

多相 V-Ti-Ni 氢分离合金异步轧制组织与性能

江 鹏, 谢寅生, 刘 惠, 任文玥, 潘海军, 吴王平, 王知鸷, 张 屹

(常州大学 机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164)

摘 要: 研究了铸态和热处理态多相 $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ 氢分离合金的异步轧制性能, 异速比对合金显微组织、硬度和织构系数的影响。结果表明, 异步轧制工艺提升合金轧制性能的效果高于热处理工艺提升的效果。热处理加异步轧制能够有效大幅提升合金的轧制成形性能。合金异步轧制性能随着异速比增加而提高, 合金的硬度几乎不随轧制异速比的变化而变化。高的轧制压下量下, 合金呈现出明显流变特征, V 基固溶体 (Vss) 和 NiTi 相变形量大, 沿轧制方向变形伸长, 成层状组织。随着合金轧制异速比增加, 合金显微组织沿厚度方向逐渐出现低程度的不均匀变形, 中心位置变形程度高于同步轧制。异步轧制沿厚度方向引入的剪切变形能在一定程度上弱化合金的轧制织构。

关键词: 多相 V-Ti-Ni 合金; 氢分离; 异步轧制; 显微组织; 织构系数

中图分类号: TG146.4⁺13

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4207-06

随着氢燃料电池和半导体等领域的快速发展, 对高纯氢气的需求日益剧增。金属膜分离法具有纯度高、热稳定性能优异、便于操作等优点, 是目前提纯氢气最具发展前景的方法之一^[1-3]。目前已经商业化应用的金属膜是 Pd-Ag 合金膜^[4,5], 但是由于 Pd 和 Ag 昂贵导致其应用成本非常高, 限制其大规模应用, 亟待开发高性价比的金属膜来替代。

金属 V、Nb 和 Ta 具有 bcc 结构, 相比于 fcc 结构金属 (如 Pd) 具有更高的氢渗透率和良好的力学性能^[4,5], 且价格比 Pd 金属低。然而 V、Nb、Ta 与氢易形成稳定的氢化物而发生氢脆。Aoki、Hashi 等研究氢分离合金时提出“多相共存, 功能分担”的成分设计思想^[6], 即多相合金包含氢渗透主体相 bcc 结构固溶体和抑制氢脆稳定结构的 Ni 基或 Ti 基等化合物, 从而在保持高渗透率同时提高抗氢脆性能。多相合金作为具有发展潜力的氢分离膜材料吸引了众多研究者的关注。目前研究最多的多相合金主要有 Nb-Ti-Ni 合金^[6-8]、Nb-Ti-Co 合金^[9,10]、Nb-Zr-Ni 合金^[11]、V-Ti-Ni 合金^[12-17]和 Ta-Ti-Ni 合金^[13,18]等。多相 V-Ti-Ni 合金的显微组织包含 bcc 结构 V 基固溶体和 Ni-Ti 化合物, 相比于其他多相合金具有更好的力学性能、氢渗透率和抗氢脆性能, 目前引发较多的研究和关注。

提高氢渗透通量是提高合金膜氢气提纯效率的关键^[19]。合金膜氢渗透通量与渗透率成正比, 与膜厚度成

反比。因此制备成形的合金膜厚度应尽可能薄以提高渗透通量。轧制工艺能够减小合金厚度和增大合金面积, 是最适合合金膜的大规模制备成形的方^[19]。然而, 多相 V-Ti-Ni 合金硬度高而塑性低, 会导致轧制性能很低^[20]。异步轧制由于上下轧辊面的线速度不同, 使得金属沿轧辊表面的滑动方向改变, 进而改变了变形区中的应力状态, 能够降低轧制压力、改善变形条件和提高轧制性能和轧制效率。异步轧制目前主要应用于钢^[21-23]、镁合金^[24,25]、铝合金^[26,27]及铜/铝^[28]等板材的加工。但异步轧制应用于多相 V-Ti-Ni 氢分离合金膜的成形制造鲜见相关报道。

本工作将异步轧制技术应用于具有较高的力学性能^[16]、氢渗透率和抗氢脆性能^[17]的多相 $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ 合金膜的成形制造, 研究铸态和热处理态多相 $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ 氢分离合金的异步轧制性能, 异速比对合金显微组织、硬度和织构系数的影响。

1 实 验

用纯度为 99.9% 的 V、Ti 和 Ni 原料配成实验所用的 $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ (at%) 合金, 在抽真空充入氩气的电弧熔炼炉中进行多次翻转重熔制备。由于 V 基合金高温易氧化, 所以热处理需在真空或保护气条件下进行。本工作把样品放置于充满高纯氩气的石英管中进行热处理。热处理温度为 850 °C, 保温时间为 18 h, 冷却方式为空冷。

收稿日期: 2022-01-28

基金项目: 国家自然科学基金 (51705038, 51875053); 江苏省自然科学基金 (BK20150268)

作者简介: 江 鹏, 男, 1986 年生, 博士, 副教授, 常州大学机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164, 电话: 0519-81169812, E-mail: peng.jiang@cczu.edu.cn

室温异步轧制试验均在型号为 ZK-W58A-3 的异步轧机上进行。不同型号的轧机和轧制参数会对同种材料产生不同的轧制性能。本异步轧机的上下辊径相同，均为 $\Phi 140$ mm。上下辊由两台可调速的交流电机独立传动从而实现异步轧制。轧辊转速都在 0~17 r/min 范围内可调。本实验采用同步轧制速度为 12.0 r/min，异步轧制速度设定：上辊（快辊）定速 12.0 r/min，下辊速度依据变速比设定。异步轧制试验的变速比分别为 1.0, 1.3, 1.5, 1.7, 1.9。合金轧制初始厚度约为 1.80 mm。利用参考文献[29]中的测试单道次极限轧制率 r_{up} 的方法来评估合金轧制性能。单道次轧制极限轧制率 r_{up} 按公式 (1) 计算：

$$r_{up} = \frac{t_0 - t}{t_0} \quad (1)$$

式中， t_0 为合金试样原始厚度； t 为合金单道次最大压下量轧制濒临产生裂纹时的合金试样厚度。

合金样品金相抛光后无需腐蚀，利用 JSM-6360LA 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察合金中相分布并进行成分分析。采用 D/Max-2500 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对合金的物相进行分析。试样硬度采用 HDX-1000TM/LCD 型数显显微维氏硬度计测量，加 9.8 N 载荷，时间保持 10 s。硬度采集的点均需覆盖合金所有相。每个试样采集 10 个数据点进行测量取平均值。铸态和轧制态合金晶粒在 (hkl) 晶面的择优取向用织构系数 $TC_{(hkl)}$ 来定量表征，织构系数 $TC_{(hkl)}$ 计算公式^[20]如下：

$$TC_{(hkl)} = \frac{(I_{(hkl)} / I_{0(hkl)})}{\sum_n (I_{(hkl)} / I_{0(hkl)})} \times 100\% \quad (2)$$

式中， $I_{(hkl)}$ 和 $I_{0(hkl)}$ 分别是 (hkl) 晶面衍射峰测量的相对强度和 JCPDS 数据库中的标准强度。 n 是衍射峰数量。织构系数 $TC_{(hkl)} \leq 100\%/n$ 表示合金晶粒在给定的 (hkl) 晶面随机取向，高于此值则表示合金晶粒在给定的 (hkl) 晶面具有明显的择优取向。

2 结果与讨论

2.1 合金铸态和热处理态显微组织

图 1 所示为铸态和热处理态 $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ 合金的 SEM 照片。由前面工作可知^[17]，铸态合金具有典型的枝晶组织，在枝晶间区域有不同含量的两种相形成。黑色的初生相为含有 Ti 和 Ni 的过饱和 V 基固溶体 (V_{SS})，白色相为溶有少量 V 的 NiTi 相，另一灰色相为溶有少量 V 的 $NiTi_2$ 相，如图 1a 所示。铸态合金中 $NiTi_2$ 相含量较少，依附于 NiTi 相存在，并且较为集中，尺寸较大。铸态合金在 850 °C × 18 h 热处理后，形状大小也由铸态的相对大的椭圆和少数块状变为更加细小的椭圆形， $NiTi_2$ 相得到细化，分布更加均匀，如图 1b 所示^[30]。

合金在热处理过程中，Ti、Ni 原子从过饱和的枝晶相扩散至枝晶间区域，导致 V_{SS} 晶格畸变度减小，同时枝晶间 $NiTi_2$ 相变细小和分布均匀，导致合金硬度 (HV) 由铸态的 3449.6 MPa 降至热处理态的 2322.6 MPa^[30]。合金硬度的降低有利于合金的轧制成形。

2.2 合金异步轧制性能

表 1 所示为室温下铸态和热处理态 (850 °C × 18 h) $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ 合金同步轧制和异步轧制 (变速比为 1.3) 单道次极限轧制率 r_{up} 。从表中可以看出，合金铸态时异步轧制相比于同步轧制对合金 r_{up} 的提升率约为 22%，热处理态时的异步轧制相比于同步轧制对合金 r_{up} 的提升率约为 35%。同步轧制时热处理工艺相比于铸态对合金 r_{up} 的提升率约为 12%，异步轧制时热处理工艺相比于铸态对合金 r_{up} 的提升率约为 24%。相比于铸态同步轧制，异步轧制工艺 (铸态异步轧制) 对合金的 r_{up} 提升率是热处理工艺 (热处理态同步轧制) 的至少 1.5 倍。热处理+异步轧制的合金的 r_{up} 相比于铸态+同步轧制的提升约为 53%。热处理+异步轧制工艺能够有效大幅提升合金的轧制成形性能，是制备多相 V-Ti-Ni 合金膜的有效途径。

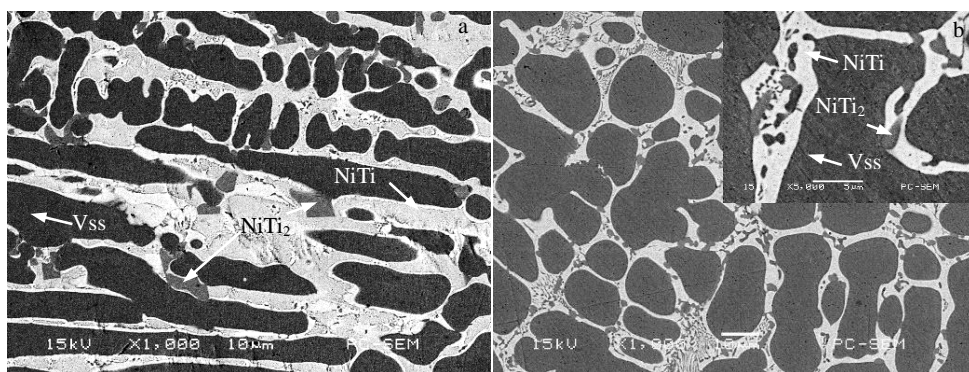


图 1 $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ 合金 SEM 照片

Fig.1 SEM images of as-cast (a) and heat-treated (b) $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ alloys

表 1 室温下不同状态 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金同步和异步轧制的单道次极限轧制率 r_{up}

Table 1 Ultimate reduction rate of the first pass rolling r_{up} of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys under different conditions rolled synchronously or asynchronously at room temperature

Alloy condition	Rolling method	r _{up} /%
As-cast	Synchronous	34.8
As-cast	Asynchronous	42.7
Heat-treated	Synchronous	39.2
Heat-treated	Asynchronous	53.1

在异步轧制过程中, 由于上下辊线速度不相等形成了“搓扎区”。搓扎区内上下接触面的摩擦力方向相反, 从而形成一对剪切力, 改变了变形区内三向压应力的状态。剪切力引起的有效应变远大于摩擦力, 在合金厚度方向产生了剪切变形, 为合金的塑性变形提供便利, 降低了轧制所需的轧制力。因此使得同等条件下, 合金异步轧制单道次极限轧制率 r_{up} 比同步轧制的高, 轧制性能提高。

表 2 为预设压下量 30% 下热处理态 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金在不同异速比下轧制的实际压下量。从表中可以看出, 当预设压下量为 30% 时, 合金异步轧制实际压下量随着异速比增加而增加, 合金在异速比 1.9 的轧制性能相比于异速比 1.3 时提升了 19.45%。异速比增加对轧制性能的提升较为有限。

2.3 异速比对合金轧制显微组织的影响

图 2 显示的是 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金在不同异速比(1.0~1.9)下 40% 压下量异步轧制的 SEM 照片(水平方向为合金

轧制方向)。从图中可以看出, 合金在此轧制压下量下显微组织中仍然保留一些枝晶组织的形貌。相比于热处理态合金显微组织, 此时的枝晶组织均沿着轧制方向拉长, 呈现出一定的流变特征。当合金轧制异速比小于等于 1.7 时, 合金在厚度方向未见明显的变形不均匀, 中心位置变形程度与同步轧制的几乎没有区别, 如图 2a~2d 所示。合金轧制异速比为 1.9 时, 合金在厚度方向出现变形不均匀, 中心位置变形程度较同步轧制的高, 如图 2e 所示。一般来说, 异步轧制试样心部变形程度要高于同步轧制的^[27]。由于本工作合金试样较薄及变形量较低, 异步轧制时合金中心位置变形程度只有在高异速比(1.9)时比同步轧制的高。

由于合金在室温下多道次轧制未进行退火处理, 加工硬化会增加导致合金显微组织中的 NiTi₂ 相破裂(图中黑点)^[20]。从图中可以看出, 随着异速比的增加, 合金中的黑点数量及尺寸都随之下降, 说明合金的轧制力也随之下降。

图 3 显示的是 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金在不同异速比(1.0~1.9)

表 2 预设压下量 30% 热处理态 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金在不同异速比轧制下的实际压下量

Table 2 Actual reduction of heat treated V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloy rolled with preset reduction 30% at different speed ratio

Different speed ratio	Actual reduction/%
1.3	10.81
1.5	11.35
1.7	11.83
1.9	12.90

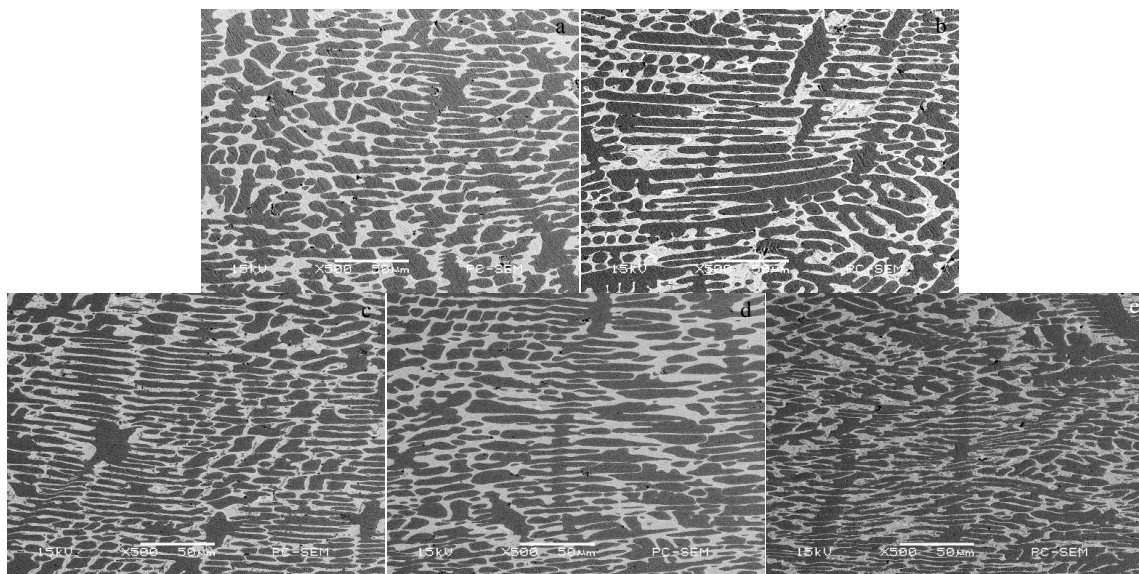


图 2 不同异速比下 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金轧制 40% 压下量的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with reduction of 40% rolled at different speed ratio: (a) 1.0, (b) 1.3, (c) 1.5, (d) 1.7, and (e) 1.9

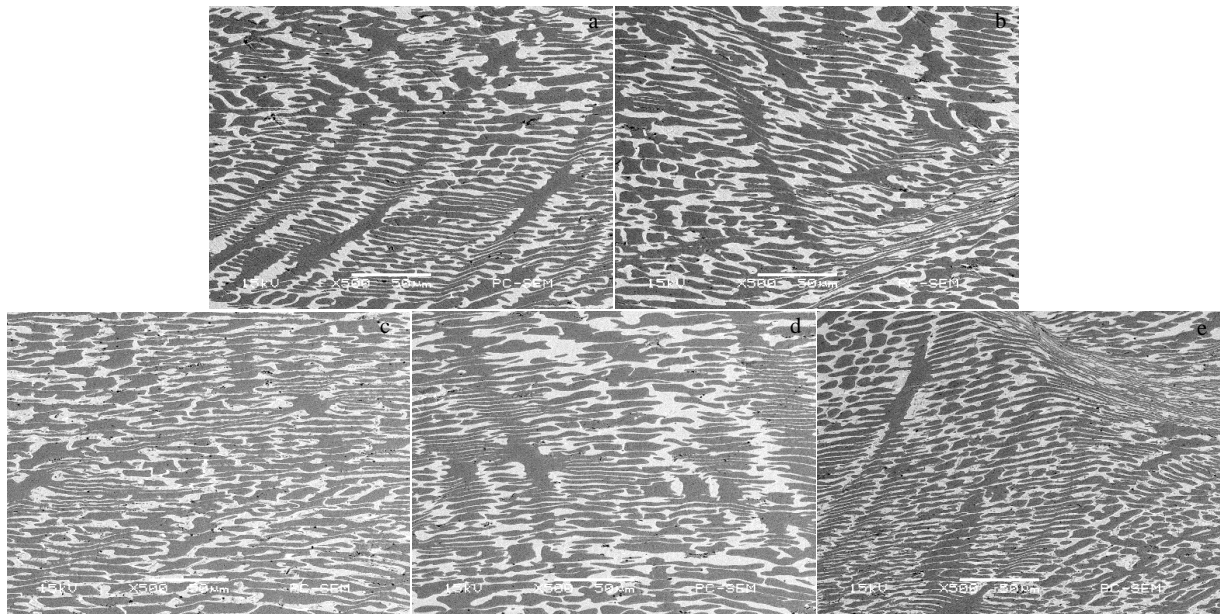


图 3 不同异速比下 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金轧制 60% 压下量的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with reduction of 60% rolled at different speed ratio: (a) 1.0, (b) 1.3, (c) 1.5, (d) 1.7, and (e) 1.9

下 60% 压下量异步轧制的 SEM 显微组织。从图中可以看出，合金呈现出明显流变特征，出现连续的“层状”分布。高的轧制压下量导致合金 Vss 和 NiTi 相变形量大，沿轧制方向变形伸长，成层状组织。NiTi 相绕过不易变形的 NiTi₂ 相变形拉长，沿轧制方向成细长板条状^[20]。同时高的轧制压下量下，随着合金轧制异速比增加，合金沿厚度方向逐渐出现低程度的不均匀变形，中心位置变形程度高于同步轧制。

2.4 异速比对合金硬度的影响

图 4 为不同异速比和轧制压下量的 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金硬度变化曲线。从图中可以看出，2 种压下量的合金硬度随轧制异速比的增加均显示交替变化，但变化幅度不大，均在合金硬度误差范围内。因此合金的硬度几乎不随轧制异速比的变化而变化。宋艳磊等研究发现随着异速比的增大，Mn18Cr18 钢的硬度总体水平下降^[23]。本工作的研究结果与其不一致。同时从图中可以看到，压下量的增加会导致加工硬化程度增大，从而导致合金硬度随之增加。

2.5 异速比对合金轧制织构系数的影响

图 5 和图 6 分别为 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金在 40% 和 60% 的变形量及不同异速比轧制的 XRD 图谱。从图中可以看出，与同步轧制相比，异步轧制会使合金 (200)_V 晶面的衍射峰的强度降低，其他晶面的衍射峰强度相对变化不明显。(200)_V 晶面的衍射峰相对强度降低，表明晶粒在此晶面择优取向减弱。

合金各晶面的晶粒择优取向可用织构系数 TC 定量

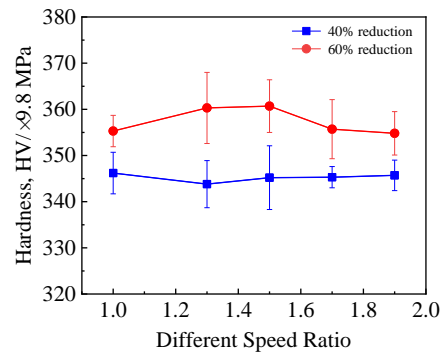


图 4 不同异速比和压下量下轧制的 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金硬度变化曲线
Fig.4 Variation curves of microhardness of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with various reduction rolled at different speed ratio

描述。表 3 和表 4 分别为 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金在 40% 和 60% 的压下量及不同异速比轧制的 Vss 织构系数。从表中可以看出，40% 和 60% 的压下量轧制，合金 Vss 的织构系数变化较小。由公式 (2) 可知，Vss 的织构系数 TC > 25 说明晶粒在此晶面择优取向，织构系数 TC ≤ 25 说明晶粒在此晶面随机取向。从表 3 和表 4 中可以看出，(200)_V 晶面的织构系数均大于 25，说明晶粒在此晶面有较大的择优取向。同时可以看到，异步轧制的合金 (200)_V 晶面的织构系数均小于同步轧制的 (200)_V 晶面的织构系数，说明异步轧制能在一定程度上弱合金 Vss 在 (200)_V 晶面的织构，异步轧制过程中沿厚度方向引入的剪切变形是轧制织构弱化的重要原因。另外，随着异速比的增加，合金在 (200)_V 晶面的织构系数先增加后降低。这种

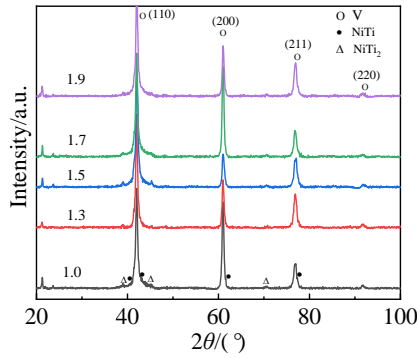


图 5 不同异速比下 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金轧制 40% 压下量的 XRD 图谱
Fig.5 XRD patterns of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with reduction of 40% rolled at different speed ratio

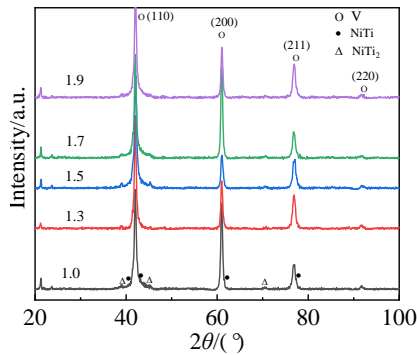


图 6 不同异速比下 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金轧制 60% 压下量的 XRD 图谱
Fig.6 XRD patterns of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with reduction of 60% rolled at different speed ratio

表 3 不同异速比下轧制 40% 压下量 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金的 V_{ss} 织构系数 TC

Table 3 Texture coefficient (TC) of V_{ss} of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with reduction of 40% rolled at different speed ratio

Different speed ratio	Texture coefficient, TC/%			
	(110)	(200)	(211)	(220)
1.0	8.00	73.32	11.40	7.28
1.3	13.38	51.55	22.47	12.60
1.5	12.79	56.73	19.26	11.22
1.7	9.31	71.06	13.621	6.01
1.9	16.22	47.18	24.86	11.74

变化现象与异步轧制过程中剪切变形有关。相关研究表明，异速比的增大，剪应力和压应力同时增大，但剪应力增加的速率高于压应力^[31]。当异速比在 1.7 以下时，压应力对晶体取向的贡献大于剪应力，在合金 (200)_V 晶面形成了较强的织构。当异速比为 1.7 时，合金在 (200)_V 晶

表 4 不同异速比下轧制 60% 压下量 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金的 V_{ss} 织构系数 TC

Table 4 Texture coefficient (TC) of V_{ss} of V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ alloys with reduction of 60% rolled at different speed ratio

Different speed ratio	Texture coefficient, TC/%			
	(110)	(200)	(211)	(220)
1.0	7.66	74.70	11.87	7.77
1.3	14.42	51.33	23.00	11.25
1.5	18.01	44.86	24.96	12.17
1.7	9.69	70.61	13.33	6.37
1.9	14.62	52.98	22.39	10.01

面织构系数达到最大。但异速比大于 1.7 时，剪应力弱化织构的作用大于压应力增强织构的作用，(200)_V 晶面织构系数降低，弱化了合金 (200)_V 晶面的织构。

3 结 论

1) 热处理工艺能够提升 V₆₀Ti₂₀Ni₂₀ 合金的单道次极限轧制率 r_{up} ，异步轧制工艺对合金的 r_{up} 提升率是热处理工艺的至少 1.5 倍。热处理加异步轧制的合金的 r_{up} 相比于铸态的提升约为 53%。热处理和异步轧制能够有效大幅提升合金的轧制成形性能，是制备多相 V-Ti-Ni 合金膜的有效途径。

2) 合金异步轧制性能随着异速比增加而增加，但异速比增加对轧制性能的提升较为有限，合金的硬度几乎不随轧制异速比的变化而变化。

3) 高的轧制压下量下，合金呈现出明显流变特征，V_{ss} 和 NiTi 相变形量大，沿轧制方向变形伸长，成层状组织。随着合金轧制异速比增加，合金显微组织沿厚度方向逐渐出现低程度的不均匀变形，中心位置变形程度高于同步轧制。

4) 异步轧制能在一定程度上弱化合金在 (200)_V 晶面的织构，异步轧制过程中沿厚度方向引入的剪切变形是轧制织构弱化的重要原因。

参考文献 References

[1] Oh J Y, Ko W S, Suh J Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 116: 122
 [2] Lu Y L, Wang Y, Wang Y L *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 70(45): 83
 [3] Dolan M D, Viano D M, Langley M J *et al. Journal of Membrane Science*[J], 2017, 549: 306
 [4] Buxbaum R E, Kinney A B. *Ind Eng Chem Res*[J], 1996, 35(2): 530
 [5] Alimov V N, Busnyuk A O, Notkin M E *et al. J Membr Sci*[J], 2015, 481: 54
 [6] Hashi K, Ishikawa K, Matsuda T *et al. J Alloy Compd*[J], 2004,

- 368(1-2): 215
- [7] Magnone E, Jeon S I, Park J H *et al. J Membr Sci*[J], 2011, 384(1-2): 136
- [8] Ishikawa K, Tokui S, Aoki K. *Intermetallics*[J], 2009, 17(3): 109
- [9] Hashi K, Ishikawa K, Matsuda T *et al. J Alloy Compd*[J], 2006, 425(1-2): 284
- [10] Li X Z, Liu D M, Liang X *et al. J Membr Sci*[J], 2016, 514: 294
- [11] Ishikawa K, Takano T, Matsuda T *et al. Appl Phys Lett*[J], 2005, 87(8): 081 906
- [12] Adams T M, Mickalonis J. *Mater Lett*[J], 2007, 61(3): 817
- [13] Hashi K, Ishikawa K, Matsuda T *et al. J Alloy Compd*[J], 2005, 404(12): 273
- [14] Jiang Pen(江 鹏), Yuan Tongxin(袁同心), Yu Yandong(于彦东). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(4): 433
- [15] Jeon S I, Magnone E, Park J H *et al. Mater Lett*[J], 2011, 65(15-16): 2495
- [16] Jiang Peng(江 鹏), Yuan Tongxin(袁同心), Xiao Sijin(肖思进) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(8): 2537
- [17] Jiang P, Huang H C, Sun B L *et al. Materials Today Communications*[J], 2020, 24: 101 112
- [18] Luo W, Ishikawa K, Aoki K. *J Alloy Compd*[J], 2008, 460(1-2): 353
- [19] Dolan M D. *J Membr Sci*[J], 2010, 362(1-2): 12
- [20] Jiang P, Liang D, Kellam M *et al. J Alloy Compd*[J], 2017, 728: 63
- [21] Tang Di(唐 荻), Dai Hui(戴 辉), Sun Jiquan(孙蓟泉). *Journal of Materials Engineering* (材料工程)[J], 2011(5): 81
- [22] Liu Gang(刘 刚), Ma Ye(马 野), Zhang Ruijun(张瑞君) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(9): 1071
- [23] Song Yanlei(宋艳磊), Li Changsheng(李长生), Han Yahui(韩亚辉) *et al. Journal of University of Science and Technology Liaoning*(辽宁科技大学学报) [J], 2017, 40(1): 24
- [24] Guo Rui(郭 睿), Hu Shuiping(胡水平). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2013, 27(2): 207
- [25] Wang Xi, Xue Zhengkun, Yu Xiaoguang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(11): 3724
- [26] Zuo Y B, Fu X, Cui J Z *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(7): 2220
- [27] Ma Cunqiang(马存强), Hou Longgang(侯陇刚), Zhang Jishan(张济山) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(9): 7
- [28] Chang Dongxu(常东旭), Wang Ping(王 平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 85
- [29] Jiang P, Sun B L, Wang H C *et al. Materials Research Express*[J], 2020(7): 066 505
- [30] Jiang Peng(江 鹏), Yuan Tomgxin(袁同心), Xiao Sijin(肖思进) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2018, 42(12): 1260
- [31] Kim K H, Lee D N. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(13): 2583

Microstructure and Properties of Multiphase V-Ti-Ni Alloys for Hydrogen Separation Alloy During Asynchronous Rolling

Jiang Peng, Xie Yinsheng, Liu Hui, Ren Wenyue, Pan Haijun, Wu Wangping, Wang Zhizhi, Zhang Yi
(School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

Abstract: The asynchronous rollability of as-cast and heat treated multiphase $V_{60}Ti_{20}Ni_{20}$ alloys for hydrogen separation and the effects of different speed ratio on the microstructure, hardness and texture coefficient of the alloys were studied. The results show that the effect of asynchronous rolling process on improving the rollability of the alloys is higher than that of heat treatment process. Heat treatment plus asynchronous rolling can effectively improve the rollability of the alloys. The asynchronous rollability of the alloys increases with the increase of different speed ratio, and the hardness of the alloys hardly changes with the change of different speed ratio. The alloys show obvious rheological characteristics at high rolling reduction. V-based solid solution (Vss) and NiTi phase have large deformation and elongation along the rolling direction and form layered structure. With the increase of different speed ratio, the microstructure of the alloys gradually shows uneven deformation at a low degree along the thickness direction, and the deformation degree at the center is higher than that in synchronous rolling. The shear deformation introduced by asynchronous rolling along the thickness direction can weaken the rolling texture of the alloys to a certain extent.

Key words: multiphase V-Ti-Ni alloy; hydrogen separation; asynchronous rolling; microstructure; texture coefficient