



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 107881447 A

(43)申请公布日 2018.04.06

(21)申请号 201711173272.1

(22)申请日 2017.11.22

(71)申请人 四川大学

地址 610000 四川省成都市武侯区一环路
南一段24号

(72)发明人 黄崇湘 王艳飞

(74)专利代理机构 成都行之专利代理事务所
(普通合伙) 51220

代理人 陈蒋玲

(51) Int. Cl.

C22F 1/18(2006.01)

G22C 14/00(2006.01)

A61L 27/06(2006.01)

A61L 27/50(2006.01)

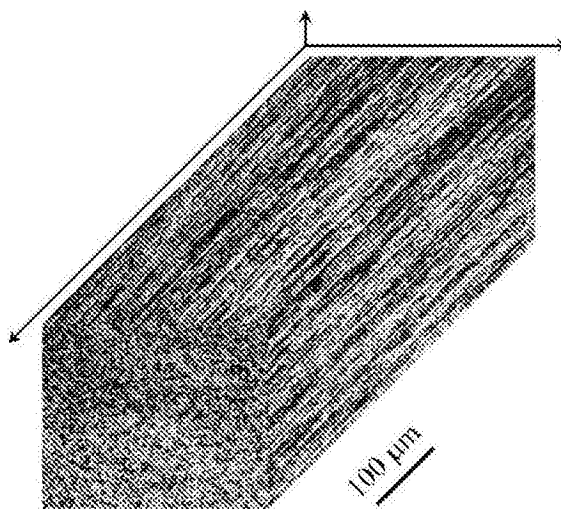
权利要求书1页 说明书8页 附图4页

(54)发明名称

一种高强韧性丝状晶粒纯钛及其制备方法

(57)摘要

本发明公开了一种高强韧性丝状晶粒纯钛,微观结构由丝状晶粒或者丝状晶粒与等轴晶粒混合构成,其中丝状晶粒的长轴与短轴的长度比例大于40且短轴尺寸为 $10\mu\text{m}\sim 10\text{nm}$,等轴晶粒为再结晶超细晶。还公开了一种高强韧性丝状晶粒纯钛的制备方法,包括以下步骤:(1)用1-2道次等通道转角挤压调整纯钛的晶粒取向,获得钛棒材;(2)再对步骤(1)所得钛棒材进行多道次旋锻后切割,获得横截面为矩形的钛板材;(3)再对钛板材循环进行退火-多道次控制轧制;(4)退火得高强韧性丝状晶粒纯钛。本发明纯钛的力学性能与合金钛相当,避免了合金的昂贵成本、复杂工艺及对生物体有害的Al、V等元素,可优选用作关节类、齿科类及支架类生物体植入型结构材料。



1. 一种高强韧性丝状晶粒纯钛,其特征在於,微观结构由丝状晶粒或者丝状晶粒与等轴晶粒混合构成,其中丝状晶粒的长轴与短轴的长度比例大于40且短轴尺寸为 $10\mu\text{m}\sim 10\text{nm}$,等轴晶粒为再结晶超细晶。

2. 根据权利要求1所述的高强韧性丝状晶粒纯钛,其特征在於,丝状晶粒的体积分数大于80%,丝状晶粒长轴之间的取向差小于 10° 。

3. 如权利要求1-2任一项所述的高强韧性丝状晶粒纯钛的制备方法,其特征在於,包括以下步骤:

(1) 用1-2道次等通道转角挤压调整纯钛的晶粒取向,获得钛棒材;

(2) 再对步骤(1)所得钛棒材进行多道次旋锻后切割,获得横截面为矩形的钛板材;

(3) 再对钛板材循环进行退火-多道次控制轧制;

(4) 退火得高强韧性丝状晶粒纯钛。

4. 根据权利要求3所述的制备方法,其特征在於,步骤(1)中等通道转角挤压所用模具的转角为 120° 。

5. 根据权利要求3所述的制备方法,其特征在於,步骤(2)中每一道次旋锻的应变变量 ≤ 1.4 ,多道次旋锻累积应变变量 ≥ 2.5 。

6. 根据权利要求3所述的制备方法,其特征在於,步骤(3)中的退火为回复性退火,温度为 $300\sim 400^\circ\text{C}$,每一次退火时间为 $60\text{s}\sim 1\text{h}$ 。

7. 根据权利要求3所述的制备方法,其特征在於,步骤(3)中的多道次控制轧制过程是沿板材长度方向的同步对称轧制,即上下轧辊的尺寸和速度都相同且轧制速度不高于 50mm/s 。

8. 根据权利要求3所述的制备方法,其特征在於,步骤(3)多道次控制轧制过程的温度范围为 $-196\sim 400^\circ\text{C}$,单一道次的应变变量 ≤ 0.1 ,且相邻两次退火之间所进行多道次轧制的累积应变变量 ≤ 0.5 。

9. 根据权利要求3所述的制备方法,其特征在於,步骤(4)中的退火过程为临界再结晶温度下的部分再结晶退火,温度为 $400\sim 450^\circ\text{C}$,时间为 $30\sim 600\text{s}$ 。

一种高强韧性丝状晶粒纯钛及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于生物体外科植入型结构材料领域,具体涉及一种具有高强韧性能的丝状晶粒纯钛材料及其制备方法。

背景技术

[0002] 与Ti-xAl-yV、Ti-xAl-yNb、Ti-wSn-xNb-yTa-zPb及Ti-wZr-xNb-yTa-zPb等生物医疗常用合金钛相比,纯钛不仅具有更好的生物相容性、耐腐蚀性,还避免了合金的昂贵成本、复杂工艺及对生物体有害的Al、V等元素,可优选用作关节类、齿科类及支架类生物体植入型结构材料。但是,由于缺乏合金元素的强化作用,常规纯钛表现出较低的屈服强度和耐磨性。比如,标准GB/T 13810-2007 (ISO 5832-2 2012)所规定TA1 (Grade 1)和TA2 (Grade 2)纯钛的屈服强度分别为170MPa和275MPa,远低于Ti-6Al-4V的860MPa。所以,开发具有超高强韧性能的纯钛是拓展其作为承载型结构材料所亟待解决的问题。

[0003] 虽然经过剧烈塑性变形所形成的超细晶或纳米晶结构能有效提高金属材料的强度,但饱和的位错、晶界等晶格缺陷严重限制了后续的塑性变形能力,使得该类型材料屈服之后便立即断裂失效。此外,室温条件下采用大塑性变形方法细化密排六方结构的纯钛存在变形难、易萌生裂纹的问题。虽然专利CN 103981472B通过铜包裹的形式采用等通道转角挤压实现了晶粒细化,但该工艺需要先用铜包裹、多道次等通道转角挤压、再去除包裹的铜,效率极低,不宜于规模化生产。依据多模态晶粒强韧化机理,专利CN 102703756B结合高能球磨和放电等离子烧结工艺制备出了力学性能较优的粗晶/细晶双模态晶粒Ti-6Al-4V。但是,该工艺步骤复杂且能耗高,即便推广用于纯钛的制备,多模态晶粒结构有限的强韧化能力也难以使纯钛的强度达到合金类材料的强度。X.L.Wu等人 (Heterogeneous Lamella Structure Unites Ultrafine-Grain Strength with Coarse-Grain Ductility. Proceedings of the national academy of sciences, 2015; 112: 14501-14505.) 利用非均匀层状结构力学不协调性强韧化机理,通过异步轧制和后续退火的方法制备出强韧性能较优的纯钛,但其整体材料抗拉强度仍低于700MPa,且块体尺寸仅300 μ m,难以实用。A.V.Panin等人 (The effect of ultrasonic impact treatment on the deformation behavior of commercially pure titanium under uniaxial tension. Materials and design, 2017; 117: 371-381.) 依据细晶强化和梯度结构耦合强韧化机理,使用高能喷丸处理方式在纯钛表面制备纳米梯度层,但由于纳米梯度层厚度太薄,屈服强度仅提高60MPa而塑性却被大幅度降低。此外,表面机械纳米化类方法所制备材料整体强度提高不多,而且表面粗糙度过大,均不利于生产和实用。

[0004] 截至目前,纯钛于生物医疗、航空航天、军工装备等领域广泛应用的瓶颈仍在于强韧性偏低。在依据细晶强化、多模态晶粒强韧化、梯度耦合强化等机理及其相关工艺所得到的纯钛不能实现强韧综合力学性能大幅度突破的情况下,需要探索新型强韧化微观结构及其工业化制备方法。

发明内容

[0005] 针对纯钛强韧力学性能低的问题,旨在从微观结构角度提供一种高强韧性丝状晶粒纯钛。该纯钛具有和合金钛相当的强韧力学性能,并且具有更好的生物相容性、耐腐蚀性,避免了合金的昂贵成本、复杂工艺及对生物体有害的Al、V等元素,可优选用作关节类、齿科类及支架类生物体植入型结构材料。本发明还提供了一种高强韧性丝状晶粒纯钛的制备方法。

[0006] 本发明通过下述技术方案实现:

[0007] 一种高强韧性丝状晶粒纯钛,微观结构由丝状晶粒与等轴晶粒混合构成,其中丝状晶粒的长轴与短轴的长度比例大于40且短轴尺寸为 $10\mu\text{m}\sim 10\text{nm}$,等轴晶粒为再结晶超细晶。

[0008] 丝状晶粒的体积分数大于80%,丝状晶粒长轴之间的取向差小于 10° 。

[0009] 等轴晶粒是剧烈塑性变形结构经短时退火发生部分再结晶形成的等轴超细晶粒。

[0010] 如前所述的高强韧性丝状晶粒纯钛的制备方法,包括以下步骤:

[0011] (1) 用1-2道次等通道转角挤压调整纯钛的晶粒取向,获得钛棒材;

[0012] (2) 再对步骤(1)所得钛棒材进行多道次旋锻后切割,获得横截面为矩形的钛板材;

[0013] (3) 再对钛板材循环进行退火-多道次控制轧制;

[0014] (4) 退火得高强韧性丝状晶粒纯钛。

[0015] 步骤(1)中等通道转角挤压所用模具的转角为 120° 。

[0016] 步骤(2)中每一道次旋锻的应变 ≤ 1.4 ,多道次旋锻累积应变 ≥ 2.5 。

[0017] 步骤(3)中的退火为回复性退火,温度为 $300\sim 400^\circ\text{C}$,每一次退火时间为 $60\text{s}\sim 1\text{h}$ 。

[0018] 步骤(3)中的多道次控制轧制过程是沿板材长度方向的同步对称轧制,即上下轧辊的尺寸和速度都相同且轧制速度不高于 50mm/s 。

[0019] 步骤(3)多道次控制轧制过程的温度范围为 $-196\sim 400^\circ\text{C}$,单一道次的应变 ≤ 0.1 ,且相邻两次退火之间所进行多道次轧制的累积应变 ≤ 0.5 。

[0020] 步骤(4)中的退火过程为临界再结晶温度下的部分再结晶退火,温度为 $400\sim 450^\circ\text{C}$,时间为 $30\sim 600\text{s}$ 。

[0021] 所制得丝状晶粒纯钛的丝状晶粒沿长轴方向的织构取向为晶体学软取向,并且等轴晶粒离散分布于丝状晶粒之间。

[0022] 所述丝状晶粒纯钛具有高强韧性能的原因在于:(1)超细/纳米尺寸的丝状晶粒和等轴晶粒具有高密度晶界,能有效提高材料屈服强度;(2)回复态或再结晶态晶粒相对于剧烈塑性变形晶粒具有较低的位错密度,为后续加工硬化提供较多的晶格缺陷存储空间;(3)离散分布于丝状晶粒之间的亚微米和/或纳米等轴晶能有效缓解丝状晶粒之间因变形不协调造成的沿晶界的应力集中,拓宽沿晶界应变梯度的空间范围,促进结构强韧化;(4)相比于等轴超细晶或纳米晶,位错沿丝状晶粒长轴方向有足够长的滑移路径,且该方向上的软取向织构有利于滑移系的开动,促使材料发生均匀塑性变形。

[0023] 目前,科研和工业领域中尚没有微观结构由丝状晶粒构成的大块体金属材料。其原因在于:(1)在热塑性环境下,晶粒难以自发地单方向生长;(2)常规的剧烈塑性变形方法

可以改变母材晶粒形状,但复杂的位错增殖、湮灭、重组过程使晶粒细化明显并趋向于形成等轴位错结构或新品粒。比如等通道转角挤压工艺,虽然具有周向围压,但转角处的大剪切变形促使原始晶粒断裂碎化而不能大幅度的单向拉长;单纯的累积轧制过程能形成拉长的片层状晶粒结构,但这些晶粒的长径比较小;拉拔成型过程不具有足够大的累积应变量,所形成晶粒的长径比也非常小。所以,丝状结构的制备不仅需要累积足够高的塑性应变,还需要合适的塑性变形速率和路径。

[0024] 少数道次等通道转角挤压步骤的目的在于对棒材施加大应变并进行织构调整,降低晶粒滑移系与棒长度方向之间的角度,有利于后续旋锻过程中晶粒沿棒长度方向拉长变形。旋锻工艺不仅能施加均匀的周向围压,其变口径的同轴心单向通道及控制单道次应变量都是保证丝状晶粒不发生等轴断裂的关键因素。为了避免旋锻棒材晶粒因累积塑性应变和扭转剪切应力过大而断裂碎化,并进一步增加丝状晶粒的长径比,将多道次旋锻后的纯钛再循环进行退火和控制轧制。

[0025] 所述方法所制备的丝状晶粒纯钛,其力学特征在于:同时具有优异的强度和塑性变形能力,其拉伸屈服强度大于770MPa,抗拉强度大于900MPa,均匀拉伸塑性大于5%,断后伸长率大于10%。

[0026] 旋锻过程的应变量算法为 $\varepsilon_1 = \ln(A_0/A)$,其中 A_0 是旋锻前纯钛棒材的截面积, A 是旋锻后纯钛棒材的截面积。

[0027] 轧制过程的应变量算法为 $\varepsilon_2 = \Delta h/h_0$,其中 h_0 是轧制前纯钛板材的厚度, Δh 是轧制后纯钛板材厚度相对于 h_0 的减小量。

[0028] 本发明与现有技术相比,具有如下的优点和有益效果:

[0029] 1、严格控制的工艺步骤和参数制备出独特的微观结构,既克服了拉长状晶粒易断裂碎化,也避免了变形态结构大范围再结晶而长大;

[0030] 2、由微/纳米丝状晶粒和超细等轴晶粒混合构成的微观结构能同时发挥细晶强化、非均匀结构耦合强韧化和织构韧化的多种强韧化机制,具有该结构的纯钛表现出与合金钛相当的力学性能;

[0031] 3、所制备材料实用性强,丝状晶粒纯钛克服了强韧性能的瓶颈,可广泛替代合金钛的应用,尤其可用于生物体外科植入型结构材料;

[0032] 4、制备工艺流程简单、成本低、效率高,可规模化生产。

附图说明

[0033] 此处所说明的附图用来提供对本发明实施例的进一步理解,构成本申请的一部分,并不构成对本发明实施例的限定。在附图中:

[0034] 图1是实施例1-3中初始原材料、部分再结晶退火前材料以及不同部分再结晶退火条件所得丝状晶粒材料的工程应力应变曲线对比图。

[0035] 图2是本实施案例1完成多道次旋锻之后所得棒材横截面的透射电子显微(TEM)图。

[0036] 图3是实施例1所制备高强韧性丝状晶粒纯钛的三维金相图,可以看出材料由超细丝状晶粒构成。

[0037] 图4为实施例1所制备高强韧性丝状晶粒纯钛局部 $500 \times 100 \mu\text{m}^2$ 区域的电子背散射

衍射 (EBSD) 灰度图。

[0038] 图5为实施例1所制备高强韧性丝状晶粒纯钛局部 $40 \times 35 \mu\text{m}^2$ 区域的EBSD灰度图,黑色箭头标示再结晶超细晶。

[0039] 图6是实施例4(虚线)与实施例1(实线)所制备丝状晶粒纯钛的工程应力应变曲线对比图。

[0040] 图7为实施例4所制备高强韧性丝状晶粒纯钛局部 $40 \times 35 \mu\text{m}^2$ 区域的EBSD灰度图。

[0041] 图8是实施例5(虚线)与实施例1(实线)所制备丝状晶粒纯钛的工程应力应变曲线对比图。

具体实施方式

[0042] 为使本发明的目的、技术方案和优点更加清楚明白,下面结合实施例和附图,对本发明作进一步的详细说明,本发明的示意性实施方式及其说明仅用于解释本发明,并不作为对本发明的限定。

[0043] 原材料牌号为TA2,技术标准符合GB/T3620.1-2007,成分如表1所示。将原材料做成标准拉伸试样,准静态拉伸测试所得工程应力应变曲线如图1细点划线所示,屈服强度为280MPa,抗拉强度为430MPa,均匀延伸率为11.9%,断后伸长率为27%。

[0044] 表1

[0045]

元素	Fe	O	C	N	其它元素		Ti
					单一	总和	
含量 (wt.%)	≤0.30	≤0.25	≤0.08	≤0.03	≤0.10	≤0.40	余量

[0046] 实施例1

[0047] 原材料:直径32mm的纯钛棒材。

[0048] 按以下具体步骤实施:

[0049] (1) 两道次等通道转角挤压:选用通道直径为32mm的模具,将初始棒材进行第一道次等通道转角挤压,挤压模具的转角为 120° ,挤压温度为 400°C ;将棒材绕轴线旋转 180° 后放入模具进行第二道次等通道转角挤压。

[0050] (2) 多道次旋锻:第一道次旋锻将步骤(1)所得直径32mm棒材旋锻到直径24mm,应变量约为0.58;第二道次旋锻将直径24mm棒材旋锻到直径16mm,应变量约为0.81;第三道次旋锻将直径16mm棒材旋锻到直径8mm,应变量约为1.39。

[0051] (3) 将步骤(2)所得直径8mm的钛棒切成横截面为 $6.9 \times 4 \text{mm}^2$ 的板材,板材长度方向与旋锻棒材长度方向平行。

[0052] (4) 将步骤(3)所得板材置于真空炉中回复退火,温度为 350°C ,时间为600s。

[0053] (5) 启动轧机,调节轧辊高度等于4mm,调节上下轧辊速度相等且小于等于50mm/s。

[0054] (6) 多道次室温同步轧制:将轧辊高度下调0.1mm,将板材进行2道次轧制;转换板材入料方向,将板材再进行2道次轧制。

[0055] (7) 再将步骤(6)重复4次,其中轧制方向为板材长度方向且单一道次的应变量小于0.1。

[0056] (8) 将步骤(7)所得纯钛于真空炉中回复退火,温度为350℃,时间为600s。

[0057] (9) 再将步骤(6)-步骤(8)重复5次,得到厚度1mm的纯钛板材。

[0058] (10) 将前述步骤所得纯钛板材在真空炉中进行部分再结晶退火,温度为450℃,时间为300s。

[0059] 轧制过程为室温轧制,其中单一道次的轧制应变变量不超过0.1,相邻两次退火之间的累积塑性应变变量不超过0.35,总共累积塑性应变量为0.75。

[0060] 图2是本实施案例完成步骤(2)多道次旋锻之后所得棒材横截面上的TEM微结构,可以看到晶粒轮廓呈超细等轴状。

[0061] 图3是本实施案例所制备高强韧性丝状晶粒纯钛的三维金相图,可以看出材料由超细丝状晶粒构成。

[0062] 图4是本案例所制备纯钛材料的局部 $500 \times 100 \mu\text{m}^2$ 区域的EBSD灰度图。可以看出微观结构的主体由细长的丝状晶粒构成。该区域内的统计结果显示,丝状晶粒的平均长度为166 μm ,平均长径比为45.7,且丝状晶粒所占成分比为94%,丝状晶粒长轴之间的取向差小于 10° 。其中个别丝状晶粒的长度达到500 μm ,长径比超过100。

[0063] 图5是本案例所制备纯钛材料局部 $40 \times 35 \mu\text{m}^2$ 区域的EBSD灰度图。黑色箭头指示再结晶超细晶沿丝状晶粒离散分布。

[0064] 图1中的细实线为本案例步骤(9)完成之后的丝状晶粒纯钛沿轧制方向的准静态拉伸测试工程应力应变曲线,屈服强度和抗拉强度分别为973.7MPa和1030.3MPa,但均匀延伸率仅为2.1%,断后伸长率大于7%

[0065] 图1中的粗实线是本案例步骤(10)所制备丝状晶粒纯钛沿轧制方向的准静态拉伸测试工程应力应变曲线,屈服强度为770.5MPa,抗拉强度为909.7MPa,均匀延伸率为8.3%,断后伸长率大于15%。

[0066] 实施例2

[0067] 本实施例与实施例1的区别在于:制备步骤(10)的部分再结晶退火温度为400℃,时间为480s。

[0068] 图1中的细虚线是本案例所制备丝状晶粒纯钛沿轧制方向的准静态拉伸测试工程应力应变曲线,屈服强度高达838.2MPa,具有非常大的加工硬化率,抗拉强度达到964.8MPa,均匀塑性应变为6.2%,断后伸长率大于12%。

[0069] 微观结构与实施例1的微观结构类似,但回复程度和再结晶比例有所降低,丝状晶粒所占成分比达到约99%。

[0070] 实施例3

[0071] 本实施例与实施例1的区别在于:制备步骤(10)的部分再结晶退火温度为475℃,时间为300s。

[0072] 如图1中的粗虚线是本案例所制备丝状晶粒纯钛沿轧制方向的准静态拉伸测试工程应力应变曲线。相比于实施例1,本案例所制备丝状结构屈服强度降低约90MPa,而均匀塑性仅增加1.7%,断后伸长率大于16%。微观结构中丝状晶粒成分比降至73%,这说明丝状晶粒对材料的强韧性有重要贡献。

[0073] 实施例4

[0074] 本实施例与实施例1的区别在于:原材料的初始直径为20mm;步骤(1)中所用挤压

模具的通道直径为20mm;步骤(2)中第一道次旋锻将步骤(1)所得直径20mm棒材旋锻到直径16mm,第二道次旋锻将直径16mm棒材旋锻到直径8mm,总共累积塑性应变量仅1.833。后续步骤与实施例1完全相同。

[0075] 图6为本实施例与实施例1在部分再结晶前后所得丝状结构材料的工程应力应变曲线对比图。本实施例部分再结晶退火前所得丝状晶粒材料的屈服强度和抗拉强度分别是740.8MPa和850.3MPa。部分再结晶退火后均匀延伸率增至10.8%,断后伸长率大于20%,但屈服强度和抗拉强度分别为587.2MPa和707.2MPa,都远低于实施例1和实施例2所得结果。

[0076] 图7是本案例所制备纯钛材料的局部 $40 \times 35 \mu\text{m}^2$ 区域的EBSD灰度图。少量再结晶超细晶离散分布,大部分晶粒呈丝状。但丝状晶粒的平均短轴尺寸远大于实施例1所得结果且分布极其不均匀,直径从亚微米跨度到几十微米。

[0077] 将本实施例与实施例1对比分析可以说明:步骤(2)旋锻过程中累积足够高的塑性应变有利于形成均匀、细小丝状晶粒,而且丝状晶粒的尺寸严重影响材料的强韧力学性能,丝状晶粒的直径越小则材料强度越高。

[0078] 实施例5

[0079] 本实施例与实施例1的区别在于:控制轧制过程的温度为液氮温度,也就是 -196°C ;为避免低温剧烈塑性变形过程中形成裂纹,轧制过程的步骤(6)到步骤(8)总共执行4次,总累积塑性应变量为50%,最终所得板材厚度为2mm。其它步骤、参数与实施例1完全相同。

[0080] 图8为本实施例(虚线)与实施例1(实线)在部分再结晶前后所得丝状结构材料的工程应力应变曲线对比图。本实施例部分再结晶退火前所得丝状结构材料的屈服强度为981.7MPa,与实施例1室温轧制所得结果相当,但后续变形过程中表现出明显加工硬化且抗拉强度达到1072.3MPa,均匀延伸率达到3.4%,断后伸长率大于7%。再经过 450°C 真空退火300s所得丝状结构材料的屈服强度为808.6MPa,抗拉强度为939.9MPa,均匀延伸率增至7.4%,断后伸长率大于14%。

[0081] 低温大累积塑性变形诱导孪生是本实施例所得丝状结构材料的强度高于实施例1所得结果的原因所在。

[0082] 将上述实施例所制备丝状晶粒纯钛的屈服强度、抗拉强度、断后延伸率与中国国家标准(GB)、国际标准标准化组织(ISO)、美国材料实验协会(ASTM)所制定的外科植入用纯钛及钛合金的力学性能标准相比较,结果如表2所示。

[0083] 表2

[0084]

材料	标准	状态	规定非比例 延伸强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长 率 $A/\%$	
TA1 ELI	GB/T 13810	A	140	200	30	
TA1			170	240	24	
TA2			275	400	20	
TA3			380	500	18	
TA4			485	580	15	
Grade 1 ELI	ISO 5832-2	A	140	200	30	
Grade 1	ISO 5832-2 & ASTM F67-13		170	240	24	
Grade 2			275	345	20	
Grade 3			380	450	18	
Grade 4			483	550	15	
Ti-6Al-4V ELI	GB/T 13810	A	795	860	10	
	ISO 5832-3	W				
	ASTM F136-13	W				
Ti-6Al-4V	ISO 5832-3	A	780	860	10	
	GB/T 13810	A	860	930	10	
	ISO 5832-3	W				
	ASTM F1472-14	W				
—	—					
Ti-6Al-7Nb	GB 23102	A	800	900	10	
	ISO 5832-11	A				
	ASTM F1295-16	A				
		CW				800
TA2 实施例 1	—	CW	973.7	1030.3	7	
TA2 实施例 1		CW+PRA	770.5	909.7	15	
TA2 实施例 2		CW+PRA	838.2	964.8	12	
TA2 实施例 5		CW	981.7	1072.3	7	
TA2 实施例 5		—	CW+PRA	808.6	939.9	14
				—	—	—

[0085] 注：表中状态栏表示材料供应状态，包括退火态 (A)、铸造态 (W)、冷加工态 (CW)、冷加工并部分再结晶退火态 (CW+PRA)；表中规定非比例延伸强度 ($R_{p0.2}$) 指对应于 0.2% 塑性应变的强度，也就是本专利中所述的屈服强度。

[0086] 从表中可以看出，本发明所提供丝状晶粒纯钛的强韧性能远高于常规外科植入用纯钛的强韧性能，并具有与 Ti-6Al-4V、Ti-6Al-7Nb 相当的力学性能。

[0087] 本发明所提供一种高强韧性丝状晶粒纯钛及其制备方法不限于生物医疗外科植入型结构材料方面的应用。凡是本发明所提供的一种高强韧性丝状晶粒纯钛及其制备方法于任何领域、行业的应用都属于本专利保护范围。

[0088] 以上所述的具体实施方式，对本发明的目的、技术方案和有益效果进行了进一步

详细说明,所应理解的是,以上所述仅为本发明的具体实施方式而已,并不用于限定本发明的保护范围,凡在本发明的精神和原则之内,所做的任何修改、等同替换、改进等,均应包含在本发明的保护范围之内。

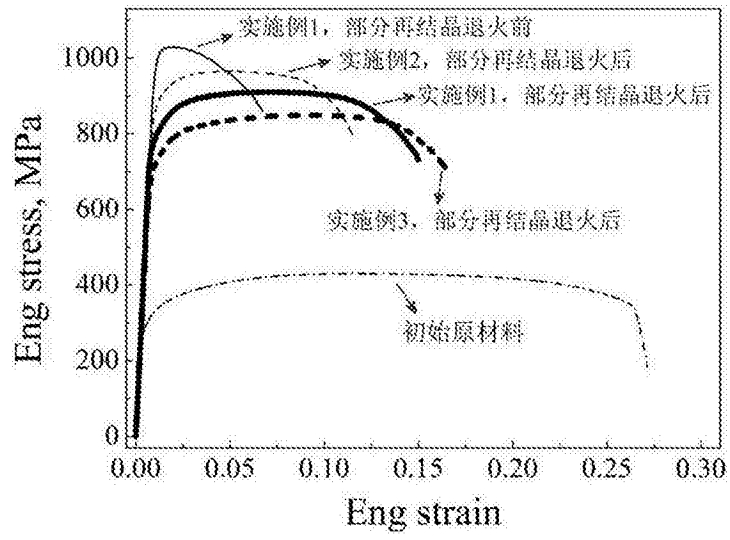


图1

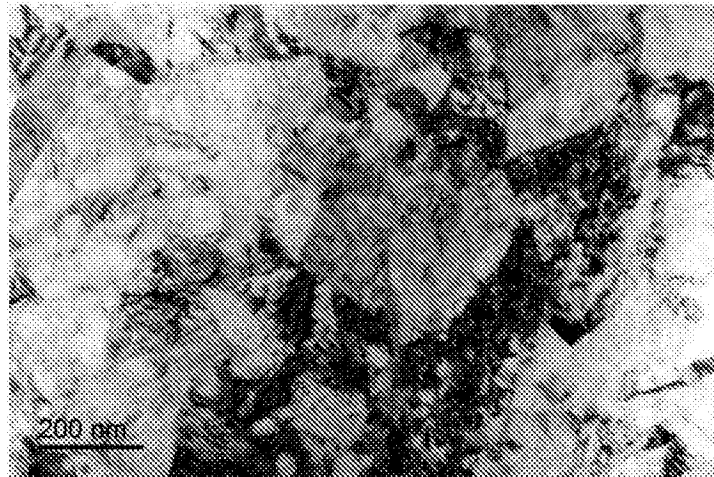


图2

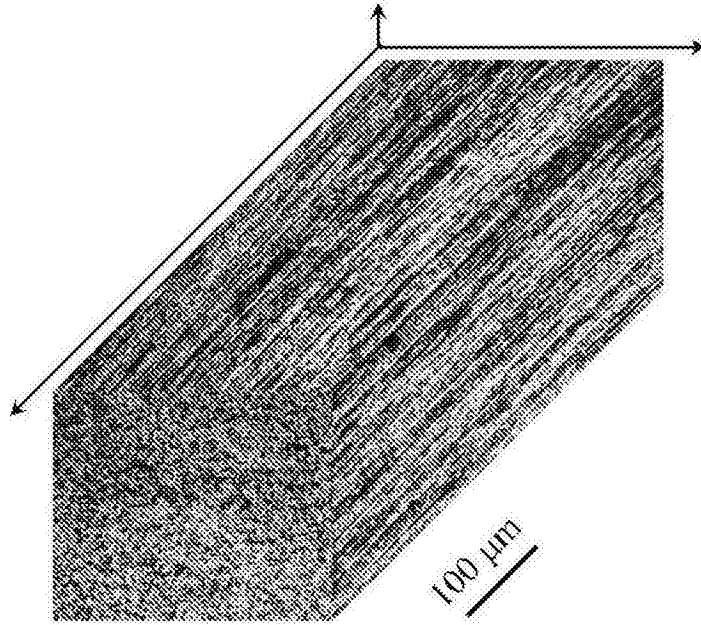


图3



图4

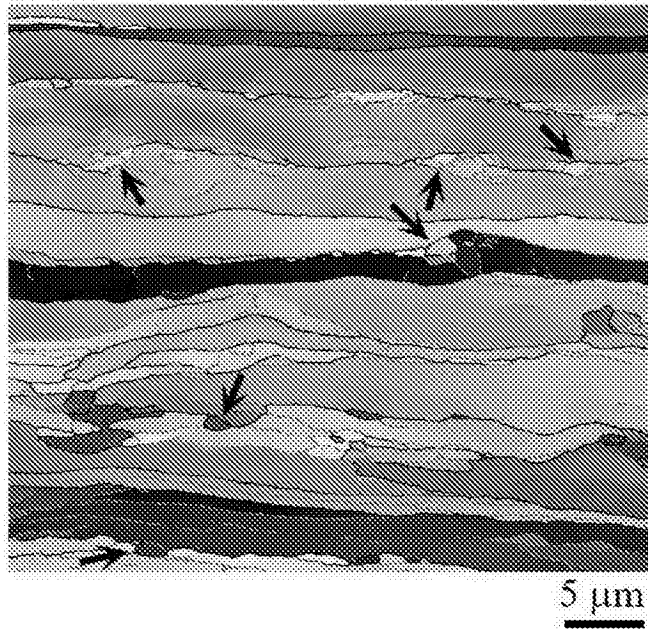


图5

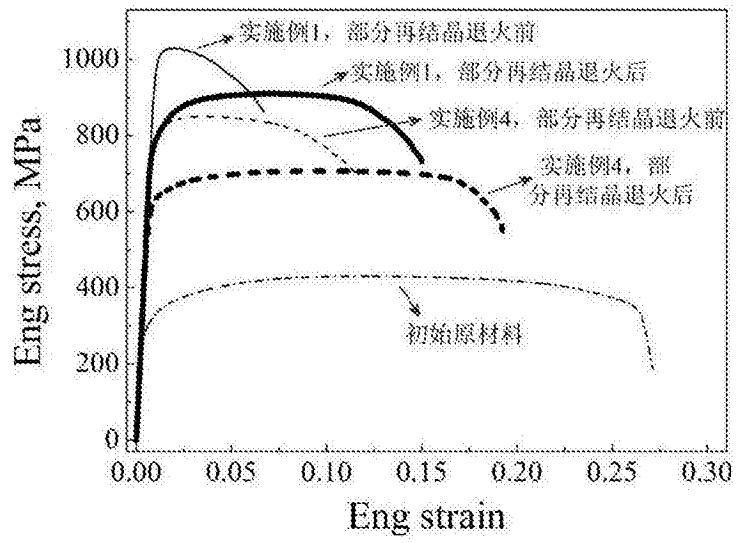


图6

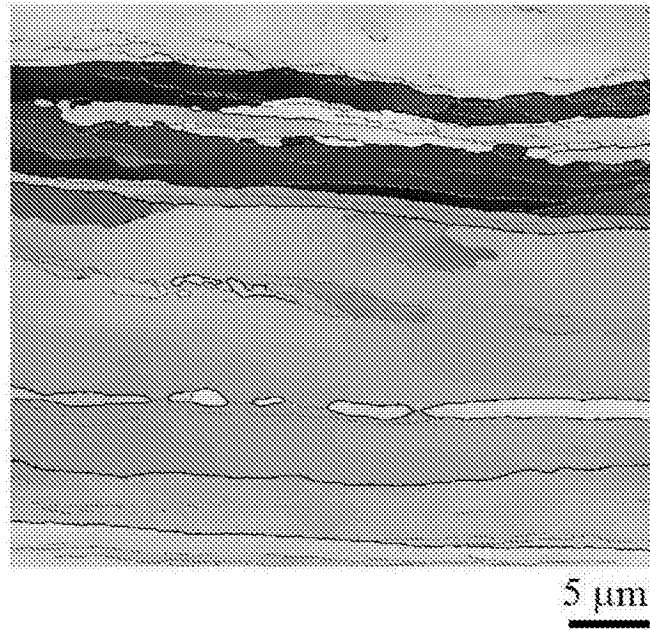


图7

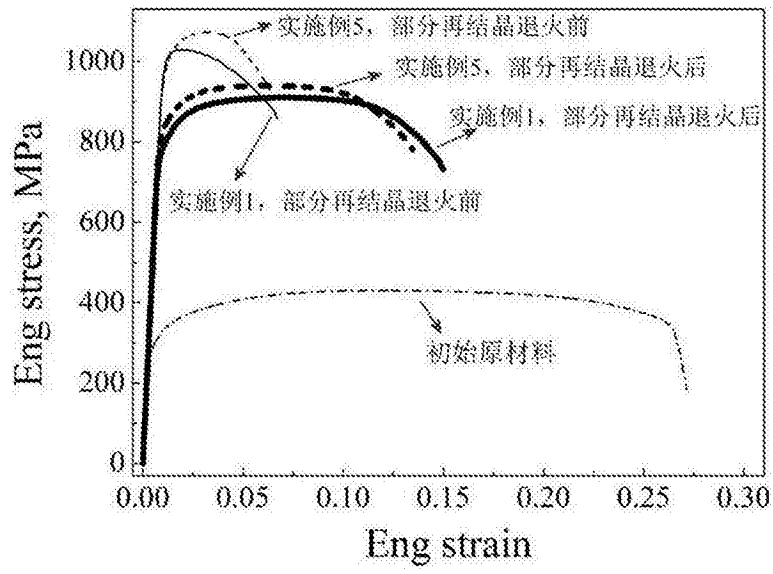


图8