

锻造高铌双态 TiAl 合金的冷轧工艺 及组织力学性能研究

王 兴, 林均品, 张来启, 王艳丽, 林 志, 陈国良

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 采用道次小压下量的工艺对高铌双态 TiAl 锻造合金进行精确控制的冷轧实验。结果表明: 冷轧后整个试样变形均匀, 总变形量在没有中间退火的情况下最大可超过 20%。合金变形后的组织仍然为双态组织, γ 组织沿轧制方向拉伸变长, 片层组织也由原来的无序分布变为与轧向呈一定角度分布。退火实验表明, 不同的变形量、退火温度和退火时间对冷轧高铌钛铝合金的力学性能和显微组织均有明显的影响, 因而不同的压下量, 其中间退火工艺是不同的。

关键词: 高铌 TiAl 合金; 冷轧; 中间退火

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)08-1472-04

γ -TiAl 基合金具有低的密度、较高的弹性模量以及良好的高温强度, 600~700 °C 时具有良好的抗氧化和抗蠕变能力。 γ -TiAl 基合金同时还具有其它独特的物理和化学性质, 在阻热复合贴面材料、工具电镀板材等领域也具有巨大应用价值^[1,2]。高铌 TiAl 金属间化合物是新一代高温高性能的 γ -TiAl 合金。Nb 元素的加入提高了合金的熔点, 降低了扩散系数, 改善了抗氧化性。利用高熔点 Nb 元素的固溶强化, 高铌 TiAl 合金与常规 TiAl 合金相比, 其使用温度提高 60~100 °C, 室温强度提高 300~500 MPa。其强度与涡轮盘用普通变形镍基高温合金相近, 而密度约为其 1/2, 是最具有应用潜力的新一代高温结构材料^[3~5]。钛铝基合金板材的制备是钛铝基合金实用化研究中重要的课题之一。钛铝基合金板材除了有望直接用于高温结构材料外, 还可以用作超塑性成形的预成型材料, 进而可用作航空航天发动机的零部件以及超高速的飞行器的翼、壳体等^[6~8]。国外对高 Nb-TiAl 合金板材制备的研究已取得较大进展。在德国制备的 TNB 合金板材最大尺寸为 1000 mm×450 mm×1 mm。而 γ -METPX 合金: Ti-45Al-(5~10)Nb-X(B,C) 板材的最大尺寸为 750 mm×350 mm×0.25 mm^[8]。国内对钛铝基合金的研究较晚。北京科技大学以陈国良院士为首的研究小组采用包套轧制方法在普通轧钢轧机上已成功地轧制出厚度为 2.6 mm 的高铌钛铝基合金板材^[9]。但目前钛铝合金的轧制主要采用在 $\alpha+\gamma$ 相区进行近等温轧制。由于

TiAl 基合金具有本质脆性, 材料的可加工性差, 对冷轧钛铝合金的研究开展得极少^[10], 尤其是对高铌钛铝双态合金的冷轧研究, 至今还未见报道。

本实验对高铌钛铝双态合金的冷轧进行了初步研究, 并讨论了不同退火制度对不同变形量冷轧试样的力学性能和显微组织的影响。

1 实 验

实验用合金为采用真空自耗重熔+真空感应熔炼的方法而制得。合金铸锭经过均匀化处理, 再进行两次包套锻造获得锻饼。用线切割从锻饼上切取长方形冷轧坯料, 再利用自动研磨机和自动抛光机去除试样表面的微裂纹和各种缺陷, 使之光滑平整, 厚度均匀。试样 W7H3h-01~W7H3h-03 在 700 °C, 3 h, 真空度为 2×10^{-3} Pa 条件下进行去氢热处理。试样 W-01~W-04 未进行热处理。序号 01, 02, 03 依次代表冷轧坯料前端, 中间和后端(厚度不同)。轧制设备为日本斜轧公司的 Precision Rolling Mills for laboratories, 采用两辊工作状态, 轧辊直径为 75 mm。轧制时每道次压下量小于 1.5%, 轧速为 40 mm/s。整个冷轧过程未采取中间退火。通过场发射扫描电镜进行组织观察。

2 结果与讨论

2.1 两种轧前处理工艺的比较

由于冷轧试样是沉浸在水槽中进行线切割的, 应

收到初稿日期: 2008-07-31; 收到修改稿日期: 2009-06-02

基金项目: 国家自然科学基金(50771013)和新世纪优秀人才项目(NCET 04-0101)

作者简介: 王 兴, 男, 1971 年生, 博士生, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, 电话: 010-62333844-8005, E-mail: bearwang11223344@gmail.com

考虑在切割过程中试样表面氢化层的产生以及可能产生的氢脆对其室温力学性能的影响。对于氢化诱导裂纹产生的机制目前还没有一个确切的结论，但有文献指出，钛铝合金对氢脆的敏感性强烈依赖于其结构， γ 相 (γ -TiAl) 比 α_2 相 (Ti_3Al) 对氢脆更加敏感。而研究表明，随着温度的升高，氢在 α_2 相中的固溶能力大幅提高^[11]。因此采取去氢热处理以消除氢对冷轧试样室温力学性能的影响并与未做热处理的试样进行对比。冷轧后试样尺寸如表 1 所示。

表 1 高铌钛铝合金冷轧板的厚度变化

Table 1 Thickness changes of the high-Nb TiAl alloy sheet after cold-rolling

Sample	Pass number	Reduction each pass/%	Final thickness, δ /mm	$\Delta\delta$ /mm	$\frac{\Delta\delta}{\delta+\Delta\delta}$ (%)
W7H3h-01	5	1~1.5	0.646	0.051	7.32
W7H3h-02	3	1~1.5	0.698	0.018	2.51
W7H3h-03	13	1~1.5	0.602	0.103	14.61
W-01	24	1~1.5	0.6	0.195	24.53
W-02	5	1~1.5	0.742	0.056	7.02
W-03	16	1~1.5	0.7	0.092	11.62
W-04	17	1~1.5	0.652	0.131	16.73

W7H3h-01~03: the samples were heat-treated at 700 °C for 3 h

W-01~04: wrought TiAl, without heat-treatment

冷轧前去氢热处理的试样中，压下量最大可达 14.61%，而未经去氢热处理的试样最大压下量为 24.53%，而两者均有冷轧头几道次试样就破坏的现象出现。通过冷轧后试样的对比发现，去氢热处理未明显改善试样的室温力学性能。

2.2 高铌钛铝合金冷轧试样基本情况分析

高铌钛铝合金经过冷轧后整个试样变形均匀，总变形量在没有中间退火的情况下最大可超过 20%，试样保持完整，没有贯穿性的破坏。如图 1 所示。

但值得注意的是随着轧制道次的增加，试样两侧出现大量微裂纹，通过道次间隔的机械处理手段和轧制过程中的精确控制，可以抑制微裂纹的扩展，阻止

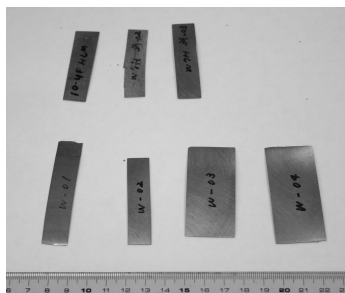


图 1 冷轧后的高铌钛铝合金薄板

Fig.1 Sheets of high-Nb TiAl alloy after cold-rolling

其破坏整个冷轧试样。微裂纹产生的主要原因是冷变形引起的加工硬化，但出现在试样两侧的原因主要有两个^[12]：其一是由于轧制压力引起轧辊变形的不均匀分布。轧辊边部的变形较轧辊中心部位小，所以边部轧件的厚度较小。其二是由于材料边部和内部的流动规律明显不同。边部所受到的横向阻力比内部要小得多，在最外点横向阻力为零。因此在试样的边部区域，金属除了纵向流动外，还明显发生横向流动。

2.3 高铌钛铝合金冷轧板材的组织

图 2 为高铌钛铝合金冷轧变形 14.6% 前后及去应力退火后的组织结构。由图 2a 可以看出，合金在变形前为双态再结晶组织和少量残留的片层组织。这说明经过两次包套锻造后，试样的大部分区域都发生了完全再结晶，并且晶粒比较细小。其中 γ 组织、细小片层和 β 相分别呈黑色、灰色和白色。图 2b 为该合金经过冷轧后的组织。由图可知，合金变形后的组织仍然为双态组织， γ 组织和细小片层沿轧制方向拉伸变长，残余的片层组织也由原来的无序分布变为与轧

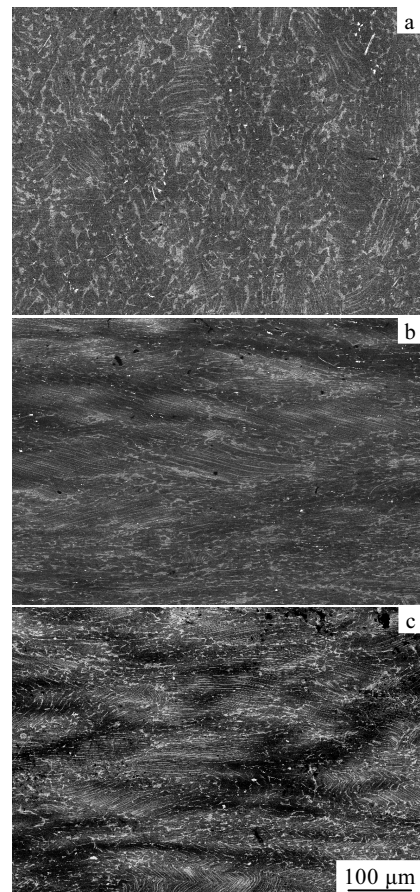


图 2 高铌钛铝合金冷轧前后及退火后的显微组织

Fig.2 Microstructure of high-Nb TiAl alloy: (a) as wrought state, (b) cold-rolled with 14.6%, and (c) annealed at 900 °C for 0.5 h after cold-rolling

向呈一定角度分布。有研究指出,当 PST (polysynthetically twinned) 晶体的片层与加载方向呈 30~70°时,剪切变形平行于片层,相比于剪切变形切过片层是一种较容易变形的模式,在室温下可以有 20%的延伸率。这表明在高铌钛铝合金冷轧过程中,残余的片层组织也转变到易于变形的方向。图 2c 为该合金在 900 °C 退火 0.5 h 后的组织。退火的目的是为了获得完全回复的组织而不是完全再结晶的组织,也就是通过退火消除加工硬化而又保持被拉长的晶粒以利于下一步的轧制。对比图 2b 和图 2c 可以发现,退火后 γ 组织和细小片层仍保持沿轧制方向拉伸变长的状态,残余片层也没有明显变化,未发现再结晶晶粒的生成。

2.4 中间退火工艺的确定

由于在轧制过程中冷轧钛铝试样的两侧会产生微裂纹,因此采取中间退火的工艺步骤就显得尤为重要,以消除应变硬化的影响,同时保持被拉长的显微组织,以利于下一步的轧制。两种不同压下量的冷轧高铌钛铝试样的硬度随退火温度的变化见图 3。压下量为 24.5%的试样其硬度随退火温度的变化曲线呈 2 个阶段,退火温度低于 800 °C 时,其硬度缓慢下降,而高于 800 °C 则出现急剧下降,意味着其显微组织发生了明显的变化。压下量为 14.6%的试样其硬度在室温~900 °C 范围内一直缓慢下降,在高于 800 °C 时未出现剧烈变化,意味着其显微组织未发生巨大的变化。

图 4a 为压下量 24.5%的试样在 900 °C, 0.5 h 退火后的组织,而图 4b 为压下量 14.6%退火后的组织。通过对比可发现,两者的组织明显不同,前者可清晰地观察到有再结晶晶粒在片层中生成,而后者却观察不到。由前文可知,变形为 15%的试样去应力退火后 γ 组织和细小片层仍保持沿轧制方向拉伸变长的状态,

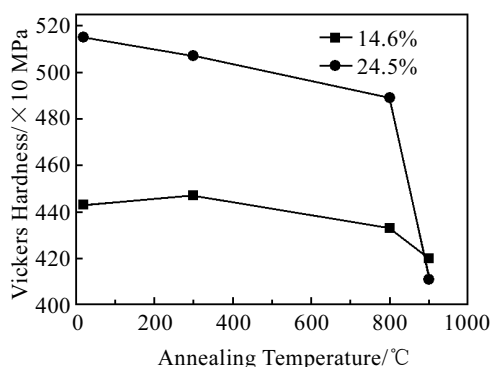


图 3 不同压下量的冷轧高铌钛铝基合金的硬度与退火温度的关系(退火时间为 30 min)

Fig.3 The hardness versus annealing temperature of cold-rolled high-Nb TiAl alloy with difference reductions (annealed time was 30 min)

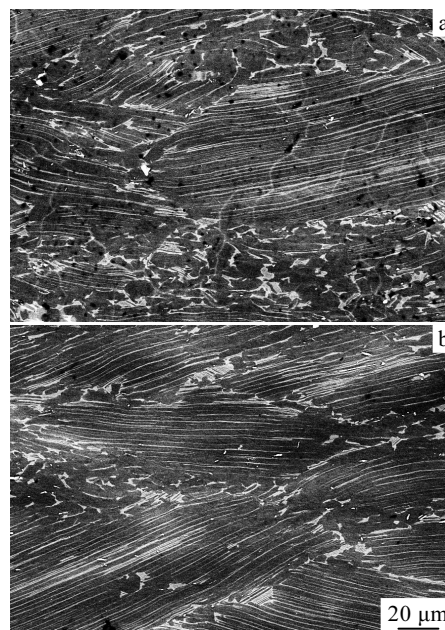


图 4 不同压下量的高铌钛铝基合金冷轧退火后的显微组织
Fig.4 Microstructures of cold-rolled high-Nb TiAl alloy with difference reductions annealed at 900 °C, 30 min:
(a) 24.6% and (b) 14.6%

残余片层也没有明显变化。因此可在冷轧压下量达到 15%时进行 900 °C, 0.5 h 的中间去应力退火,以消除加工硬化并避免再结晶晶粒的生成以利于进一步的轧制。而在变形为 25%时,退火温度则不需要达到 900 °C,因为此时已产生再结晶,不利于进一步的轧制,应选择较低的温度进行退火。这也符合金属材料的冷变形越大,其静态再结晶的温度就越低的规律。

王金国、张立春等^[13,14]对冷变形、热变形和变形后热处理高铌 TiAl 合金的微观结构的研究结果表明,对变形和热处理后的双相高铌 TiAl 合金,不同的变形量对组织有影响。当变形量小时,以近螺型普通位错为主,存在少量超位错及其间出现的位错偶极子;随着变形量的增加,出现了许多形变孪晶,并产生了孪晶的交截。而盖靖锋^[15]对预变形诱发孪生对 TiAl 合金室温塑性的影响研究表明,预变形能诱发 TiAl 合金产生孪生变形从而提高室温拉伸塑性。其原因主要是由于微裂纹扩张过程中穿过 TiAl 合金中的孪晶会消耗一定的能量,已存在的变形孪晶会抑制微裂纹的扩展。由此可知,采用小压下量的方法对高铌钛铝合金进行冷轧是完全可行的。

3 结 论

1) 对高铌双态 TiAl 锻造合金进行冷轧后整个试样变形均匀,总变形量在没有中间退火的情况下最大

可超过 20%。

2) 高铌钛铝合金冷轧变形后 γ 组织和细小片层沿轧制方向拉伸变长, 残余的片层组织也由原来的无序分布变为与轧向呈一定角度分布, 转变到易于变形的方向。

3) 在 900 °C 退火 0.5 h 后, 变形量为 24.5% 的试样显微组织发生了巨大的变化, 而变形量为 15% 的试样组织仍保持拉伸变长的状态, 未观察到再结晶晶粒的生成。

4) 在冷轧压下量达到 15% 时可进行 900 °C, 0.5 h 的中间去应力退火, 而对于变形为 25% 的试样, 退火温度则不需要 900 °C, 应选择较低的温度进行退火。

参考文献 References

- [1] Kim Y W, Dimiduk D M. *JOM*[J], 1991, 43(8): 40
- [2] Kim Y W. *JOM*[J], 1994, 46(7): 30
- [3] Chen Guoliang *et al. Corrosion*[J], 1992, 48(11): 939
- [4] Liu Z C, Lin J P *et al. Intermetallics*[J], 2002, 10(7): 653
- [5] Kim Y W. In: Kim Y W, Carneiro T eds. *Niobium for High Temperature Applications*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2004: 125
- [6] koepe C, Bartels A, Clemens H *et al. Materials Science and Engineering*[J], 1995, A201: 182
- [7] Clemens H, Kestler H, Eberhardt N. *Gamma Titanium Aluminides*[C]. San Diego: TMS, 1999: 209
- [8] Gopal D, Kestler H, Clemens H *et al. JOM*[J], 2004, 11: 42
- [9] Miao Jiashi(缪家士), Lin Junpin(林均品) *et al. Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)*[J], 2004, 33(4): 436
- [10] Oh M H, Inui H *et al. Acta Metall*[J], 1992, 40(1): 167
- [11] Gao M, Boodey J B, Wei R P *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 27(10): 1419
- [12] Chang An(常安), Di Hongshuang(邸洪双) *et al. Iron & Steel(钢铁)*[J], 2007, 42(10): 51
- [13] Zhang Lichun, Chen Guoliang, Wang Jinguo *et al. Materials Science and Engineering*[J], 1998, A247(1~2): 1
- [14] Chen Guoliang, Wang Jinguo, Zhang Lichun *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 1995, 8(4~6): 273
- [15] Gai Jingfeng(盖靖锋). *The Study of High-Nb TiAl alloy Twin Behavior(高铌 TiAl 合金孪生行为研究)*[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2003: 72

Cold-Rolling Technology of Wrought High-Nb Dual Phase TiAl Alloy and Its Microstructure as well as Mechanical Properties

Wang Xing, Lin Junpin, Zhang Laiqi, Wang Yanli, Lin Zhi, Chen Guoliang

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: High-Nb dual phase wrought TiAl alloys were cold-rolled under accurate control by small-pass reduction process. Results show that the deformation of the whole sample is uniform after cold rolling, and the maximum total deformation amount would be more than 20% in the case of no intermediate annealing. The microstructure of the deformed alloy still kept a dual phase structure; γ grains were elongated along rolling direction; the residual lamellar changed from the initial disordered distribution to the distribution of keeping a definite angle to rolling direction. The annealing tests reveal that different reductions, annealing temperatures and annealing time have obvious effect on the mechanical properties and structure of the cold rolled high-Nb TiAl alloy; therefore the intermediate annealing process corresponding to different reductions are also different.

Key words: high-Nb TiAl alloy; cold-rolled; intermediate annealing

Biography: Wang Xing, Candidate for Ph. D., The State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62333844-8005, E-mail: bearwang11223344@gmail.com