



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102021508 B

(45) 授权公告日 2015. 06. 03

(21) 申请号 201010293502. X

(22) 申请日 2010. 09. 15

(30) 优先权数据

12/559626 2009. 09. 15 US

(73) 专利权人 通用电气公司

地址 美国纽约州

(72) 发明人 J·A·豪克 R·C·施万特

(74) 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司
72001

代理人 徐晶 李炳爱

(51) Int. Cl.

G22F 1/10(2006. 01)

G22C 19/05(2006. 01)

(56) 对比文件

GB 1344917 A, 1974. 01. 23, 权利要求 5.

US 3871928, 1975. 03. 18, 权利要求 1、6, 说明书第 2 栏第 58-68 行、第 3 栏第 1-7、44-56 行、第 4 栏第 16-36 行、第 7 栏第 15-27 行、说明书摘要.

JP 特开平 5-230571 A, 1993. 09. 07, 全文.
EP 0792945 B1, 1998. 02. 12, 全文.

审查员 杨冰

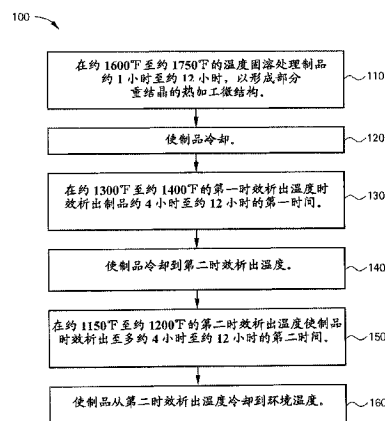
权利要求书1页 说明书11页 附图17页

(54) 发明名称

热处理 Ni 基超合金制品的方法和由其制造的制品

(57) 摘要

本发明公开一种热处理 (100) Ni 基超合金制品 (12) 的方法。方法 (100) 包括热加工制品 (12), 制品 (12) 包括含至少约 55 % 重量 Ni 的 NiCrMoNbTi 超合金, 以产生热加工微结构; 在约 1600° F 至约 1750° F 的温度固溶处理 (110) 制品 (12) 约 1 至约 12 小时, 以形成部分重结晶的热加工微结构; 并使制品 (12) 冷却 (120)。方法还包括在约 1300° F 至约 1400° F 的第一时效析出温度时效析出 (130) 制品 (12) 约 4 小时至约 12 小时的第一时间; 使制品 (12) 冷却 (140) 到第二时效析出温度; 使制品在约 1150° F 至约 1200° F 的第二时效析出温度时效析出约 4 小时至约 12 小时的第二时间; 并使制品 (12) 从第二时效析出温度冷却 (160) 到环境温度。



1. 一种 NiCrMoNbTi 超合金制品,所述制品具有部分重结晶的热加工微结构且包含: 55.0 至 63.0%重量 Ni、19.0 至 22.5%重量 Cr、6.5 至 9.5%重量 Mo、2.75 至 4.5%重量 Nb、1.0 至 2.3%重量 Ti、至多 0.35%重量 Al、至多 0.35%重量 Mn、至多 0.20%重量 Si、至多 0.010%重量 S、至多 0.20%重量 C 和至多 0.015%重量 P,其余为 Fe 和偶存或痕量的杂质。

2. 权利要求 1 的制品,其中所述合金组合物还包含至多 0.05%重量 V、至多 0.05%重量 Ta、至多 1.0%重量 Co 或至多 0.02%重量 B 或其组合。

3. 权利要求 1 的制品,其中以任何组合的 C、Ti 和 Nb 作为硬化成分,且其中 C 为 0.007 至 0.011%重量, Ti 为 1.33 至 1.92%重量, Nb 为 3.47 至 4.07%重量,并且 Ti 和 Nb 的总量为 4.99 至 5.40%重量,且硬化成分的总量为 4.39 至 4.97%原子。

4. 权利要求 1 的制品,其中所述 Ni 基超合金具有在室温至少 187ksi 的 0.2%屈服强度和在 750℃至少 165ksi 的 0.2%屈服强度,在室温至少 24%的面积减少和在 1150℃至少 31%的面积减少,在空气中在 593℃和 28ksi-(in)1/2 的应力强度因子利用 1099lbs. 负荷至少 2400 小时的停留时间抗裂纹扩展性。

5. 权利要求 1 的制品,其中所述合金组合物包含 59.0 至 63.0%重量 Ni、19.0 至 22.5%重量 Cr、6.5 至 9.5%重量 Mo、2.75 至 4.5%重量 Nb、1.0 至 2.3%重量 Ti、至多 0.35%重量 Al、至多 0.20%重量 Mn、至多 0.20%重量 Si、至多 0.010%重量 S、至多 0.20%重量 C 和至多 0.015%重量 P,其余为 Fe 和偶存或痕量的杂质;或 55.0 至 59.0%重量 Ni、19.0 至 22.5%重量 Cr、6.5 至 9.5%重量 Mo、2.75 至 4.5%重量 Nb、1.0 至 2.3%重量 Ti、至多 0.35%重量 Al、至多 0.35%重量 Mn、至多 0.20%重量 Si、至多 0.010%重量 S、至多 0.03%重量 C 和至多 0.015%重量 P,其余为 Fe 和偶存或痕量的杂质。

6. 权利要求 1 的制品,其中所述制品包括涡轮机部件,所述涡轮机部件包括叶片、叶轮、转子、定子、隔板、喷嘴、或燃烧器。

热处理 Ni 基超合金制品的方法和由其制造的制品

技术领域

[0001] 本文公开的主题涉及热处理 Ni 基超合金的方法和由其制造的制品。更具体地讲, 本发明涉及热处理 Ni 基超合金以提供合乎需要的屈服强度、延性和高温停留时间裂纹耐性的方法和由其制造的制品。

背景技术

[0002] 在喷气涡轮发动机和地面涡轮发动机工作期间通常遇到高温和应力。为了保证在长时间工作期间可靠的涡轮机运转, 在这些涡轮发动机内的部件必须在超过 850° F 的温度保持负荷下的高强度和其他性质。长期以来已认识 Ni 基超合金在高温下具有使它们合乎需要地用于具有高工作温度的关键涡轮机部件 (如涡轮、燃烧器、隔板、叶片 / 叶轮等) 的性质。相信 γ' 的析出有助于很多这些 Ni 基超合金在高温的优良性能。因此, Ni 基超合金, 如合金 706、合金 718、合金 625 和合金 725, 已广泛用于形成用于地面发电使用的涡轮机中的这些部件。

[0003] 由合金 706 制造并在过去已对其进行工业标准两步时效热处理的工业燃气轮机转子在完全寿命之前在工作期间沿着晶粒间界已经裂化。通过更严格的制造过程 (包括引起压缩残余应力的表面处理), 并通过由已对其进行两步时效热处理的合金 718 或合金 706 制造较新的转子, 已部分解决这一问题。然而, 随着工业燃气涡轮机和蒸汽轮机的工作温度和应力要求的提高, 合金 706、合金 718、合金 725 或 Custom Age 625PLUS 均不能满足这些要求, 并且必须由具有强度、延性和停留时间抗裂纹性的更佳组合同时保持优异的耐腐蚀性 (优选保持至少与合金 706 和合金 718 一样高的耐腐蚀性, 更优选保持至少与合金 725 和 Custom Age 625PLUS 一样高的耐腐蚀性) 的合金代替。

[0004] 因此, 需要研发具有改善的 TDCPR、强度和延性并且也提供优异的耐腐蚀性的 Ni 基超合金和制造此 Ni 基超合金的方法。

发明内容

[0005] 根据本发明的一个方面, 本发明公开一种热处理 Ni 基超合金制品的方法。所述方法包括热加工制品, 所述制品包括含至少约 55% 重量 Ni 的 NiCrMoNbTi 超合金, 以产生热加工微结构。所述方法还包括在约 1600° F 至约 1750° F 的温度固溶处理制品约 1 小时至约 12 小时, 以形成部分重结晶的热加工微结构。所述方法还包括使制品冷却。所述方法还包括在约 1300° F 至约 1400° F 的第一时效析出温度时效析出制品约 4 小时至约 12 小时的第一时间。所述方法进一步包括使制品冷却到第二时效析出温度。所述方法更进一步包括在约 1150° F 至约 1200° F 的第二时效析出温度使制品时效析出约 4 小时至约 12 小时的第二时间。所述方法更进一步包括使制品从第二时效析出温度冷却到环境温度。

[0006] 根据本发明的另一个方面, NiCrMoNbTi 超合金制品包含至少约 55% 重量 Ni, 并且具有部分重结晶的热加工微结构。

[0007] 根据本发明的另一个方面, NiCrMoNbTi 超合金包含至少约 55% 重量 Ni, 具有部分

重结晶的热加工微结构,并且具有在空气中在约 1100° F 至少约 2400 小时的静态抗裂纹扩展性。

[0008] 通过以下详述并结合附图,这些和其他优点及特征将变得更加显而易见。

附图说明

[0009] 被认作本发明的主题在说明书结尾的权利要求书中特别指出并清楚地要求保护。通过以下详述并结合附图,本发明的前述和其他特征和优点显而易见,其中:

[0010] 图 1 为涡轮发动机的示例性实施方案的横截面示意图,所述涡轮发动机具有包含本文公开的合金的涡轮机部件;

[0011] 图 2 为本文公开的静态裂纹扩展试验样品的前视图;

[0012] 图 3 为本文公开的热处理方法的示例性实施方案的流程图;

[0013] 图 4 为本文公开的合金的部分重结晶热加工微结构的示例性实施方案的显微相片;

[0014] 图 5 为本文公开的合金的示例性实施方案的 0.2% 屈服强度与试验温度关系图;

[0015] 图 6 为本文公开的合金的示例性实施方案的面积减少 (RA) 与试验温度关系图;

[0016] 图 7 为本文公开的合金 A 主化学组成和 DoE1 元素水平的表;

[0017] 图 8 为本文公开的 DoE1 合金 A 热化学组成的表;

[0018] 图 9 为本文公开的 DoE1 合金 A 机械性质的表;

[0019] 图 10 为本文公开的合金 B 主化学组成和 DoE2 元素水平的表;

[0020] 图 11 为本文公开的 DoE2 合金 B 热化学组成的表;

[0021] 图 12 为本文公开的 DoE2 合金 B 机械性质的表;

[0022] 图 13 为本文公开的 DoE2 固溶处理基体的表;

[0023] 图 14 为本文公开的 DoE2 固溶处理拉伸强度和抗裂纹扩展性的表;

[0024] 图 15 为本文公开的 DoE3 化学组成:固定元素的表;

[0025] 图 16 为本文公开的 DoE3 化学组成:可变元素的表;

[0026] 图 17 为本文公开的 DoE3 合金 C 机械性质的表;

[0027] 图 18 为本文公开的在 750° F 的 0.2% YS 与在 75° F 的 RA 的关系图;

[0028] 图 19 为本文公开的 DoE3 和合金 706 合金的静态裂纹扩展的比较表;

[0029] 图 20 为本文公开的优选合金化学组成 (% 重量) 的表;

[0030] 图 21 为本文公开的热 2B1、热处理 O 的显微相片;

[0031] 图 22 为本文公开的热 2B1、热处理 C 的显微相片;

[0032] 所述详细说明通过实施例并参照附图说明本发明的实施方案与优点和特征。

具体实施方式

[0033] 按照本说明书意图,在单个或系列数值前的副词“约”的出现应解释为包括各个和每个值,除非明确指明相反情况。

[0034] 在以下描述中,类似的引用字符指示在图中显示的数个视图中类似或相当的部件。术语如“顶部”、“底部”、“向外”、“向内”等为方使用词,不要解释为限制性术语。

[0035] 本发明公开一种相对于现有市售合金 (包括含合金 725 或 Custom Age 625PLUS

种类的那些合金以及合金 718 或合金 706 的那些合金) 两步时效处理 (two-step age) 改善铸造和锻造 Ni 基超合金的室温和工作温度强度 (包括屈服强度)、室温和工作温度延性和 TDCPR 的热处理方法, 和具有所得微结构或应用此热处理方法的机械性质特性的组合的合金。例如, 如工业上使用, 合金 706 两步时效处理的平均 0.2% 屈服强度 (YS) $\leq 148\text{ksi}$, 极限拉伸强度 (UTS) $\leq 183\text{ksi}$, RA $\leq 24\%$ 。有利的是, 还预料本文所述并根据本文公开方法加工的合金具有比合金 706 或合金 718 更佳的耐腐蚀性, 因为已知这是这些材料的常规市售合金的情况。

[0036] 这些高耐腐蚀性、析出或时效可硬化的 Ni 基超合金一般可描述为 NiCrMoNbTi 超合金, 此超合金也可包含偶存或痕量的 B、Co、Ta 和 V。所公开的热处理方法适用于 Special Metals Corporation 和其他公司制造的常规铸造和锻造的 INCONEL[®] Alloy 725 (UNS N07725) 和 Carpenter Technology 制造的 Custom Age 625 PLUS[®] Alloy (UNSN07716)。这些合金的主要区别是合金中 Ni 的量, 如本文进一步描述。因此, 所述 Ni 基超合金组合物包括约 55.0 至 63.0% 重量 Ni、约 19.0 至 22.5% 重量 Cr、约 6.5 至 9.5% 重量 Mo、约 2.75 至 4.5% 重量 Nb、约 1.0 至 2.3% 重量 Ti、至多约 0.35% 重量 Al、至多约 0.35% 重量 Mn、至多约 0.20% 重量 Si、至多约 0.010% 重量 S、至多约 0.20% 重量 C 和至多约 0.015% 重量 P, 其余为 Fe 和偶存或痕量的杂质。这些 Ni 基超合金也可包含作为偶存杂质或作为痕量合金添加物的至多约 0.05% 重量 V、至多约 0.05% 重量 Ta、至多约 1.0% 重量 Co 或至多约 0.02% 重量 B 或其组合, 更具体可包含 0.20% 重量或更少的 Co 和 0.006% 重量或更少的 B。在下表 1 中给出合金 725 (UNS N07725) 和 Custom Age625 PLUS[®] (UNS N07716) 的标称商业组成:

[0037] 表 1

化学组成(%重量)	合金 725	合金 625
	(UNS N07725)	(UNS N07716)
Ni	55.0-59.0	57.0-63.0
铬	19.0-22.5	19.0-22.0
钼	6.5-9.5	7.0-9.5
铌	2.75-4.5	2.75-4.0
钛	1.0-2.3	1.0-1.6
铝	最大 0.35	最大 0.35
碳	最大 0.03	最大 0.20
锰	最大 0.35	最大 0.20
硅	最大 0.20	最大 0.20
磷	最大 0.015	最大 0.015
硫	最大 0.010	最大 0.010
工业杂质	痕量	痕量
铁	余量	余量

[0039] 所述 Ni 基超合金组合物也包括本文报道的实施例中所描述的数种另外的合金组合物。这些合金包含任何组合的 C、Ti 和 Nb 作为硬化成分,其中 C 为约 0.007 至约 0.011% 重量,Ti 为约 1.33 至约 1.92% 重量,Nb 为约 3.47 至约 4.07% 重量,并且 Ti 和 Nb 的总量为约 4.99 至约 5.40% 原子,其中硬化成分的总量为约 4.39 至约 4.97% 原子。

[0040] 具体参考图 1,应了解,此说明是为了描述本发明的示例性实施方案,并不是要限制本发明。应了解,需要强度、延性和 TDCPR 的组合的非涡轮机制品或部件的制品应认为是在本发明的范围内。这些制品包括但不限于油田操作使用的工具、阀和井下设备、火箭发动机、航天器、石油化工 / 能源生产、内燃机、金属成形 (热加工工具和模)、热处理设备、核动力反应器和煤转化设备。图 1 为涡轮发动机 10 的示意图,所述涡轮发动机 10 包括以下所述本发明的至少一个涡轮发动机部件。涡轮发动机 10 可以为地面涡轮机 (如广泛用于发电的那些涡轮机) 或飞机或船舶发动机。空气进入涡轮发动机 10 的入口 12,并首先在压缩机 14 中压缩。高压空气然后进入燃烧器 16,在此与燃料混合,如天然气或喷气燃料,并连续燃烧。离开燃烧器 16 的热、高压燃烧气体然后膨胀通过涡轮机 18,在此提取能量,以提供涡轮机的动力,包括为压缩机提供动力的能量,随后通过排放出口 20 离开涡轮发动机 10。

[0041] 涡轮发动机 10 包括在工作期间经受高温和 / 或应力的一些涡轮机部件或制品。这些涡轮机部件包括但不限于:压缩机 14 中的转子 22 和定子 24;燃烧器 16 中的燃烧器罐 26 和喷嘴 28;涡轮机 18 中的盘、轮和叶片 30 等。这些涡轮机部件可由具有本文所述范围的组成和在本文所述条件在空气存在下在 1100° F 至少 2400 小时破坏的抗裂纹扩展性 (TDCPR) 的 Ni 基超合金制成。优选涡轮机部件具有在空气存在下在 1100° F 至少 20,000 小时破坏的抗裂纹扩展性。最优选涡轮发动机 10 包括具有在空气存在下在 1100° F 至少 70,000 小时破坏的 TDCPR 的涡轮机部件。

[0042] 图 2 为测定材料或由材料制成的制品的抗裂纹扩展性的静态裂纹扩展试验的示意图。在由所述材料制成的试验制品 34 中产生提供 $K = 28\text{ksi}-(\text{in})^{1/2}$ 的应力强度因子的疲劳预制裂纹 32,使试验制品 34 经受恒定负荷 (L) (例如,1099 磅),并在空气或蒸汽存在下加热到试验或工作温度 (例如,1100° F)。可在静态裂纹扩展试验中使用蒸汽环境,因为对于 Ni 基超合金中的晶间裂纹,一般认为蒸汽是稍比空气更严苛的环境。因此,在蒸汽存在下对合金得到的试验结果代表合金的更低性能限度。对疲劳预制裂纹 32 应用应力强度因子 (例如, $28\text{ksi}-(\text{in})^{1/2}$)。监测疲劳预制裂纹 32 的扩展速率,直到试验制品 34 破坏,或直至达到预选择时间,在此情况下测定裂纹扩展的依赖于时间的部分。根据试验制品 34 是否破坏或达到预选择时间,破坏的时间或裂纹扩展的程度可与静态裂纹扩展速率相关。

[0043] 本发明的制品,可以为涡轮发动机 10 的涡轮机部件,由本文所述的 Ni 基超合金制成。用于形成制品的 Ni 基超合金具有包含 γ' 相 ($\text{Ni}_3\text{Al,Ti}$) 和 γ'' 正方晶相 $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti,Nb})$ 的微结构,并且包括具有至少 55% 重量 Ni 和部分重结晶热加工微结构的 NiCrMoNbTi 超合金。部分重结晶的程度可以变化。其将包括至少一些重结晶,以便存在本文所述的双峰晶粒结构,但可以在相对少量的重结晶晶粒和大量热加工微结构与相对大量的重结晶晶粒和少量的热加工微结构之间变化。

[0044] 所述制品还具有在约室温至少约 187ksi 的 0.2% 屈服强度,和在约 750°C 至少约 165ksi 的 0.2% 屈服强度。更具体地讲,它们具有在约室温约 187ksi 至约 193ksi 的 0.2% 屈服强度,和在约 750°C 约 165ksi 至约 175ksi 的 0.2% 屈服强度。这些制品也具有在约室

温至少约 24% 的 RA,和在约 1150°C 至少约 31% 的 RA,在蒸汽和 / 或空气中在 1100° F 约 1000 至约 3000 倍于 706 两步时效处理材料的提高的停留时间抗裂纹扩展性或 TDCPR,包括在空气中在此温度至少约 2400 小时的停留时间裂纹扩展破坏时间 (TTF),更具体在空气中至少约 2455 小时。

[0045] 本文所述制品由 Ni 基超合金制成。所述 Ni 基超合金具有具本文所述机械性质的部分重结晶热加工微结构。本文所述的 Ni 基超合金可优选由一般被称为“三重熔融 (triple melt)”法的方法制备,虽然本领域的技术人员容易理解,可用另一种处理途径得到它们。在三重熔融法中,组成各成分首先以必要的比例混合,并采用诸如真空感应熔融或类似方法的方法熔融,以形成熔融的合金。熔融的合金然后重新固化成 Ni 基超合金锭。锭然后采用电渣再熔 (ESR) 或类似方法的方法再熔融,以将合金进一步精制和均化。然后用真空电弧再熔 (VAR) 法进行第二次再熔,以将合金更进一步精制和均化,并提供具有使它们能够用于制造涡轮发动机制品 12 的足够低夹杂物和其他合乎需要方面的所述类型的 Ni 基超合金。

[0046] 第二次再熔后,通过热处理进一步使合金锭均化。均化热处理优选在尽实际或可能接近合金的熔点的温度进行,同时避免初熔。然后使锭经过转化过程,其中使锭形成坯料,即为了锻造制备并成形。转化过程在低于均化处理期间使用的温度进行,一般包括锻造、热处理和拉伸步骤的组合,在其中发生另外的均化,并减小锭中的晶粒大小。得到的坯料然后用普通热加工方法热加工,如热锻、热棒成形、热轧等或其组合,以形成制品。

[0047] 参考图 3,然后热处理经热加工的制品,以得到所需的屈服强度、延性和 TDCPR 或本文所述的停留时间抗裂纹扩展性。可直接在热加工完成后冷却后或在将制品再加热到本文所述的固溶处理温度后利用本文所述的热处理方法。热处理方法 100 包括在约 1600° F 至约 1750° F 的固溶处理温度固溶处理 110 制品约 1 小时至约 12 小时,以形成部分重结晶的热加工微结构;使制品冷却 120;在约 1300° F 至约 1400° F 的第一时效析出温度时效析出 130 制品约 4 小时至约 12 小时的第一时间;使制品 140 冷却到第二时效析出温度;在约 1150° F 至约 1200° F 的第二时效析出温度使制品时效析出 150 约 4 小时至约 12 小时的第二时间;并使制品冷却 160 到环境温度。

[0048] 在约 1600° F 至约 1750° F 的温度固溶处理 110 制品约 1 小时至约 12 小时以形成部分重结晶的热加工微结构是一种相对“低温”固溶化热处理,并且可被描述为部分固溶热处理,其特征不在于所用温度范围和时间不足以完全使合金微结构重结晶的事实。更具体地讲,固溶处理 100 可在约 1600° F 至约 1750° F 进行约 1 小时至约 8 小时,甚至更具体在约 1650° F 至约 1750° F 进行约 1 小时至约 3 小时。作为比较,例如 Custom Age 625 PLUS Alloy 和合金 725 为了各种性质通常接受以下热处理之一:(1) 在热加工操作(锻造、棒成形等)后在 1900° F 固溶时效热处理 1 小时至 2 小时,随后空气冷却至室温;(2) 根据 (1) 固溶时效处理,随后进行 1325 至 1375° F 的双时效处理 8 小时,以产生 γ'' 相,随后以 100° F/小时炉内冷却至 1150° F,在此热处理合金另外 8 小时,随后空气冷却至室温;(3) 根据 (1) 固溶时效,随后进行 1350° F 单时效处理 4 小时至 8 小时,以产生 γ'' 相,随后空气冷却至室温;(4) 将合金热加工,立即在 1350° F 双时效处理 8 小时,随后以 100° F/小时炉内冷却至 1150° F,在此热处理合金另外 8 小时,随后空气冷却至室温;和 (5) 冷加工,随后标准时效热处理,以产生 γ'' 相,如 (2)、(3) 或 (4) 中所述。在 1900° F 或甚至低至

1800° F 的温度固溶时效热处理 1 小时至 2 小时足以使合金微结构完全重结晶。

[0049] 不受理论限制,锻造后固溶化热处理在 γ 相区低于 δ (Ni_3Nb) 溶线温度进行,使得此相不完全固溶化,但高于 γ' 和 γ'' 溶线温度,使得这些相实质完全固溶化。在这些温度和时间热处理不足以使合金微结构完全重结晶,而是只产生部分重结晶,这意味制品保持一部分其热加工微结构,包括热加工的相对较大变形和伸长的晶粒性质。部分重结晶的程度为固溶化温度和时间函数,并且相对较高温度和较长时间产生相对较高程度或量的重结晶微结构,相对较低温度和较短时间导致保留较大量要保留的未重结晶热加工微结构。

[0050] 同样,不受理论限制,冷却 120 部分重结晶热加工微结构的步骤固定上述部分重结晶的程度,并且也促进 γ' 和 γ'' 在合金微结构内成核。在示例性实施方案中,冷却 120 可包括使制品 12 冷却到室温(例如约 70° F),例如通过空气冷却或通过风扇冷却到环境温度或室温,随后将制品再加热 125 到第一时效析出温度。或者,冷却 120 可包括使制品直接冷却到第一时效析出温度,例如风扇冷却或炉内冷却到第一时效析出温度。冷却 120 应促进制品 12 相对较快地通过 γ' 和 γ'' 相区,以便促进这些相成核而无显著生长。

[0051] 同样,不受理论限制,在约 1300° F 至约 1400° F 的第一时效析出温度时效析出 130 制品约 4 小时至约 12 小时的第一时间的步骤实质上涉及已在合金微结构内成核的 γ' 和 γ'' 相生长。更具体地讲,此时效热处理的时间可以为约 5 小时至约 8 小时。约 1 小时至约 2 小时的初始部分促进 γ' 相生长,而约 3 小时至约 10 小时的最后部分(更具体约 4 小时至约 6 小时)促进 γ'' 相生长。除了 γ' 和 γ'' 相生长外,时效析出 130 也促进另外的碳化物形成和/或生长,包括 M_{23}C_6 或 M_6C 碳化物或其组合。

[0052] 同样,不受理论限制,使制品冷却 140 到第二时效析出温度的步骤使合金通过 γ' 相区离开 γ'' 相区并进入 γ 相区。从第一时效析出温度冷却 140 到第二时效析出温度可包括以控制冷却速率炉内冷却。在一个示例性实施方案中,受控的冷却速率可包括约 100° F/小时的速率。

[0053] 另外,不受理论限制,在约 1150° F 至约 1200° F 的第二时效析出温度时效析出 150 制品(即,在 γ 相区)约 4 小时至约 12 小时的第二时间的步骤促进在第一时效析出步骤中生长的 γ' 和 γ'' 相粗糙化,产生具有稍微粗糙化的 γ' 和 γ'' 相的部分重结晶热加工微结构。更具体地讲,此时效热处理的时间可以为约 5 小时至约 8 小时。

[0054] 在第二时效析出 150 完成后,方法 100 还包括使制品冷却 160 到环境温度或室温,例如,通过空气冷却。冷却 160 未带来进一步相变的发生。具有稍微粗糙化的 γ' 和 γ'' 相的部分重结晶热加工微结构具有双峰双形态晶粒微结构,此微结构包括点缀有与微结构的重结晶部分相关的较小、更等轴晶粒的与微结构的未重结晶热加工部分相关的较大且一般伸长的晶粒。此微结构图示说明于图 4 中。不受理论限制,相信具有粗糙化 γ' 和 γ'' 相的双峰双形态晶粒微结构通过提供增加的晶界长度和对在操作期间在制品 12 内引发的任何裂纹的曲率促进提高屈服强度、延性和停留时间抗裂纹性或本文所述的 TDCPR,从而减缓裂纹扩展。

[0055] 利用本申请中示例性实施方案中所述的合金化学组成和热处理方案,公开优于任何目前材料的高强度高延性合金。这些合金和热处理方案将允许制造具有相对于利用本文所述其他目前市售 Ni 基超合金的制品提高的工作寿命的涡轮机制品。此研发有利于研发

设计在较高工作温度或较高应力或两者工作并具有伴随提高的涡轮机效率的新的工业燃气涡轮机和蒸汽涡轮机。

实施例

[0056] 对三种 DoE 评价化学组成、机械强度和由合金在蒸汽和 / 或空气中的停留时间抗裂纹扩展性测定的 TDCPR 能力。探索固溶热处理温度范围,开始用在 1900° F 的标准工业固溶时效处理,往后使处理温度达到 1650° F。时效热处理在 1300° F、1350° F 和 1400° F 进行 8 小时,随后 100° F/ 小时炉内冷却至 1150° F 或 1200° F (对于高温时效析出处理),也经历 8 小时,随后空气冷却至室温。

[0057] 根据试验设计 (design of experiments, DoE) 方法开分并执行三种试验设计基体。为了评价静态停留时间抗裂纹扩展性 (TDCPR) 和屈服强度 (包括在室温 (例如, 70° F) 和 750° F 的 0.2% YS) 和通过在室温和 750° F 面积减少 (RA) 测定的延性,设计这些 DoE 检验化学极限和热处理效果。为了评价合金组成的影响,前两个 DoE 着眼于基础合金化学的组成元素变化。与这些 DoE 相关的是为评价静态停留时间抗裂纹扩展性、屈服强度和延性而设计的热处理。

[0058] 前两个 DoE 固定主要合金化学组成。然而,为了更完全探讨硬化剂元素的效果,引入第三个 DoE。在此情况下,制造其中 Ti 和 Nb 变化的实验合金,使得总硬化剂含量保持相同,即, Ti+Nb 分数恒定,而硬化剂%随 Ti 和 Nb 的相对分数改变。由于本文描述的所需热处理方案已确定,因此,给予这些合金此所需热处理,测定拉伸性质和静态抗裂纹扩展性,并与作为比较性实施例的合金 706 (两步时效处理) 比较。

[0059] 第三 DoE 的拉伸性质很好。所有 DoE 试验化学 (包括基线) 超过在 750° F 的 150ksi 0.2% YS。0.2% YS 值为低约 165ksi 至高约 175ksi。另外,室温 RA 也超过 15%, 低值为约 24%, 高值为约 40%。图 5 显示 DoE3 中 0.2% YS 随试验加热所用温度变化的关系图。图 6 显示面积减少 (RA) 与同一实验加热温度的函数。

[0060] 除了达到的强度和延性外,静态停留时间抗裂纹扩展性 (TDCPR) 也与合金 706 (两步时效处理) 相比得到了改善。在空气中 DoE 合金的静态裂纹扩展试验与 706- 基线合金在两步时效处理条件的类似结果比较,显示抗裂纹扩展性改善超过这些合金。

[0061] DoE1

[0062] DoE1 是这些合金商业形式的初始探究,即,制造直径至多为 36 英寸的锭,可铸造该锭并形成坯料而不破裂,随后可锻造成具有细晶粒大小的制品 (例如转盘)。在评价化学组成对机械性质的作用中,用此锭作为主合金。对于 1/16 析因 DoE1,合金 A 中的八种元素在两个水平 (高和低) 变化。图 7 包含在 DoE1 开始时限定的标称化学组成。实验室热试样 (heat) 形式的合金 A 基于在 DoE1 中改变以下八种元素的此主化学组成: Al、C、Cr、Fe、Mo、Nb、Ti 和 Si,如图 8 所示。

[0063] 合金 A 的各热试样被锻造成棒,随后轧成板,以得到相对较细晶粒大小。在这些研究中的因变量为: 1) 在 75° F 的拉伸强度、屈服强度、伸长和面积减少; 2) 在 750° F 的拉伸强度、屈服强度、伸长和面积减少; 和 3) 对在 1100° F 的静态裂纹扩展试验测定的破坏时间或估计寿命 (小时)。

[0064] 对于各实验室热化学的硬化剂原子百分数 (% 原子) 用以下表达式测定,其中元

素分数为重量百分数(%重量):

[0065] 硬化剂%原子 = $1.229 \times \text{Ti \% 重量} + 2.182 \times \text{Al \% 重量} + 0.634 \times \text{Nb \% 重量} + 0.325 \times \text{Ta \% 重量}$ (1)

[0066] 对于在 DoE1 中产生的热试样,硬化剂%原子在 3.69 和 5.89 之间。

[0067] 静态裂纹扩展试验为筛选试验,而不是设计性质的量度,但与 TDCPR 直接成比例。它比在接近工作温度进行的漫长 TDCPR 试验花费小得多。该试验可在空气和 / 或蒸汽中进行。在 DoE1 中,将具有提供 $K = 28\text{ksi}-(\text{in})^{1/2}$ 的应力强度因子的裂纹的紧凑拉伸试件以恒定负荷悬挂在五个试件链上最长两个星期(336 小时)。如果样品不断裂,则将样品弄断,用在 1100° F 暴露期间裂纹扩展的程度评价断裂时间。用为此试验而开发的算法测定此负荷条件和温度的预期寿命。不可能进行所有 DoE1 合金化学组成的静态寿命试验,因为一些太脆,以致于它们在紧凑拉伸试件预裂化期间断裂。

[0068] 合金 A 的实际 DoE1 化学组成(高和低值)和材料性质数据(0.2%屈服强度、极限拉伸强度、伸长、面积减少和静态裂纹扩展寿命)显示于图 9 中。

[0069] 合金 718 具有优于合金 706 的 TDCPR,并用作这些静态寿命结果的比较性实施例。在这些试验条件下,合金 718 的寿命为约 20 小时。

[0070] 在 DoE1 中给予合金 A 的热处理如下:1) 在约 1650° F 固溶热处理约 1 小时;随后 2) 通过油淬火快速冷却到大约环境温度;3) 加热到约 1350° F 的第一时效析出热处理温度约 8 小时;随后 4) 以约 100° F/小时炉内冷却到约 1150° F 的温度;和 5) 在约 1150° F 的第二时效析出温度保持约 8 小时;和 6) 随后用不流动空气冷却到环境温度。

[0071] 为 DoE1 选择很低的固溶处理温度。此固溶温度给予不完全重结晶的独特微结构,保持一部分热加工微结构。

[0072] DoE2

[0073] DoE2 在 DoE1 的基础上将合金 A 的主化学组成扩展到包含通常在镍超合金中发现的痕量元素。这些元素包括 P、S、Co、Ta、V 和 Ca,并保持在合理痕量或典型地用于 Ni 基超合金的尽可能低的量,特别是合金 725 和 Alloy Custom 625 PLUS。在 DoE2 中,合金 B 基于此主化学组成,并改变以下七种元素:Al、C、Cr、Fe、Mo、Nb 和 Ti,得到具有三个中心点的 1/8 析因 DoE1。图 10 显示合金 B 的标称化学组成和关于这七种元素的 DoE2 高和低范围。另外,也产生在高和低 DoE2 范围之间的中点化学组成。为 DoE2 选择较高固溶温度(1800° F),以使物质完全重结晶。

[0074] DoE2 热处理

[0075] 在 DoE2 中给予实验室合金 B 热试样固溶和时效热处理如下:1) 在约 1800° F 固溶热处理 4 小时;2) 随后空气冷却到环境温度;3) 再加热到约 1350° F 的第一时效析出热处理温度 8 小时;随后 4) 以约 100° F/小时炉内冷却;和 5) 在约 1150° F 第二时效析出热处理温度保持约 8 小时;和 6) 空气冷却到环境温度。

[0076] 在 DoE2 中固溶处理温度从 1650° F 改变到 1800° F 不利影响材料的静态抗裂纹扩展性。因此,将选择的实验室热试样重新固溶处理并时效处理,以确定最佳固溶处理温度。所用材料为合金 B 的锭,即根据图 13 中的名称对 2Bk、2B1、2Bn 和 2Bo 给予热处理。

[0077] 随后试验热试样 2Bk、2B1、2Bn 和 2Bo 在室温的强度和在蒸汽中在 1100° F 的裂纹扩展。此固溶处理研究的结果显示于图 14 中。

[0078] 固溶处理 A 和 D (1650° F) 提供研究的固溶处理的静态抗裂纹扩展性的最佳结果。A 和 D 热处理的主要差别在于淬火方法的固溶温度 (油淬火 (A) – 风扇冷却 (D)) 和时效处理温度 (1300° F 用于 (A), 1350° F 用于 (D))。

[0079] DoE2 规定这些合金的固溶处理和时效处理温度, 并提供对于 DoE3 的标称化学组成。

[0080] DoE3

[0081] DoE3 研究 Nb 和 Ti 对基于来自 DoE2 的化学组成和另一种预定合金化学组成的这些合金的强度、延性和静态抗裂纹扩展性的影响。在图 15 中显示 DoE3 的关于固定元素 (% 重量) 的基础化学组成。图 16 显示 DoE3 的可变元素 (重量百分数) 和硬化剂含量 (% 原子)。

[0082] 热试样 3Ca 为显示该合金的最大 C 含量的基线化学组成。硬化剂含量为 4.39% 原子。在随后的热试样中, Ti 的量从 1.92% 重量改变到 1.33% 重量, 而 Nb 的量从 3.47% 重量改变到 4.07% 重量。这使硬化剂含量从高值 4.97% 原子到低值 4.60% 原子。Ti+Nb 以此方式改变, 以使 (Ti+Nb) % 重量保持恒定于 5.40% 重量。

[0083] 在 DoE3 中给予合金 C 的热处理如下: 1) 在约 1650° F 固溶热处理 1 小时; 随后 2) 风扇冷却到环境温度; 随后 3) 再加热到约 1350° F 的第一时效析出热处理温度 8 小时; 随后 4) 以 100° F/小时炉内冷却到; 5) 约 1150° F 的第二时效析出热处理温度 8 小时; 和 6) 随后用不流动空气冷却到环境温度。

[0084] 拉伸机械性质在 75° F、750° F 和 1150° F 测定。只有 75° F 和 750° F 拉伸性质显示于图 17 中。图 5 和 6 显示 DoE3 热试样在 1150° F 下的 0.2% 屈服强度 – 温度 (图 5) 和面积减少 (RA) – 温度 (图 6) 的关系图。

[0085] 根据 DoE3 的优选化学组成, 对于所用固溶和时效热处理, Ti 和 Nb 的变化只引起强度和延性的小变化。然后在空气中进行静态裂纹扩展试验, 以评价合金的静态抗裂纹扩展性。图 19 显示与目前燃气轮机盘合金 (如 706 两步时效处理) 比较的 DoE3 热试样中静态裂纹扩展的结果。

[0086] 图 18 显示 DoE1、DoE2 和 DoE3 的 75° FRA-750° F 0.2% YS, 最小性质范围和目标性质范围显示于图中。由此图看到, 四个热试样落在目标区域内 – 热试样 3Ca、3Cc、3Ce 和 3Cf。应注意到, 在 1100° F 在空气中静态裂纹扩展试验结束前只有 3Cf 断裂。热试样 3Cb 和 3Cd 仅在边缘处低于 30% 的目标 RA 值, 3Cb 的 RA 值为 25%, 3Cd 的 RA 值为 27%。

[0087] 鉴于 DoE1-3 的结果, 固溶和两部分时效热处理 (two-part aging) 本文所述合金, 包括合金 725/Custom Age 625PLUS 及其衍生物, 包括其化学组成的优选范围, 提供与常规固溶时效热处理比较提高的极限拉伸强度和 0.2% 屈服强度。另外, 本文所述固溶和时效热处理使断裂静态裂纹扩展时间等于或好于最佳的目前 Ni 基超合金燃气轮机盘合金和用于抗裂纹扩展性的盘合金热处理 (即合金 706 三步时效处理)。除了提到的抗裂纹扩展性外, 可选择本文所述合金提供比常规热处理合金 725/Custom Age 625PLUS 更高的强度, 特别是屈服强度。另外, 热处理合金 725/Custom Age 625PLUS 和基于它的衍生物 (包括本文所述的特别有用的化学组成) 得到与合金 706 和标准合金 725/Custom Age 625PLUS 比较更高强度的合金。

[0088] 燃气轮机盘所用的特别有用的合金组成显示于图 20 中, 虽然本文规定的固溶

和时效热处理适用于在本文所述化学组成范围内的任何合金。

[0089] 对自 DoE2 的所选合金进行详细微结构研究。一部分工作示于图 4、21 和 22 中。以下展示三种情形来说明在所示热处理期间产生的微结构差异。

[0090] 情形 1- 热试样 2BI-0

[0091] 试验条件: 本文所述的静态负荷, 在蒸汽中 1100° F, 初始应力强度因子 $K = 28\text{ksi}-(\text{in})^{1/2}$ 。此样品的固溶热处理温度为 1800° F, 或在 1900° F 的厂家建议温度下约 100° F 并在 1350° F 时效处理 8 小时, 随后以 100° F/ 小时炉内冷却到 1150° F 经历 8 小时, 随后空气冷却到环境温度。另外, 第一阶段时效热处理略微提高 (50° F), 以增加屈服强度和拉伸强度。在此温度固溶热处理产生具有大量孪晶的相对较大晶粒的完全重结晶微结构。未显示电子束散射衍射 (EBSD) 分析证明大多数晶界在其间具有小取向角 (通常为 3° 或更小)。这是基体中低残余应变的表示。虽然就强度和延性而言拉伸性质正常, 但在静态停留时间裂纹扩展试验中的 TTF 仅为 43 小时。

[0092] 情形 2- 热试样 2BI-C.

[0093] 试验条件: 本文所述的静态负荷, 在蒸汽中 1100° F, 初始应力强度因子 $K = 28\text{ksi}-(\text{in})^{1/2}$ 。在此实施例中, 将固溶热处理温度降低到 1750° F 并在 1300° F 时效处理 8 小时, 随后以 100° F/ 小时炉内冷却到 1150° F 经历 8 小时, 随后空气冷却到环境温度。与情形 1 中使用的 1350° F 和 1150° F 对比, 时效热处理温度在 1300° F 和 1150° F。微结构再次完全重结晶, 但是具有较细的晶粒大小。再次观察到大量孪晶。EBSD 分析再次显示几乎没有内部残余应变的微结构同时在晶粒之间具有小角度 (再次通常为 3° 或更小) 晶界, 并且非常类似于实施例 1。因此, 固溶热处理温度差 50° F 产生与实施例 1 大致相同但具有较细晶粒的一般微结构。静态停留时间中的 TTF 提高到 107 小时, 这可能是由于较细晶粒大小, 较细晶粒大小增加裂纹必须扩展的距离。

[0094] 情形 3- 热试样 2BI-A. 点缀有与微结构的重结晶部分相关的较小、更等轴晶粒的与微结构的未重结晶热加工部分相关的较大且一般伸长的晶粒

[0095] 试验条件: 本文所述的静态负荷, 在蒸汽中 1100° F, 初始应力强度因子 $K = 28\text{ksi}-(\text{in})^{1/2}$ 。在 1650° F 下对样品进行固溶热处理, 并在 1300° F 时效处理 8 小时, 随后以 100° F/ 小时炉内冷却到 1150° F 经历 8 小时, 随后空气冷却到环境温度的微结构, 显示与另外两种情形显著不同的微结构。在此实施例中, 所述微结构被部分重结晶, 其中较小重结晶晶粒的混合物点缀在为热加工微结构剩余物的较大未重结晶晶粒之间。EBSD 显示两个重要微结构差异。第一, 晶粒错误取向范围达到大于 10° 的值, 并且增加的残余应变与此宽范围晶粒错误取向相关。具有部分重结晶微结构与具有几度至大于 20° 的值的一定范围晶粒错误取向的组合作用导致在静态停留时间裂纹扩展试验中 TTF 显著改善, 在该试验中样品在预定试验时间范围不断裂。分析显示估计 $\text{TTF} > 50,000$ 小时。

[0096] 因此, 在合金中并且由本文所述合金热处理产生的情形 3 微结构赋予静态停留时间抗裂纹扩展性显著改善, 并且为所述热处理产生的部分重结晶微结构的结果。关于使用此热处理的 DoE3 热试样的随后试验证明静态停留时间抗裂纹扩展性改善, 同时显现合乎需要的 0.2% YS 和延性。

[0097] 虽然已只关于有限一些实施方案详细描述了本发明, 但应很容易地理解, 本发明不限于这些公开的实施方案。相反, 可修改本发明, 以加入任何一些变化、变动、取代或至今

未描述但与本发明的精神和范围相适应的相当布置。另外,虽然已描述本发明的不同实施方案,但应理解,本发明的方面可只包括一些所述的实施方案。因此,不应将本发明视为受前述说明限制,本发明只受附加权利要求的范围限制。

[0098] 部件清单

[0099]	10	涡轮发动机
[0100]	12	制品
[0101]	14	压缩机
[0102]	16	燃烧器
[0103]	18	涡轮机
[0104]	20	排放出口
[0105]	22	转子
[0106]	24	定子
[0107]	26	燃烧器罐
[0108]	28	喷嘴
[0109]	30	轮和叶片
[0110]	32	疲劳预制裂纹
[0111]	34	试验制品
[0112]	100	热处理方法
[0113]	110	固溶处理
[0114]	120	冷却
[0115]	125	再加热
[0116]	130	时效析出
[0117]	140	冷却
[0118]	150	时效析出
[0119]	160	冷却

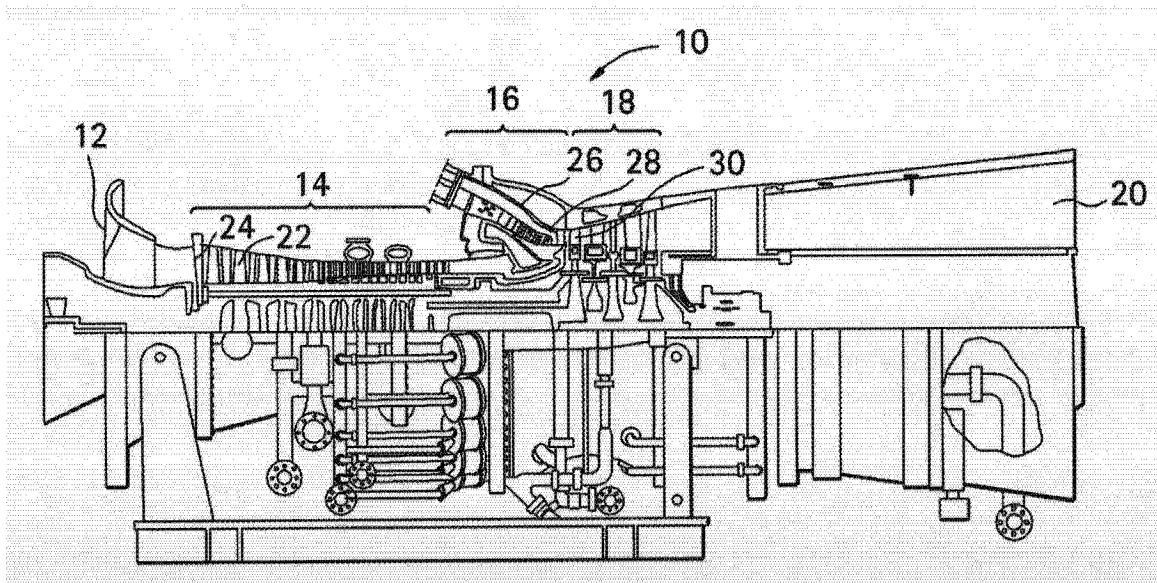


图 1

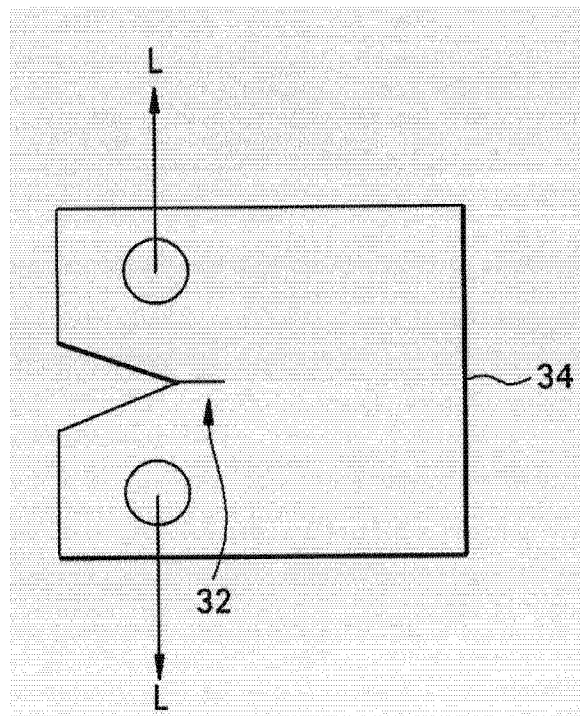


图 2

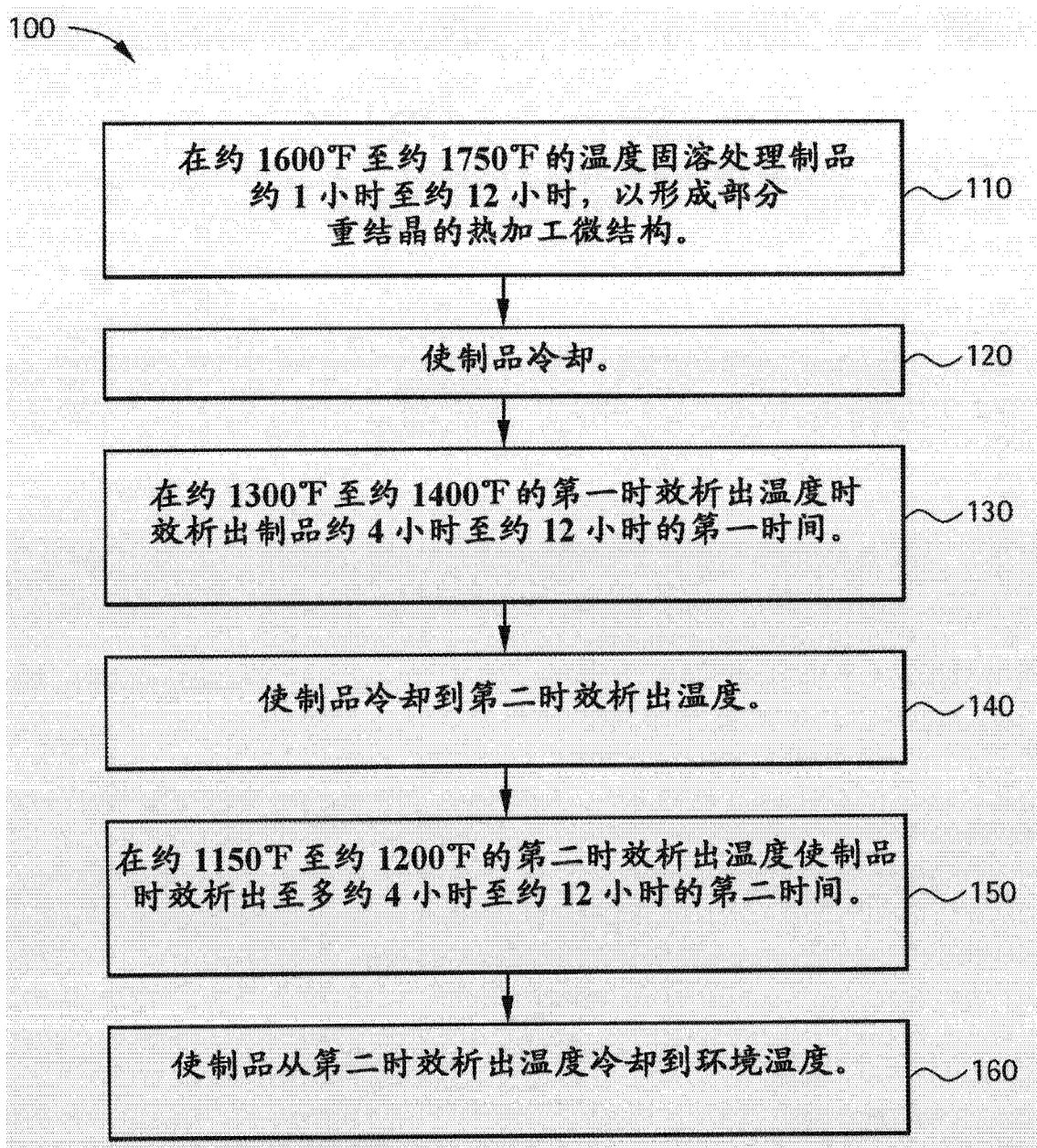


图 3

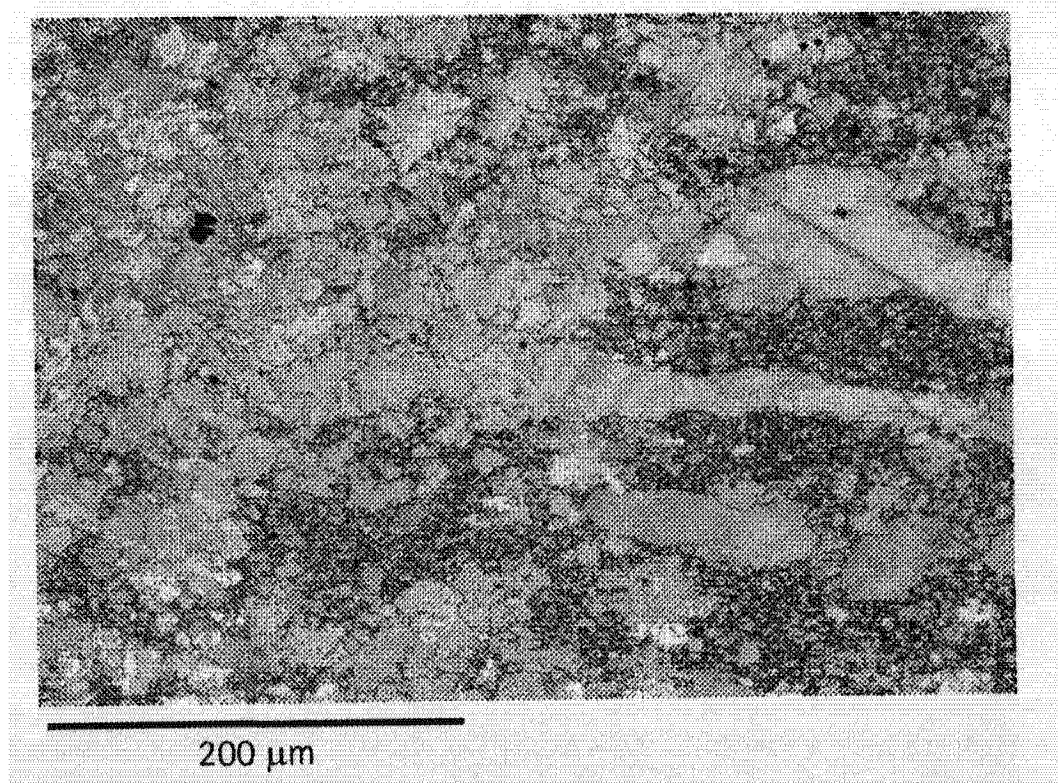


图 4

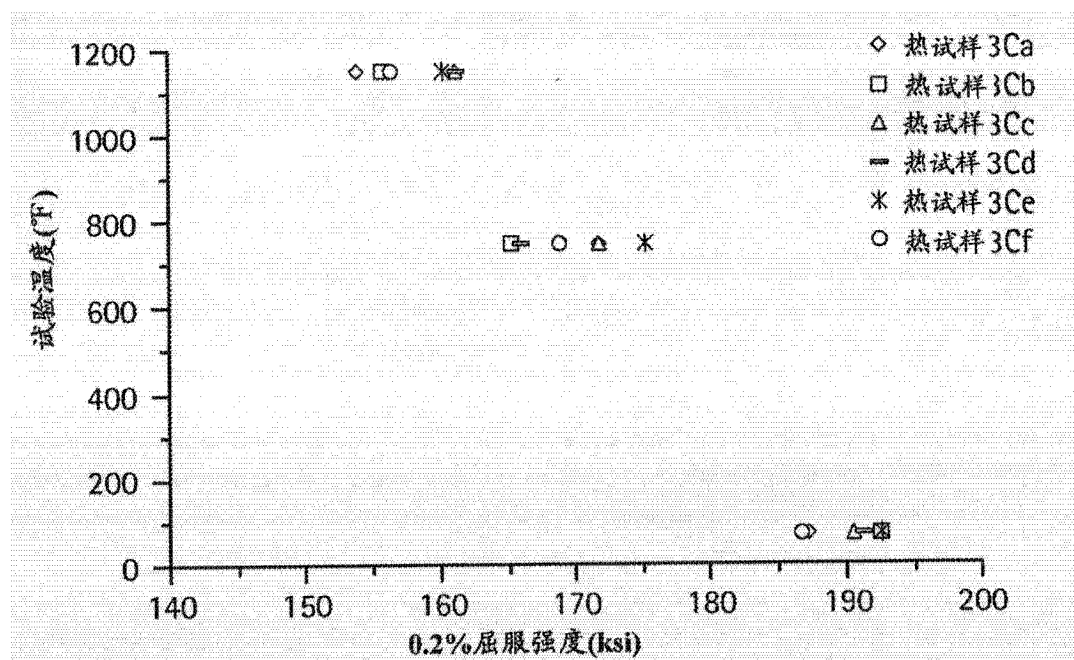


图 5

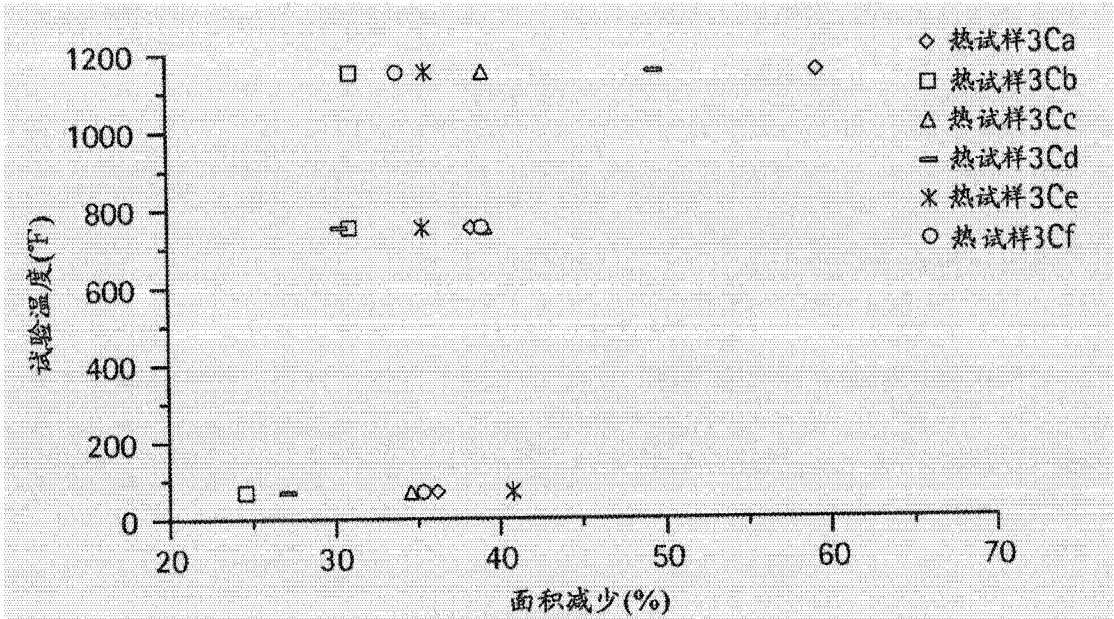


图 6

合金 A 主化学组成和 DoE1 元素水平			
元素	标称化学组成	DoE1 低	DoE1 高
Al	0.25	0.10	0.50
B	0.0015		
C	0.01	0.01	0.05
Co			
Cr	21.50	20.00	23.00
Fe	8.00	7.50	8.50
Mo	8.00	7.40	8.60
Nb	3.40	3.10	3.70
Ni	57.30		
Ta			
Ti	1.50	1.00	1.80
Si	0.15 最大	0.07	0.20
Mg	0.005		
Mn	0.15 最大		

图 7

DoE1 合金 A - 热化学组成

热试样	Al (%重量)	C (%重量)	Cr (%重量)	Fe (%重量)	Mo (%重量)	Nb (%重量)	Ti (%重量)	Si (%重量)	硬化剂元素, %原子
1Aa	0.15	0.017	20.6	7.7	7.7	3.1	1.2	0.09	3.77
1Ab	0.16	0.056	20.2	7.7	8.8	3.1	1.8	0.20	4.53
1Ac	0.50	0.016	23.2	7.7	8.9	3.1	1.0	0.23	4.29
1Ad	0.20	0.057	20.3	8.6	7.4	3.6	1.8	0.05	4.93
1Ae	0.20	0.017	23.1	8.6	7.7	3.0	1.7	0.21	4.43
1Af	0.50	0.054	20.8	7.8	9.0	3.7	1.3	0.07	5.03
1Ag	0.52	0.016	23.2	8.7	7.8	3.6	1.2	0.07	4.89
1Ah	0.53	0.052	20.8	8.7	7.7	3.1	1.2	0.20	4.60
1Ai	0.56	0.015	20.4	7.7	7.6	3.6	1.8	0.21	5.72
1Aj	0.19	0.049	23.4	7.7	7.6	3.6	1.1	0.21	4.05
1Ak	0.60	0.050	23.2	7.7	7.7	3.1	1.8	0.07	5.49
1Al	0.61	0.050	23.5	8.7	8.9	3.7	1.8	0.23	5.89
1Am	0.57	0.013	20.6	8.8	9.0	3.1	1.9	0.07	5.54
1An	0.17	0.012	20.6	8.8	9.0	3.7	1.2	0.21	4.19
1Ao	0.20	0.051	23.3	8.7	8.8	3.0	1.1	0.05	3.69
1Ap	0.22	0.014	23.3	7.6	8.9	3.6	1.6	0.08	4.73
1Aq	0.15	0.015	20.2	7.9	7.7	3.1	1.3	0.08	3.89
1Ar	0.61	0.050	23.5	8.7	8.9	3.7	1.8	0.23	5.89

图 8

DoE1 合金 A - 机械性质

热试样	75°F 拉伸性质				750°F 拉伸性质				在蒸汽中的 静态寿命 (小时)
	UTS	0.2%YS	E	RA	UTS	0.2%YS	E	RA	
1Aa	194	146	30	52	167	132	31	50	336
1Ab	209	162	8	10	187	153	3	6	2,057
1Ac	206	163	18	26	180	146	18	24	1,433
1Ad	208	163	21	35	181	140	23	23	1,177
1Ae	183	165	<1	<1	194	159	3	4	*
1Af	202	170	15	18	179	148	19	25	1,291
1Ag	217	170	6	4	202	162	3	7	*
1Ah	190	149	27	35	163	136	26	38	1,446
1Ai	205	166	13	12	182	145	15	18	1,354
1Aj	207	168	14	21	183	158	16	27	1,411
1Ak	229	192	2	2	221	176	3	4	*
1Al	215	189	<1	4	212	170	1	4	*
1Am	224	188	4	5	207	168	3	6	*
1An	217	184	14	23	192	161	17	29	1,466
1Ao	218	183	7	7	200	165	5	17	*1,588
1Ap	209	184	<1	3	181	162	2	4	*
1Aq	189	131	32	55	161	118	35	56	107
1Ar	在加工期间断裂				178	178	0	<1	^

* 在制备紧靠拉伸试样中在预裂化操作期间断裂

^ 在紧靠拉伸试样加工期间断裂

未进行试验

图 9

合金 B 主化学组成和 DoE2 元素水平			
元素	标称化学组成 (%重量)	DoE2 低 (%重量)	DoE2 高 (%重量)
Al	0.40	0.20	0.60
B	0.003		
C	0.025	0.005	0.05
Co	0.04		
Cr	20.50	19.00	22.00
Fe	8.00	3.00	7.00
Mo	7.50	6.50	8.50
Nb	3.60	3.20	4.00
V	0.05		
Ni	61.40		
Ta	0.04		
Ti	1.40	1.00	1.80
Si	0.10		
Mg	0.003		
Ca	< 0.001		
Mn	0.05		
P	< 0.005		
S	< 0.0005		

图 10

DoE2 合金 B - 热化学组成

热试样	Al (%重量)	C (%重量)	Cr (%重量)	Fe (%重量)	Mo (%重量)	Nb (%重量)	Ti (%重量)	硬化剂, %原子
2Ba	0.59	0.042	21.88	7.04	8.47	4.00	1.73	5.96
2Bb	0.59	0.041	18.93	3.00	6.47	4.03	1.74	5.99
2Bc	0.59	0.046	18.94	7.08	6.48	3.23	0.97	4.54
2Bd	0.57	0.003	18.96	7.07	8.45	4.01	0.98	5.00
2Be	0.60	0.046	21.86	3.05	8.53	3.20	0.99	4.57
2Bf	0.20	0.003	18.89	3.04	6.45	3.20	0.99	3.69
2Bg	0.39	0.026	20.38	5.07	7.43	3.60	1.37	4.83
2Bh	0.57	0.003	18.90	3.05	8.42	3.21	1.78	5.48
2Bi	0.18	0.004	21.81	3.03	8.44	4.00	1.77	5.12
2Bj	0.56	0.003	21.91	6.99	6.49	3.22	1.78	5.46
2Bk	0.25	0.004	18.99	7.08	6.45	3.98	1.67	5.13
2Bl	0.18	0.050	21.86	7.09	6.44	3.98	0.99	4.15
2Bm	0.21	0.042	18.94	7.11	8.44	3.20	1.74	4.64
2Bn	0.37	0.024	20.41	5.10	7.44	3.58	1.38	4.79
2Bo	0.39	0.022	20.38	5.07	7.44	3.60	1.37	4.83
2Bp	0.24	0.041	21.90	3.04	6.47	3.22	1.71	4.68
2Bq	0.20	0.003	21.94	7.07	8.41	3.19	0.95	3.64
2Br	0.19	0.047	18.94	3.07	8.41	3.97	0.98	4.15
2Bs	0.59	0.004	21.85	3.04	6.47	3.98	0.99	5.04

图 11

DoE2 合金 B - 机械性质											
热试样	75°F 拉伸性质				750°F 拉伸性质				在蒸汽中的 静态寿命 (小时)		
	UTS (KSi)	YS, 0.2%	E (%)	RA (%)	UTS (KSi)	YS, 0.2%	E (%)	RA (%)			
2Ba	242	202	4	6	217	179	3	4	Λ		
2Bb	205	146	31	49	189	132	27	24			7
2Bc	173	109	39	59	150	94	37	57	Λ		
2Bd	179	122	41	61	154	102	42	60	Λ		
2Be	179	118	38	56	152	101	34	48	Λ		
2Bf	136	74	59	76	107	51	59	73	Λ		
2Bg	190	132	32	56	160	120	22	54			103
2Bh	189	130	35	51	167	110	34	44	Λ		
2Bi	231	196	9	17	209	171	8	10			7
2Bj	201	151	21	27	182	142	17	20	Λ		
2Bk	215	165	26	48	192	149	26	50			3
2Bl	198	158	28	54	166	137	17	53	Λ		
2Bm	201	144	31	53	171	121	30	53			68
2Bn	199	146	33	57	170	122	32	54	Λ		
2Bo	189	131	34	60	169	121	35	57	Λ		
2Bp	187	123	33	55	160	107	31	51	Λ		
2Bq	178	131	34	58	149	112	33	59	Λ		
2Br	205	155	28	53	182	144	28	48	Λ		
2Bs	183	131	34	59	171	121	33	50	Λ		

* 在制备紧凑拉伸试样中在预破裂操作期间断裂。

Λ 未进行试验。

图 12

DoE2 固溶处理基体	
名称	热处理条件
初始	固溶: 1800°F 经历 4 小时, 空气冷却到环境温度
	时效处理: 1350°F 经历 8 小时, 以 100°F/h 炉内冷却到 1150°F, 空气冷却到环境温度
A	固溶: 1650°F 经历 1 小时, 油淬火到环境温度
	时效处理: 1300°F 经历 8 小时, 以 100°F/h 炉内冷却到 1150°F, 不流动空气冷却到环境温度
B	固溶: 1700°F 经历 1 小时, 油淬火到环境温度
	时效处理: 1300°F 经历 8 小时, 以 100°F/h 炉内冷却到 1150°F, 不流动空气冷却到环境温度
C	固溶: 1750°F 经历 1 小时, 油淬火到环境温度
	时效处理: 1300°F 经历 8 小时, 以 100°F/h 炉内冷却到 1150°F, 不流动空气冷却到环境温度
D	固溶: 1650°F 经历 1 小时, 风扇冷却到环境温度
	时效处理: 1350°F 经历 8 小时, 以 100°F/h 炉内冷却到 1150°F, 不流动空气冷却到环境温度

图 13

DoE2 固溶处理 - 拉伸强度和抗裂纹扩展性						
热 试 样	名 称	75°F 拉伸性质				在蒸汽中的 静态寿命 (小时)
		UTS	0.2%YS	E	RA	
2Bk	O	214	163	26	43	9
	A	228	206	16	34	11,063
	B	219	184	21	33	9,429
	C	212	154	28	44	2,189
	D	221	199	15	33	72,041
2Bl	O	190	150	26	56	43
	A	205	157	22	39	50,811
	B	203	152	30	48	20,092
	C	204	153	29	53	38
	D	210	180	19	39	9,844
2Bn	O	200	147	33	56	34
	A	210	156	28	38	22,058
	B	200	139	31	54	1,036
	C	199	140	32	57	38
	D	214	171	16	31	9,844
2Bo	O	204	155	28	52	6
	A	206	147	30	49	30
	B	208	149	30	52	10
	C	207	152	30	52	11
	D	206	147	27	47	6,583

图 14

D0E3 - 化学组成: 固定元素

热试样	Mn (%重量)	Si (%重量)	P (%重量)	S (%重量)	Cr (%重量)	Ni (%重量)	Mo (%重量)	Fe (%重量)	Co (%重量)	V (%重量)	Al (%重量)	Ta (%重量)	B (%重量)
3Ca	0.05	0.05	0.005	0.0005	20.65	62.88	7.18	3.88	0.03	0.05	0.18	0.04	0.0028
3Cb	0.04	0.04	0.005	0.0005	20.69	62.47	7.17	3.86	0.03	0.05	0.18	0.04	0.0029
3Cc	0.05	0.04	0.005	0.0005	20.66	62.53	7.16	3.86	0.03	0.05	0.20	0.03	0.0027
3Cd	0.05	0.04	0.005	0.0005	20.71	62.46	7.17	3.86	0.03	0.05	0.18	0.04	0.0028
3Ce	0.05	0.04	0.005	0.0005	20.72	62.45	7.16	3.87	0.03	0.05	0.18	0.04	0.0025
3Cf	0.04	0.04	0.005	0.0005	20.72	62.46	7.16	3.87	0.03	0.05	0.17	0.04	0.0026

图 15

D0E3 - 化学组成: 可变元素

热试样	C (%重量)	Ti (%重量)	Nb (%重量)	硬化剂 (%原子)	Ti (%原子)	Nb (%原子)	Ti + Nb (%重量)
3Ca	0.040	1.37	3.62	4.39	1.684	2.295	4.99
3Cb	0.007	1.92	3.47	4.97	2.360	2.200	5.39
3Cc	0.010	1.75	3.61	4.89	2.151	2.289	5.36
3Cd	0.010	1.63	3.77	4.80	2.003	2.390	5.40
3Ce	0.011	1.47	3.92	4.70	1.807	2.485	5.39
3Cf	0.009	1.33	4.07	4.60	1.635	2.580	5.40

图 16

DoE3 合金 C - 机械性质									
热试样	75°F 拉伸性质				750°F 拉伸性质				
	UTS (KSi)	YS, 0.2%	E (%)	RA (%)	UTS (KSi)	YS, 0.2%	E (%)	RA (%)	
3Ca	218	187	19	36	194	172	20	38	
3Cb	223	193	17	25	195	165	17	31	
3Cc	221	191	19	35	199	172	23	39	
3Cd	223	191	21	27	196	166	18	30	
3Ce	223	193	23	41	203	175	22	35	
3Cf	219	187	20	35	197	169	23	39	

图 17

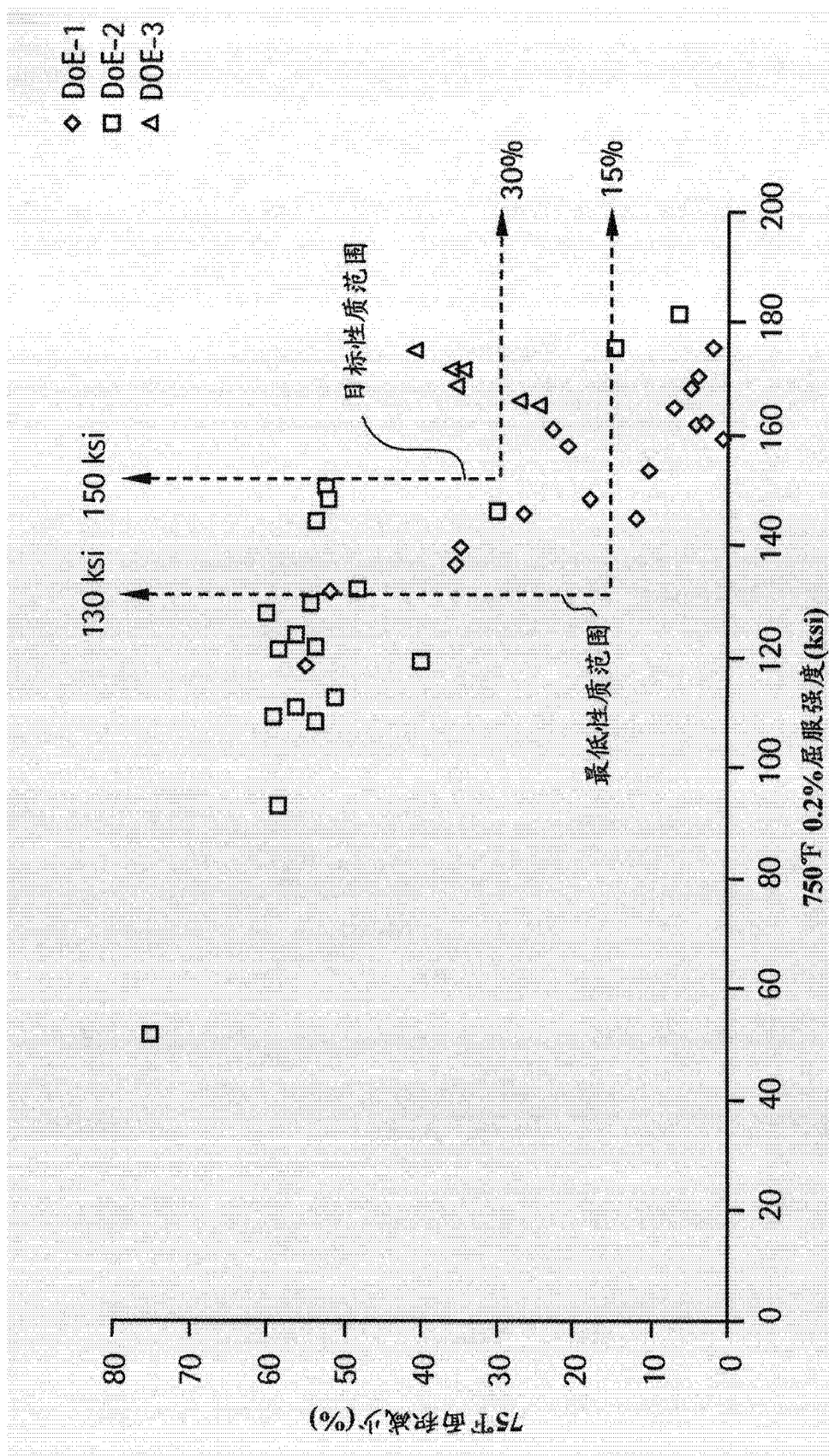


图 18

DoE3 和 706 合金的静态裂纹扩展比较

物质	取向	试验温度(°F)	环境	初始 K	实际 TTF (hr)	估计 TTF (hr)
706 两步	C-L	1100	空气	28	14.55	-
706 两步	L-C	1100	空气	28	18.75	-
706 两步	L-R	1100	空气	28	24.98	-
合金 625	-	1100	蒸汽	26	1680	-
合金 750	-	1100	蒸汽	26	2139	-
3Ca	横向	1100	空气	28	353.86	71,638
3Cb	横向	1100	空气	28	353.86	27,485
3Cc	横向	1100	空气	28	353.86	22,362
3Cd	横向	1100	空气	28	342.21	2,455
3Ce	横向	1100	空气	28	342.21	1,484
3Cf	横向	1100	空气	28	221.80	-

图 19

优选的合金化学组成⁺(数值以重量百分数表示)

元素	目标化学组成	最小	最大
碳	0.010		0.040
铬	20.70		
钼	7.20		
铁	4.00		
铝	0.20		
铌	3.60	3.40	3.80
钛	1.60	1.40	1.80
锰	0.05		
硅	0.05		
磷	0.005		
硫	0.0005		
钴	0.03		
钒	0.05		
钽	0.04		
硼	0.003	0.0025	0.0035

+ 另外，合金中 Ti+Nb 的重量分数应在约 4.99 和约 5.40 之间。

图 20

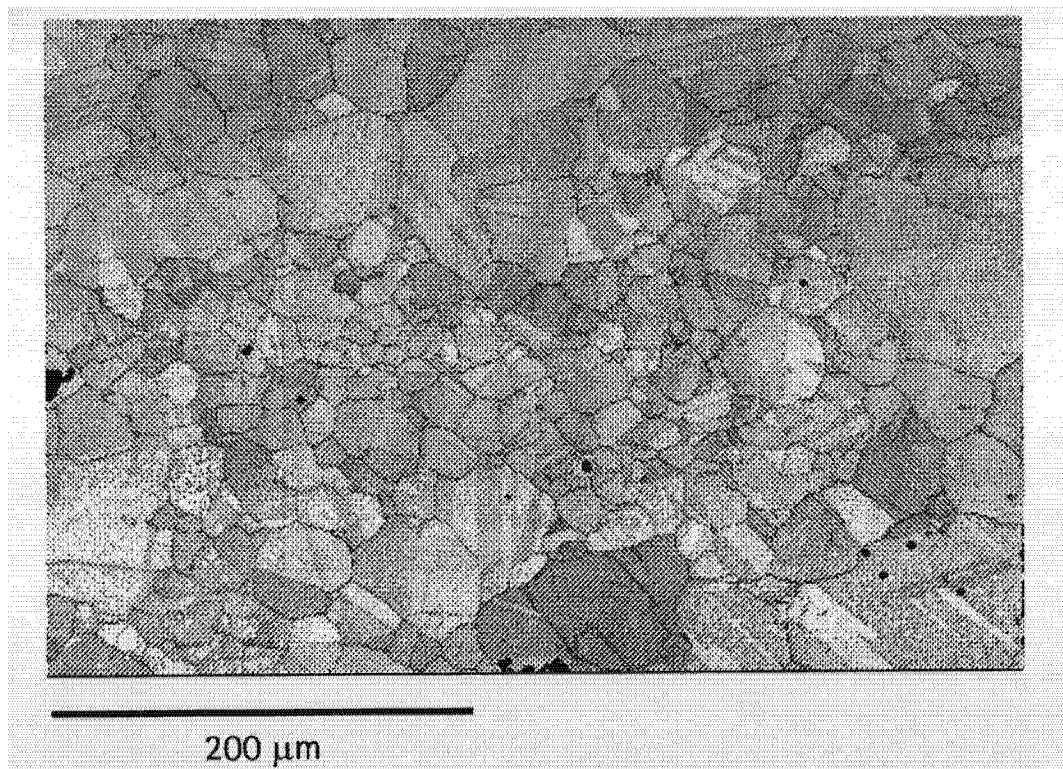


图 21

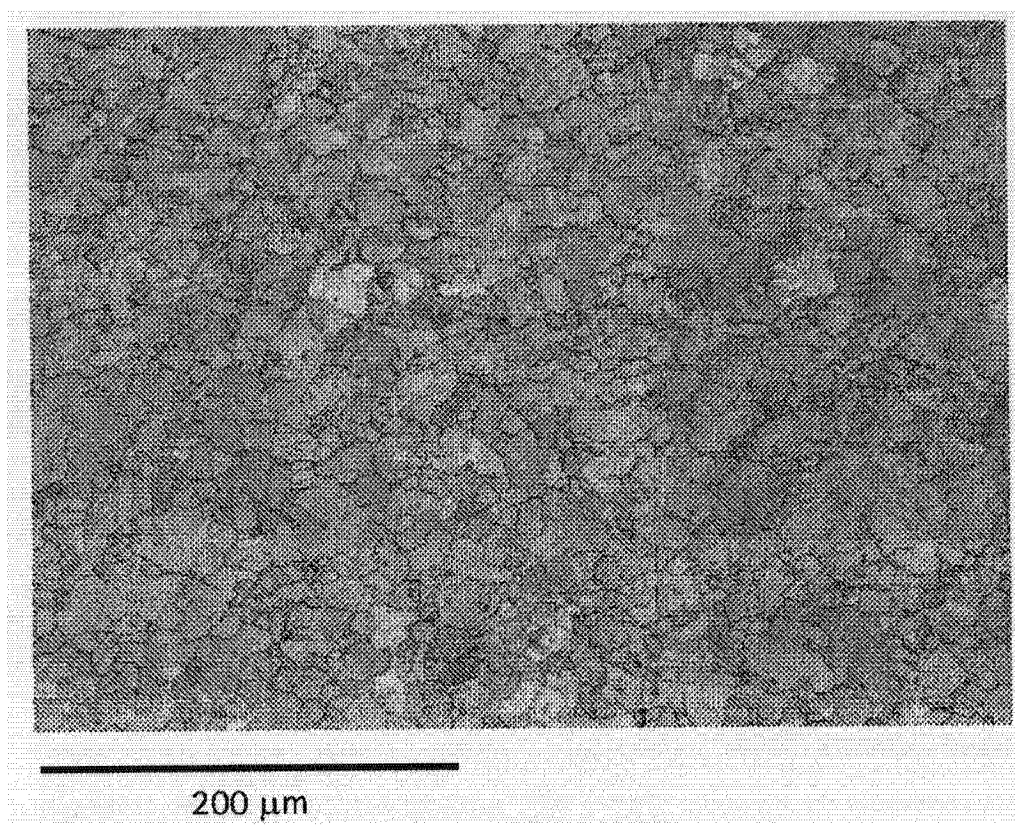


图 22