



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 108588590 A

(43)申请公布日 2018.09.28

(21)申请号 201810568461.7

(22)申请日 2018.06.05

(71)申请人 中国航发北京航空材料研究院
地址 100095 北京市海淀区北京市81号信箱科技发展部

(72)发明人 李臻熙 齐立春 高帆 刘宏武

(74)专利代理机构 中国航空专利中心 11008
代理人 李建英

(51)Int.Cl.

G22C 47/00(2006.01)

G22C 49/12(2006.01)

G22C 49/14(2006.01)

C22C 101/22(2006.01)

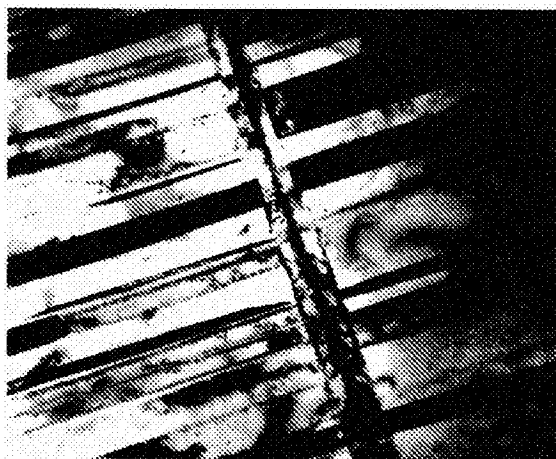
权利要求书2页 说明书5页 附图4页

(54)发明名称

一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料及其制备方法

(57)摘要

本发明属于TiAl合金及以TiAl合金为基体的复合材料制备领域,涉及一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料及其制备方法。本发明适用于TiB₂/TiAl复合材料及其制备方法。通过本发明提出的TiAl合金中B元素添加控制量计算公式,在TiAl合金中添加适量的B元素,使得在TiAl合金中形成以 $L \rightarrow \beta + TiB_2$ 和 $L + \beta \rightarrow \alpha + TiB_2$ 共晶反应原位自生成细长的次生TiB₂晶须,同时避免粗大的颗粒状初生TiB₂相产生,从而可以获得一种TiB₂晶须增强的TiAl基复合材料。而后,通过铸锭冶金方法制备的TiB₂/TiAl复合材料经过独特的三重热处理工艺的处理,可以获得细晶网篮状组织和细晶全片层组织。这种TiB₂/TiAl复合材料在760℃~800℃高温具有优异的抗蠕变性能和持久性能,同时有较好的室温塑性,因此在航空航天领域具有良好的应用前景。



1. 一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料,其特征在于,TiB₂/TiAl复合材料中的B元素原子百分含量控制在0.5%~B^{上限}%范围内,其中B^{上限}%按公式(1)计算:

$$B^{\text{上限}}\% = 0.058 - 0.1 \times Al\% \quad (1)$$

公式(1)中的Al%为TiAl合金基体中Al元素的原子百分含量,其范围为46%~48%,TiAl合金基体按原子百分含量另外还含有:0.5%~2%Cr,2%~6%Nb,0~0.3%Si,0~0.5%W、Ta或者Mo,余量为Ti和不可避免的杂质,其中氧含量≤0.1wt%,氮含量≤0.015wt%,氢含量≤0.01wt%。

2. 根据权利要求1所述的一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料,其特征在于,所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:46%~48%Al,0.5%~1%B,1%~2%Cr,2%~5%Nb,0.2%Si,0.2%W或者Ta、Mo,余量为Ti和不可避免的杂质。

3. 根据权利要求1所述的一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料,其特征在于,所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47.5%Al,1%B,1.5%Cr,4%Nb,0.2%Si,0.2%W,余量为Ti和不可避免的杂质。

4. 根据权利要求1所述的一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料,其特征在于,所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47%Al,1%B,2%Cr,2%Nb,0.2%Si,0.2%W,余量为Ti和不可避免的杂质。

5. 根据权利要求1所述的一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料,其特征在于,所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47%Al,0.5%B,1.5%Cr,4%Nb,0.2%Ta,余量为Ti和不可避免的杂质。

6. 一种制备权利要求1所述的一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料的方法,其特征在于,该方法包括以下步骤:

步骤一:TiB₂/TiAl复合材料中B元素采用Al-Ti-B中间合金、Al-B中间合金或者硼粉的方式添加,与其他原材料,包括海绵钛、高纯铝、Al-Nb中间合金、Al-W中间合金、Al-Ta中间合金、纯Cr或Al-Cr中间合金、Al-Si中间合金混合均匀,将原材料压制成电极块。

步骤二:将步骤一中所述的电极块焊接成自耗电电极,装入真空自耗电弧炉的坩埚内进行第一熔炼,熔炼真空度要求小于5Pa,熔炼电流根据锭型尺寸控制在1.5KA~4KA范围内,熔炼后获得直径Φ90mm~Φ220mm的TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭。

步骤三:将步骤二所述的TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭通过以下两种方式进行二次重熔并浇铸成铸件,浇铸模具使用氧化物陶瓷型壳、铸铁模或者石墨模,浇铸前模具预热到300℃~400℃。①将一次铸锭置于冷壁坩埚感应熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度要求小于5Pa,根据锭型尺寸熔炼输出功率控制在300KW~1000KW范围内,熔炼后将金属液浇铸到模具中。②将一次铸锭装入真空自耗凝壳熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度要求小于5Pa,根据锭型尺寸熔炼电流控制在10KA~25KA范围内,熔炼后将金属液浇铸到模具中。

步骤四:将步骤三制备的TiB₂/TiAl复合材料铸件经过1200℃~1250℃,150~160MPa,4~6h热等静压处理,以消除疏松、缩孔等铸造缺陷。

步骤五:将经过步骤四热等静压处理后的TiB₂/TiAl复合材料铸件进行三重热处理。(1)首先将铸件进行均匀化退火处理:1100℃~1200℃,保温16~72小时,空冷或炉冷到室温;(2)根据铸件性能要求,再进行两相区或者单相区固溶处理:①γ+α两相区固溶处理:1250℃~T_α-15℃,保温0.5~6小时,而后空冷或炉冷到室温;②α单相区固溶处理:T_α+5℃~T_α+

20℃,保温5分钟~2小时,而后空冷或炉冷到室温;(3)最后进行时效处理:850℃~950℃,保温4小时~16小时,而后炉冷到室温。

一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于TiAl合金及以TiAl合金为基体的复合材料制备领域,涉及一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料及其制备方法。

背景技术

[0002] γ -TiAl基金属间化合物合金具有低密度、高比强度、高比模量、高蠕变抗力、抗氧化、抗燃烧等优异的性能,因此成为新一代高温结构材料而倍受关注,目前已经成为新一代高推重比航空发动机的关键材料。如何提高TiAl合金的高温抗蠕变和持久性能一直是TiAl合金研究的重点。

[0003] 通过在TiAl合金中添加颗粒状、纤维状增强体制备成TiAl基复合材料,可进一步提高TiAl合金的高温力学性能,尤其是高温蠕变和持久性能。但是由于TiAl合金室温塑性只有1~2%,当在TiAl合金中添加增强体会导致室温塑性进一步降低,因此往往难以制备出大尺寸的TiAl基复合材料。TiAl基复合材料的增强体和基体在制备过程中经常会发生强烈的界面反应,导致复合材料的性能显著降低。例如,采用粉末冶金方法制备SiC纤维增强TiAl基复合材料,因为SiC纤维和TiAl合金线膨胀系数相差太大,因而冷却过程中产生的热应力导致沿SiC纤维的径向产生裂纹。采用粉末冶金方法制备Al₂O₃纤维增强TiAl复合材料,发现Al₂O₃纤维与TiAl基体的界面反应异常剧烈。

发明内容

[0004] 本发明的目的是针对现有TiAl基复合材料技术中存在的不足,提出一种原位自生成TiB₂晶须增强的TiAl基复合材料及其制备方法。

[0005] 本发明的技术解决方案是,

[0006] TiB₂/TiAl复合材料中的B元素原子百分含量控制在0.5%~B^{上限}%范围内,其中B^{上限}%按公式(1)计算:

$$[0007] \quad B^{\text{上限}}\% = 0.058 - 0.1 \times Al\% \quad (1)$$

[0008] 公式(1)中的Al%为TiAl合金基体中Al元素的原子百分含量,其范围为46%~48%,TiAl合金基体按原子百分含量另外还含有:0.5%~2%Cr,2%~6%Nb,0~0.3%Si,0~0.5%W、Ta或者Mo,余量为Ti和不可避免的杂质,其中氧含量≤0.1wt%,氮含量≤0.015wt%,氢含量≤0.01wt%。

[0009] 所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:46%~48%Al,0.5%~1%B,1%~2%Cr,2%~5%Nb,0.2%Si,0.2%W或者Ta、Mo,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0010] 所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47.5%Al,1%B,1.5%Cr,4%Nb,0.2%Si,0.2%W,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0011] 所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47%Al,1%B,2%Cr,2%Nb,0.2%Si,0.2%W,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0012] 所述TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47%Al,0.5%B,1.5%Cr,4%Nb,

0.2%Ta,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0013] 制备一种原位自生成TiB₂晶须增强TiAl基复合材料的方法包括以下步骤:

[0014] 步骤一:TiB₂/TiAl复合材料中B元素采用Al-Ti-B中间合金、Al-B中间合金或者硼粉的方式添加,与其他原材料,包括海绵钛、高纯铝、Al-Nb中间合金、Al-W中间合金、Al-Ta中间合金、纯Cr或Al-Cr中间合金、Al-Si中间合金混合均匀,将原材料压制成电极块。

[0015] 步骤二:将步骤一中所述的电极块焊接成自耗电电极,装入真空自耗电弧炉的坩埚内进行第一熔炼,熔炼真空度要求小于5Pa,熔炼电流根据锭型尺寸控制在1.5KA~4KA范围内,熔炼后获得直径Φ90mm~Φ220mm的TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭。

[0016] 步骤三:将步骤二所述的TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭通过以下两种方式进行二次重熔并浇铸成铸件,浇铸模具使用氧化物陶瓷型壳、铸铁模或者石墨模,浇铸前模具预热到300℃~400℃。①将一次铸锭置于冷壁坩埚感应熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度要求小于5Pa,根据锭型尺寸熔炼输出功率控制在300KW~1000KW范围内,熔炼后将金属液浇铸到模具中。②将一次铸锭装入真空自耗凝壳熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度要求小于5Pa,根据锭型尺寸熔炼电流控制在10KA~25KA范围内,熔炼后将金属液浇铸到模具中。

[0017] 步骤四:将步骤三制备的TiB₂/TiAl复合材料铸件经过1200℃~1250℃,150~160MPa,4~6h热等静压处理,以消除疏松、缩孔等铸造缺陷。

[0018] 步骤五:将经过步骤四热等静压处理后的TiB₂/TiAl复合材料铸件进行三重热处理。(1)首先将铸件进行均匀化退火处理:1100℃~1200℃,保温16~72小时,空冷或炉冷到室温;(2)根据铸件性能要求,再进行两相区或者单相区固溶处理:①γ+α两相区固溶处理:1250℃~T_α-15℃,保温0.5~6小时,而后空冷或炉冷到室温;②α单相区固溶处理:T_α+5℃~T_α+20℃,保温5分钟~2小时,而后空冷或炉冷到室温;(3)最后进行时效处理:850℃~950℃,保温4小时~16小时,而后炉冷到室温。

[0019] 本发明具有以下优点和有益效果:

[0020] 本发明在TiAl合金中添加适量的B元素,通过铸锭熔炼在TiAl合金基体上原位自生成细长的TiB₂晶须,制备成TiB₂/TiAl复合材料。图1为Ti-Al-B三元相图的液相面投影图。由于当B含量超过L→β+TiB₂液相成分变温线时(图1上部区域),液相中会直接生成粗大的颗粒状TiB₂生成,颗粒尺寸达10μm以上,会导致复合材料塑性显著降低。因此,TiB₂/TiAl复合材料的B含量范围必须控制在使液态凝固初生相为β相的区域,即图1的左下角区域,此时复合材料中的TiB₂相是以液态金属凝固过程中L→β+TiB₂和L+β→α+TiB₂共晶反应与基体原位耦合生长的细长次生TiB₂晶须(见图2所示),晶须的宽度小于0.5μm,长度几十微米。

[0021] (1)复合材料的增强体TiB₂晶须是由共晶反应从液相中直接原位生成的,TiB₂晶须增强体与TiAl合金基体之间的不存在界面反应问题。如图2所示,TEM照片显示TiB₂晶须与TiAl合金基体界面结合良好,没有发生界面反应。

[0022] (2)TiB₂晶须能够提高TiAl合金片层组织高温下的稳定性,从而提高TiB₂/TiAl复合材料的持久和蠕变性能。

[0023] (3)TiB₂/TiAl复合材料中的TiB₂晶须能有效抑制热处理时的晶粒长大,并能显著细化铸造组织,从而对塑性有利。如图3所示。

[0024] 以往研究者通常将B作为微量元素添加到TiAl合金中,添加量小于0.2at%,因为

担心大量的TiB₂颗粒会导致室温塑性降低。由于这些TiAl合金中B的添加量偏低,没有足够量的TiB₂相,因此无法有效提高TiAl合金的持久和蠕变性能。我们的研究表明,B含量在0.5at%以上,可以降低TiAl合金铸锭晶粒度一个数量级(如图3所示),而且控制好B含量的上限,可以使TiB₂通过共晶反应生长成晶须状,而不会生长成粗大的颗粒状TiB₂,这种细长的晶须状TiB₂相对改善TiB₂/TiAl复合材料高温蠕变和持久性能有明显效果,同时有较好的室温塑性,因此有良好的工程应用前景。

[0025] 本发明的原位自生成TiB₂晶须增强的TiAl基复合材料具有优异高温抗蠕变和高温持久性能,同时还有较好的室温塑性。TiB₂/TiAl复合材料的使用温度可达760℃~800℃,可用于制造航空发动机叶片、机匣、扩压器等零件以及高超音速飞行器耐热部件。

附图说明

- [0026] 图1 Ti-Al-B三元相图的部分液相面投影图。
[0027] 图2 TiB₂/TiAl复合材料中的TiB₂晶须TEM形貌。
[0028] 图3 B含量对TiAl合金晶粒尺寸的影响。
[0029] 图4实施例1复合材料中的TiB₂晶须形貌。
[0030] 图5实施例1不同固溶温度的复合材料室温拉伸应力-应变曲线。
[0031] 图6实施例1与几种典型铸造TiAl合金的760℃最小蠕变速率-应力曲线。
[0032] 图7实施例1和实施例2与TiAl合金持久性能比较。
[0033] 图8实施例2细晶网篮组织。
[0034] 图9实施例2细晶全片层组织。

具体实施方式

[0035] 下面结合实施例对本发明做进一步说明,但本发明并不限于以下实施例。

[0036] TiB₂/TiAl复合材料中的B元素原子百分含量必须控制在0.5%~B^{上限}%范围内,见图1阴影部分,其中B^{上限}%按公式(1)计算:

$$[0037] \quad B^{\text{上限}}\% = 0.058 - 0.1 \times A1\% \quad (1)$$

[0038] 公式(1)中的A1%为TiAl合金基体中Al元素的原子百分含量,其范围为46%~48%。

[0039] 本发明的TiB₂/TiAl复合材料的基体为TiAl合金,除了B元素,TiAl合金的成分按原子百分含量还含有:46%~48%Al、0.5%~2%Cr、2%~6%Nb、0~0.3%Si、0~0.5%W或者Mo、Ta,余量为Ti和不可避免的杂质,其中氧含量≤0.1wt%、氮含量≤0.015wt%、氢含量≤0.01wt%。

[0040] 所述的TiB₂/TiAl复合材料,其特征在于TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:46%~48%Al,0.5%~1%B,1%~2%Cr,2%~5%Nb,0.2%Si,0.2%W或者Ta、Mo,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0041] 所述的TiB₂/TiAl复合材料,其特征在于TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47.5%Al,1%B,1.5%Cr,4%Nb,0.2%Si,0.2%W,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0042] 所述的TiB₂/TiAl复合材料,其特征在于TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47%Al,1%B,2%Cr,2%Nb,0.2%Si,0.2%W,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0043] 所述的TiB₂/TiAl复合材料,其特征在于TiB₂/TiAl复合材料按原子百分含量含有:47%Al,0.5%B,1.5%Cr,4%Nb,0.2%Ta,余量为Ti和不可避免的杂质。

[0044] 本发明TiB₂/TiAl复合材料铸件可以采用如下生产方式生产:

[0045] 步骤一:TiB₂/TiAl复合材料中B元素采用Al-Ti-B中间合金、Al-B中间合金或者硼粉的方式添加,与其他原材料,包括海绵钛、高纯铝、Al-Nb中间合金、Al-W中间合金、Al-Ta中间合金、纯Cr或Al-Cr中间合金、Al-Si中间合金混合均匀,将原材料压制成一定尺寸的电极块。

[0046] 步骤二:将步骤一中所述的电极块焊接成自耗电电极,装入真空自耗电弧炉的坩埚内进行第一熔炼,熔炼真空度要求小于5Pa,熔炼电流根据锭型尺寸控制在1.5KA~4KA范围内,熔炼后获得直径Φ90mm~Φ220mm的TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭。

[0047] 步骤三:将步骤二所述的TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭通过以下两种方式进行二次重熔并浇铸成铸件,浇铸模具使用氧化物陶瓷型壳、铸铁模或者石墨模,浇铸前模具预热到300℃~400℃。①将一次铸锭置于冷壁坩埚感应熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度要求小于5Pa,根据锭型尺寸熔炼输出功率控制在300KW~1000KW范围内,熔炼后将金属液浇铸到模具中。②将一次铸锭装入真空自耗凝壳熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度要求小于5Pa,根据锭型尺寸熔炼电流控制在10KA~25KA范围内,熔炼后将金属液浇铸到模具中。

[0048] 步骤四:将步骤三制备的TiB₂/TiAl复合材料铸件经过1200℃~1250℃,150~160MPa,4~6h热等静压处理,以消除疏松、缩孔等铸造缺陷。

[0049] 步骤五:将经过步骤四热等静压处理后的TiB₂/TiAl复合材料铸件进行三重热处理。(1)首先将铸件进行均匀化退火处理:1100℃~1200℃,保温16~72小时,空冷或炉冷到室温;(2)根据铸件性能要求,再进行两相区或者单相区固溶处理:①γ+α两相区固溶处理:1250℃~T_α-15℃,保温0.5~6小时,而后空冷或炉冷到室温;②α单相区固溶处理:T_α+5℃~T_α+20℃,保温5min~2小时,而后空冷或炉冷到室温;(3)最后进行时效处理:850℃~950℃,保温4小时~16小时,而后炉冷到室温。

[0050] 实施例1

[0051] 本实施例1的TiB₂/TiAl复合材料通过下述步骤制备:

[0052] 一、TiB₂/TiAl复合材料原材料采用了零级海绵钛、A00级高纯铝、金属Cr、Al-Nb中间合金、Al-W中间合金、Al-Si中间合金和硼粉。按原子百分含量含有:47.5%Al、1%Cr、4%Nb、0.2%W、0.2%Si、1%B,其余为Ti。本例复合材料的Al含量和B含量落在图1阴影部分中,满足公式(1)限定的成分范围,因此可原位生成TiB₂晶须,见图4所示。

[0053] 二、将原材料混合均匀后,在压力机上压制成电极块。电极块焊接后,在真空自耗电弧炉内进行第一次熔炼,熔炼真空度低于5Pa,熔炼电流1.5KA,熔炼电压24V,熔炼成直径Φ100mm的一次铸锭。

[0054] 三、将TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭置于冷壁坩埚感应熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度低于5Pa,熔炼输出功率控制在320KW~360KW范围内,熔炼后将金属液浇铸到铸铁模具中。装炉前将铸铁模具预热400℃。

[0055] 四、将制备的TiB₂/TiAl复合材料铸件经过1200℃/153MPa/4h热等静压处理,以消除疏松、缩孔等铸造缺陷。

[0056] 五、将经过热等静压处理后的TiB₂/TiAl复合材料铸件进行三重热处理。(1)首先

将铸件进行均匀化退火处理:1150℃,保温48小时,炉冷到室温。(2)根据铸件性能要求,再进行两相区或者单相区固溶处理:① $\gamma + \alpha$ 两相区固溶处理:1330℃/保温1小时/空冷,或者1360℃/保温0.5小时/空冷(本例 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度 $T_{\alpha} = 1380^{\circ}\text{C}$)。② α 单相区固溶处理:1390℃,保温5min,空冷。(3)最后进行时效处理:900℃,保温6小时,而后炉冷到室温。

[0057] 本实施例1的TiB₂/TiAl复合材料在 $\gamma + \alpha$ 两相区热处理可获得细晶网篮组织,室温塑性较高,提高固溶温度可以提高复合材料的强度,见图5所示。在 α 单相区固溶处理可获得细晶全片层组织,具有高强度、高蠕变抗力和高持久寿命的优点。图6所示为实施例1复合材料和几种典型的铸造TiAl合金760℃最小蠕变速率-应力曲线比较,可以看出实施例1复合材料具有最低的蠕变速率,表明其蠕变性能优于其它几种典型的铸造TiAl合金。实施例1复合材料的760℃~800℃的持久寿命比TiAl合金(Ti-47.5Al-2Cr-2Nb)提高了100%~170%,见图7所示。并且实施例1复合材料的室温塑性大于1%,表明该复合材料具有较好的加工性能,因此有良好的工程应用前景。

[0058] 实施例2

[0059] 本实施例2的TiB₂/TiAl复合材料通过下述步骤制备:

[0060] 一、TiB₂/TiAl复合材料原材料采用了零级海绵钛、A00级高纯铝、金属Cr、Al-Nb中间合金和硼粉。按原子百分含量含有:47%Al、2%Cr、2%Nb、1%B,其余为Ti。本例复合材料的Al含量和B含量落在图1阴影部分中,满足公式(1)限定的成分范围。

[0061] 二、将原材料混合均匀后,在压力机上压制成电极块。电极块焊接后,在真空自耗熔炼炉内进行第一次熔炼,熔炼真空度低于5Pa,熔炼电流3.5KA,熔炼电压25V,熔炼成直径 $\Phi 220\text{mm}$ 的一次铸锭。

[0062] 三、将TiB₂/TiAl复合材料一次铸锭置于真空自耗凝壳熔炼炉内进行二次重熔,熔炼真空度小于5Pa,熔炼电流20KA,熔炼后将金属液浇铸到氧化物陶瓷型壳模具中。装炉前将氧化物陶瓷型壳模具预热300℃~400℃。

[0063] 四、将制备的TiB₂/TiAl复合材料铸件经过1200℃/153MPa/4h热等静压处理,以消除疏松、缩孔等铸造缺陷。

[0064] 五、将经过热等静压处理后的TiB₂/TiAl复合材料铸件进行三重热处理。(1)首先将铸件进行均匀化退火处理:1150℃,保温48小时,炉冷到室温。(2)根据铸件性能要求,再进行两相区或者单相区固溶处理:① $\gamma + \alpha$ 两相区固溶处理:1350℃/保温0.5小时/空冷(本例 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度 $T_{\alpha} = 1370^{\circ}\text{C}$),可获得细晶网篮组织,见图8,网篮组织中的片层束平均尺寸40 μm 。② α 单相区固溶处理:1380℃/保温5min/空冷,可获得细晶全片层组织,见图9,片层晶粒平均尺寸约50 μm 。(3)最后进行时效处理:900℃,保温6小时,而后炉冷到室温。

[0065] 实施例2复合材料的760℃~800℃的持久寿命比TiAl合金(Ti-47.5Al-2Cr-2Nb)提高了30%~150%,见图7所示。

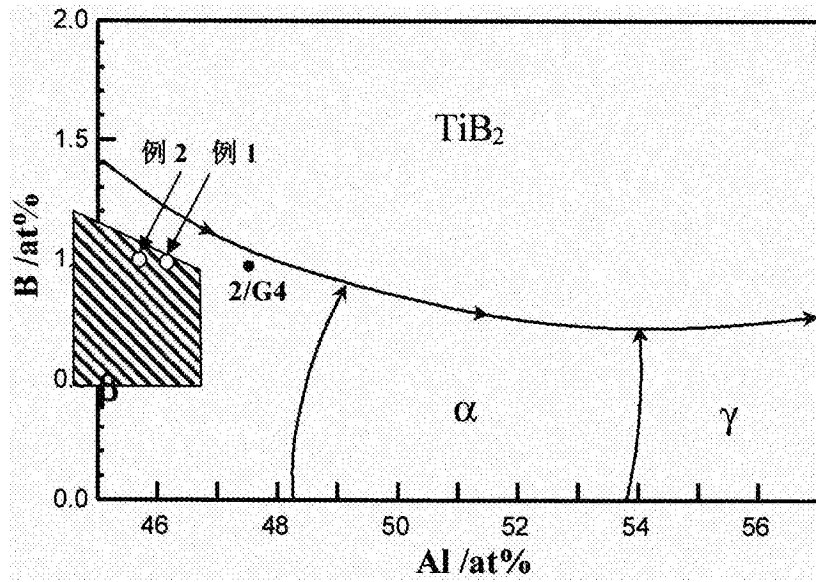


图1

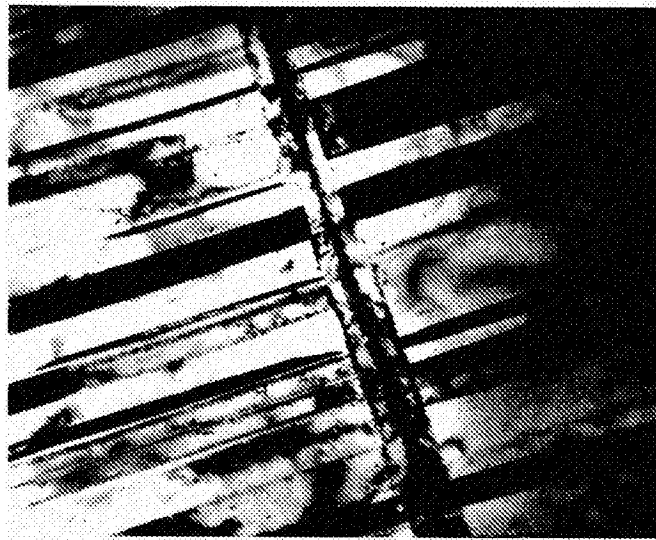


图2

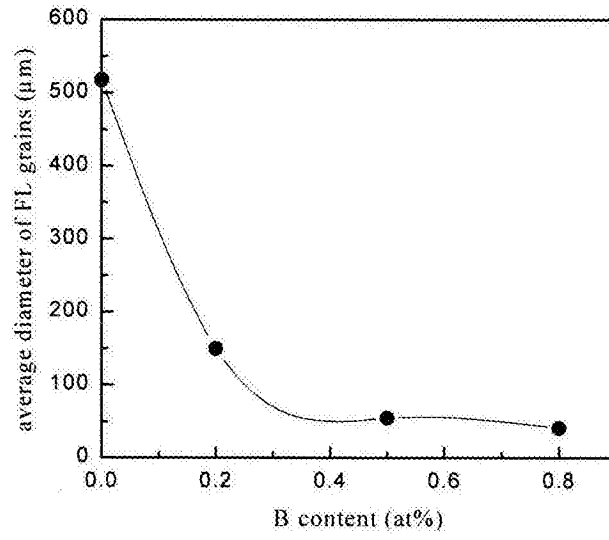


图3

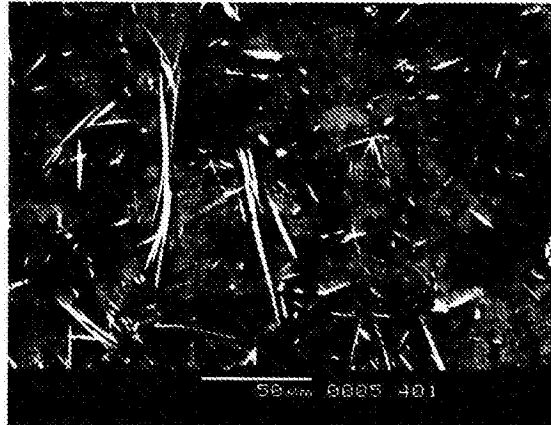


图4

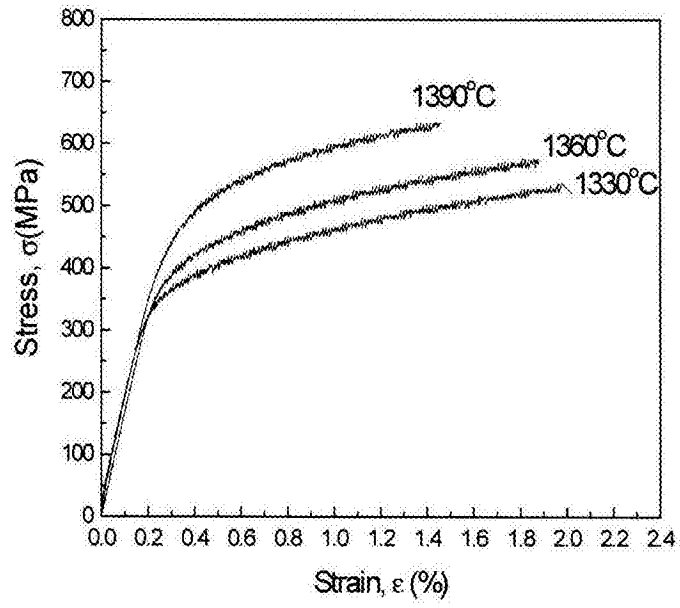


图5

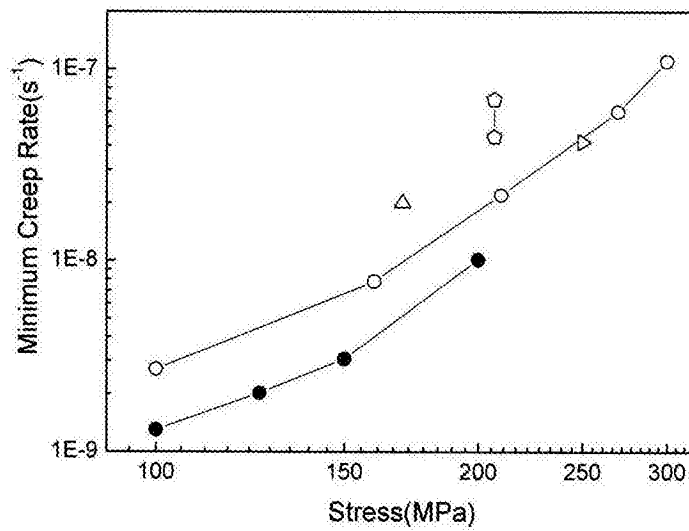


图6

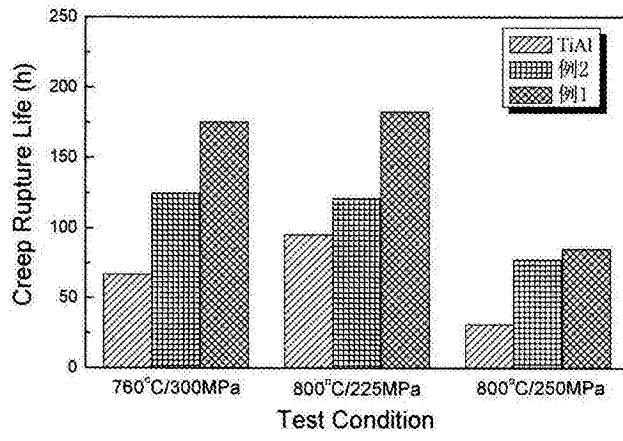


图7

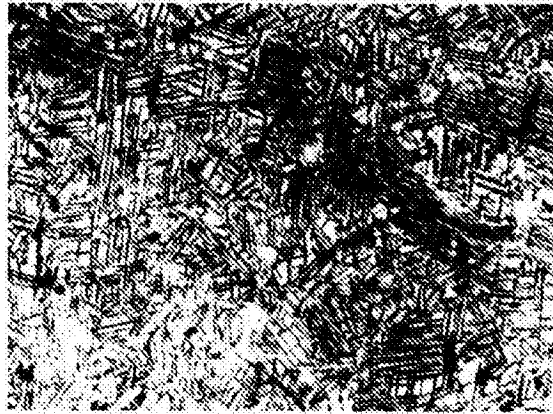


图8

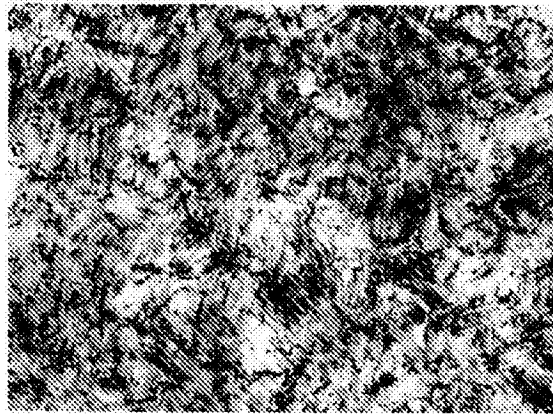


图9