



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 109963961 A

(43)申请公布日 2019.07.02

(21)申请号 201680090850.2

(51)Int.Cl.

(22)申请日 2016.11.16

G22F 1/10(2006.01)

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

G22C 19/05(2006.01)

2019.05.15

G22F 1/00(2006.01)

(86)PCT国际申请的申请数据

B21J 1/02(2006.01)

PCT/JP2016/083931 2016.11.16

B21J 1/06(2006.01)

B21J 5/00(2006.01)

(87)PCT国际申请的公布数据

W02018/092204 JA 2018.05.24

(71)申请人 三菱日立电力系统株式会社

地址 日本神奈川县

(72)发明人 太田敦夫 今野晋也

(74)专利代理机构 北京银龙知识产权代理有限公司

11243

代理人 陈彦 马铁军

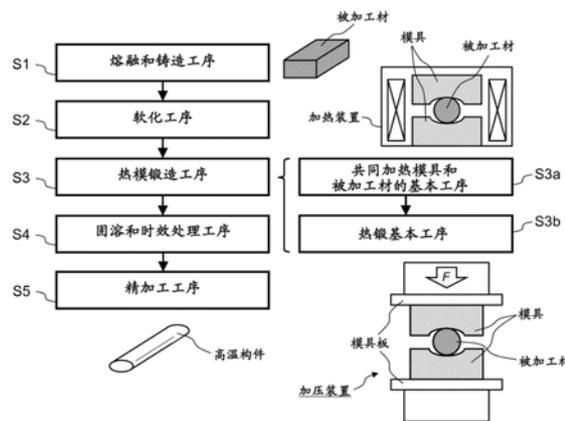
权利要求书1页 说明书10页 附图4页

(54)发明名称

镍基合金高温构件的制造方法

(57)摘要

本发明涉及的Ni基合金高温构件的制造方法的特征在于,包括下述工序:将所述Ni基合金的被加工材使用规定的模具进行热模锻造的工序,以及进行固溶处理和时效处理的工序;所述规定的模具由强析出强化Ni基超合金形成,其具有在1050℃析出10体积%以上的 γ' 相的组成,所述 γ' 相的固溶温度为1050~1250℃,所述 γ' 相具有在母相的 γ 相的晶粒内析出的粒内 γ' 相晶粒和该 γ 相的晶粒间析出的粒间 γ' 相晶粒这两种析出形态;所述热模锻造工序包括下述工序:使用加热装置,在将所述被加工材夹入至所述模具的状态下同时加热直至锻造温度的共同加热模具和被加工材的基本工序,以及将加热直至锻造温度的所述模具和所述被加工材从所述加热装置取出至室温环境,立即使用加压装置进行热锻的热锻基本工序。



1. 一种Ni基合金高温构件的制造方法,其特征在于,是由Ni基合金形成的高温构件的制造方法,其包括下述工序:

将所述Ni基合金的原材料熔融、铸造来形成被加工材的熔融和铸造工序,

对于所述被加工材使用规定的模具进行热模锻造而形成锻造成型材的热模锻造工序,以及

对于所述锻造成型材进行固溶处理和时效处理来形成析出强化成型材的固溶和时效处理工序;

所述规定的模具是由强析出强化Ni基超合金形成的模具,所述强析出强化Ni基超合金具有在1050℃相对于作为母相的 γ 相析出10体积%以上的 γ' 相的组成,所述 γ' 相的固溶温度超过1050℃且小于1250℃,所述 γ' 相具有在所述 γ 相的晶粒内析出的粒内 γ' 相晶粒和在该 γ 相的晶粒间析出的粒间 γ' 相晶粒这两种析出形态;

所述热模锻造工序包括下述工序:

使用加热装置,在将所述被加工材夹入至所述模具的状态下同时加热直至锻造温度的共同加热模具和被加工材的基本工序,以及

将加热直至锻造温度的所述模具和所述被加工材从所述加热装置取出至室温环境,立即使用加压装置进行热锻的热锻基本工序。

2. 根据权利要求1所述的Ni基合金高温构件的制造方法,其特征在于,所述强析出强化Ni基超合金的组成以质量%计,含有10~25%的Cr、超过0%且30%以下的Co、1~6%的Al、2.5~7%的Ti且Ti、Nb和Ta的总和为3~9%、4%以下的Mo、4%以下的W、0.08%以下的Zr、10%以下的Fe、0.03%以下的B、0.1%以下的C、2%以下的Hf和5%以下的Re,剩余部分为Ni和不可避免的杂质。

3. 根据权利要求1或2所述的Ni基合金高温构件的制造方法,其特征在于,所述锻造温度为900℃以上且比所述强析出强化Ni基超合金中的所述 γ' 相的固溶温度低20℃的温度以下。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的Ni基合金高温构件的制造方法,其特征在于,所述模具在900℃时的拉伸强度为450MPa以上。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的Ni基合金高温构件的制造方法,其特征在于,

在所述熔融和铸造工序与所述热模锻造工序之间,进一步具备使所述被加工材预成型、软化的软化工序;

所述软化工序包括下述工序:

对于所述被加工材在1000℃以上并且小于该被加工材的所述Ni基合金中的 γ' 相的固溶温度的温度进行热加工来形成在所述Ni基合金的作为母相的 γ 相的晶粒间析出有 γ' 相晶粒,即粒间 γ' 相晶粒的预成型体的形成预成型体的基本工序,以及

对于所述预成型体再加热直至所述热加工的温度,使 γ 相的晶粒内的 γ' 相晶粒,即粒内 γ' 相晶粒减少之后,以100℃/h以下的冷却速度缓慢冷却直至500℃,形成使所述粒间 γ' 相晶粒生长了的软化预成型体的形成软化预成型体的基本工序;

所述热模锻造工序对于所述软化预成型体来进行。

镍基合金高温构件的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及蒸汽涡轮用构件等高温构件的制造技术,特别是涉及由具有与耐热钢相比高的高温强度的镍基合金形成的高温构件的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,从节能(例如,节约化石燃料)和地球环境保护(例如,抑制CO₂气体的产生量)的观点考虑,强烈期望提高火力发电厂的效率(例如,提高蒸汽涡轮的效率)。作为提高蒸汽涡轮的效率的有效手段之一,有主蒸汽温度的高温化。

[0003] 例如,在现在的最尖端的超超临界压(USC)发电厂中,主蒸汽温度为600℃级(约600~620℃),送电端效率为约42%。与此相对,世界各国都在进行将主蒸汽温度提高至700℃级(约700~720℃)而以高效率化为目标的先进超超临界(A-USC)发电厂的开发。通过使主蒸汽温度成为700℃级,可以期待大幅提高送电端效率(例如,提高约4%)。

[0004] 600℃级的USC发电厂的高温构件(例如,涡轮动叶片)通常使用了作为铁(Fe)系合金的耐热钢(例如,铁素体系耐热钢、奥氏体系耐热钢)。另一方面,对于700℃级的A-USC发电厂的高温构件而言,需要可以在该主蒸汽温度维持必要充分的机械特性(例如,蠕变强度),作为其材料,假设使用与耐热钢相比高温强度优异的镍(Ni)基合金。

[0005] 发电厂的高温构件为了确保必要的机械特性,经常通过热模锻造来制造。热模锻造中,从形状精度的观点考虑,增大模具与被锻造材之间的变形阻力差(被锻造材易于变形,模具难以变形)是重要的。为了增大模具/被锻造材之间的变形阻力差,例如,以往的对于耐热钢的热模锻造时,进行了仅将被锻造材加热直至锻造温度,然后取出该被锻造材,立即用非加热的模具进行锻造加压这样的方法。

[0006] 然而,对于Ni基合金(特别是, γ' 相析出强化Ni基合金)而言,如果模具/被锻造材之间的温度差大,则由于模具/被锻造材的接触而在被锻造材的接触面发生急剧的温度降低,由于被锻造材的温度降低而 γ' 相开始析出,从而被锻造材急剧地硬化。其结果是,发生被锻造材的变形阻力急增、延性降低,可能产生锻造成品率的降低、模具的损伤这样的不良状况。这些关系到由Ni基合金形成的高温构件的制造成本增大。

[0007] 因此,提出了各种用于消除对于Ni基合金材的热模锻造的不良状况的技术(例如,热模锻(ホットダイ鍛造)技术、恒温锻造技术)。

[0008] 例如,专利文献1(日本特开平2-133133)中公开了一种热间精密型锻造方法,其特征在于,对于被加热的被成型材,使用加热至与该被成型材的加热温度大致相同的温度的模具,通过液压加压,从加压开始时刻直至加压结束之间,一边持续施加一定的加压力一边进行锻造,该一定的加压力是模具的压制面所负荷的应力不超过该模具材料的变形阻力值的范围内的加压力。

[0009] 此外,专利文献2(日本特开2015-193045)中公开了一种锻造制品的制造方法,其特征在于,具备下述工序:将下模具和与上述下模具对置而配置的上模具通过在上述下模具和上模具的周围配置的加热装置进行加热的第1工序,在被加热的上述下模具上载置锻

造原材料的第2工序,以及将上述锻造原材料进行热锻的第3工序;上述加热装置具有沿上述下模具和上模具的对置方向被分割的下侧加热部和上侧加热部,上述第1工序以上述下侧加热部和上侧加热部沿上述对置方向抵接的状态来进行,上述第2工序以上述下侧加热部与上侧加热部沿上述对置方向分开状态来进行。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1:日本特开平2-133133号公报

[0013] 专利文献2:日本特开2015-193045号公报

发明内容

[0014] 发明所要解决的课题

[0015] 根据专利文献1~2,在对于Ni基耐热合金、钛(Ti)合金等难加工性金属的热模锻造技术中,锻造装置的小型化、制造步骤的简化成为可能,该难加工性金属的锻造制品的成本降低也成为可能。另外,专利文献1~2中,说明了使用Ni基合金作为热锻模具的原材料的主旨。

[0016] 如上述那样,在热模锻造时,需要在锻造中,模具的变形阻力比被锻造材的变形阻力大。此外,对于700℃级的A-USC发电厂用的高温构件而言,假设使用与耐热钢相比高温强度、耐热性优异的Ni基合金(例如,在该高温构件的使用环境下, γ' 相析出20体积%以上那样的Ni基合金)。认为其结果是热模锻造中的被锻造材的变形阻力和/或热模锻造所需要的温度比专利文献1~2中的假设高。

[0017] 然而,专利文献1~2的记载并没有考虑到假设这样的高强度、高耐热Ni基合金材的热模锻造,对于可耐受该热模锻造的模具的说明并没有充分地进行。换句话说,如果将专利文献1~2的技术直接应用于700℃级的A-USC发电厂用的高温构件,则担心难以确保模具/被锻造材之间的充分的变形阻力差,产生锻造成品率降低、模具损伤这样的不良状况(作为结果,导致高温构件的制造成本的增大)。

[0018] 另外,由钨(W)等高熔点金属形成的模具是材料成本和模具制造成本高,并且修补困难的材料,因此具有使用高熔点金属的模具导致成本增大这样的问题。此外,由耐热陶瓷材料形成的模具的陶瓷材料的耐冲击性低,因此模具寿命方面有弱点,使用陶瓷材料的模具也有导致成本增大这样的问题。

[0019] 本发明是鉴于上述那样的问题而提出的,其目的在于提供即使是由与耐热钢相比高温强度、耐热性优异的Ni基合金形成的高温构件,也能够不导致制造成本的显著的增大而稳定的制造的方法。

[0020] 用于解决课题的方法

[0021] 本发明的一个方面提供一种Ni基合金高温构件的制造方法,其特征在于,是由Ni基合金形成的高温构件的制造方法,其包括下述工序:

[0022] 将上述Ni基合金的原材料熔融和铸造来形成被加工材的熔融和铸造工序,

[0023] 对于上述被加工材使用规定的模具进行热模锻造而形成锻造成型材的热模锻造工序,以及

[0024] 对于上述锻造成型材进行固溶处理和时效处理来形成析出强化成型材的固溶和

时效处理工序；

[0025] 上述规定的模具是由强析出强化Ni基超合金形成的模具,该强析出强化Ni基超合金具有在1050℃相对于作为母相的 γ (gamma)相而析出10体积%以上的 γ' (gamma prime)相的组成,上述 γ' 相的固溶温度超过1050℃且小于1250℃,上述 γ' 相具有在上述 γ 相的晶粒内析出的粒内 γ' 相晶粒和在该 γ 相的晶粒间析出的粒间 γ' 相晶粒这两种析出形态;

[0026] 上述热模锻造工序包括下述工序:使用加热装置,在将上述被加工材夹入上述模具中的状态下同时加热直至锻造温度的共同加热模具和被加工材的基本工序,以及将加热直至锻造温度的上述模具和上述被加工材从上述加热装置取出至室温环境,立即使用加压装置进行热锻的热锻基本工序。

[0027] 另外,在本发明中,Ni基合金、Ni基超合金的 γ' 相的析出比例、固溶温度可以利用由该合金的组成通过热力学计算而求得。

[0028] 本发明在上述Ni基合金高温构件的制造方法中,可以实施如下所述的改良、变更。

[0029] (i) 上述强析出强化Ni基超合金的组成含有10质量%以上25质量%以下的Cr(铬)、超过0质量%且30质量%以下的Co(钴)、1质量%以上6质量%以下的Al(铝)、2.5质量%以上7质量%以下的Ti且Ti、Nb(铌)和Ta(钽)的总和为3质量%以上9质量%以下、4质量%以下的Mo(钼)、4质量%以下的W、0.08质量%以下的Zr(锆)、10质量%以下的Fe、0.03质量%以下的B(硼)、0.1质量%以下的C(碳)、2质量%以下的Hf(铪)和5质量%以下的Re(铼),剩余部分为Ni和不可避免的杂质。

[0030] (ii) 上述锻造温度为900℃以上且比上述强析出强化Ni基超合金中的上述 γ' 相的固溶温度低20℃的温度以下。

[0031] (iii) 上述模具在900℃时的拉伸强度为450MPa以上。

[0032] (iv) 在上述熔融和铸造工序与上述热模锻造工序之间,进一步具备使上述被加工材软化的软化工序,

[0033] 上述软化工序包括下述工序:对于上述被加工材在1000℃以上并且小于该被加工材的上述Ni基合金中的 γ' 相的固溶温度的温度进行热加工,来形成在上述Ni基合金的作为母相的 γ 相的晶粒间析出有 γ' 相晶粒(粒间 γ' 相晶粒)的预成型体的形成预成型体的基本工序,以及对于上述预成型体再加热直至上述热加工的温度,使 γ 相的晶粒内的 γ' 相晶粒(粒内 γ' 相晶粒)减少之后,以100℃/h以下的冷却速度缓慢冷却直至500℃,形成使上述粒间 γ' 相晶粒生长了的软化预成型体的形成软化预成型体的基本工序,

[0034] 上述热模锻造工序对于上述软化预成型体来进行。

[0035] 发明效果

[0036] 根据本发明,可以提供即使是由与耐热钢相比高温强度、耐热性优异的Ni基合金形成的高温构件,也能够不导致制造成本的显著的增大而稳定的制造的方法。其结果是可以以低成本提供由高温强度、耐热性优异的Ni基合金形成的高温构件。

附图说明

[0037] 图1为表示本发明涉及的Ni基合金高温构件的制造方法的工序例的流程图。

[0038] 图2为表示本发明所使用的强析出强化Ni基超合金模具的制造方法的工序例的流程图。

[0039] 图3为表示软化工序的工艺和微细组织的变化的概略示意图。

[0040] 图4为表示部分固溶和时效处理工序的工艺和微细组织的变化的概略示意图。

具体实施方式

[0041] 本发明的基本思想

[0042] 如专利文献1~2所记载的那样,在以往的热模锻造方法中,通常,模具的温度被设定为比被锻造材的温度低。认为这是为了确保锻造中的模具的变形阻力比被锻造材的变形阻力大的状态。换句话说,认为在以往技术中,在工业上可以容许的成本的范围内(所谓低成本)准备在被锻造材的热锻温度具有比该被锻造材的变形阻力大的变形阻力的模具是困难的。

[0043] 因此,本发明人等认为,如果可以以低成本准备在被锻造材的热锻温度具有比该被锻造材的变形阻力大的变形阻力的模具,则能够使被锻造材与模具成为等温度状态来进行热模锻造,在对高温强度、耐热性优异的Ni基合金材的热模锻造时,与以往技术相比可以有助于提高成品率、降低成本。

[0044] 因此,本发明人等对于以低成本准备具有比以往的热模锻造用的模具高的的高温强度的模具的技术进行了研究。作为提高高温强度的基本的方针,认为是对于析出强化Ni基合金,提高在作为母相的 γ 相中析出的 γ' 相的量。

[0045] 然而,提高了 γ' 相的析出量的强析出强化Ni基超合金(例如,使 γ' 相析出30体积%以上的Ni基合金)一直以来由于硬度过高而具有加工性极其差这样的问题,认为使用该强析出强化Ni基超合金而以低成本准备热模锻造用的模具是困难的。

[0046] 对于这样的技术课题,本发明人等为了实现强析出强化Ni基超合金构件中所期望的加工性,退回到由 γ' 相析出导致的高强度化的机理而一边进行调查、研究,一边对其制造方法反复深入研究。其结果发现了,通过在中间材中控制 γ' 相的析出形态(将通常在 γ 相晶粒内析出的 γ' 相晶粒的一部分转换为在 γ 相晶粒间析出的 γ' 相晶粒),从而即使是强析出强化Ni基超合金构件,加工性也飞跃性地提高。

[0047] 进一步,发现即使是通过时效处理而析出强化的Ni基超合金构件,通过将粒间 γ' 相晶粒的析出比例控制为10体积%以上,从而可以使其容易地再软化。

[0048] 该划时代的加工技术使由强析出强化Ni基超合金形成的模具(即,与以往相比高温强度高模具)的制造变得容易,其结果是能够进行使被锻造材与模具成为等温度状态的热模锻造。本发明是基于这些认识而完成的。

[0049] 以下,对于本发明涉及的实施方式,一边参照附图一边进行说明。然而,本发明不限于本文提出的实施方式,在不脱离本发明的技术思想的范围内,能够与公知技术适当组合,基于公知技术进行改良。

[0050] 高温构件的制造方法

[0051] 图1为表示本发明涉及的Ni基合金高温构件的制造方法的工序例的流程图。如图1所示那样,首先,进行将Ni基合金的原材料溶解、铸造而形成被加工材的熔融和铸造工序(S1)。熔融方法和铸造方法没有特别限定,可以利用对于Ni基合金材的以前的方法。

[0052] 接下来,根据需要,进行使被加工材预成型、软化而形成软化预成型体的软化工序(S2)。本工序不是必须的工序,例如,在由 γ' 相的固溶温度超过1000°C那样的耐热Ni基合

金形成被加工材的情况下,优选进行本工序。对于软化工序的具体的工艺、机理进行后述。

[0053] 接下来,进行对于被加工材(或软化预成型体)使用规定的模具进行热模锻造而形成锻造成型材的热模锻造工序(S3)。热模锻造工序S3包括共同加热模具和被加工材的基本工序(S3a)和热锻基本工序(S3b)。本发明的最大特征在于该热模锻造工序S3。

[0054] 作为规定的模具,使用下述模具,即,所述模具由强析出强化Ni基超合金形成,该强析出强化Ni基超合金具有在1050℃相对于作为母相的 γ 相析出10体积%以上的 γ' 相的组成,该 γ' 相的固溶温度超过1050℃且小于1250℃。而且,重要的是,该 γ' 相具有在母相的 γ 相的晶粒内析出的粒内 γ' 相晶粒和在该 γ 相的晶粒间析出的粒间 γ' 相晶粒这两种析出形态。

[0055] 作为上述强析出强化Ni基超合金,可以适合使用以质量%计,含有10~25%的Cr、超过0%且30%以下的Co、1~6%的Al、2.5~7%的Ti且Ti、Nb和Ta的总和为3~9%、4%以下的Mo、4%以下的W、0.08%以下的Zr、10%以下的Fe、0.03%以下的B、0.1%以下的C、2%以下的Hf和5%以下的Re,剩余部分为Ni和不可避免的杂质的组成的强析出强化Ni基超合金。

[0056] 通过使用由 γ' 相析出量多的强析出强化Ni基超合金形成的模具,可以确保比以往的热模锻造用模具高的变形阻力。换句话说,可以使用直至比以往的热模锻造用模具更高温的区域。对于该模具的制造方法进行后述。

[0057] 共同加热模具和被加工材的基本工序S3a为使用加热装置,在将被加工材夹入至模具的状态下同时加热直至锻造温度的基本工序。加热装置没有特别限定,例如,可以使用以前的加热炉。锻造温度的下限没有特别限定,由于是对于Ni基合金的热锻,因此优选为900℃以上。另一方面,锻造温度的上限优选为比模具的合金中的 γ' 相的固溶温度低20℃的温度以下。另外,从防止模具/被加工材间的烧焦的观点考虑,优选在模具与被加工材之间隔着无机脱模材。

[0058] 热锻基本工序S3b是将加热直至锻造温度的模具和被加工材从加热装置取出至室温环境,立即使用加压装置进行热锻的工序。本基本工序S3b中,被加工材和夹持所述被加工材的模具处于等温度状态,并且由于模具部分的热容量被加成,因此具有被加工材的温度难以下降这样的优点。因此,加压装置不需要特别的机构(例如,加热机构),而可以使用以前的加压装置。另外,从提高模具的保温性的观点考虑,优选在加压装置的模具板(ダイプレート)与模具之间隔着绝热材。

[0059] 从被加工材的容许应变速度、对于被加工材的总压下量的观点考虑,在利用1次加压加工难以成型为所希望形状的情况下,只要将共同加热模具和被加工材的基本工序S3a和热锻基本工序S3b反复进行即可。

[0060] 如上述那样,本发明的热模锻造工序S3不使用具备有特殊机构的热锻装置,可以使用以前的加热装置和以前的加压装置来进行。因此,具有可以抑制装置成本(即,制造成本)的优点。

[0061] 接下来,进行对于上述锻造成型材进行固溶处理和时效处理,形成析出强化成型材的固溶和时效处理工序(S4)。固溶处理和时效处理没有特别限定,只要以满足制造的高温构件所要求的特性的方式,进行以前的固溶和时效处理即可。

[0062] 最后,进行对于析出强化成型材实施精加工以形成所希望的高温构件的精加工工

序(S5)。精加工没有特别限定,只要进行以前的精加工(例如,表面精加工)即可。

[0063] 模具的制造方法

[0064] 如上述那样,本发明具有可以以低成本准备由强析出强化Ni基超合金形成的模具的大的特征。以下,对于本发明所使用的模具的制造方法进行说明。

[0065] 图2为表示本发明所使用的强析出强化Ni基超合金模具的制造方法的工序例的流程图。首先,进行将强析出强化Ni基超合金的原材料溶解、铸造而形成铸块的熔融和铸造工序(S1')。熔融方法和铸造方法没有特别限定,可以利用对于Ni基合金材的以前的方法。

[0066] 作为强析出强化Ni基超合金,如上述那样,可以适合使用以质量%计含有10~25%的Cr、超过0%且30%以下的Co、1~6%的Al、2.5~7%的Ti且Ti、Nb和Ta的总和为3~9%、4%以下的Mo、4%以下的W、0.08%以下的Zr、10%以下的Fe、0.03%以下的B、0.1%以下的C、2%以下的Hf和5%以下的Re,剩余部分为Ni和不可避免的杂质的组成的强析出强化Ni基超合金。

[0067] 接下来,进行对于铸块用于提高加工性的软化工序(S2')。图3为表示软化工序的工艺和微细组织的变化的概略示意图。软化工序S2'包括形成预成型体的基本工序(S2a')和形成软化预成型体的基本工序(S2b')。另外,这里进行的软化工序S2'与高温构件的制造方法中的软化工序S2实质上相同。

[0068] 形成预成型体的基本工序S2a'是对于上述铸块在1000℃以上并且小于该铸块的Ni基超合金中的 γ' 相的固溶温度的温度(即, γ' 相存在的温度)进行热加工,形成在Ni基超合金的作为母相的 γ 相的晶粒间析出有 γ' 相晶粒(粒间 γ' 相晶粒)的预成型体的基本工序。热加工的结果是优选使粒间 γ' 相晶粒的析出比例为10体积%以上,更优选为20体积%以上。另外,热加工方法没有特别限定,可以使用以前的方法(例如,热锻)。此外,可以根据需要在热加工前对于铸块进行均质化处理。

[0069] 由本发明人等的调查、研究可知,Ni基合金中的 γ' 相析出强化的机理主要是因为母相的 γ 相晶粒与析出物的粒内 γ' 相晶粒形成了整合性高的界面(所谓整合界面)。与此相对,发现 γ 相晶粒与粒间 γ' 相晶粒形成整合性低的界面(所谓非整合界面),基本上并不有助于析出强化。由这些内容,本发明人等获得了即使是强析出强化Ni基超合金,如果将粒内 γ' 相晶粒转换为粒间 γ' 相晶粒,合金的加工性也会飞跃性地提高这样的认识。

[0070] 形成软化预成型体的基本工序S2b'是对于上述预成型体再加热直至先前的热加工温度而使粒内 γ' 相晶粒固溶、减少之后,以100℃/h以下的冷却速度缓慢冷却直至500℃以进行使粒间 γ' 相晶粒生长的软化热处理来形成软化预成型体的基本工序。直至500℃的冷却速度更优选为50℃/h以下,进一步优选为10℃/h以下。

[0071] 另外,缓慢冷却终端温度500℃的含义是绝对的温度充分地低,Ni基合金内的原子的再排列(即,其它相的结晶形成)实质上变得困难的温度。

[0072] 接下来,进行对于上述软化预成型体进行成型加工以形成具有所希望的形状的软化模具的模具成型工序(S6)。成型加工没有特别限定,可以利用以前的方法,从软化预成型体具有高加工性考虑,可以适合利用低成本的冷加工、温加工(例如,加压加工、切削加工)。

[0073] 接下来,进行对于上述软化模具进行部分固溶处理和时效处理,形成析出强化模具的部分固溶和时效处理工序(S7)。图4为表示部分固溶和时效处理工序的工艺和微细组织的变化的概略示意图。

[0074] 如图4所示,本发明的部分固溶处理是指升温直至与先前的热加工温度同等的温度的热处理。由于是小于 γ' 相的固溶温度的温度,因此即使 γ' 相(这里为粒间 γ' 相晶粒)的析出量减少,粒间 γ' 相晶粒也不会全部固溶、消失。此外,部分固溶处理优选进行控制以使粒间 γ' 相晶粒的析出比例为10体积%以上,并且成为部分固溶处理前的全部 γ' 相的1/2以下。例如,优选进行控制以使部分固溶处理的温度为 γ 相的再结晶温度以上并且比 γ' 相的固溶温度低20°C的温度以下。

[0075] 部分固溶处理之后,进行用于使粒内 γ' 相晶粒析出的时效处理。时效处理没有特别限定,进行以前的时效处理(例如,700~900°C)即可。

[0076] 最后,进行对于析出强化模具实施精加工来形成所希望的模具的精加工工序(S5')。精加工没有特别限定,进行以前的精加工(例如,表面精加工)即可。

[0077] 如上述那样,本发明所使用的模具虽然由强析出强化Ni基超合金形成,但是可以不使用具备有特殊的机构的制造装置来进行制造。换句话说,由于可以以低成本准备在热锻温度具有大的变形阻力的模具,因此可以有助于高温构件的制造成本的降低。

[0078] 模具的修补方法

[0079] 通过本发明涉及的高温构件的制造方法,在热模锻造用的模具产生变形等损伤的情况下,可以利用如下的方法实施修补。换句话说,本发明所使用的模具具有能够容易修补这样的优异的特征。

[0080] 首先,对于产生了损伤的模具,实施模具的制造方法中的形成软化预成型体的基本工序S2b'的软化热处理(参照图3的右侧)。由此,可以使模具的制造方法中的部分固溶和时效处理工序S7中所析出的粒内 γ' 相晶粒固溶、减少,使粒间 γ' 相晶粒生长。这恰好相当于模具的制造方法中的软化预成型体的状态。

[0081] 本发明所使用的模具如上述那样,处于残存了粒间 γ' 相晶粒的状态。因此,可以不进行模具的制造方法中的形成预成型体的基本工序S2a',仅实施形成软化预成型体的基本工序S2b'的软化热处理,就可以获得软化预成型体的状态。

[0082] 接下来,对于实施了软化热处理的损伤模具,进行与模具的制造方法中的模具成型工序S6同样的成型加工(例如,加压加工、切削加工)来进行形状校正。

[0083] 然后,与模具的制造方法同样地,通过进行部分固溶和时效处理工序S7和精加工工序S5',从而完成损伤模具的修补。

[0084] 如上述那样,本发明所使用的模具虽然由强析出强化Ni基超合金形成,但是可以以极其简单的方法修补损伤模具,可以进行再利用。该特征有助于进一步的降低高温构件的制造成本。

[0085] 实施例

[0086] 以下,基于各种实验进一步具体地说明本发明,但本发明不限于此。

[0087] [实验1]

[0088] (热模锻造用模具的制作和试验、评价)

[0089] 按照图2所示的流程制作出热模锻造用的模具。首先,准备具有表1所示的组成的合金原材料(合金1~6),进行熔融和铸造工序S1'。将各合金原材料每100kg通过真空感应加热熔融法进行熔融、铸造,制作出铸块。

[0090] [表1]

[0091] 表1热模锻造用模具的合金组成(名义组成)

单位:质量%

[0092]

	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Nb	Mo	W	Zr	Fe	B	C	Si	V
合金1	-	12.5	-	-	-	-	1.01	-	-	Bal	-	1.55	0.10	0.45
合金2	Bal	19.8	20.6	0.52	2.11	-	6.00	-	0.023	-	0.002	0.050	0.05	-
合金3	Bal	15.9	8.6	2.24	3.45	1.16	3.15	2.75	0.032	3.98	0.010	0.015	-	-
合金4	Bal	13.6	24.8	2.33	6.19	-	2.82	1.23	0.032	-	0.016	0.002	-	-
合金5	Bal	13.5	24.9	2.30	6.18	-	2.81	1.24	0.034	-	0.012	0.002	-	-
合金6	Bal	13.4	25.1	2.32	6.23	-	2.82	1.23	0.030	-	0.014	0.002	-	-

[0093] 表中的“Bal.”包含不可避免的杂质(例如,P、S、N、O)

[0094] 表中的“-”表示不有意添加

[0095] 基于热力学计算来算出各合金的 γ' 相的固溶温度和1050℃时的 γ' 相的析出量。

[0096] 合金1为Fe基合金而并不是析出强化型合金,因此未算出 γ' 相的固溶温度和1050℃时的 γ' 相的析出量。合金2为 γ' 相析出强化Ni基合金,但 γ' 相的固溶温度为约800℃,1050℃时的 γ' 相的析出量成为0体积%。合金3为 γ' 相析出强化Ni基超合金, γ' 相的固溶温度为约1100℃,且1050℃时的 γ' 相的析出量成为10体积%以上。合金4~6也是 γ' 相析出强化Ni基超合金, γ' 相的固溶温度为约1150℃,且1050℃时的 γ' 相的析出量成为10体积%以上。

[0097] 对于合金1~2的铸块,实施了均质化处理之后,进行在1050℃实施热锻的形成预成型体的基本工序S2a',制作出预成型体。对于合金3的铸块,实施了均质化处理之后,进行在1070℃实施热锻的形成预成型体的基本工序S2a',制作出预成型体。对于合金4~5的铸块,实施了均质化处理之后,进行在1100℃实施热锻的形成预成型体的基本工序S2a',制作出预成型体。

[0098] 接下来,对于这些各预成型体,进行再加热至先前的热锻温度并保持1小时,以10℃/h的冷却速度缓慢冷却直至500℃之后,实施水冷的形成软化预成型体的基本工序S2b',制作出软化预成型体。

[0099] 对于合金6的铸块,仅进行均质化处理,而没有进行形成预成型体的基本工序S2a'和形成预成型体的基本工序S2a'。

[0100] 由进行了软化工序S2'的合金1~5的软化预成型体,采集微细组织评价用的试验片,使用显微维氏硬度计测定出维氏硬度。其结果是合金1~2的软化预成型体的维氏硬度为400Hv以上,合金3~5的软化预成型体的维氏硬度为350Hv以下。

[0101] 接下来,对于各微细组织评价用试验片,使用扫描型电子显微镜观察 γ' 相的析出形态。其结果是合金1的软化预成型体不是析出强化型合金,因此未观察到 γ' 相的析出。合金2的软化预成型体仅观察到粒内 γ' 相(未观察到粒间 γ' 相)。合金3~5的软化预成型体仅观察到粒间 γ' 相(未观察到粒内 γ' 相)。

[0102] 然后,对于合金1~5的各软化预成型体,进行利用切削加工的模具成型工序S6,制作出软化模具。对于合金6的铸块,切断成规定的大小之后,尝试了切削加工,但切削困难,因此通过放电加工来将模具进行成型。

[0103] 另外,放电加工与作为模具成型加工的切削加工、加压加工等冷加工相比,是高成本的加工方法,因此对于模具制作的低成本化不利。换句话说,为了模具制作的低成本化,

从模具成型性的观点考虑,确认了对于合金铸块,优选进行软化工序S2'。

[0104] 接下来,对于合金1~4的各模具,进行与先前的热锻温度相同的温度的固溶处理(在1050~1100℃保持4小时)和在760℃保持16小时的时效处理,制作出强化模具。此外,对于合金5~6的各模具,进行在1200℃保持4小时的固溶处理和760℃保持16小时的时效处理,制作出强化模具。最后,对于各强化模具,进行利用表面精加工的精加工工序S5',准备热模锻造用模具。

[0105] 另一方面,为了评价合金1~6的热模锻造用模具的机械特性,利用与上述同样的步骤另行制作拉伸试验用的试验片,使用高温拉伸试验装置进行了在900℃的拉伸试验。其结果是合金1~2的试验片的拉伸强度小于300MPa,但合金3~6的试验片的拉伸强度为450MPa以上。

[0106] [实验2]

[0107] (Ni基合金高温构件的制作)

[0108] 使用由实验1准备的热模锻造用模具,按照图1所示的流程制作出由Ni基合金形成的高温构件。首先,准备具有表2所示的组成的合金原材料,进行了熔融和铸造工序S1。将合金原材料100kg通过真空感应加热熔融法熔融、铸造,制作出被加工材。

[0109] [表2]

[0110] 表2被加工材的合金组成(名义组成),单位:质量%

[0111]

	Ni	Cr	Al	Ti	Mo	B	C
被加工材	Ba1.	21.0	1.20	1.63	10.5	0.001	0.020

[0112] 表中的“Ba1.”包含不可避免的杂质(例如,P、S、N、O)

[0113] 为了评价上述被加工材的机械特性,从该被加工材的一部分采集拉伸试验用的试验片,使用高温拉伸试验装置进行了在900℃的拉伸试验。其结果是被加工材的试验片的拉伸强度为约300MPa。

[0114] 接下来,对于被加工材,使用由实验1准备的热模锻造,进行了形成锻造成型材的热模锻造工序S3。首先,进行了使用加热装置,在将被加工材夹入至模具的状态下同时加热直至1000℃的共同加热模具和被加工材的基本工序S3a。

[0115] 接下来,进行了将加热直至1000℃的模具和被加工材从加热装置取出至室温环境,立即使用加压装置(加压力4000吨)进行热锻的热锻基本工序S3b。

[0116] 加压后,研究了被加工材和模具的形状变化。其结果是在使用了合金1~2的模具的情况下,被加工材几乎没有变形,模具本身产生了大幅变形。另一方面,在使用了合金3~6的模具的情况下,被加工材变形成目标形状,未观察到模具的变形。

[0117] [实验3]

[0118] (热模锻造用模具的修补性的评价)

[0119] 对于实验2中能够良好的热模锻造的合金3~6的模具,评价修补性(是否能够修补)。首先,对于实验2所使用的合金3~6的模具,实施了实验1中的形成软化预成型体的基本工序S2b'的软化热处理。

[0120] 具体而言,对于合金3的模具,进行了加热至1070℃并保持1小时,以10℃/h的冷却速度缓慢冷却直至500℃之后,实施水冷的软化热处理。对于合金4~6的模具,进行了加热

至1100℃并保持1小时,以10℃/h的冷却速度缓慢冷却直至500℃之后,实施水冷的软化热处理。

[0121] 接下来,对于实施了软化热处理的各模具,进行了冷切削加工。其结果是合金3~4的模具能够冷切削加工(即,能够修补),但合金5~6的模具难以冷切削加工(实质上是不能修补)。

[0122] 合金3~4的模具在制作强化模具时的固溶和时效处理中,进行了本发明的部分固溶和时效处理工序S7。另一方面,合金5~6的模具在固溶处理中进行了升温直至比 γ' 相的固溶温度高的温度的以前的固溶和时效处理,认为粒间 γ' 相晶粒几乎没有析出。其结果是认为即使实施了软化热处理也得不到良好的修补性。换句话说,确认到为了确保良好的模具修补性,粒间 γ' 相晶粒的存在是重要的。

[0123] 上述实施方式、实施例是为了有助于本发明的理解而进行说明的实施方式、实施例,本发明不仅仅限于记载的具体的构成。例如,能够将某一实施方式的构成的一部分替换为本领域技术人员的技术常识的构成,此外,也能够某一实施方式的构成中添加本领域技术人员的技术常识的构成。即,本发明能够在本说明书的实施方式、实施例的构成的一部分中,在删除、其它构成中追加替换、其它构成。

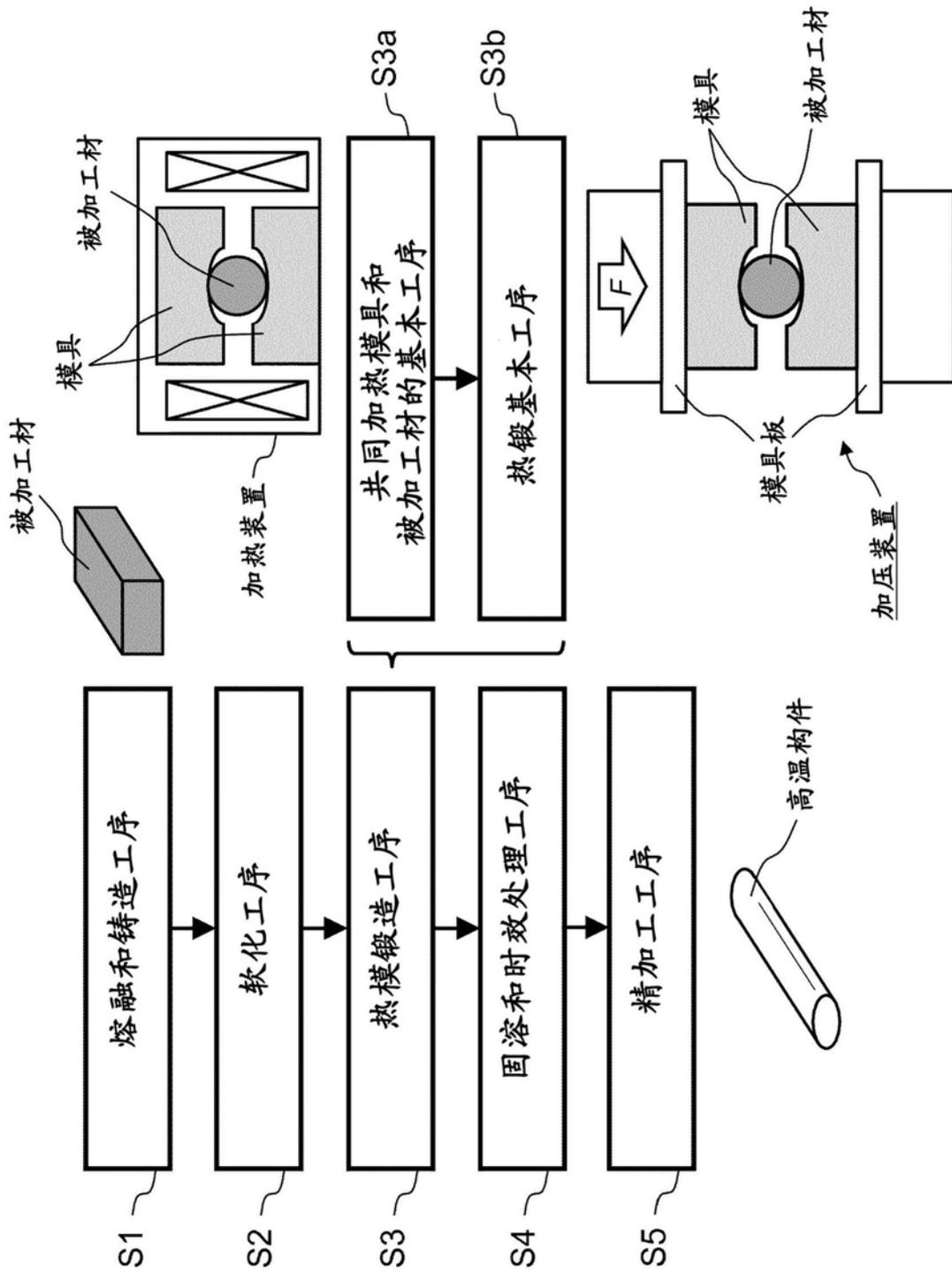


图1

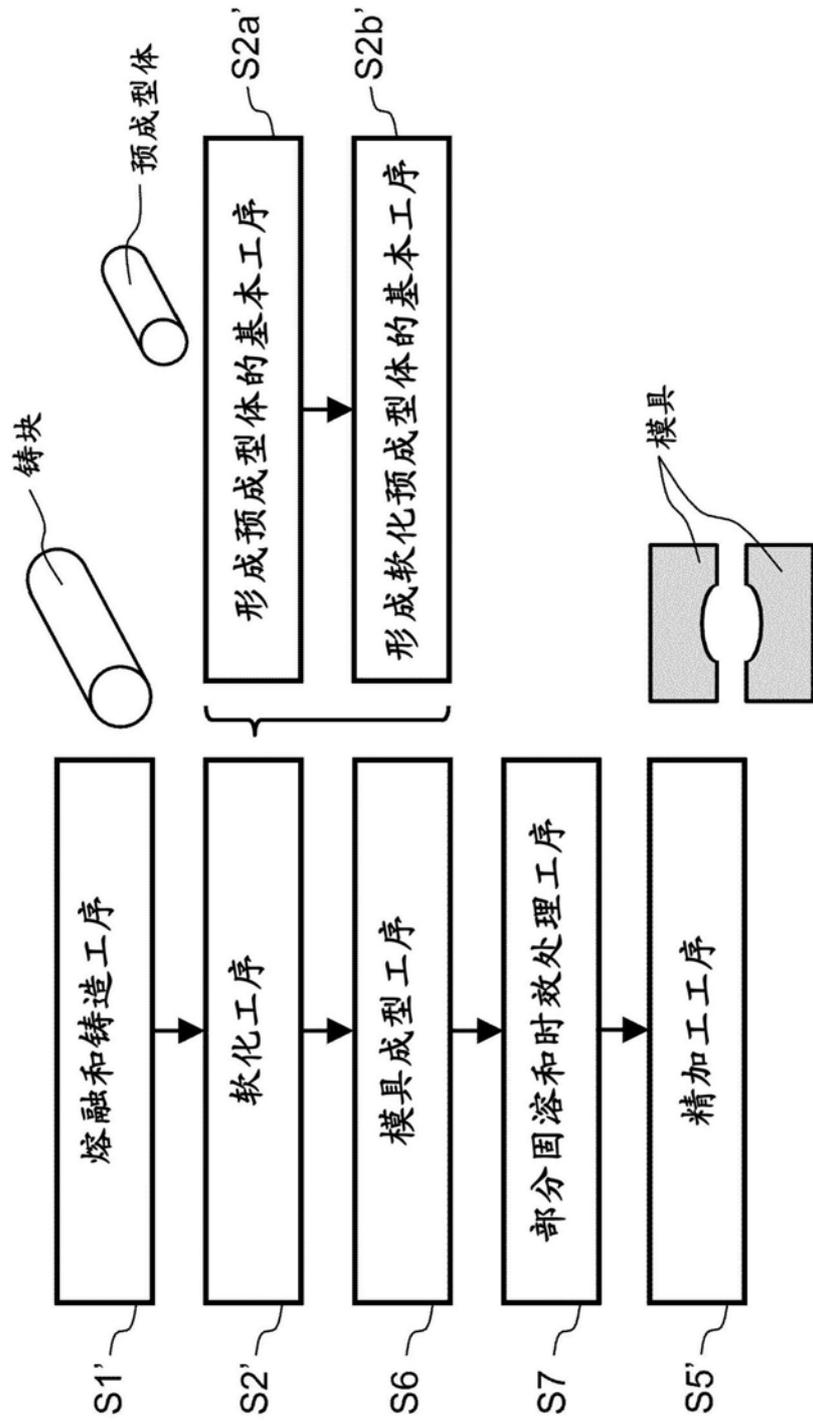


图2

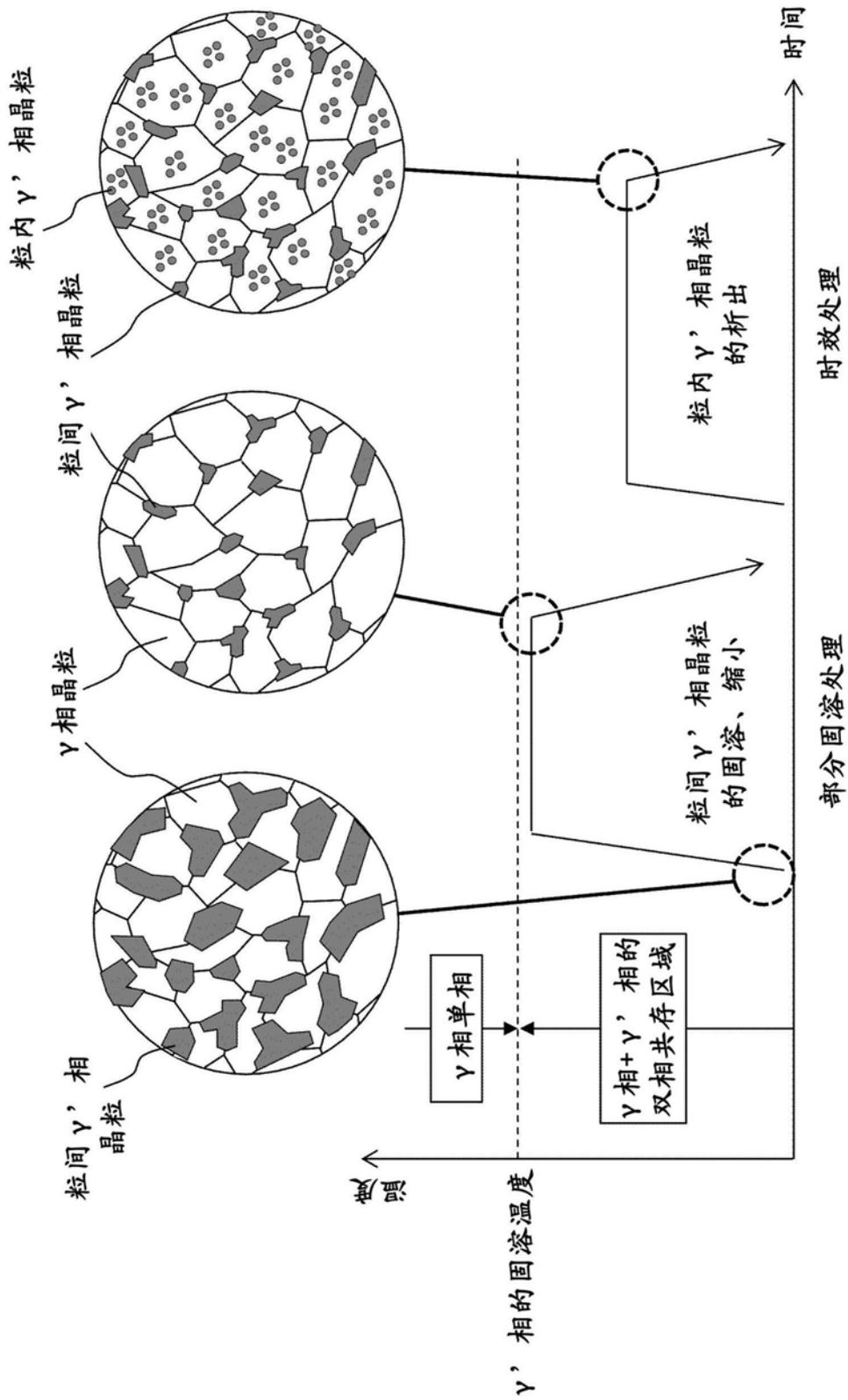


图4