



TiAl 基合金热轧板材的各向异性

陈永辉¹, 肖泽一², 李慧中^{1,2,3}, 梁霄鹏^{1,3}, 范爱一¹, 齐叶龙¹, 刘咏³

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 冶金与环境学院, 长沙 410083;

3. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘要: 利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)和拉伸力学试验等方法对铸锭冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材力学性能的各向异性进行研究。结果表明: Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材具有明显的力学性能各向异性, 在室温条件下, 沿轧制方向的屈服强度 σ_{RD} 为 445 MPa, 高于沿横向的屈服强度 σ_{TD} ; 在 800 °C 条件下, σ_{RD} 为 522 MPa, 低于 σ_{TD} 。组织和显微组织表明: 经热轧变形后, 板材中存在明显 $\{100\}\langle 010 \rangle$ 立方织构, 即面心四方 γ 晶胞的 c 轴平行于横向; 在轧制纵截面上, 板材显微组织表现为拉长的 γ 晶粒和 α_2/γ 层片晶团; 在横截面上, 板材显微组织表现为等轴的 γ 晶粒和 α_2/γ 层片晶团。Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材力学性能的各向异性是由织构和显微组织的差异所致。

关键词: TiAl 基合金; 各向异性; 织构; 显微组织

文章编号: 1004-0609(2017)-06-1148-07

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

TiAl 基合金具有密度低、比强度和比刚度高、高温抗氧化及抗蠕变性能优异等优点, 是航空航天、汽车工业等领域的优秀候选高温结构材料^[1-3]。TiAl 基合金板材不仅可以直接作为结构件使用, 而且可以通过超塑性成形和近净成形制备航空航天发动机的零部件, 或先进飞行器的蒙皮和壳体等^[4-6]。因此, 通过轧制加工工艺获得综合性能良好的 TiAl 合金板材是其最终实现工程化应用的关键。众所周知, 合金的力学性能不仅取决于显微组织, 而且还依赖于热加工过程中产生的织构^[7]。而 TiAl 基合金在挤压、锻造和轧制过程中形成的织构会对 TiAl 基合金的力学性能造成影响^[8]。在 TiAl 基合金变形过程中, 常见的变形织构有 $\langle 110 \rangle$ 和 $\langle 301 \rangle$ 丝织构、 $\langle 302 \rangle$ 面织构、 $\{110\}\langle 112 \rangle$ 黄铜型织构等^[9-11]。变形织构在 TiAl 基合金中扮演着很不同的角色, TiAl 基合金板材的力学性能强烈依赖于合金的显微组织和晶体学织构^[12-13]。然而, 国内外大多数研究主要关注显微组织对 TiAl 基合金板材力学性能的影响, 而忽略织构对 TiAl 基合金轧制板材的力学性能的影响规律。本文作者从显微组织和织构两方面入手, 对铸锭冶金 TiAl 基合金热轧板材力学性能的各向异性进行研究, 探明显微组织和织构对合金力学性

能的影响规律。

1 实验

实验材料的名义成分为 Ti-45Al-7Nb-0.3W(摩尔分数, %), 采用真空非自耗电弧熔炼法制备尺寸为 d 60 mm×50 mm 的铸锭, 然后经预锻后, 最终经热包套轧制获得形状良好的 TiAl 基合金板材。轧制温度为 1270 °C, 道次变形量为 10%, 总变形量为 75%。

合金的金相显微组织(OM)观察在 4XC-II 型显微镜上进行, 试样采用电解腐蚀的方法制备。电解腐蚀液为 4%(体积分数)氢氟酸+0.15%(摩尔分数)硼酸+蒸馏水, 电解腐蚀的电压为 18 V, 时间为 150 s。观察位置为 RD-ND 面(即轧制纵截面)和 TD-ND 面(即横截面)。电子显微观察(SEM)在 Sirion200 型场发射扫描电镜上进行, 观察面与金相一致。力学性能测试在 Instron 8032 力学拉伸试验机上进行, 室温和高温拉伸的速率均为 0.5 mm/min, 拉伸方向分别为轧向(RD)和横向(TD)。

宏观织构测试在 D8 Discover 2500 型 X 射线衍射

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51174233); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2011CB605505)

收稿日期: 2016-04-12; 修订日期: 2016-08-30

通信作者: 李慧中, 教授, 博士; 电话: 0731-88830377; E-mail: lhz606@csu.edu.cn

仪上完成。极图数据采用 LaboTex 软件进行处理, 利用 Bunge 球函数谱分析与级数展开法获得取向分布函数(ODF), 并由 ODF 得到完整的极图和反极图^[14]。由于 TiAl 基合金的变形主要由 γ 相承担, 故本实验主要对 γ 相进行织构分析。

2 结果与讨论

2.1 力学性能

铸锭冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材不同方向的室温和 800 °C 的拉伸力学性能如表 1 所列。从表 1 可以看出, 无论在室温条件下, 还是 800 °C 条件下, TiAl 基合金板材均表现出明显的力学性能各向异性; 在室温拉伸时, 板材沿轧向的屈服强度 σ_{RD} 为 445 MPa, 而横向的屈服强度 σ_{TD} 为 417 MPa; 在 800 °C 拉伸时, 板材的轧向屈服强度 σ_{RD} 为 522 MPa, 低于横向屈服强度 591 MPa。同时, 无论在轧向还是横向, TiAl 基合金板材的高温屈服强度均高于其室温屈服强度, 出现了反常屈服的现象。

反常屈服行为最早在 Ni_3Al 中发现, 这种反常屈服机制与 $\{111\}\langle 101\rangle$ 滑移系相关^[15]。目前普遍认为金

属间化合物的反常屈服行为是位错、超位错运动和热激活机制的共同作用的结果。TiAl 合金在较低温度下变形时, 超位错发生交滑移, 并在滑移面之间形成不可动的非平面位错核心结构, 同时对位错进行钉扎^[16-17]。在较高温度下变形时, 部分超位错因位错锁而停止滑移, 普通位错在热激活条件下产生交滑移, 也形成许多非平面位错结构, 进一步对位错产生钉扎^[16-17]。交滑移是典型的热激活过程, 随着温度升高, 非平面位错增多, 对位错钉扎也越强。因此, 在宏观上表现为合金的屈服强度随拉伸温度的升高而提高。

表 1 TiAl 合金热轧板材室温和高温力学性能

Table 1 Mechanical properties of TiAl alloy rolling sheet at room and high temperature

Temperature/°C	σ_{RD} /MPa	σ_{TD} /MPa
20	445	417
800	522	591

2.2 显微组织

铸锭冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金轧制板材的显微组织如图 1 所示。图 1(a)和 1(b)所示分别为板材 RD-ND 面和 TD-ND 面的金相显微组织, 图 1(c)和 1(d)

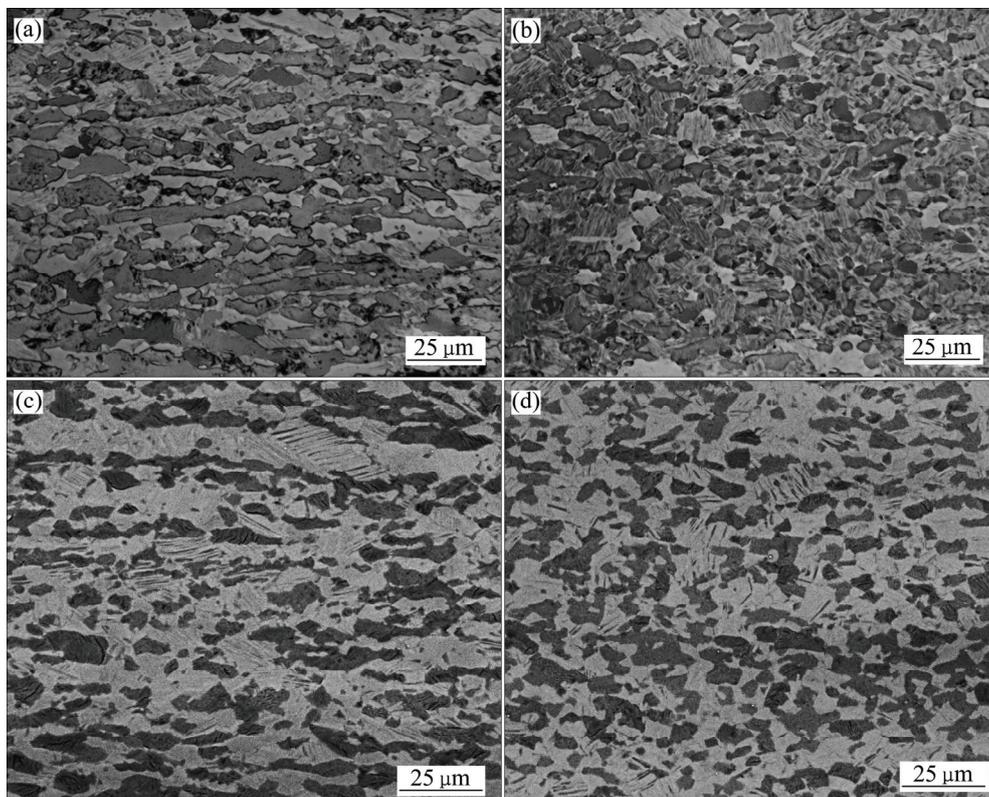


图 1 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材的显微组织

Fig. 1 Microstructures of Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy hot-rolling sheet: (a) OM image along RD; (b) OM image along TD; (c) SEM image along RD; (d) SEM image along TD

所示分别为其对应的 SEM 显微组织。由图 1 可见,热包套轧制后 TiAl 基合金板材组织为双态组织,主要由 γ 相和 α_2/γ 层片组成。在 RD-ND 面(即轧制纵截面)上,板材组织中的 γ 晶粒和 α_2/γ 层片晶团沿轧制方向明显被拉长,呈现流线型组织特征;在 TD-ND 面(即横截面)上,板材组织表现为等轴状的 γ 晶粒和 α_2/γ 层片晶团。可见,经包套热轧的 TiAl 基合金板材不同方向的组织特征存在明显差异,这种显微组织的差异是导致该合金板材力学性能各向异性的原因之一;在通常情况下,由于平行于轧制方向上的变形量大,加工硬化的程度高,变形抗力大,而垂直于轧制方向的变形量较小,变形抗力小,因此具有流线型组织特征的板材沿轧向的屈服强度高于横向的屈服强度。在室温拉伸条件下,这样的显微组织分析与力学性能测试的结果相符,但高温条件下则存在差异。

2.3 织构

铸锭冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材的 $\{001\}_\gamma$ 极图和 $\{100\}_\gamma$ 极图如图 2 所示。由极图结果可知, Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金在热包套轧制后产生了较强的 $\{100\}\{010\}$ 立方织构,即面心四方 γ 晶胞的 c 轴平行于轧制 TD 方向(见图 3);图 4 所示为该 TiAl 基合金板材横向(TD)反极图和法向(ND)反极图,由反极图可以很直观地看出,板材中存在较明显的轧制立方织构 $\{100\}\{010\}$,其中图 4(a)的 TD 反极图直观地证实了面心四方 γ 晶胞的 c 轴择优于 TD 方向;图 5 所示为该 TiAl 基合金轧制板材在 $\varphi_2=90^\circ$ 的 ODF 截面图。从图 5 可知,在重要取向位置的欧拉角分别为 $\{0^\circ, 90^\circ, 90^\circ\}$ 和 $\{180^\circ, 90^\circ, 90^\circ\}$,其对应的密勒指数分别为 $\{100\}\{0\bar{1}0\}$ 和 $\{100\}\{010\}$,ODF 图同样表明 TiAl 基合金轧制板材中存在较强的立方织构。这种热轧过程中产生的立方织构会造成 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材力学性能各向异性。

从微观变形机制的角度讲,晶体学织构对 TiAl 基合金力学性能的影响,主要通过不同取向的 γ 相晶粒拥有不同的施密特因子(Schmid 因子)而影响 TiAl 基合金变形过程中滑移系的启动来实现, Schmid 因子越大,该取向越软,更容易产生滑移,也就是说 TiAl 基合金板材拉伸变形中产生的各向异性由 Schmid 因子在不同拉伸方向上的大小决定。在大多数情况下, γ -TiAl 基合金的变形主要通过普通位错滑移矢量 $b=1/2\langle 110 \rangle$ 、超位错矢量 $b=1/2\langle 101 \rangle$ 以及孪生 $1/6\{111\}\{11\bar{2}\}$ 来完成^[18-20]。在 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材中,由于变形织构的存在,面心四方 γ 晶胞的 c 轴即 $[001]$ 平行于板材 TD 方向, a 轴平行于板材 RD

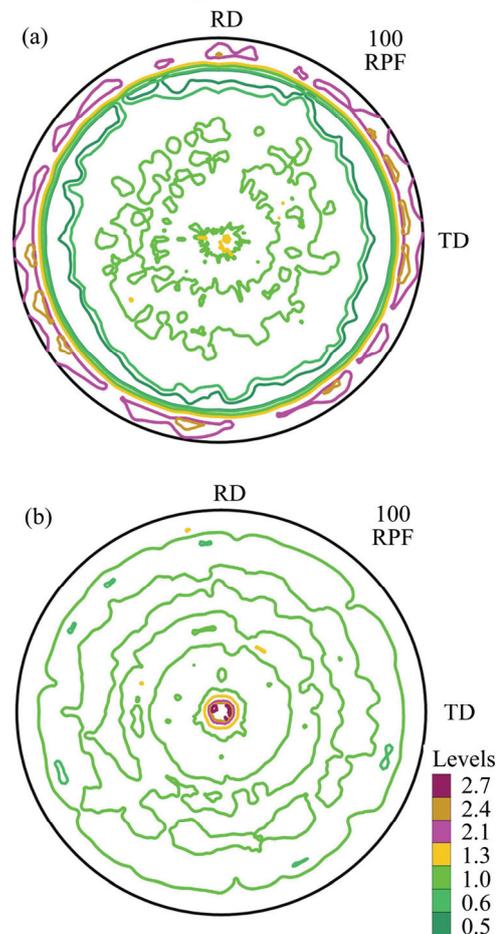


图 2 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金轧制板材 $\{001\}_\gamma$ 极图和 $\{100\}_\gamma$ 极图

Fig. 2 Recalculated $\{001\}_\gamma$ and $\{100\}_\gamma$ pole figures of Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy rolling sheet: (a) $\{001\}_\gamma$ pole figure; (b) $\{100\}_\gamma$ pole figure

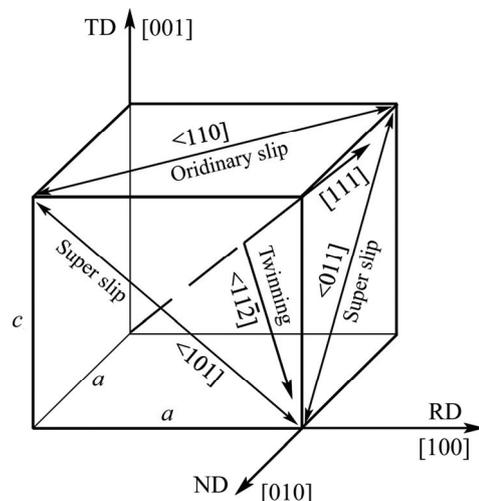


图 3 具有立方织构的 TiAl 基合金板材中面心四方 γ 晶胞及其滑移系示意图

Fig. 3 Schematic diagram of tetragonal γ -TiAl unit cell and its slip systems in textured TiAl alloy sheet

和 ND 方向。这种结构化的 γ 晶粒滑移系示意图如图 3 所示。不同拉伸方向上滑移系和孪生对应的 Schmid 因子值如表 2 所示。由表 2 可知, 当板材在 RD 方向加载时, 普通位错滑移系的 Schmid 因子大于孪生的 Schmid 因子, 而超位错 Schmid 因子可能为 0; 而且, 相比普通位错滑移和机械孪生而言, 超位错变形更难发生^[20], 因此, 合金在 RD 方向拉伸发生屈服时, 只有普通位错滑移 $\langle 110 \rangle$ 可以被启动; 而在 TD 方向加载时, 普通位错滑移系的 Schmid 因子为 0, 孪生 Schmid 因子虽然较高, 但为了不改变 γ 相有序的 $L1_0$ 结构, 由于孪生具有单向性, 其反方向不能发生孪生, 故在 $[001]$ 方向拉伸时, 孪生不可能发生^[18-19], 而滑移没有极性, 其反方向也可以开动, 因此, 合金在 TD 方向拉伸发生屈服时, 只有超位错滑移 $\langle 101 \rangle$ 可以开动。从表 1 可知, 室温下轧向的屈服强度 σ_{RD} 大于横向的屈服强度 σ_{TD} , 因此可以推断室温下普通位错滑移 $\langle 110 \rangle$ 的临界分切应力 CRSS 高于超位错 $\langle 101 \rangle$ 的 CRSS; 而高温 800 °C 下轧向的屈服强度 σ_{RD} 低于横向的屈服强度 σ_{TD} , 与室温相反, 即高温下超位错 $\langle 101 \rangle$ 的临界分

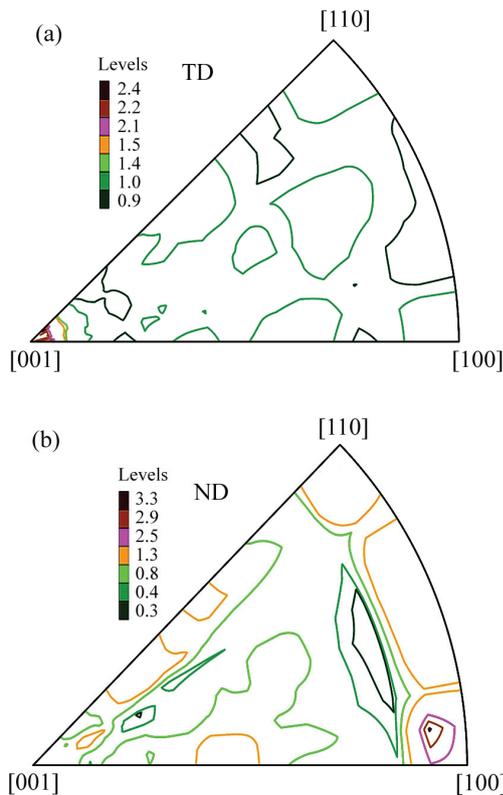


图 4 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材 TD 反极图和 ND 反极图

Fig. 4 Inverse pole figures of transverse direction(TD) and normal direction(ND) of Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy hot-rolling sheet: (a) Inverse pole figure of TD; (b) Inverse pole figure of ND

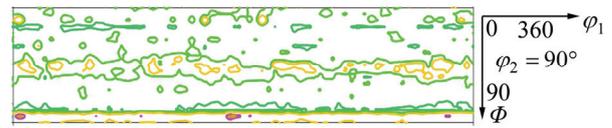


图 5 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材中 γ 相 $\phi_2=90^\circ$ ODF 截面图

Fig. 5 $\phi_2=90^\circ$ section of ODFs of γ phase in Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy hot-rolling sheet

表 2 不同拉伸取向上滑移系和孪生对应的 Schmid 因子

Table 2 Schmid factors of different slip systems and twinning at different tensile orientations

Slip system	Schmid factor		
	RD [100]	TD [001]	
Ordinary dislocation slip	$\{111\}[1\bar{1}0]$	0.408	0
	$\{\bar{1}11\}[110]$	0.408	0
	$\{1\bar{1}1\}[110]$	0.408	0
	$\{11\bar{1}\}[\bar{1}10]$	0.408	0
Super dislocation slip	$\{111\}[\bar{1}01]$	-0.408	-0.408
	$\{\bar{1}11\}[101]$	-0.408	0.408
	$\{1\bar{1}1\}[\bar{1}01]$	-0.408	0.408
	$\{11\bar{1}\}[101]$	0.408	-0.408
	$\{111\}[0\bar{1}1]$	0	0.408
	$\{\bar{1}11\}[0\bar{1}1]$	0	0.408
	$\{1\bar{1}1\}[011]$	0	0.408
	$\{11\bar{1}\}[011]$	0	-0.408
Mechanical twinning	$\{111\}[\bar{1}\bar{1}2]$	0.236	0.471
	$\{\bar{1}11\}[1\bar{1}2]$	-0.236	0.471
	$\{1\bar{1}1\}[\bar{1}12]$	0.236	0.471
	$\{11\bar{1}\}[\bar{1}\bar{1}2]$	0.236	0.471

切应力 CRSS 高于普通位错滑移系的 CRSS。可见, 晶体学结构对 TiAl 基合金板材变形过程中滑移系的启动具有很大的影响, 这也是造成 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材室温和高温力学性能各向异性的主要原因。

2.4 组织的形成机制

在通常情况下, 合金在热塑性变形过程中会产生变形组织和再结晶组织。Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热轧板材中的立方织构 $\{100\}\langle 010 \rangle$ 属于再结晶组织, 该再结晶组织是在轧制时道次间保温过程中产生。图 6 所

示为该合金板材的 TEM 像,可以发现合金板材中存在许多细小的晶粒,这也说明合金在热轧过程中发生了再结晶。TiAl 合金热轧板材中的这种再结晶组织已经得到许多研究学者的证实^[10-11]。再结晶组织的形成机制主要有两种:定向形核和定向生长机制^[21]。但由于再结晶组织的产生受许多因素的影响,如原始晶粒大小、合金固有的晶体结构、加工和退火温度、变形程度以及合金元素等,因此再结晶组织的形成机制具有多样性和复杂性。目前,大多数人认为再结晶组织的形成是定向形核和定向生长两种机制共同作用的结果。

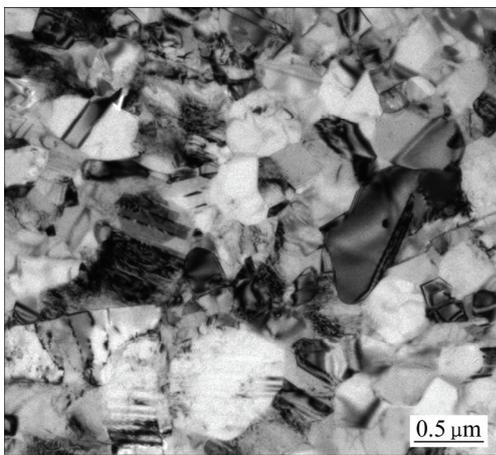


图 6 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材的 TEM 像

Fig. 6 TEM image of Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy hot-rolling sheet

在 TiAl 合金塑性变形过程中,变形组织是晶粒在外力作用下发生转动和定向流动所致。在拉应力条件下,滑移方向逐渐转到拉伸方向,形成丝织构;在单向压缩条件下,滑移面逐渐转到与压缩轴垂直的方向,形成面织构;在轧制变形条件下,轧向受到拉应力作用,法向受到压应力作用,因此晶体的滑移方向趋向于轧向,滑移面趋向于平行于轧面,从而形成板织构^[21-22]。此外,机械孪生也能改变晶粒的取向并导致变形组织的产生。由图 4(b)中的法向(ND)反极图可知,Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材中存在较弱的 $\langle 111 \rangle$ 基面织构,这是晶体滑移和转动所产生的。HARTING 等^[23]在 400 °C 条件下对 Ti-50Al 合金热压缩织构的研究表明,当压缩量为 46%时,合金中存在两个平行于压缩轴的 $\langle 110 \rangle$ 和 $\langle 101 \rangle$ 丝织构;采用 Taylor 模型对压缩织构的演变进行模拟后,发现普通位错和超位错滑移是该合金变形组织产生的主要原因。由此可见,变形组织(如丝织构和面织构)主要受变形机制的影响,而滑移和孪生主要受变形温度、变形程度、变形速率等工艺

参数以及晶体结构和合金元素等内部因素的综合影响。

3 结论

1) 铸锭冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材力学性能呈现显著的各向异性,在室温条件下,板材轧向的屈服强度高于横向屈服强度,在高温 800 °C 下,板材横向屈服强度高于轧向屈服强度。

2) 铸锭冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金包套热轧后,板材显微组织为双态组织,在轧制纵截面上表现为明显被拉长的 γ 晶粒和 α_2/γ 层片晶团,在横截面上表现为等轴状的 γ 晶粒和 α_2/γ 层片晶团;显微组织特征的不同是造成板材力学性能各向异性的原因之一。

3) 包套热轧后的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材中存在较强的 $\{100\}\langle 010 \rangle$ 立方织构,该织构是板材道次间保温过程中再结晶所产生的;织构对 TiAl 基合金板材变形过程中滑移系启动的影响,是引起 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金轧制板材室温和高温力学性能各向异性的主要原因。

REFERENCES

- [1] WANG Yan, LIU Yong, YANG Guang-yu, LI Hui-zhong, TANG Bei. Microstructure of cast γ -TiAl based alloy solidified from β phase region[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(2): 215-222.
- [2] 陈玉勇, 韩建超, 肖树龙, 徐丽娟, 田 竟. 稀土 Y 在 γ -TiAl 基合金及其精密热成形中应用的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(5): 1241-1250.
CHEN Yu-yong, HAN Jian-chao, XIAO Shu-long, XU Li-juan, TIAN Jing. Research progress of rare earth yttrium application in γ -TiAl based alloy and precision thermal forming[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(5): 1241-1250.
- [3] 朱冬冬, 董 多, 倪成员, 周兆忠, 张德丰, 魏尊杰. 热处理对高压凝固 Ti-48Al 合金组织演变的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(1): 58-62.
ZHU Dong-dong, DONG Duo, NI Cheng-yuan, ZHOU Zhao-zhong, ZHANG De-feng, WEI Zun-jie. Effect of heat treatment on microstructure evolution of Ti-48Al alloy solidified under high pressure[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 58-62.
- [4] 王 刚, 徐 磊, 崔玉友, 杨 锐. Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2W-0.15B 合金板材的制备及其拉伸性能[J]. 中国有色金属学报,

- 2010, 20(S1): s274-s276.
- WANG Gang, XU Lei, CUI Yu-you, YANG Rui. Fabrication and tensile property of Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2W-0.15B alloy sheets[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s274-s276.
- [5] 罗媛媛, 毛小南, 奚正平, 杨英丽, 吴金平, 苏航标. 新型 γ -TiAl 基合金在高温变形过程中的组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(2): 403-408.
- LUO Yuan-yuan, MAO Xiao-nan, XI Zhen-ping, YANG Ying-li, WU Jin-ping, SU Hang-biao. Microstructure evolution of new γ -TiAl alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(2): 403-408.
- [6] 赵堃, 刘咏, 黄岚, 刘彬, 李建波, 梁霄鹏, 贺跃辉. 热变形粉末冶金 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金热处理过程的组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(10): 2506-2512.
- ZHAO Kun, LIU Yong, HUANG Lan, LIU Bin, LI Jian-bo, LIANG Xiao-peng, HE Yue-hui. Microstructure evolution of hot-deformed powder metallurgy Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy during heat treatment[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(10): 2506-2512.
- [7] 李成铭, 李萍, 赵蒙, 甘国强, 薛克敏. TA15 钛合金的热变形微观组织与织构[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 91-96.
- LI Cheng-ming, LI Ping, ZHAO Meng, GAN Guo-qiang, XUE Ke-min. Microstructures and textures of TA15 titanium alloy after hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 91-96.
- [8] SCHILLINGER W, LORENZEN B, BARTELS A. Anisotropic mechanical behavior of textured γ -TiAl caused by the direction of twinning[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329/331: 644-648.
- [9] ZHANG Shu-zhi, KONG Fan-tao, CHEN Yu-yong, LIU Zu-yan, LIN Jun-pin. Evolution of grain boundary and texture in as-forged Ti-45Al-9Nb-Y alloy during tensile test at different temperature[J]. Intermetallics, 2012, 27: 31-37.
- [10] BYSTRZANOWSKI S, BARTELS A, STARK A, GERLING R, SCHIMANSKY F P, CLEMENS H. Evolution of microstructure and texture in Ti-46Al-9Nb sheet material during tensile flow at elevated temperature[J]. Intermetallics, 2010, 18(5): 1046-1055.
- [11] 王兴, 林均品, 张来启, 王艳丽, 陈国良. 高铌 TiAl 基合金板材制备包套热轧工艺及组织控制[J]. 稀有金属, 2010, 34(5): 658-662.
- WANG Xing, LIN Jun-ping, ZHANG Lai-qi, WANG Yan-li, CHEN Guo-liang. Hot packed-rolling process of high-Nb TiAl alloy and its microstructure evolution[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2010, 34(5): 658-662.
- [12] KIM Y W. Microstructure evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy[J]. Acta Metallurgica Materialia, 1992, 40(6): 1121-1134.
- [13] TAKEYAMA M. Microstructure evolution and tensile properties of titanium-rich TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 1992, 152(1/2): 269-276.
- [14] BUNGE H J. Texture analysis in materials science mathematical methods[M]. London: Butterworths, 1982: 47.
- [15] 李影, 苏彬. 镍基单晶高温合金的反常屈服行为与变形机制[J]. 材料工程, 2004(3): 45-48.
- LI Ying, SU Bin. Abnormal yield behavior and deformation mechanism of nickel base single crystal superalloy[J]. Materials Engineering, 2004(3): 45-48.
- [16] 杨非, 陈玉勇, 孔凡涛, 肖树龙, 徐丽娟. 包套锻造对 Ti-45Al-5.4V-3.6Nb-0.3Y 合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s315-s319.
- YANG Fei, CHEN Yu-yong, KONG Fan-tao, XIAO Shu-long, XU Li-juan. Effect of canned-forging on microstructure and properties of Ti-45Al-5.4V-3.6Nb-0.3Y alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s315-s319.
- [17] 彭超群, 黄伯云, 贺跃辉. TiAl 基合金的工艺-显微组织-力学性能关系[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(4): 527-540.
- PENG Chao-qun, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui. Relationships among technologies, microstructures and mechanical properties of TiAl-based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(4): 527-540.
- [18] 卢山, 李子然, 管祥. 晶界对近片层 TiAl 高温动态力学行为的数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(2): 379-387.
- LU Shan, LI Zi-ran, ZAN Xiang. Numerical simulation of dynamic mechanical behavior of near lamellar TiAl at elevated temperature with influence of grain boundary[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(2): 379-387.
- [19] 陆永浩, 张永刚, 乔利杰, 王燕斌, 褚武扬. γ -TiAl 片层界面在裂纹形核中的双重作用[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 774-778.
- LU Yong-hao, ZHANG Yong-gang, QIAO Li-jie, WANG Yan-bing, CHU Wu-yang. Twofold effects of lamellar interface on crack nucleation in fully lamellar TiAl based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 774-778.
- [20] RESTER M, FISCHER F D, KIRCHLECHNER C, SCHMOELZER T, CLEMENS H, DEHM G. Deformation mechanism in micron-sized PST TiAl compression samples: Experiment and model[J]. Acta Materialia, 2011, 59(9): 3410-3421.
- [21] 陈振华, 夏伟军, 程永奇, 傅定发. 镁合金织构与各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 1-11.
- CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, CHEN Yong-qi, FU Ding-fa. Texture and anisotropy in magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(1): 1-11.
- [22] 毛卫民. 金属材料的晶体学织构与各向异性[M]. 北京: 科学

出版社, 2002: 28–63.

MAO Wei-min. Crystallographic texture and anisotropy of metal materials[M]. Beijing: Science Press, 2002: 28–63.

[23] HARTING C, FANG X F, MECKING H, DAHMS M. Textures and plastic anisotropy in γ -TiAl[J]. Acta Metallurgica Materialia, 1992, 40(8): 1883–1894.

Anisotropy of TiAl alloy hot-rolling sheet

CHEN Yong-hui¹, XIAO Ze-yi², LI Hui-zhong^{1,2,3}, LIANG Xiao-peng^{1,3}, FAN Ai-yi¹, QI Ye-long¹, LIU Yong³

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Metallurgy and Environment, Central South University, Changsha 410083, China;

3. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The anisotropy of mechanical properties of ingot metallurgical Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy hot-rolling sheet was investigated by optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), X-ray diffractometry and tensile test. The results indicate that the hot-rolling sheet presents significant anisotropy of mechanical properties, at room temperature, the yield strength of rolling direction(RD) is 445 MPa, which is higher than that of the transverse direction(TD); while at 800 °C, the yield strength of rolling direction(RD) is 522 MPa, which is lower than that of the transverse direction(TD). The texture and microstructure analysis results indicate that there exists a strong cube texture $\{100\}\langle 010\rangle$ in the rolling sheet, i.e., the $\langle 001\rangle$ *c*-axes of the tetragonal γ -TiAl unit cells parallel to the TD. And along the rolling direction the microstructure of TiAl alloy hot-rolling sheet are composed of elongated γ grains and α_2/γ lamellar colonies, while along the transverse direction the microstructure is composed of elongated γ grains and α_2/γ lamellar colonies. The existing texture and difference of microstructure result in the mechanical anisotropy of Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy hot-rolling sheet.

Key words: TiAl alloy; anisotropy; texture; microstructure

Foundation item: Projects(51174233) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects (2011CB605505) supported by the National Key Basic Research Program of China

Received date: 2016-04-12; **Accepted date:** 2016-08-30

Corresponding author: LI Hui-zhong; Tel: +86-731-88830377; E-mail: lhz606@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)