



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 116536562 A

(43) 申请公布日 2023.08.04

(21) 申请号 202310796404.5

(22) 申请日 2023.07.03

(71) 申请人 中国科学院力学研究所

地址 100190 北京市海淀区北四环西路15号

(72) 发明人 徐博文 姜萍 袁福平 武晓雷

(74) 专利代理机构 北京和信华成知识产权代理
事务所(普通合伙) 11390

专利代理师 席卷

(51) Int. Cl.

G22C 30/00 (2006.01)

G22C 1/02 (2006.01)

G22F 1/00 (2006.01)

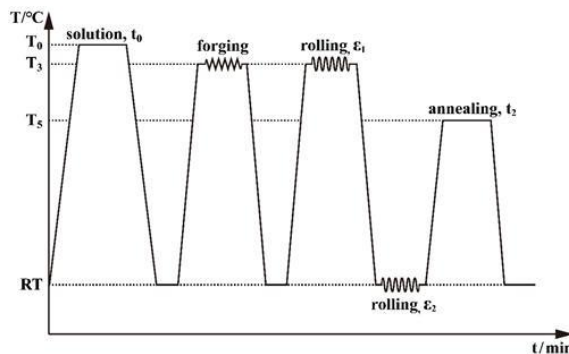
权利要求书2页 说明书7页 附图2页

(54) 发明名称

一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明提供了一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金及其制备方法,该合金的元素组成为V、Co和Ni。该制备方法为:通过重复冶炼,得到成分均匀的V、Co、Ni三种元素等原子配比的多主元合金铸锭;通过固溶处理,获得均匀的固溶态合金;通过热锻减少固溶态合金中的缺陷,将粗大的组织变成较细小晶粒的新组织;通过热轧提升材料均匀性,并在其中引入少量的位错,得到晶粒更为细小的均匀组织;通过冷轧,显著细化热轧板材晶粒,在材料中引入高密度的位错;最后,通过再结晶退火,在金属材料中引入高密度的化学短程有序结构。本发明构思合理,可同时获得超高屈服强度和大均匀延伸率的多主元合金,适于推广与应用。



1. 一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其特征在于:所述合金的元素组成为V、Co和Ni;所述合金中各元素的原子数量百分比范围为Co:30%~35%,Ni:30%~35%,V:30%~40%。

2. 如权利要求1所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其特征在于:所述合金在完全再结晶的超细晶基体中同时存在化学短程有序(CSRO)和贯穿晶粒内部的层片L12金属间化合物。

3. 如权利要求2所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其特征在于:所述超细晶基体的晶粒尺寸不超过500nm,所述CSRO的尺寸不超过1nm,所述L12的厚度不超过200nm;且所述超细晶基体的体积分数百分比为75-82%,所述CSRO体积分数百分比为3%-5%,所述L12的体积分数百分比为15-20%。

4. 一种如权利要求1至3任意一项所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于,所述制备方法主要包括以下步骤:

(1) 采用V、Co、Ni元素,按照等原子比质量百分数进行成分分配比,采用电弧熔炼技术,在氩气气氛下将钢锭铸入直径为 d_0 的模具中,然后重复熔炼 n_0 次,以确保成分均匀性,最终形成质量为 m_0 的纺锤形铸锭;

(2) 对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,先将铸锭在较慢的加热速率 v_1 下缓慢加热至目标温度 T_0 ,随后在温度 T_0 下进行时间 t_0 的固溶处理,然后随炉冷却至目标温度 T_1 ,随后在空气中冷却;

(3) 对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 T_2 下放进加热炉,随后在目标温度 T_3 下进行保温并开始锻造,终锻的目标温度为 T_4 ,最终锻造成目标厚度为 δ_1 的热轧板坯;

(4) 对热轧板坯表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 T_2 下放进加热炉,随后在目标温度 T_3 下进行保温并开始轧制,终轧的目标温度为 T_4 ,对热轧板坯进行预定轧制时间 t_1 及应变量 ϵ_1 的多道次 n_1 的高温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 δ_2 的热轧板材;

(5) 对上述步骤(4)中厚度为 δ_2 的热轧板材进行预定应变量 ϵ_2 的多道次 n_2 的室温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 δ_3 的冷轧板材;

(6) 在预定温度 T_5 下进行时间 t_2 的再结晶退火,随后进行冷速为 v_2 的快速冷却处理。

5. 如权利要求4所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于:所述步骤(1)中,模具直径 $d_0=100-200\text{mm}$,重复熔炼次数 $n_0=3-8$,质量 $m_0=10-50\text{kg}$ 。

6. 如权利要求4所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于:所述步骤(2)中,加热速率 $v_1=100-300^\circ\text{C}/\text{h}$,目标温度 $T_0=1100-1200^\circ\text{C}$,时间 $t_0=10-30\text{h}$,目标温度 $T_1=900-1100^\circ\text{C}$ 。

7. 如权利要求4所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于:所述步骤(3)和所述步骤(4)中,目标温度 $T_2=500-800^\circ\text{C}$, $T_3=1000-1200^\circ\text{C}$,目标厚度 $\delta_1=20-60\text{mm}$;其中目标温度 T_4 的确定,由预先对步骤(2)所得固溶态进行DSC测试所获得的再结晶温度 T_{RXO} 进行推算,推算的方法为 $T_4=(T_{\text{RXO}}+50\sim 100)^\circ\text{C}$;其中目标厚度 δ_1 由初始铸锭质量 m_0 确定。

8. 如权利要求4所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于:所述轧制时间 t_1 包括轧制前在前述 T_3 温度下的保温时间为10min,以及所述热轧板材的轧制变

成型时间为3~5min;其中应变变量 ϵ_1 为米塞斯等效应变0.5~0.8,即轧制压下量约为70%;所述轧制道次 $n_1=5-10$,单道次米塞斯等效应变 ≤ 0.1 ,即单道次压下量 $\leq 10\%$;

对所述多主元合金按照所述步骤(4)进行多道次轧制,当一个道次轧制完成后,将所述热轧板坯先进行首尾对调和上下对调,然后完成下一道次轧制;确保每道次轧制完成后板材保持平直而且厚度均匀,直至最终厚度达到所述目标厚度 δ_2 时为止;其中目标厚度取决于热轧板坯的厚度 δ_1 , $\delta_2=0.3\delta_1$ 。

9.如权利要求4所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于:所述步骤(5)中在进行室温轧制前,首先对所述步骤(4)中厚度为 $\delta_1=40$ mm的热轧板材的外表面进行机械磨削加工,以获得较好的表面质量;其中应变变量 ϵ_2 为米塞斯等效应变0.9~0.95,即轧制压下量约为90%;所述轧制道次 $n_2=20-50$,单道次米塞斯等效应变 ≤ 0.05 ,即单道次压下量 $\leq 5\%$;

对所述多主元合金按照所述步骤(5)进行多道次轧制,当一个道次轧制完成后,将所述热轧板材先进行首尾对调和上下对调,然后完成下一道次轧制;确保每道次轧制完成后板材保持平直而且厚度均匀,直至最终厚度达到所述目标厚度 δ_3 时为止;其中目标厚度取决于热轧板材的厚度 δ_2 , $\delta_3=0.1\delta_2$ 。

10.如权利要求4所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其特征在于:所述步骤(6)中,目标温度 T_5 的确定,由预先对步骤(5)所得冷轧板进行DSC测试所获得的再结晶温度 T_{RX1} 进行推算,推算的方法为: $T_5=(T_{RX1}+20\sim 40)$ °C;其中热处理时间 $t_2=1-10$ min,冷速为 $v_2=1000-2000$ °C/min,将热处理后的冷轧板材直接浸入冰水中进行冷却。

一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及超细晶多主元合金的热处理及制备领域,具体涉及一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金及其制备方法。

背景技术

[0002] 优异力学性能是结构材料设计的首要目标,超高强度与适当韧/塑性的理想匹配,不仅能提升材料的结构应用安全性,还能减少材料用量,实现结构轻量化和节能减排。多主元合金,即中(高)熵合金,是近年来新开发的一类独特的合金体系,其丰富的成分和结构变化,极大拓展了新型合金材料研发的可能性。其中,单相面心立方结构(FCC)多主元合金,相比于传统金属材料,尤其是钢铁材料而言,表现出优异的室/低温(20-300 K)拉伸塑性(ϵ_u)和断裂韧性(K_{IC}),引起学术和工程界广泛关注。然而,单相FCC多主元合金拉伸屈服强度($\sigma_{0.2}$)偏低,始终是限制其获得实际应用的最大障碍。因此,如何进一步在FCC多主元合金中提高 $\sigma_{0.2}$,并保持住本征的高韧/塑性,在超高强度等级($\sigma_{0.2} \geq 1.5$ GPa)下获得优异的强塑性匹配,逐渐成为新的研究热点,且具有重要的理论和实际意义。

[0003] 为显著提升屈服强度,细晶强化和位错强化是两条十分有效的途径,即通过剧烈塑性变形(SPD)方法在材料内部引入大量晶体缺陷进行强化。然而,在超高屈服强度水平下,由于位错严重不足,传统林位错加工硬化机制失效,导致极低的均匀延伸率。因此,本领域亟需解决的问题在于:在FCC多主元合金中,如何在实现超高屈服强度(~ 2.0 GPa)的同时,获得不低于10%的高均匀延伸率。

[0004] 近来,有研究人员通过引入马氏体相变或纳米析出相,进一步提供额外加工硬化,在几种超高强度钢和FCC多主元合金中,实现了2.0GPa与10%左右的强塑性匹配。然而,上述强韧化策略仍存在如下问题:1)对于超高强度钢,虽然室温拉伸性能十分优异,但由于相变产物马氏体等体心立方结构(BCC)在低温下会出现韧-脆转变,极大程度上限制了低温应用;2)为引入纳米析出相,往往通过添加多种合金元素,获得复杂金属间化合物,大大增加了力学性能对化学成分的敏感性;3)复杂的加工和热处理工艺、过多种类的合金元素以及严苛的成分配比,大大增加了工艺再现性和工程化应用难度。

[0005] 为此,本发明提出了一种通过简单的化学成分设计、机械热加工方法以及后续短时热处理工艺,实现了一种具有高均匀延伸率($\epsilon_u \geq 15\%$),以及超高强度($\sigma_{0.2} \geq 2.0$ GPa)的FCC多主元合金,用于解决现有技术中实现优异强塑性匹配的技术瓶颈问题,并有望在其他多主元合金体系中得到推广应用。

发明内容

[0006] 针对上述背景技术中存在的技术问题,本发明提出了一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金及其制备方法,其构思合理,可解决现有技术中多主元合金无法同时获得超高屈服强度和大均匀延伸率的技术瓶颈问题,获得一种拉伸屈服强度接近2.0GPa且均匀延伸率 $\geq 15\%$ 的VCoNi多主元合金。

[0007] 为解决上述技术问题,本发明提供一种高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其元素组成为V、Co和Ni;所述合金中各元素的原子数量百分比范围为Co:30%~35%,Ni:30%~35%,V:30%~40%。

[0008] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其中:所述合金在完全再结晶的超细晶基体中同时存在化学短程有序(CSRO)和贯穿晶粒内部的层片L12金属间化合物。

[0009] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其中:所述超细晶基体的晶粒尺寸不超过500nm,所述CSRO的尺寸不超过1nm,所述L12的厚度不超过200nm;且所述超细晶基体的体积分数百分比为75-82%,所述CSRO体积分数百分比为3%-5%,所述L12的体积分数百分比为15-20%。

[0010] 一种所述的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其主要包括以下步骤:

(1) 采用V、Co、Ni元素,按照等原子比质量百分数进行成分配比,采用电弧熔炼技术,在氩气气氛下将铸锭铸入直径为 d_0 的模具中,然后重复熔炼 n_0 次,以确保成分均匀性,最终形成质量为 m_0 的纺锤形铸锭;

(2) 对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,先将铸锭在较慢的加热速率 v_1 下缓慢加热至目标温度 T_0 ,随后在温度 T_0 下进行时间 t_0 的固溶处理,然后随炉冷却至目标温度 T_1 ,随后在空气中冷却;

(3) 对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 T_2 下放进加热炉,随后在目标温度 T_3 下进行保温并开始锻造,终锻的目标温度为 T_4 ,最终锻造成目标厚度为 δ_1 的热轧板坯;

(4) 对热轧板坯表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 T_2 下放进加热炉,随后在目标温度 T_3 下进行保温并开始轧制,终轧的目标温度为 T_4 ,对热轧板坯进行预定轧制时间 t_1 及应变量 ε_1 的多道次 n_1 的高温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 δ_2 的热轧板材;

(5) 对上述步骤(4)中厚度为 δ_2 的热轧板材进行预定应变量 ε_2 的多道次 n_2 的室温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 δ_3 的冷轧板材;

(6) 在预定温度 T_5 下进行时间 t_2 的再结晶退火,随后进行冷速为 v_2 的快速冷却处理。

[0011] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其中:所述步骤(1)中,模具直径 $d_0=100-200\text{mm}$,重复熔炼次数 $n_0=3-8$,质量 $m_0=10-50\text{kg}$ 。

[0012] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其中:所述步骤(2)中,加热速率 $v_1=100-300^\circ\text{C}/\text{h}$,目标温度 $T_0=1100-1200^\circ\text{C}$,时间 $t_0=10-30\text{h}$,目标温度 $T_1=900-1100^\circ\text{C}$ 。

[0013] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其中:所述步骤(3)和所述步骤(4)中,目标温度 $T_2=500-800^\circ\text{C}$, $T_3=1000-1200^\circ\text{C}$,目标厚度 $\delta_1=20-60\text{mm}$;其中目标温度 T_4 的确定,由预先对步骤(2)所得固溶态进行DSC测试所获得的再结晶温度 T_{RX0} 进行推算,推算的方法为 $T_4=(T_{\text{RX0}}+50\sim 100)^\circ\text{C}$;其中目标厚度 δ_1 由初始铸锭质量 m_0 确定。

[0014] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其中:所述轧制时间 t_1 包括轧制前在前述 T_3 温度下的保温时间为10min,以及所述热轧板材的轧制变形成型时间为3~5min;其中应变量 ε_1 为米塞斯等效应变0.5~0.8,即轧制压下量约为70%;所述轧制道次 $n_1=5-$

10,单道次米塞斯等效应变 ≤ 0.1 ,即单道次压下量 $\leq 10\%$;

对所述多主元合金按照所述步骤(4)进行多道次轧制,当一个道次轧制完成后,将所述热轧板坯先进行首尾对调和上下对调,然后完成下一道次轧制;确保每道次轧制完成后板材保持平直而且厚度均匀,直至最终厚度达到所述目标厚度 δ_2 时为止;其中目标厚度取决于热轧板坯的厚度 δ_1 , $\delta_2=0.3\delta_1$ 。

[0015] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其中:所述步骤(5)中在进行室温轧制前,首先对所述步骤(4)中厚度为 $\delta_1=40$ mm的热轧板材的外表面进行机械磨削加工,以获得较好的表面质量;其中应变 ϵ_2 为米塞斯等效应变0.9~0.95,即轧制压下量约为90%;所述轧制道次 $n_2=20-50$,单道次米塞斯等效应变 ≤ 0.05 ,即单道次压下量 $\leq 5\%$;

对所述多主元合金按照所述步骤(5)进行多道次轧制,当一个道次轧制完成后,将所述热轧板材先进行首尾对调和上下对调,然后完成下一道次轧制;确保每道次轧制完成后板材保持平直而且厚度均匀,直至最终厚度达到所述目标厚度 δ_3 时为止;其中目标厚度取决于热轧板材的厚度 δ_2 , $\delta_3=0.1\delta_2$ 。

[0016] 所述高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其中:所述步骤(6)中,目标温度 T_5 的确定,由预先对步骤(5)所得冷轧板进行DSC测试所获得的再结晶温度 T_{RX1} 进行推算,推算的方法为: $T_5=(T_{RX1}+20\sim 40)$ °C;其中热处理时间 $t_2=1-10$ min,冷速为 $v_2=1000-2000$ °C/min,将热处理后的冷轧板材直接浸入冰水中进行冷却。

[0017] 采用上述技术方案,本发明具有如下有益效果:

本发明构思合理,可解决现有技术中多主元合金无法同时获得超高屈服强度和大均匀延伸率的技术瓶颈问题,获得一种拉伸屈服强度接近2.0GPa且均匀延伸率 $\geq 15\%$ 的VCoNi多主元合金。

[0018] 具有优点体现在以下几方面:

1)通过步骤(1)的重复冶炼,得到成分均匀的V、Co、Ni三种元素等原子配比的多主元合金铸锭;

2)通过步骤(2)的进一步固溶处理,消除了铸态合金中的非均匀结构,获得均匀的固溶态合金;

3)通过步骤(3)的热锻,进一步减少了固溶态合金中的缺陷,将粗大的组织变成较细小晶粒的新组织;

4)通过步骤(4)的热轧,进一步提升材料均匀性,并在其中引入少量的位错,得到晶粒更为细小的均匀组织;

5)通过步骤(5)的冷轧,显著细化热轧板材晶粒,在材料中引入高密度的位错,为步骤(6)热处理引入充足的形变储能,提供调控力学性能的窗口;

6)最后,在步骤(6)中,通过再结晶退火,在金属材料中引入高密度的化学短程有序结构(CSR0)。

[0019] 特别地,将屈服强度提升到~2.0GPa的同时,并获得~16%的均匀延伸率,具有极为优异的综合力学性能匹配,展现了提高FCC多主元合金的力学性能的有效策略。在整个处理过程中,仅仅利用成熟的工业化热机械加工方法和简单的热处理工艺,即实现了具备优异力学性能的多主元合金材料的制备,因而极易推广应用至其他多主元合金体系。

附图说明

[0020] 为了更清楚地说明本发明具体实施方式或现有技术中的技术方案下面将对具体实施方式或现有技术描述中所需要使用的附图作简单地介绍,显而易见地,下面描述中的附图是本发明的一些实施方式,对于本领域普通技术人员来讲,在不付出创造性劳动的前提下,还可以根据这些附图获得其他的附图。

[0021] 图1为本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法的流程示意图;

图2为本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法得到的多尺度复合结构多主元合金TEM明场像(a), $L1_2$ 层片TEM明场像(b)及其厚度分布图(c), FCC基体的[112]带轴衍射谱(d)和CSR0暗场像(e)及其尺寸分布图(f);

图3为本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法得到的多尺度复合结构、多主元合金的拉伸工程应力-应变曲线。

具体实施方式

[0022] 下面将结合附图对本发明的技术方案进行清楚、完整地描述,显然,所描述的实施例是本发明一部分实施例,而不是全部的实施例。基于本发明中的实施例,本领域普通技术人员在没有做出创造性劳动前提下所获得的所有其他实施例,都属于本发明保护的范围。

[0023] 下面结合具体的实施方式对本发明做进一步的解释说明。

[0024] 如图1所示,本发明的核心思想之一是提出一种获得高强度高塑性多主元合金材料的新思路。特别的,相应地提出一种具有多尺度复合结构多主元合金的热机械加工方法。

[0025] 本发明的方法虽然是以VCoNi合金作为描述,但该方法还可以应用于其它金属材料的制备,尤其是以层错能较低的多主元合金等,在应用到其他金属材料的制备时,只需要根据该金属材料的特性做适应的参数调整即可。

[0026] 本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其元素组成为: V、Co和Ni; 为使所述多主元合金在后续热处理过程中实现结构有序化转变,获得有序强化效果,本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金中的各元素的原子百分数范围分别为Co:30%~35%,Ni:30%~35%,V:30%~40%。

[0027] 本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的微观结构特征为:在完全再结晶的超细晶基体中,同时存在极小尺寸CSR0,和贯穿晶粒内部的层片 $L1_2$ 金属间化合物。

[0028] 本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金中,超细晶基体的晶粒尺寸不超过500nm,CSR0的尺寸不超过1nm, $L1_2$ 的厚度不超过200nm;同时,超细晶基体、CSR0和 $L1_2$ 的体积分数分别为75-82%、3%-5%和15-20%。

[0029] 本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,其主要包括以下步骤:

S001、采用V、Co、Ni元素,按照等原子比质量百分数进行成分配比,采用电弧熔炼技术,在氩气气氛下将钢锭铸入直径为 d_0 的模具中,然后重复熔炼 n_0 次,以确保成分均匀性,最终形成质量为 m_0 的纺锤形铸锭;

S002、对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,先将铸锭在较慢的加热速率 v_1 下缓慢加热至目标温度 T_0 ,随后在温度 T_0 下进行时间 t_0 的固溶处理,然后随炉冷却至目标温度 T_1 ,随后在空气中冷却;

S003、对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 T_2 下

放进加热炉,随后在目标温度 T_3 下进行保温并开始锻造,终锻的目标温度为 T_4 ,最终锻造成目标厚度为 δ_1 的热轧板坯;

S004、对热轧板坯表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 T_2 下放进加热炉,随后在目标温度 T_3 下进行保温并开始轧制,终轧的目标温度为 T_4 ,对热轧板坯进行预定轧制时间 t_1 及应变量 ϵ_1 的多道次 n_1 的高温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 δ_2 的热轧板材;

S005、对上述步骤S004中厚度为 δ_2 的热轧板材进行预定应变量 ϵ_2 的多道次 n_2 的室温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 δ_3 的冷轧板材;

S006、在预定温度 T_5 下进行时间 t_2 的再结晶退火,随后进行冷速为 v_2 的快速冷却处理。

[0030] 其中,上述步骤S001中,模具直径 $d_0=100-200\text{mm}$,重复熔炼次数 $n_0=3-8$,质量 $m_0=10-50\text{kg}$ 。

[0031] 上述步骤S002中,加热速率 $v_1=100-300^\circ\text{C}/\text{h}$,目标温度 $T_0=1100-1200^\circ\text{C}$,时间 $t_0=10-30\text{h}$,目标温度 $T_1=900-1100^\circ\text{C}$ 。

[0032] 上述步骤S003中,目标温度 $T_2=500-800^\circ\text{C}$, $T_3=1000-1200^\circ\text{C}$,目标厚度 $\delta_1=20-60\text{mm}$;其中目标温度 T_4 的确定,由预先对步骤S002所得固溶态进行DSC测试所获得的再结晶温度 T_{RX0} 进行推算,推算的方法为 $T_4=(T_{\text{RX0}}+50\sim 100)^\circ\text{C}$;其中目标厚度 δ_1 由初始铸锭质量 m_0 确定。

[0033] 上述步骤S004中,目标温度 T_2 、 T_3 和 T_4 与步骤S003中所述一致;轧制时间 t_1 包括轧制前在前述 T_3 温度下的保温时间为10min,以及热轧板材的轧制变形成型时间为3~5min;其中应变量 ϵ_1 为米塞斯等效应变0.5~0.8,即轧制压下量约为70%;轧制道次 $n_1=5-10$,单道次米塞斯等效应变 ≤ 0.1 ,即单道次压下量 $\leq 10\%$;对多主元合金按照步骤S004进行多道次轧制,当一个道次轧制完成后,将热轧板坯先进行首尾对调和上下对调,然后完成下一道次轧制;确保每道次轧制完成后板材保持平直而且厚度均匀,直至最终厚度达到所述目标厚度 δ_2 时为止;其中目标厚度取决于热轧板坯的厚度 δ_1 , $\delta_2=0.3\delta_1$ 。

[0034] 上述步骤S005中,在进行室温轧制前,首先对上述步骤S004中厚度为 δ_2 的热轧板材的外表面进行机械磨削加工,以获得较好的表面质量;其中应变量 ϵ_2 为米塞斯等效应变0.9~0.95,即轧制压下量约为90%;所述轧制道次 $n_2=20-50$,单道次米塞斯等效应变 ≤ 0.05 ,即单道次压下量 $\leq 5\%$;对多主元合金按照步骤S005进行多道次轧制,当一个道次轧制完成后,将热轧板材先进行首尾对调和上下对调,然后完成下一道次轧制;确保每道次轧制完成后板材保持平直而且厚度均匀,直至最终厚度达到所述目标厚度 δ_3 时为止;其中目标厚度取决于热轧板材的厚度 δ_2 , $\delta_3=0.1\delta_2$ 。

[0035] 上述步骤S006中,目标温度 T_5 的确定,由预先对步骤S005所得冷轧板进行DSC测试所获得的再结晶温度 T_{RX1} 进行推算,推算的方法为: $T_5=(T_{\text{RX1}}+20\sim 40)^\circ\text{C}$;其中热处理时间 $t_2=1-10\text{min}$,冷速为 $v_2=1000-2000^\circ\text{C}/\text{min}$,将热处理后的冷轧板材直接浸入冰水中进行冷却。

[0036] 下面结合优选实施例对本发明高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金及其制备方法作进一步介绍。

实施例1

[0037] 本发明实施例1的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金,其主要成分包括如下原子数量百分比的元素:V:33.33%,Co:33.33%,Ni:33.34%,同时具有~2.0GPa的屈服强度和~16%的均匀延伸率。

[0038] 本发明实施例1的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金最终的微观结构特征为:在完全再结晶的超细晶基体中,同时存在极小尺寸CSR0和贯穿晶粒内部的层片L12金属间化合物。

[0039] 本发明实施例1的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金中,超细晶基体的晶粒尺寸不超过500nm,CSR0的尺寸不超过1nm,L12的厚度不超过200nm;同时,超细晶基体、CSR0和L12的体积分数分别为75-82%、3%-5%和15-20%。

[0040] 本发明实施例1的高均匀延伸率2.0GPa级多主元合金的制备方法,具体包括以下步骤:

S100、采用V、Co、Ni元素,按等原子比进行成分分配比,采用电弧熔炼技术,在氩气气氛下将钢锭铸入直径为130 mm的模具中,然后重新熔炼5次,以确保均匀性,最终形成21kg重的纺锤形铸锭;

S200、对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,先将铸锭在较慢的加热速率 $v_1=200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 下缓慢加热至目标温度 $T_0=1200^{\circ}\text{C}$,随后在温度 T_0 下进行时间 $t_0=24\text{h}$ 的固溶处理;然后随炉冷却至目标温度 $T_1=1050^{\circ}\text{C}$,随后在空气中冷却;

S300、对铸锭表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 $T_2=700^{\circ}\text{C}$ 下放进加热炉,随后在目标温度 $T_3=1150^{\circ}\text{C}$ 下进行保温并开始锻造,终锻的目标温度为 $T_4=850^{\circ}\text{C}$,最终锻造成目标厚度为 $\delta_1=40\text{ mm}$ 的热轧板坯;

S400、对热轧板坯表面进行机械磨削加工,去除表面氧化皮之后,在低于目标温度 $T_2=700^{\circ}\text{C}$ 下放进加热炉,随后在目标温度 $T_3=1150^{\circ}\text{C}$ 下进行保温并开始轧制,终轧的目标温度为 $T_4=850^{\circ}\text{C}$,对热轧板坯进行预定轧制时间 $t_1=10\text{min}$ 及应变 $\epsilon_1=0.7$ 的多道次 $n_1=10$ 的高温轧制处理,最终轧制成目标厚度为 $\delta_2=12\text{mm}$ 的热轧板材;

S500、热轧板材在进行室温轧制前,首先对上述步骤S400中厚度为 $\delta_2=12\text{mm}$ 的热轧板材的外表面进行机械磨削加工,以获得较好的表面质量;随后对热轧板材进行应变 $\epsilon_2=0.95$ 的多道次 n_2 的室温轧制处理,最终锻造成目标厚度为 $\delta_3=1\text{mm}$ 的冷轧板材;

S600、在预定温度 $T_5=900^{\circ}\text{C}$ 下进行时间 $t_2=2.5\text{min}$ 的再结晶退火,随后将其快速放入冰水,进行冷速为 $v_2=2000^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的快速冷却处理。

[0041] 最终的微观结构特征为:在完全再结晶的超细晶基体中,同时存在极小尺寸CSR0,和贯穿晶粒内部的层片L12金属间化合物。本发明的多主元合金中,超细晶基体的晶粒尺寸为420nm,CSR0的尺寸为0.6nm,L12的厚度为126nm;同时,超细晶基体、CSR0和L12的体积分数分别为77%、4%和19%。

[0042] 本发明构思合理,可解决现有技术中多主元合金无法同时获得超高屈服强度和大均匀延伸率的技术瓶颈问题,获得一种拉伸屈服强度接近2.0GPa且均匀延伸率 $\geq 15\%$ 的VCoNi多主元合金。

[0043] 最后应说明的是:以上各实施例仅用以说明本发明的技术方案,而非对其限制;尽管参照前述各实施例对本发明进行了详细的说明,本领域的普通技术人员应当理解:其依

然可以对前述各实施例所记载的技术方案进行修改,或者对其中部分或者全部技术特征进行等同替换;而这些修改或者替换,并不使相应技术方案的本质脱离本发明各实施例技术方案的范围。

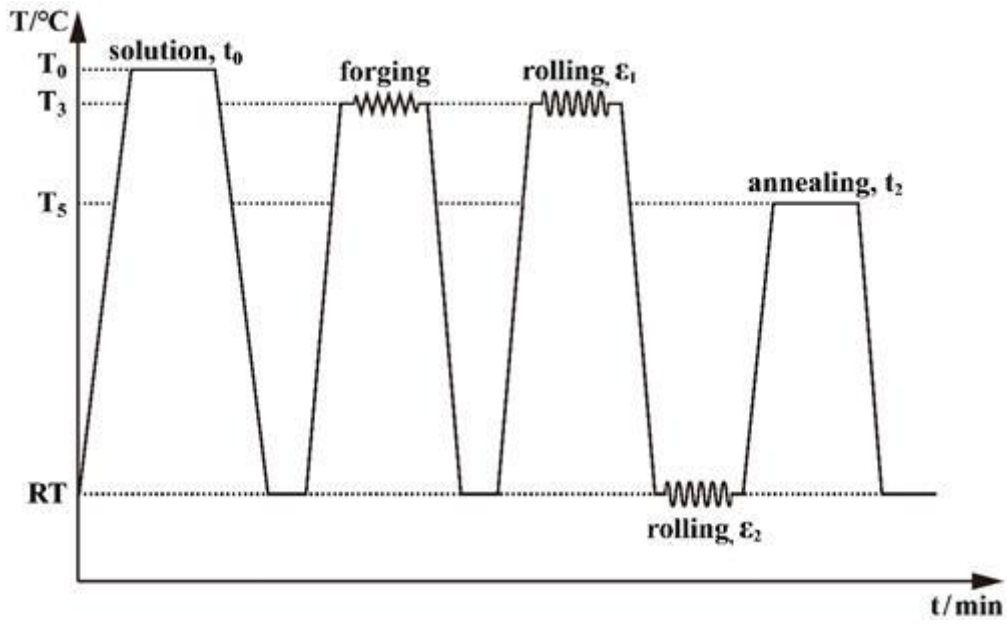


图 1

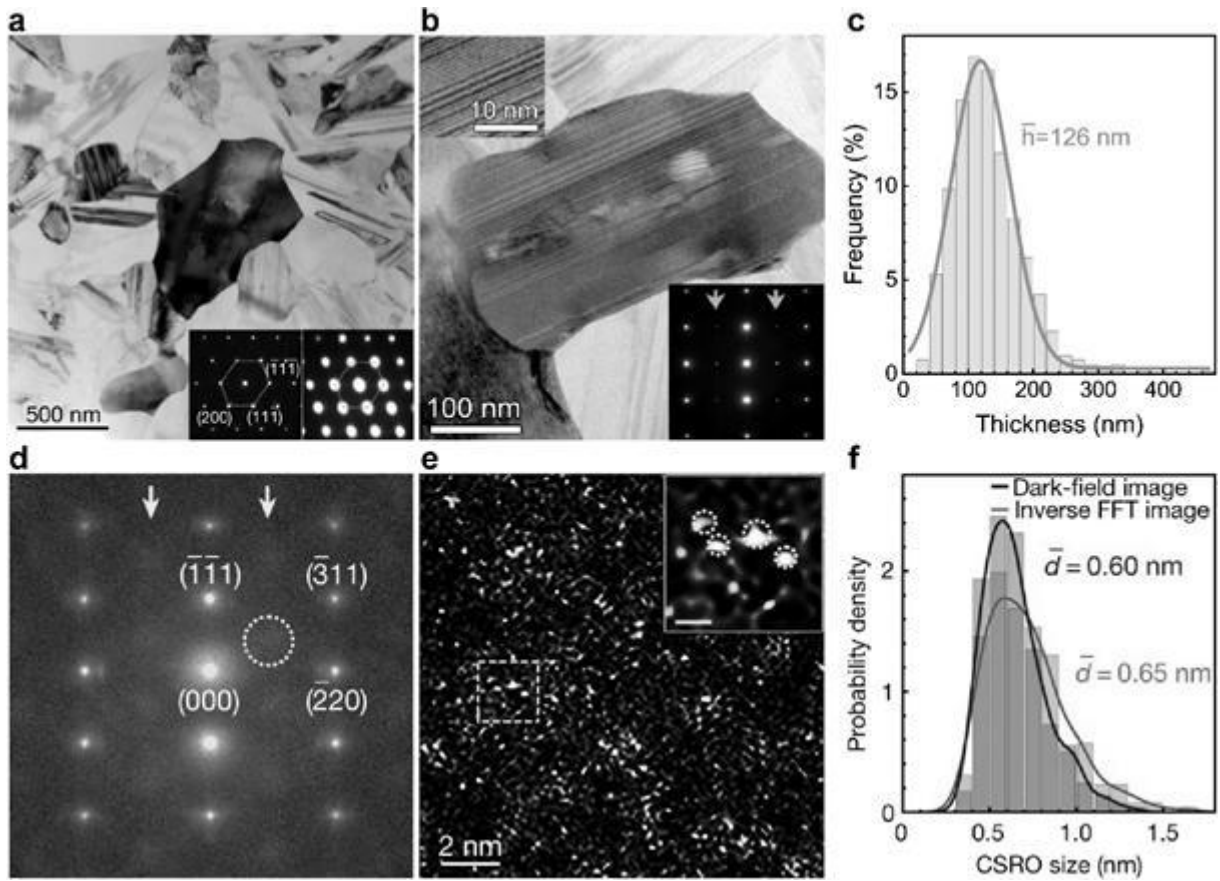


图 2

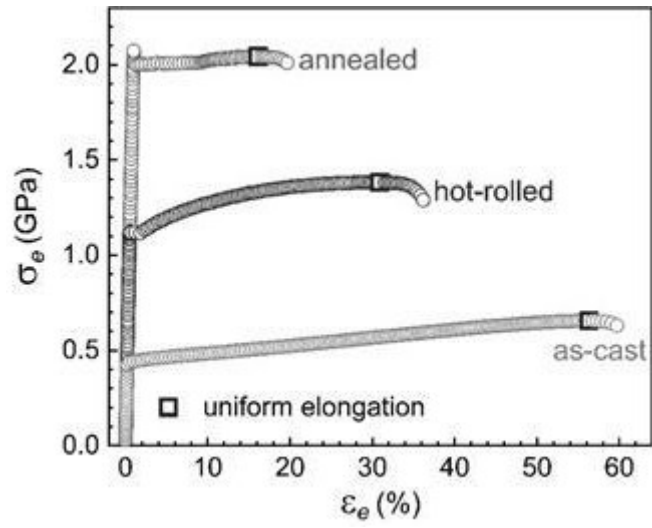


图 3