

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.



[12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200810069069.4

B21J 1/06 (2006.01)
B21J 5/00 (2006.01)
B21K 1/32 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)
C21D 11/00 (2006.01)
B21J 3/00 (2006.01)

[43] 公开日 2009年7月15日

[11] 公开号 CN 101480689A

[22] 申请日 2008.12.25

[21] 申请号 200810069069.4

[71] 申请人 贵州安大航空锻造有限责任公司

地址 561005 贵州省安顺市 22 号信箱

[72] 发明人 吴浩 魏志坚 叶俊青 崔一平

占立水 李艳英 舒毅 谢永富

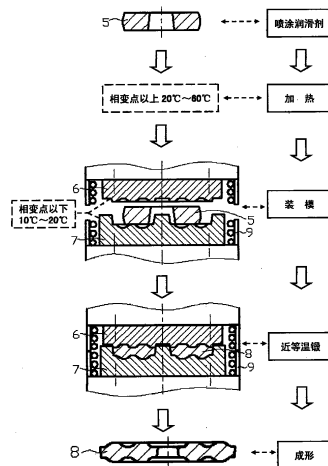
权利要求书 1 页 说明书 7 页 附图 4 页

[54] 发明名称

两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法

[57] 摘要

本发明公开了一种两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，其工艺为：加热合金一次棒锭到相变点以下 30℃ ~ 75℃，镦粗成一次圆饼；加热一次圆饼到相变点以上 20℃ ~ 60℃，拔长回到一次棒锭的长度得到二次棒锭；加热二次棒锭到相变点以下 30℃ ~ 75℃，镦粗成二次圆饼后冲孔成环坯料；加热环坯料到相变点以上 20℃ ~ 60℃，加热上、下锻模到相变点以下 10℃ ~ 20℃，上、下锻模以 30MN ~ 60MN 的压力锻压环坯料使其以 $0.001s^{-1} \sim 0.01s^{-1}$ 的应变速率在锻模内变形量达 30% ~ 50% 后一火成形为盘形锻件，锻后热处理。若该钛合金是 TC17，锻后采用固溶 + 时效处理；若该钛合金是 BT25，锻后采用两次退火处理。采用该方法锻造的盘形锻件具有较理想的网篮组织和高性能，适用于制造航空发动机的压气机盘和涡轮盘等锻件。



1、一种两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，其特征在于，包括以下步骤：

把钛合金棒材按规格下料成一次棒锭，加热该棒锭到合金相变点以下 $30^{\circ}\text{C}\sim 75^{\circ}\text{C}$ ，按该棒锭厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 保温后，再把该棒锭镦粗使其长度为原来的 $50\%\sim 60\%$ 后得到一次圆饼，锻后水冷处理；

加热所述一次圆饼到相变点以上 $20^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ ，按饼厚 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 保温后，再拔长回到所述一次棒锭的长度得到二次棒锭；

加热所述二次棒锭到相变点以下 $30^{\circ}\text{C}\sim 75^{\circ}\text{C}$ ，按该棒锭厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 保温后，再把该棒锭镦粗使其长度为原来的 $50\%\sim 60\%$ 后得到二次圆饼，该圆饼乘热冲出中心孔得到环坯料，锻后水冷处理；

加热所述环坯料到相变点以上 $20^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ ，按该坯料壁厚 $0.5\sim 0.8\text{min/mm}$ 保温；加热上、下锻模到相变点以下 $10^{\circ}\text{C}\sim 20^{\circ}\text{C}$ 后把所述环坯料装进锻模，上、下锻模以 $30\text{MN}\sim 60\text{MN}$ 的压力锻压环坯料使其以 $0.001\text{ s}^{-1}\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ 的应变速率在锻模内变形量达 $30\%\sim 50\%$ 后一火成形为盘形锻件，锻后热处理。

2、按照权利要求 1 所述的两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，其特征在于：所述钛合金是牌号为 TC17 的钛合金，其锻后热处理是把盘形锻件加热到 $800^{\circ}\text{C}\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 4h 后放进水中迅速冷却后再加热到 $630\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 8h 后进行空冷。

3、按照权利要求 1 所述的两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，其特征在于：所述钛合金是牌号为 BT25 的钛合金，其锻后热处理是把盘形锻件加热到 $988^{\circ}\text{C}\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 3h 进行分散空冷后再加热到 $555^{\circ}\text{C}\pm 5^{\circ}\text{C}$ ，保温 7h 后进行分散空冷。

4、按照权利要求 1 所述的两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，其特征在于：所述环坯料在加热装模前先预热到 $200^{\circ}\text{C}\sim 300^{\circ}\text{C}$ 后在其表面喷涂有润滑剂；所述上、下锻模在所述环坯料装模前在锻模表面喷涂有润滑剂。

两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法

技术领域

本发明涉及一种钛合金锻件的锻造方法，特别是两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法。

背景技术

航空发动机的压气机盘、涡轮盘等盘件由于工作环境恶劣，受力复杂，往往采用综合性能优异的 $\alpha + \beta$ 型两相钛合金例如 TC17、BT25 等材料锻造成形。采用 $\alpha + \beta$ 型两项钛合金锻造的盘件具有高强度，断裂韧度好、淬透性高和锻造温度范围宽等一系列优点，能够满足损伤容限设计的需要和高结构、高可靠性及低制造成本的要求，而这些优异的综合性能须靠理想的锻件微观组织来保证。

在两相钛合金的锻造方法方面，2003年3月19日公开的中国发明专利说明书 CN1403622A 公开了一种钛合金准 β 锻造工艺，采用该工艺对 $\alpha + \beta$ 型两相钛合金进行准 β 锻时，是把钛合金坯料加热到 β 相变点温度附近的区域，即相变点温度以下 10°C 至相变点温度以上 10°C 的范围进行锻造的，在这一区域加热时，由于坯料在出炉后的降温，锻件的变形实际上是在 $\alpha + \beta$ 区进行的，虽然采用该方法可以获得高塑性的 α 相网蓝组织，但该网蓝组织的初生 α 相仍然在15%以内，而且该专利说书只是笼统地提到可以获得网蓝编织的集束状 α 相，没有给出具体的网蓝组织金相图，采用该方法生产的 $\alpha + \beta$ 型两相钛合金所获得的网蓝组织并不是较理想的组织。对于 $\alpha + \beta$ 型两相钛合金的锻造而言，要想获得较理想的网蓝组织和各项性能较好的锻件，除了坯料的加热温度之外，其他工艺参数的制定，如坯料在锻造过程中的模具温度、变形量、应变速率等都会对锻件的最终组织和性能产生影响。

在近等温锻造方法方面，2007年9月19日公开的中国发明专利说明书 CN101036931A 公开了一种 GH4169 合金盘形锻件在空气中的近等温锻造方法，该方法采用镦粗+拔长+再加热镦粗+冲孔+再加热热轧先制取该合金细晶环坯料，然后再把细晶环坯料装进锻模内并把锻模与环坯料的温差控制在 $30^{\circ}\text{C} \sim 55^{\circ}\text{C}$ 之

间来实现了该合金的近等温锻成形，获得了晶粒细小和强度较高的该合金盘形锻件。该方法披露了一种高温合金的近等温锻造方法，其一些工艺步骤可适用于本发明所述的两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，但由于高温合金与钛合金属于两种不同的金属材料领域，因此，在采用高温合金与钛合金对盘形锻件进行近等温锻造成形时，两种合金的锻造方法有着本质的区别。

发明内容

本发明要解决的技术问题是提供一种使用均匀细小的双态组织的环坯料来实现两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法，采用该方法锻造的盘形锻件具有较理想的网蓝组织和高性能。

为解决上述技术问题，本发明两相钛合金盘形锻件的近等温锻造方法是采用以下技术方案来实现的：

把钛合金棒材按规格下料成一次棒锭，加热该棒锭到合金相变点以下 $30^{\circ}\text{C}\sim 75^{\circ}\text{C}$ ，按该棒锭厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 保温后，再把该棒锭镦粗使其长度为原来的 $50\%\sim 60\%$ 后得到一次圆饼，锻后水冷处理；

加热所述一次圆饼到相变点以上 $20^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ ，按饼厚 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 保温后，再拔长回到所述一次棒锭的长度得到二次棒锭；

加热所述二次棒锭到相变点以下 $30^{\circ}\text{C}\sim 75^{\circ}\text{C}$ ，按该棒锭厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 保温后，再把该棒锭镦粗使其长度为原来的 $50\%\sim 60\%$ 后得到二次圆饼，该圆饼乘热冲出中心孔得到环坯料，锻后水冷处理；

加热所述环坯料到相变点以上 $20^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ ，按该坯料壁厚 $0.5\sim 0.8\text{min/mm}$ 保温；加热上、下锻模到相变点以下 $10^{\circ}\text{C}\sim 20^{\circ}\text{C}$ 后把所述环坯料装进锻模，上、下锻模以 $30\text{MN}\sim 60\text{MN}$ 的压力锻压环坯料使其以 $0.001\text{ s}^{-1}\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ 的应变速率在锻模内变形量达 $30\%\sim 50\%$ 后一火成形为盘形锻件，锻后热处理。

上述钛合金可以是牌号为 TC17 的钛合金，其锻后热处理是把盘形锻件加热到 $800^{\circ}\text{C}\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 4h 后放进水中迅速冷却后再加热到 $630\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 8h 后进行空冷。

上述钛合金也可以是牌号为 BT25 的钛合金，其锻后热处理是把盘形锻件加

热到 $988^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 3h 进行分散空冷后再加热到 $555^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ ，保温 7h 后进行分散空冷。

为方便取模，所述坯料在加热装模前可以先预热到 $200^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$ 后在其表面喷涂润滑剂，所述上、下锻模在所述坯料装模前可以在锻模表面喷涂润滑剂。

与现有技术相比，本发明的有益效果如下：

本发明采用“低—高一低”工艺制坯，即把合金棒锭加热到相变点以下 $30^{\circ}\text{C} \sim 75^{\circ}\text{C}$ ，镦粗；再加热到相变点以上 $20^{\circ}\text{C} \sim 60^{\circ}\text{C}$ ，拔长；再加热到相变点以下 $30^{\circ}\text{C} \sim 75^{\circ}\text{C}$ ，镦粗冲孔后得到坯料。“低—高一低”工艺制成的坯料组织较均匀细小， α 呈等轴化分布，为后续近等温锻盘形锻件获得较理想的网篮组织打下了基础，这是因为在高温区锻后坯料内部水冷 α 针的长大被抑制，在随后的热处理中，由于畸变能的作用，使 α 针被球化。制坯时坯料加热温度在相变点以上 $20^{\circ}\text{C} \sim 60^{\circ}\text{C}$ ，该温度充分弥补了坯料的相变点误差和加热炉的检测误差，确保各部分坯料的加热温度均在相变点以上，并且该温度又确保了相变点以上加热所生成的 β 晶粒再结晶充分， β 晶粒的尺寸适宜，各 β 晶粒的大小均匀一致，为下一步近等温锻做好了准备。

把坯料加热到相变点以上 $20^{\circ}\text{C} \sim 60^{\circ}\text{C}$ ，把锻模加热到相变点以下 $10^{\circ}\text{C} \sim 20^{\circ}\text{C}$ 后，使坯料在锻模内与锻模之间的温差在 $30^{\circ}\text{C} \sim 80^{\circ}\text{C}$ 的范围内、应变速率在 $0.001 \text{ s}^{-1} \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ 范围内、变形量控制在 $30\% \sim 50\%$ 范围内并实现一火锻造成盘形锻件，是为了确保近等温锻过程中坯料有一部分变形在两相区内进行，破碎晶界 α 防止完整的 β 晶界存在，得到较理想的网篮状组织；同时较低的模具温度相对拓宽了模具选材范围、降低了模具成本，并有利于提高模具寿命；采用较快的应变速率是为了将大部分变形集中在 β 区进行，只留小部分 ($20\% \sim 30\%$) 变形在 $\alpha + \beta$ 区进行，从而获得最佳的断裂韧性和塑性的匹配，提高盘件的裂纹扩展速率，充分满足损伤容限设计的需要。锻件经热处理后获得了较理想的网篮组织。

经检测采用 TC17 钛合金材料制造的盘形锻件的室温拉伸性能，其抗拉强度为 $1250\text{MPa} \sim 1260\text{MPa}$ （大于设计使用要求的 1120MPa ），其伸长率为 0.2% 时

的屈服强度为 1200MPa~1210MPa (大于设计使用要求的 1030 MPa), 断后伸长率为 12%~14% (大于设计使用要求的 5%), 断面收缩率为 26% (大于设计使用要求的 10%), 断裂韧性为 72 Mpa.m^{1/2} (大于设计使用要求的 54.9 Mpa.m^{1/2})。

经检测采用 BT25 钛合金材料制造的盘形锻件的室温拉伸性能, 其抗拉强度为 1050MPa~1060MPa (大于设计使用要求的 980 MPa), 断后伸长率为 8%~9% (大于设计使用要求的 7%), 断面收缩率为 16%~23% (大于设计使用要求的 15%), 冲击功为 48.9~52.7 J/cm² (大于设计使用要求的 29.4 J/cm²)。

附图说明

下面结合附图和具体实施方式对本发明作进一步详细的说明。

图 1 是两相钛合金环坯料的制坯方法工艺流程图。

图 2 是采用图 1 所示的环坯料近等温锻造成盘形锻件的工艺流程图。

图 3 是采用 TC17 钛合金材料制成的环坯料沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图。

图 4 是采用 TC17 钛合金材料近等温锻造的盘形锻件沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图。

图 5 是采用 BT25 钛合金材料制成的环坯料沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图。

图 6 是采用 BT25 钛合金材料近等温锻造的盘形锻件沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图。

具体实施方式

$\alpha + \beta$ 型两相钛合金, 例如:

中国材料牌号为 TC17 的钛合金, 其主要化学元素含量 (重量百分比) 为: 含 Al 量 4.50%~5.50%、含 Sn 量 1.60%~2.40%、含 Zr 量 1.60%~2.40%、含 Mo 量 3.50%~4.50%、含 Cr 量 3.50%~4.50%、含 Fe 量 $\leq 0.30\%$ 、含 C 量 $\leq 0.05\%$ 、含 N 量 $\leq 0.05\%$ 、含 H 量 $\leq 0.0125\%$ 、含 O 量 $\leq 0.13\%$ 、余量为 Ti。

俄罗斯材料牌号为 BT25 的钛合金，其主要化学元素含量（重量百分比）为：含 Al 量 6.20%~7.20%、含 Mo 量 1.50%~2.50%、含 Zr 量 0.80%~2.50%、含 Sn 量 0.80%~2.50%、含 W 量 0.50%~1.50%、含 Si 量 0.10%~0.25%、含 Fe 量 $\leq 0.15\%$ 、含 C 量 $\leq 0.10\%$ 、含 O 量 $\leq 0.15\%$ 、含 N 量 $\leq 0.04\%$ 、含 H 量 $\leq 0.012\%$ 、含 Cu 量 $\leq 0.10\%$ 、含 Cr 量 $\leq 0.10\%$ 、余量为 Ti。

下面给出了两相钛合金的近等温锻造方法工艺步骤：

步骤 1：如图 1 所示，把钛合金圆形棒材按锻件规格下料成一次棒锭 1，再把一次棒锭 1 放到锻造加热炉内加热到钛合金相变点以下 $30^{\circ}\text{C}\sim 75^{\circ}\text{C}$ ，然后保温，保温时间按一次棒锭厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 计算。

步骤 2：把一次棒锭 1 从锻造加热炉内取出，放到锻压机上镦粗成一次圆饼 2，所述一次圆饼 2 的厚度是一次棒锭 1 长度的 $50\%\sim 60\%$ ，锻后立即在水中冷却。

步骤 3：把上述一次圆饼 2 放到锻造加热炉内加热到钛合金相变点以上 $20^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ ，保温，保温时间按一次圆饼厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 计算。

步骤 4：从锻造加热炉内取出上述一次圆饼 2，放到锻压机上再拔长回到一次棒锭 1 的长度得到二次棒锭 3。

步骤 5：把二次棒锭 3 放到锻造加热炉内加热到钛合金相变点以下 $30^{\circ}\text{C}\sim 75^{\circ}\text{C}$ ，然后保温，保温时间按二次棒锭厚度 $0.8\sim 1\text{min/mm}$ 计算。

步骤 6：把二次棒锭 3 从锻造加热炉内取出，放到锻压机上镦粗成二次圆饼 4，所述二次圆饼 4 的厚度是二次棒锭 3 长度的 $50\%\sim 60\%$ ，乘热用冲头冲出二次圆饼 4 的中心孔得到环坯料 5，制坯过程结束，锻后立即在循环水中冷却。

步骤 7：如图 2 所示，为方便后续锻件取模，可以先把环坯料 5 预热到 $200^{\circ}\text{C}\sim 300^{\circ}\text{C}$ 后在其表面喷涂润滑剂，再把该坯料加热到钛合金相变点以上 $20^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ ，保温，保温时间按该坯料壁厚 $0.5\sim 0.8\text{min/mm}$ 计算。

步骤 8：把上锻模 6 和下锻模 7 加热到钛合金相变点以下 $10^{\circ}\text{C}\sim 20^{\circ}\text{C}$ ，并在其表面喷涂润滑剂以方便取模，加热时可以通过安装在锻压机上的环形加热炉 9 进行加热，再把经步骤 7 加热后的环坯料 5 装进锻模，通过锻压机施加 $30\text{MN}\sim 60\text{MN}$ 的压力使上锻模 6 和下锻模 7 合模并一火次把环坯料 5 锻压成盘形锻件 8，近等温锻过程结束。环坯料 5 在锻模 6 和 7 内锻压成盘形锻件 8 的变形

量为 30%~50%，环坯料 5 在锻压过程中的锻造应变速率为 $0.001 \text{ s}^{-1} \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ 。

所述变形量的计算方法为：变形量 = [(环坯料 5 沿中心线的纵截面面积 - 盘形锻件 8 沿中心线的纵截面面积) / 环坯料 5 沿中心线的纵截面面积] × 100%。

步骤 9：锻后盘形锻件 8 进行热处理。①对于 TC17 钛合金，经固溶+时效处理，其中固溶处理是把盘形锻件 8 加热到 $800^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$ ，保温 4h 后放进水中迅速冷却(水淬)；时效处理是把固溶处理后的盘形锻件 8 加热到 $630 \pm 10^\circ\text{C}$ ，保温 8h 后进行空冷。②对于 BT25 钛合金，经两次退火处理，其中第一次退火是把盘形锻件 8 加热到 $988^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$ ，保温 3h 后进行分散空冷；第二次退火是把盘形锻件 8 加热到 $555^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ ，保温 7h 后进行分散空冷。

上述锻造过程中，始锻温度为各步骤的加热温度，终锻温度 $\geq 750^\circ\text{C}$ 。

在采用 TC17 钛合金材料进行锻造时，经检测，其相变点为 895°C 。

图 3 为采用 TC17 钛合金材料按上述步骤 1~步骤 6 获得的环坯料 5 沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图（显微镜下放大 500 倍），其组织为均匀细小的双态组织， α 呈等轴化分布。

图 4 为采用 TC17 钛合金材料按上述步骤 1~步骤 9 获得的盘形锻件 8 沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图（显微镜下放大 500 倍），其组织为在 β 晶界破碎的编织良好的内部针状 α 相网兰组织，从图中可以看出，单个针状 α 相的长宽比 > 10 ，而且几乎无初生 α 相。

经检测采用 TC17 钛合金材料制造的上述盘形锻件 8 的室温拉伸性能，其抗拉强度为 $1250\text{MPa} \sim 1260\text{MPa}$ ，其伸长率为 0.2% 时的屈服强度为 $1200\text{MPa} \sim 1210\text{MPa}$ ，断后伸长率为 12%~14%，断面收缩率为 26%，断裂韧性为 $72 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，布氏硬度 $\text{HB}(d) = 3.21\text{mm}$ 。

在采用 BT25 钛合金材料进行锻造时，经检测其相变点为 1010°C 。

图 5 为采用 BT25 钛合金材料按上述步骤 1~步骤 6 获得的环坯料 5 沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图（显微镜下放大 500 倍），从图中可以看出，环坯料 5 的组织为均匀细小的双态组织， α 呈等轴化分布。

图 6 为采用 BT25 钛合金材料按上述步骤 1~步骤 9 获得的盘形锻件 8 沿中心线剖开的纵截面中间位置处的金相组织图（显微镜下放大 500 倍），其组织为

在 β 晶界破碎的编织良好的内部针状 α 相网兰组织，从图中可以看出，单个针状 α 相的长宽比 >10 ，而且几乎无初生 α 相。

经检测采用 BT25 钛合金材料制造的上述盘形锻件 8 的室温拉伸性能，其抗拉强度为 $1050\text{MPa}\sim 1060\text{MPa}$ ，断后伸长率为 $8\%\sim 9\%$ ，断面收缩率为 $16\%\sim 23\%$ ，冲击功为 $48.9\sim 52.7\text{ J/cm}^2$ ，布氏硬度 $\text{HB}(d) = 3.4\text{mm}$ 。

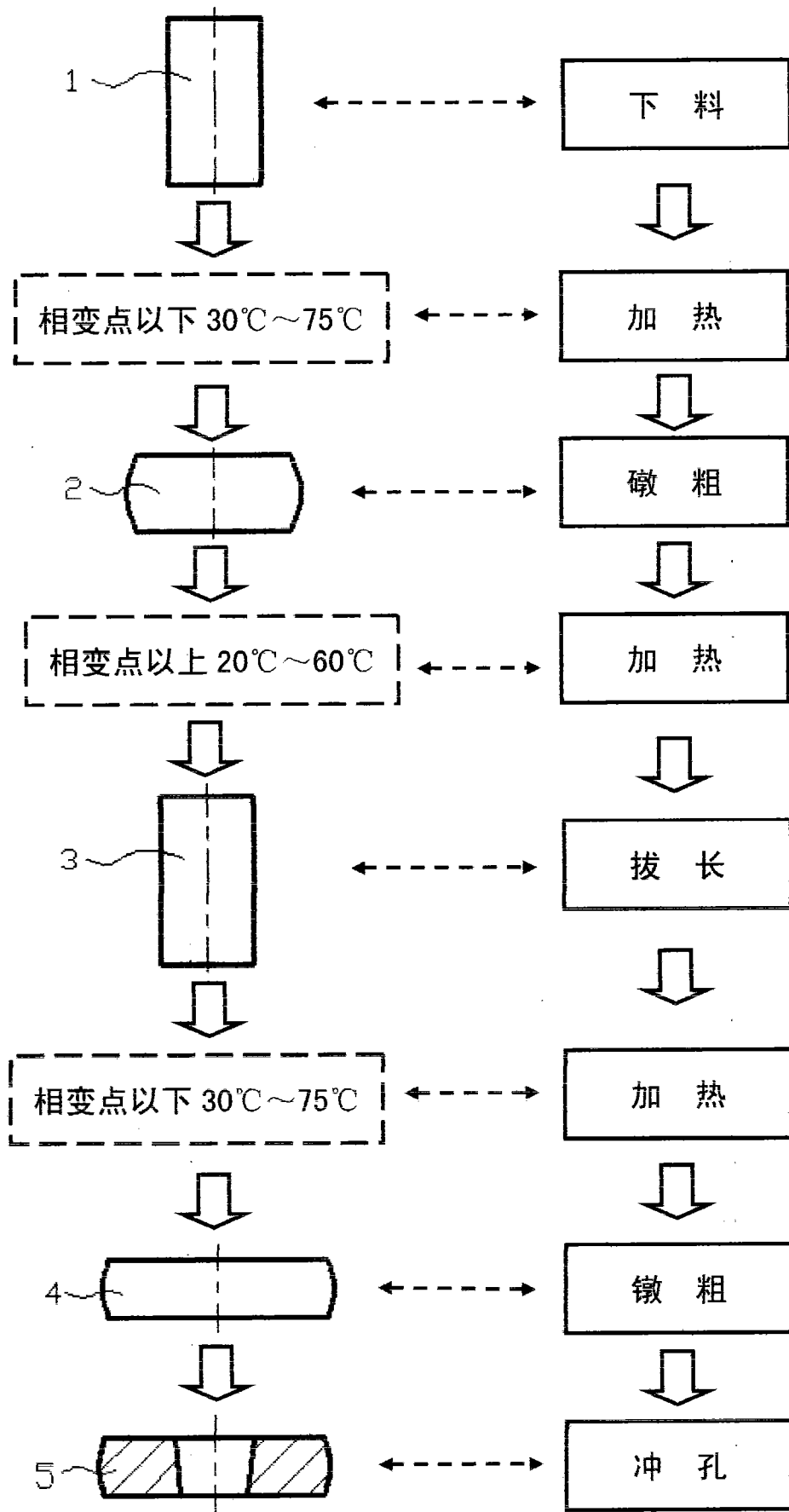


图 1

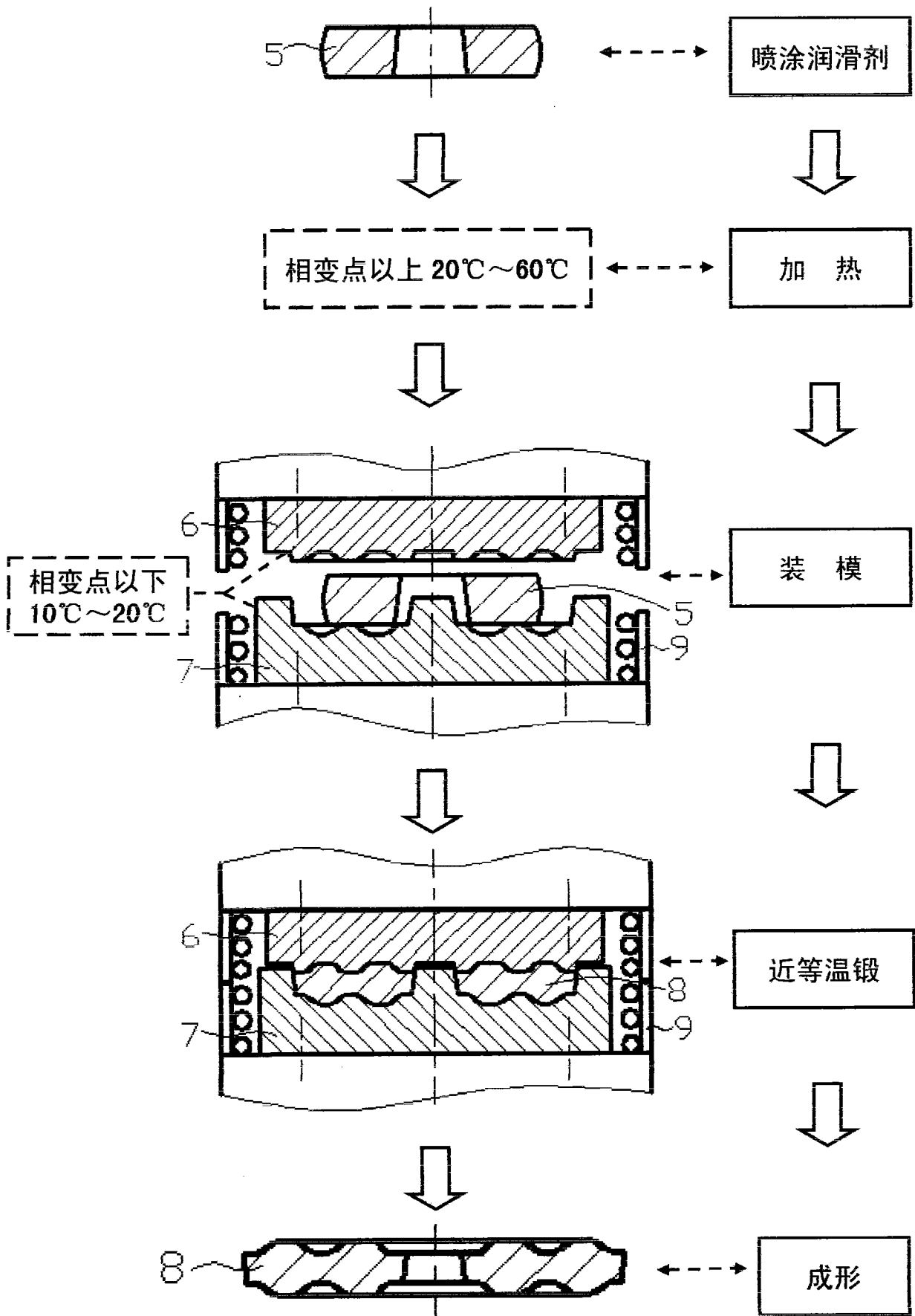


图 2

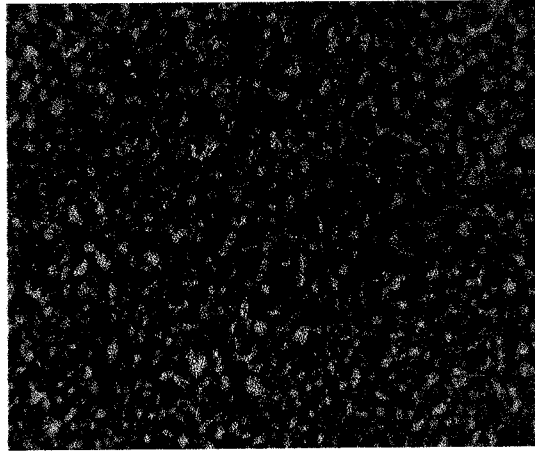


图 3

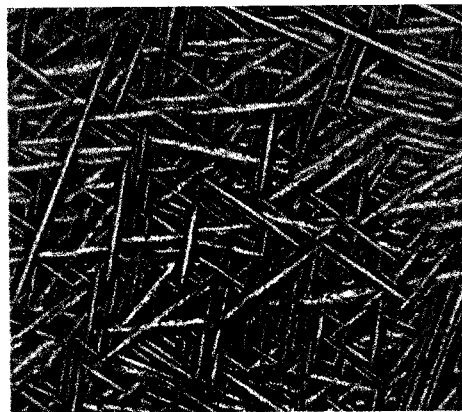


图 4

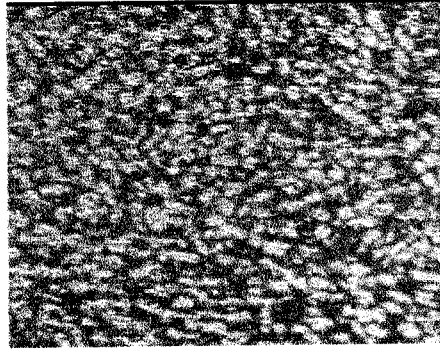


图 5

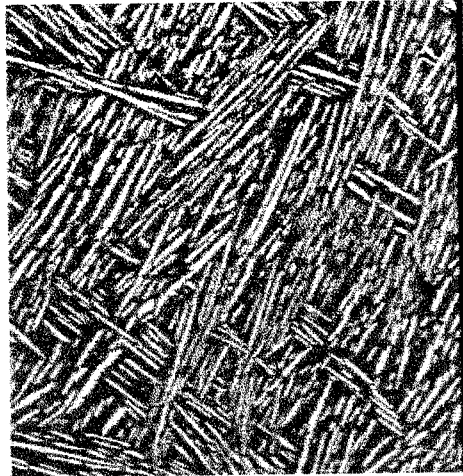


图 6