强的抗晶间腐蚀能力^[15-17]。但已有的研究只是单纯地研究形变及热处理工艺对 GH3625 合金管材组织或晶界特征分布的影响, 而对实际管材短流程制备过程中组织和晶界特征分布的演变尚未见报道。因此, 研究 GH3625 合金无缝管材制备过程中的晶界特征分布和组织演变十分重要。

本工作通过短流程制管工艺制备 GH3625 合金无缝管材, 即冶炼(VIM+ESR)→均匀化→热挤压→固溶处理→冷轧→退火处理→成品管材, 利用电子背散射衍射(EBSD)和取向成像显微(OIM)技术系统地研究热挤压、固溶、冷轧及退火处理过程中的晶界特征分布和组织演变规律, 进一步通过分析 Schmid 因子和 Taylor 因子研究合金管材的冷热塑性变形能力。

1 实 验

本实验用 GH3625 合金铸锭由“VIM+ESR”双联工艺冶炼而成, 铸锭直径为 120 mm, 其化学成分如表 1 所示。

收稿日期: 2019-06-07

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFA0700703); 国家自然科学基金(51661019, 51664041); 甘肃省科技重大专项(145RTSA004)

作者简介: 高钰璧, 男, 1991 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2757085, E-mail: gaoyubi1991@126.com

表 1 GH3625 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3625 alloy (wt%)									
Cr	Mo	Nb	Fe	Ti	Al	C	P	S	Ni
21.77	8.79	3.75	3.68	0.40	0.21	0.042	0.006	0.0006	Bal.

铸锭经 1140 °C/10 h+1210 °C/48 h 两段式均匀化热处理后机加工成外径 95 mm、内径 44 mm、长 130 mm 的空心铸锭,在 10 MN 卧式挤压机上挤出外径 43 mm、内径 26 mm、长 786 mm 的热挤压荒管,挤压比为 7.4、挤压温度为 1150 °C、挤压速度为 50 mm/s。热挤压荒管经 1150 °C、保温 1 h、空冷固溶处理后在双辊冷轧机上轧制出外径 28 mm、内径 17 mm、长 1860 mm 的冷轧管,最终对冷轧管材进行 1120 °C、保温 20 min、空冷退火处理。使用线切割方法分别在热挤压、固溶、冷轧及退火管材的 TD-ND 面和 TD-RD 面上切取厚度为 2 mm、长为 10 mm、宽为 5 mm 的方块试样,如图 1 所示。

采用电解抛光方法制备试样,电解液成分(体积分数)为 20% H_2SO_4 +80% GH_3OH ,用 20 V 直流源在室温下抛光约 20 s。利用配有 HKL-EBSD 探头的 Quanta FEG 450 型热场发射扫描电子显微镜(SEM)对样品表面微区逐点进行扫描,扫描步长为 2 μm ,扫描范围为 400 μm ×400 μm ,收集并标定背散射电子菊 Kikuchi 衍射花样,经 OIM 系统处理得到一系列晶体学信息。使用 Channel 5 软件进行数据分析,分别获得 TD-ND 和 TD-RD 面上的 Schmid 因子图和 Taylor 因子图,对合金管材热挤压和冷轧时 ND 和 RD 方向的塑性变形能力进行分析;晶界特征测量系统用 Brandon 标准^[18]($\Delta\theta_{\max}=15^\circ\Sigma^{-1/2}$)确定 Σ 值,低 Σ CSL 晶界比例以统计晶界长度的百分数计算;通过取向分布函数(ODF)对织构进行定量分析。

2 结果与讨论

2.1 晶界特征分布

图 2 和图 3 分别为不同状态下 GH3625 合金管材 TD-ND 和 TD-RD 面上不同类型晶界的 OIM 图。晶界

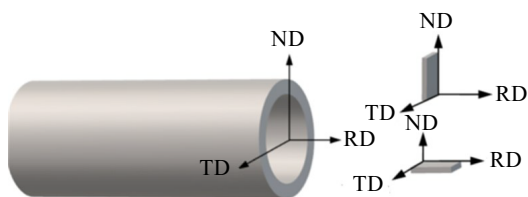


图 1 GH3625 合金管材示意图

Fig.1 Schematic of GH3625 alloy tubes (TD-transverse direction, ND-normal direction, RD-rolling direction)

分布以彩色线显示,灰色表示 $\Sigma 1$ 晶界(小角度晶界),红色表示 $\Sigma 3$ 晶界(孪晶界),蓝色表示 $\Sigma 9$ 晶界,绿色表示 $\Sigma 27$ 晶界,黄色表示其他低 Σ CSL 晶界,黑色表示随机大角度晶界。结合图 4 可知,热挤压管材 TD-ND 和 TD-RD 面上的低 Σ CSL 晶界比例分别为 46.06%和 41.11%,其中 $\Sigma 1$ 分别为 2.93%和 7.74%, $\Sigma 3$ 分别为 38.19%和 28.80%, $\Sigma 9+\Sigma 27$ 分别为 1.84%和 1.47%,其他低 Σ CSL 分别为 3.10%和 3.10%。与热挤压管材相比,固溶管材 TD-ND 和 TD-RD 面上的低 Σ CSL 晶界比例分别增加到 60.43%和 57.97%,其中 $\Sigma 3$ 晶界比例显著增加,而 $\Sigma 1$ 晶界比例降低(图 2b 和图 3b)。这是由于 GH3625 合金是一种低层错能的 fcc 金属,热挤压变形是加工硬化和动态再结晶软化相互竞争的结果,加工硬化为动态再结晶不仅提供了有利的形核位置,而且降低了形核功,从而促进再结晶形核^[19,20];在动态再结晶过程中会产生大量的退火孪晶,但热挤压时间较短不足以发生完全再结晶。热挤压管材经固溶处理后组织发生完全再结晶,使得退火孪晶的含量大幅度增加。同时, $\Sigma 9$ 和 $\Sigma 27$ 晶界的形成是多重孪晶现象的结果^[21],所以 $\Sigma 3$ 晶界比例高时 $\Sigma 9+\Sigma 27$ 晶界的比例相对较高,这些晶界在组织中构成 $\Sigma 3$ - $\Sigma 3$ - $\Sigma 9$ 或 $\Sigma 3$ - $\Sigma 9$ - $\Sigma 27$ 三叉晶界,这些特殊的三叉晶界将晶粒相互连接起来构成“互有 $\Sigma 3$ ”取向关系晶粒的团簇”的显微组织是构成晶界特征分布的主体^[22,23],如图 2b 和 3b 所示。此外, $\Sigma 1$ 晶界是指晶粒间取向差小于 15° 的小角度晶界^[24],在固溶处理过程中晶粒发生重新取向,从小角度晶界($\Sigma 1$)向大角度晶界转变,因此 $\Sigma 1$ 晶界比例降低。

冷轧管材 TD-ND 和 TD-RD 面上的低 Σ CSL 晶界比例分别为 63.73%和 64.51%,其中 $\Sigma 1$ 分别为 60.37%和 62.27%, $\Sigma 3$ 分别为 1.23 和 0.94%, $\Sigma 9+\Sigma 27$ 分别为 0.37%和 0.18%,其他低 Σ CSL 分别为 1.75%和 1.12%。与固溶管材相比,冷轧管材中低 Σ CSL 晶界比例略微增加,其中 $\Sigma 1$ 晶界比例大幅度增加,而 $\Sigma 3$ 晶界比例显著降低(图 2c 和图 3c)。这是由于 GH3625 合金在冷轧变形过程中晶粒间取向发生变化,从大角度晶界向小角度晶界($\Sigma 1$)转变,同时合金变形以位错滑移为主,以孪生变形为辅,在孪生变形过程中形成少量的形变孪晶。与冷轧管材相比,退火管材中低 Σ CSL 晶界比例分别降低至 53.72%和 48.21%,其中 $\Sigma 1$ 晶界比例大幅度降低,而 $\Sigma 3$ 晶界比例显著增加(图 2d 和图 3d)。这是因为 GH3625 合金在冷轧变形过程中形成大量位错密度较高的亚晶界,在退火过程中容易发生迁移并逐渐变为大角度晶界^[25],在静态再结晶过程形成大量的退火孪晶。同时,合金组织中也出现了大尺寸的“互有 $\Sigma 3$ ”取向关系晶粒的团簇”的显微组织。此外,

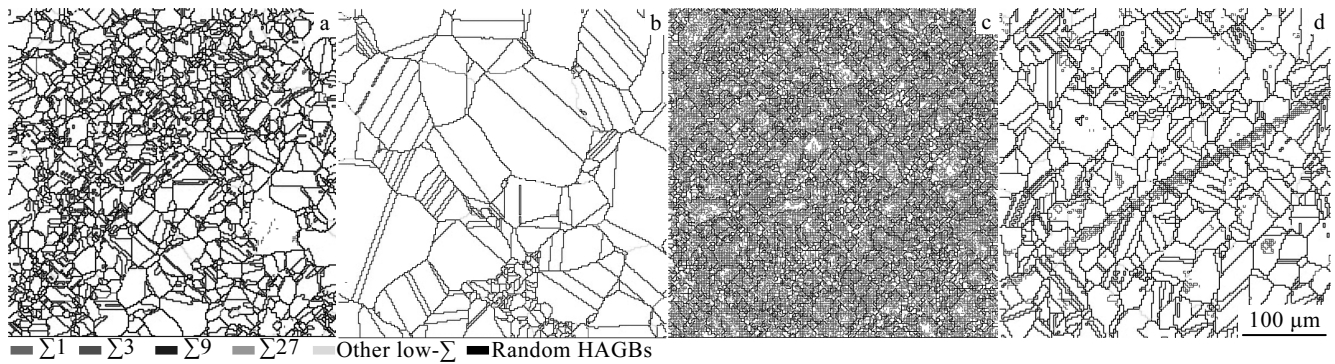


图2 不同状态下 GH3625 合金管材 TD-ND 面上不同类型晶界的 OIM 图

Fig.2 OIM maps of different types of grain boundaries in TD-ND plane of GH3625 alloy tubes under different conditions:

(a) hot extruded, (b) solution treated, (c) cold rolled, and (d) annealing treated

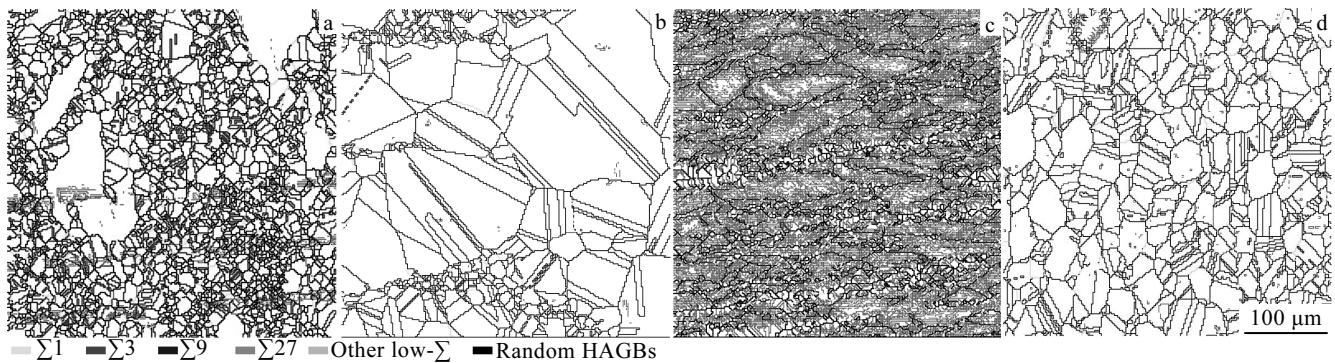


图3 不同状态下 GH3625 合金管材 TD-RD 面上不同类型晶界的 OIM 图

Fig.3 OIM maps of different types of grain boundaries in TD-RD plane of GH3625 alloy tubes under different conditions:

(a) hot extruded, (b) solution treated, (c) cold rolled, and (d) annealing treated

TD-ND 面上的低 Σ CSL 晶界比例高于 TD-RD 面, 如图 4 所示, 这不仅与合金管材在轴向和垂直于轴向的变形程度和再结晶程度有关, 而且与其形成的组织类型密切相关^[26,27]。综上所述, GH3625 合金管材晶界特征分布主要是以与 $\Sigma 3^n$ 晶界相关的退火孪晶优化的, 而不是形变孪晶。

2.2 组织演变

在多晶体金属中, 组织是指晶粒在空间结晶方位趋于某一优势方向的择优取向。因此需要建立三维空间描述多晶体取向分布的取向分布函数(ODF)法对组织进行定量分析。图 5^[28]为立方晶系常见的取向空间截图。图 5a 和 5b 分别给出了 Euler 角 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=45^\circ$ ODF 截面图上重要的取向线和组织类型的相对位置。可知, 在 $\varphi_2=0^\circ$ ODF 截面图中, α 取向线上有 Goss 织构 $\{110\}\langle 001\rangle$ 、Brass 织构 $\{110\}\langle 112\rangle$ 和 $\{110\}\langle 110\rangle$ 织构, θ 取向线上有 Cube 织构 $\{001\}\langle 110\rangle$ 和 Rotated-cube 织

构 $\{001\}\langle 110\rangle$; 在 $\varphi_2=45^\circ$ ODF 截面图中, γ 取向线上有 Brass-R 织构 $\{111\}\langle 110\rangle$ 和 Brass-R 织构 $\{111\}\langle 112\rangle$, τ 取向线上有 Rotated-cube 织构 $\{001\}\langle 110\rangle$ 、Copper 织构 $\{112\}\langle 111\rangle$ 、Brass-R 织构 $\{111\}\langle 112\rangle$ 、Twinned-Copper 织构 $\{552\}\langle 115\rangle$ 和 Goss 织构 $\{110\}\langle 001\rangle$ 。

图 6 和图 7 以相同的 ODF 截面图的形式展示了不同状态下 GH3625 合金管材分别在 TD-ND 和 TD-RD 面上的主要组织类型形成和演变的情况。结合图 5 可知, 热挤压管材的组织组分为 Brass 织构 $\{110\}\langle 112\rangle$ 、Rotated-Cube 织构 $\{001\}\langle 110\rangle$ 和 Fiber 织构 $\langle 111\rangle//RD$ 。经固溶处理后, 热挤压过程中形成的变形组织 Brass 织构 $\{110\}\langle 112\rangle$ 和 Fiber 织构 $\langle 111\rangle//RD$ 消失, 同时 Rotated-Cube 织构 $\{001\}\langle 110\rangle$ 强度增强, 出现 $\{110\}\langle 110\rangle$ 织构、Brass-R 织构 $\{111\}\langle 112\rangle$ 、Copper 织构 $\{112\}\langle 111\rangle$ 和 Twinned-Copper 织构 $\{552\}\langle 115\rangle$ 。经冷轧后, 固溶处理过程中形成的 $\{110\}\langle 110\rangle$ 织构和

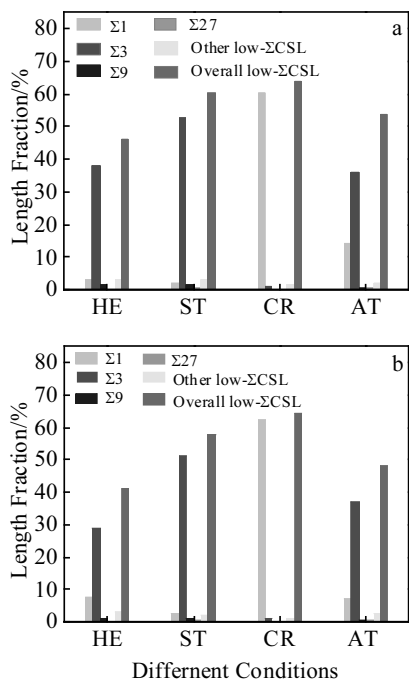


图 4 不同状态下 GH3625 合金管材的晶界特征分布

Fig.4 Grain boundary character distributions of GH3625 alloy tubes under different conditions: (a) TD-ND plane and (b) TD-RD plane

Twinned-Copper 织构 $\{552\}<115>$ 消失, 同时 Rotated-Cube 织构 $\{001\}<110>$ 强度持续增强, Copper 织构

$\{112\}<111>$ 强度减弱, Brass-R 织构 $\{111\}<112>$ 转变成形变织构, 出现 Cube 织构 $\{001\}<100>$ 、Brass-R 织构 $\{111\}<110>$ 、Goss 织构 $\{110\}<001>$ 、Brass 织构 $\{110\}<112>$ 和 Fiber 织构 $\langle 111 \rangle // \text{RD}$ 。经退火处理后, 冷轧织构消失, Brass-R 织构 $\{111\}<112>$ 转变为退火织构, 强度减弱, 出现 Cube 织构 $\{001\}<100>$ 和 $\{110\}<110>$ 织构。GH3625 合金在热挤压变形初期以位错滑移为主、孪生变形为辅的塑性变形导致生成变形织构 (Brass

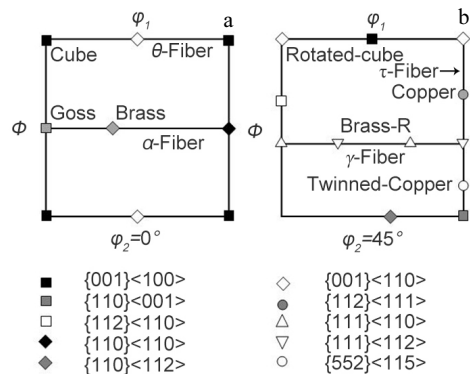


图 5 立方晶系常见的取向空间截面图

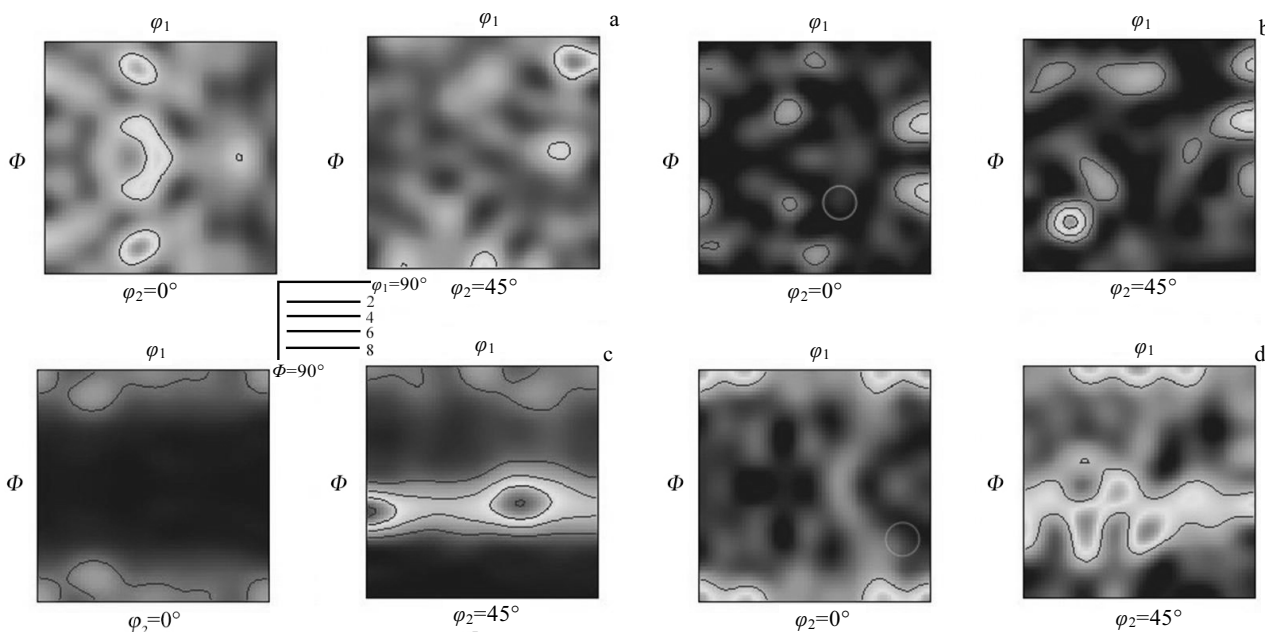
Fig.5 Spatial section of the common orientation of cubic crystals^[28] (ϕ_1, Φ, ϕ_2 : three Euler angles independent of each other; $\alpha, \theta, \gamma, \tau$: special orientation line of orientation space independent of each other)

图 6 不同状态下 GH3625 合金管材 TD-ND 面的晶粒取向分布函数 (ODF) 截面图

Fig.6 Orientation distribution function (ODF) sections in TD-ND plane of GH3625 alloy tubes under different conditions: (a) hot extruded, (b) solution treated, (c) cold rolled, and (d) annealing treat

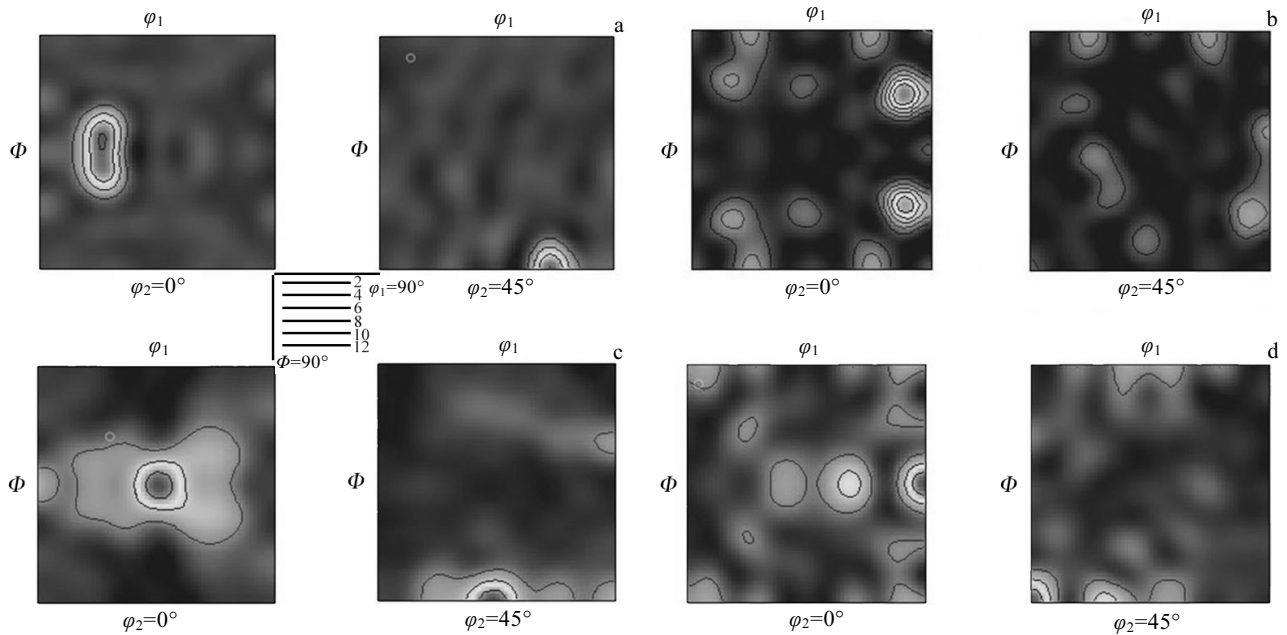


图7 不同状态下 GH3625 合金管材 TD-RD 的晶粒取向分布函数 (ODF) 截面图

Fig.7 Orientation distribution function (ODF) sections in TD-RD plane of GH3625 alloy tubes under different conditions:

(a) hot extruded, (b) solution treated, (c) cold rolled, and (d) annealing treated

织构), 变形后期以形核为主的动态再结晶造成再结晶织构 (Rotated-Cube 织构), 但因热挤压过程是加工硬化和动态软化相互竞争的结果, 使得这两类织构均得不到充分发展, 所以导致热挤压后形成 Brass 织构和 Rotated-Cube 织构^[28]; 此外, 合金沿挤压方向 (RD) 变形形成 Fiber 织构 $\langle 111 \rangle // \text{RD}$ ^[29]。GH3625 合金在冷轧变形初期, 主要以位错滑移的方式变形, 晶粒取向在轧制变形过程中不断流向稳定的 Copper 取向 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 和 Brass 取向 $\{110\} \langle 112 \rangle$, 但在轧制几何条件下晶粒向 Brass 取向 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 很难流动, 而较多的流向 Copper 取向 $\{112\} \langle 111 \rangle$ ^[30]; 变形后期, 孪生作为滑移的补充进行变形, 当具有 Copper 取向 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 的晶粒发生孪生变形时, 该取向将转变到 Twinned-Copper 取向 $\{552\} \langle 115 \rangle$ 位置, 再经过正常的位错滑移由 Goss 取向 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 流向 Brass 取向 $\{110\} \langle 112 \rangle$ ^[31-33]; 同时, 孪晶的出现使 Copper 织构 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 强度减弱, Brass 织构 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 强度增加, 逐渐形成较强的 Brass 织构 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 特征^[34]; 此外, 还会出现 Brass-R 织构 ($\{111\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{111\} \langle 112 \rangle$)^[35,36], 与轧向 (RD) 平行的 Fiber 织构 $\langle 111 \rangle // \text{RD}$ 和不均匀变形的 Rotated-Cube 织构 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 。综上所述, GH3625 合金在热挤压/冷轧变形过程中主要形成稳定的 Brass 织构 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 和 Fiber 织构 $\langle 111 \rangle // \text{RD}$, 在固溶/退火处理过程中主要形成 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 织构和 Brass-R 织构 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 。

2.3 合金管材冷热塑性变形的能力

从晶体学角度分析, 位错滑移是金属材料塑性变形的的主要方式, 金属晶体塑性变形抗力的大小与晶体的取向密切相关。如金属单晶体在拉伸变形中的外应力 σ_s 与晶体的取向关系根据 Schmid 定律有^[37]:

$$m = \cos \varphi \cos \lambda = \tau_c / \sigma_s \quad (1)$$

式中, m 为拉伸变形取向因子; τ_c 为能使位错开动的临界分切应力, 通常为常数; σ_s 为变形抗力或屈服应力, 它随着取向因子增加而减小; φ 为拉伸方向与滑移面法线方向的夹角; λ 为拉伸方向与滑移方向的夹角。 m 的大小决定了该取向晶体的软、硬。 m 值较大, 为软取向, 晶体容易滑移; m 值较小, 为硬取向, 晶体不易滑移。热挤压或冷轧下的 Schmid 因子是沿挤压方向或轧制方向 (RD) 上的伸长和法向 (ND) 的压缩之和, 因此热挤压或冷轧时的 Schmid 因子的计算式为^[38,39]:

$$m_s = 0.5 (\cos \varphi_{\text{RD}} \cos \lambda_{\text{RD}} - \cos \varphi_{\text{ND}} \cos \lambda_{\text{ND}}) \quad (2)$$

式中, m_s 为热挤压或冷轧变形取向因子; $\varphi_{(\text{RD}, \text{ND})}$ 是滑移面法线方向与样品的轧向 (RD) 或法向 (ND) 之间的夹角, $\lambda_{(\text{RD}, \text{ND})}$ 是滑移方向与样品的轧向 (RD) 或法向 (ND) 之间的夹角。Sachs 因子是针对多晶体变形而提出的, 是平均的 Schmid 因子值 m_s 的倒数 $M_s = 1/m_s$, 它是大于 1 的数^[40]。Sachs 模型假定变形时只有 1 个滑移系开动, 而 Taylor 模型假定变形时 5 个独立的滑移系同时启动, 从而保证任意一种方式的变形, 最后完成多晶体的均匀

变形。Taylor 因子定义为^[41]:

$$M_T = \frac{\sigma_x}{\tau_x} = \frac{d\gamma_x}{d\varepsilon_x} \quad (3)$$

式中, σ_x 是多晶体中的正应力; ε_x 是正应变; τ_x 是切应力; γ_x 是切应变。 γ_x 是 5 个独立滑移系组合产生的切应变之和, 它们产生的 γ_x 为最小, 做功也最少。 M_T 表示晶体抵抗塑性变形的能力。 M_T 越大, 说明变形需要大量的滑移, 消耗大的形变功。 Schmid 因子和 Taylor 因子可用软件 OIM Analysis 计算得到。因此, 可以通过结合 Schmid 因子和 Taylor 因子分析研究 GH3625 合金在热挤压和冷轧变形时的塑性变形能力。

图 8 为热挤压 GH3625 合金管材的 Schmid 因子分布图。图中 Schmid 因子以色彩图显示, 颜色越红, 代表 Schmid 因子越大, 为软取向区; 颜色越蓝, 代表 Schmid 因子越小, 为硬取向区。由图可知, 具有 Cube 取向和 Goss 取向的晶粒 Schmid 因子最大, 有 Rotated-Cube 取向的晶粒 Schmid 因子较大, 有 Brass 取向的晶粒 Schmid 因子较小, 有 Copper 取向的晶粒 Schmid 因子最小。

取向的晶粒 Schmid 因子较小, 有 Copper 取向的晶粒 Schmid 因子最小。说明具有 Cube 取向和 Goss 取向的晶粒优先发生滑移变形, 有 Copper 取向的晶粒不易发生滑移变形。同时测量计算出 TD-ND 和 TD-RD 面上平均的 Schmid 因子值 m_s 分别为 0.4448 和 0.4468, 说明 GH3625 合金管材在热挤压变形时优先在挤压方向 (RD) 发生塑性变形。

图 9 为热挤压 GH3625 合金管材的 Taylor 因子分布图。图中 Taylor 因子以色彩图显示, 颜色越红代表 Taylor 因子越大, 颜色越蓝, 代表 Taylor 因子越小。由图可知, 具有 Cube 取向和 Goss 取向的晶粒 Taylor 因子最小, 有 Rotated-Cube 取向晶粒 Taylor 因子较小, 有 Brass 取向的晶粒 Taylor 因子较大, 有 Copper 取向的晶粒 Taylor 因子最大。说明具有 Copper 取向的晶粒在特定的外力下要经过大的塑性变形, 消耗大的形变功, 有 Cube 取向和 Goss 取向的晶粒在特定的外力下经过小的塑性变形, 消耗小的形变功。同时测量计算出

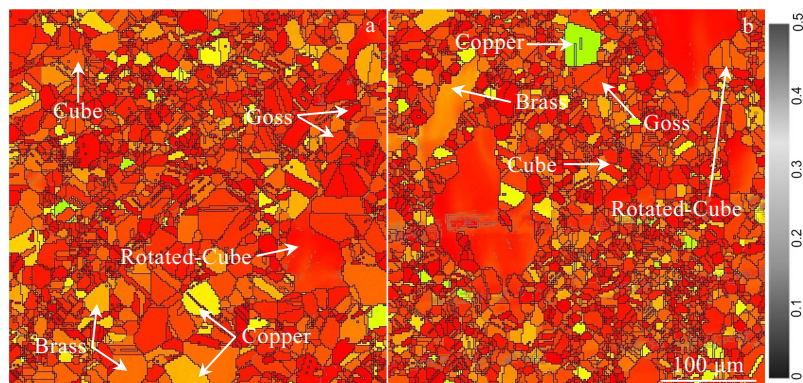


图 8 热挤压 GH3625 合金管材的 Schmid 因子分布图

Fig.8 Distribution of Schmid factor of GH3625 alloy tubes hot extruded: (a) TD-ND plane and (b) TD-RD plane

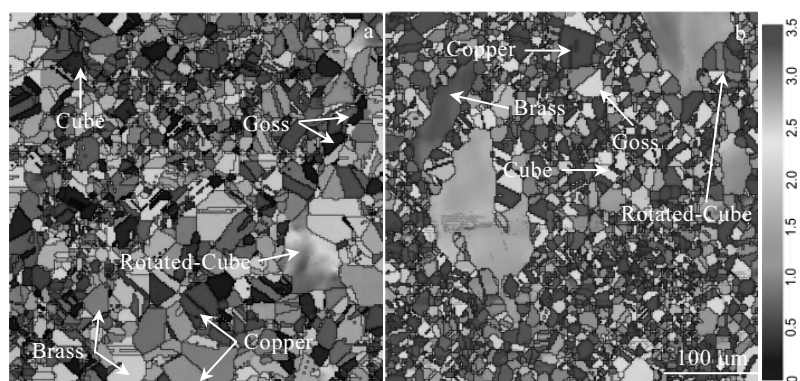


图 9 热挤压 GH3625 合金管材的 Taylor 因子分布图

Fig.9 Distribution of Taylor factor of GH3625 alloy tubes hot extruded: (a) TD-ND plane and (b) TD-RD plane

TD-ND 和 TD-RD 面上平均的 Taylor 因子值 M_T 分别为 2.9066 和 3.0114, 说明 GH3625 合金管材在热挤压变形时在挤压方向(RD)需要大的滑移, 消耗大的形变功。根据之前对热挤压管材组织的分析可知, 主要以较硬取向的 Brass 结构为主。

图 10 和图 11 分别为冷轧 GH3625 合金管材的 Schmid 因子分布图和 Taylor 因子分布图。由图可知, Schmid 因子小的晶粒, 其 Taylor 因子大, 该晶粒不易滑移, 需要高的变形功, 如具有 Cooper 取向和 Brass 取向的晶粒; 反之, Schmid 因子大的晶粒, 其 Taylor 因子小, 该晶粒容易滑移, 需要的变形功也较小, 如具有 Cube 取向和 Goss 取向的晶粒。同时测量计算出 TD-ND 和 TD-RD 面上平均的 Schmid 因子值 m_s 分别

为 0.4521 和 0.4283, 说明 GH3625 合金管材在冷轧变形时优先在垂直于轧向(RD)的方向发生塑性变形。此外, TD-ND 和 TD-RD 面上平均的 Taylor 因子值 M_T 分别为 3.1458 和 3.1237, 说明 GH3625 合金管材在冷轧变形时在垂直于轧向(RD)的方向需要大的滑移, 消耗大量形变功。根据之前对冷轧管材组织的分析可知, 主要以较硬取向的 Brass 结构为主。综上所述, 对比热挤压和冷轧变形过程中 GH3625 合金管材平均的 Schmid 因子值 m_s 和 Taylor 因子值 M_T 发现, 热挤压和冷轧变形过程中的 m_s 分别为 0.4458 和 0.4402, M_T 分别为 2.959 和 3.1348, 而 M_s 分别为 2.2432 和 2.2717, 说明冷轧变形比热挤压变形的塑性变形能力差, 需要更高的形变功。

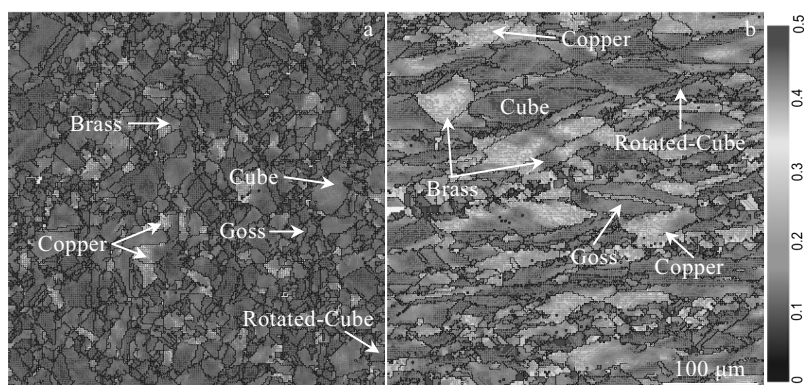


图 10 冷轧 GH3625 合金管材的 Schmid 因子分布图

Fig.10 Distribution of Schmid factor of GH3625 alloy tubes cold rolled: (a) TD-ND plane and (b) TD-RD plane

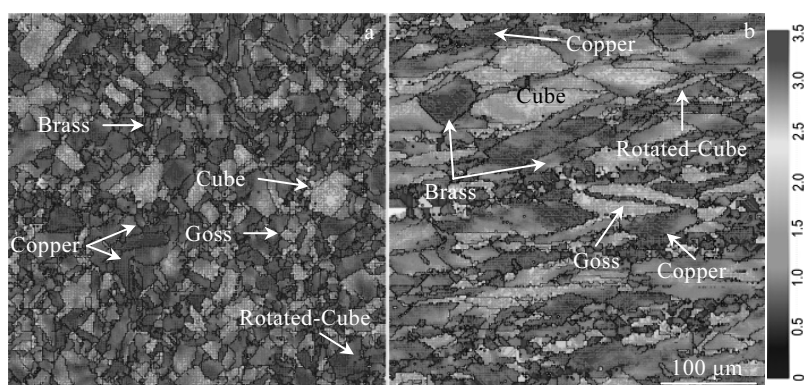


图 11 冷轧 GH3625 合金管材的 Taylor 因子分布图

Fig.11 Distribution of Taylor factor of GH3625 alloy tubes cold rolled: (a) TD-ND plane and (b) TD-RD plane

3 结 论

1) GH3625 合金管材晶界特征分布主要是是以与

$\Sigma 3'$ 晶界相关的退火孪晶优化的, 而不是形变孪晶。

2) GH3625 合金管材在热挤压/冷轧变形过程中主要形成 Brass 结构 $\{110\}<112>$ 和 Fiber 结构 $<111>//RD$,

在固溶/退火处理过程中主要形成{110}<110>织构和 Brass-R 织构{111}<112>。

3) GH3625 合金管材在热挤压变形时优先在挤压方向(RD)发生塑性变形,而在冷轧变形时优先在垂直于轧向(RD)的方向发生塑性变形;同时,对比热挤压和冷轧变形过程中 GH3625 合金管材平均的 Schmid 因子值 m_s 和 Taylor 因子值 M_T 发现,热挤压和冷轧变形过程中的 m_s 分别为 0.4458 和 0.4402, M_T 分别为 2.959 和 3.1348,而 M_s 分别为 2.2432 和 2.2717,说明冷轧变形比热挤压变形需要更高的形变功。

参考文献 References

- [1] Zhang Hongbin(张红斌). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2000(3): 69
- [2] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys, Book 1*(高温合金材料学,上册)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 342
- [3] Mathew M D, Parameswaran P, Rao K B S. *Materials Characterization*[J], 2008, 59: 508
- [4] Cortial F, Corrieu J M, Vernot-Loier C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(5): 1273
- [5] Palanichamy P, Mathew M D, Latha S et al. *Scripta Materialia* [J], 2001, 45(9): 1025
- [6] Zhang Pengxiang(张鹏翔). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016(5): 11
- [7] Cai Mei(蔡梅), Liu Jianping(刘建平), Wu Xiangju(吴香菊) et al. *Journal of Shenyang Aerospace University*(沈阳航空航天大学学报)[J], 2011, 28(4): 52
- [8] Ding Yutian(丁雨田), Lie Dexue(刘德学), Hu Yong(胡勇) et al. *Chinese Patent*(中国专利), ZL201510899976.1[P], 2016
- [9] Gao Y B, Ding Y T, Meng B et al. *High Performance Structural Materials-CMC 2017*[C]. New York: Springer, 2017: 609
- [10] Guo S L, Li D F, Guo Q M et al. *Journal Materials Science* [J], 2012, 47(15): 5867
- [11] Ding Yutian(丁雨田), Gao Yubi(高钰璧), Dou Zhengyi(豆正义) et al. *Materials Review*(材料导报)[J], 2017, 31(10): 70
- [12] Ding Yutian(丁雨田), Gao Yubi(高钰璧), Dou Zhengyi(豆正义) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2017, 38(2): 178
- [13] Zhao Yuxin(赵宇新). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2000(9): 36
- [14] Wang Zhongtang(王忠堂), Zhang Xiaoyu(张晓宇), Deng Yonggang(邓永刚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2252
- [15] Xia S, Li H, Liu T G et al. *Journal Nuclear Materials*[J], 2011, 416(3): 303
- [16] Lin P, Palumbo G, Erb U et al. *Scripta Metallurgica Materialia*[J], 1995, 33(9): 1387
- [17] Yun S L, Hong P K, Jeong H H et al. *Corrosion Science*[J], 2001, 43(7): 1321
- [18] Brandon D G. *Acta Metallurgical*[J], 1996, 14(11): 1479
- [19] Li D F, Guo Q M, Guo S L et al. *Materials and Design*[J], 2011, 32(2): 696
- [20] Guo Q M, Li D F, Peng H J et al. *Rare Metals*[J], 2012, 31(3): 215
- [21] Gertsman V Y, Henager C H. *Interface Science*[J], 2003, 11(4): 403
- [22] Xia S, Zhou B X, Chen W J. *Journal of Materials Science*[J], 2008, 43(9): 2990
- [23] Xia S, Zhou B X, Chen W J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(12): 3016
- [24] Liu B, Raabe D, Eisenlohr P et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(19): 7125
- [25] Mao Weimin(毛卫民). *Recrystallization and Grain Growth of Metals*(金属的再结晶与晶粒长大)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1994: 51
- [26] Mccarley J, Helmink R, Goetz R et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(4): 1666
- [27] Tan L, Sridharan K, Allen T R. *Journal Nuclear Materials*[J], 2007, 371(1): 171
- [28] Mao Weimin(毛卫民), Yang Ping(杨平), Chen Leng(陈冷). *Material Texture Analysis Principle and Detection Technology*(材料织构分析原理与检测技术)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 15
- [29] Roe R J, Krigbaum W R. *The Journal of Chemical Physics*[J], 1964, 40(9): 2608
- [30] Hirsch J, Lücke K, Hatherly M. *Acta Metallurgical*[J], 1988, 36(11): 2905
- [31] Gu C F, Toth L S, Zhang Y D et al. *Scripta Materialia*[J], 2014, 92: 51
- [32] Sidor J J, Kestens L A I. *Scripta Materialia*[J], 2013, 68(5): 273
- [33] Leffers T, Ray R K. *Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(3): 351
- [34] Miraglia M, Dawson P, Leffers T. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(3): 799
- [35] Heye W, Wasserman G. *Scripta Metallurgica*[J], 1968, 2: 205
- [36] Chen Z Y, Zhang X M, Liu C. *Journal of Materials Science* [J], 2002, 37: 2843

- [37] Schmid E, Boas W. *Plasticity of Crystals*[M]. London: FA Hughes, 1950: 353
- [38] Yin Wenhong(尹文红), Wang Weiguo(王卫国), Fang Xiaoying(方晓英) *et al. Journal of Shanghai University, Natural Science* (上海大学学报, 自然科学版)[J], 2017, 23(3): 414
- [39] Yang Ping(杨 平). *Electron Backscattering Diffraction Technology and Its Application*(电子背散射衍射技术及其应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 88
- [40] Barnett M R, Keshavarz Z, Ma X. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37: 2283
- [41] Red C N. *Deformation Geometry for Materials Scientists* [M]. London: Pergamon Press, 1973: 154

Grain Boundary Character Distribution and Texture Evolution in Short-flow Manufacture Process of GH3625 Alloy Tubes

Gao Yubi, Ding Yutian, Chen Jianjun, Xu Jiayu, Ma Yuanjun, Liu Dexue

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,

Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: In this work, the grain boundary characteristics distribution and texture evolution of GH3625 alloy tubes during short-flow manufacture process (hot extrusion, solution treatment, cold rolling and annealing treatment) were investigated by electron backscatter diffraction (EBSD) and orientation imaging microscopy (OIM) technique. And the cold and hot plastic deformability of alloy tubes via analyzing the Schmid factor and Taylor factor were further studied. The results show that the grain boundary character distribution in the short-flow manufacture process of GH3625 alloy tubes is optimized through annealing twins related to $\Sigma 3$ grain boundaries rather than deformation twins. The Brass texture $\{110\}\langle 112 \rangle$ and fiber texture $\langle 111 \rangle // \text{RD}$ are generated in the hot extrusion/cold rolling deformation process of the alloy tubes, while the $\{110\}\langle 110 \rangle$ texture and Brass-R texture $\{111\}\langle 112 \rangle$ appear during solution/annealing treatment. GH3625 alloy tubes preferentially plastic deform in the extrusion direction (RD) during hot extrusion, while plastic deformation occurs in the direction perpendicular to the rolling direction during cold rolling. At the same time, comparing the average Schmid factor value m_s and Taylor factor value M_T of GH3625 alloy tubes during hot extrusion and cold rolling deformation, it is found that the plastic deformability of cold rolling is worse than hot extrusion, and higher deformation work is needed.

Key words: GH3625 alloy; grain boundary character distribution; texture evolution; Schmid factor; Taylor factor

Corresponding author: Ding Yutian, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2757285, E-mail: dingyt@lut.edu.cn