[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl[7]
C22F 1/057
C22C 21/16 B32B 15/01

[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 99814887.3

[45] 授权公告日 2004 年 1 月 28 日

[11] 授权公告号 CN 1136329C

[22] 申请日 1999.11.19 [21] 申请号 99814887.3
[30] 优先权
[32] 1998.12.22 [33] EP [31] 98204372.1
[32] 1999. 4.22 [33] EP [31] 99201229.4
[32] 1999. 6. 9 [33] EP [31] 99201822.6
[86] 国际申请 PCT/EP99/09134 1999.11.19
[87] 国际公布 WO00/37702 英 2000.6.29
[85] 进入国家阶段日期 2001.6.21
[71] 专利权人 克里斯铝轧制品有限公司
地址 德国科布伦茨
[72] 发明人 A·J·P·海兹勒 A·L·汉兹
审查员 葛松生

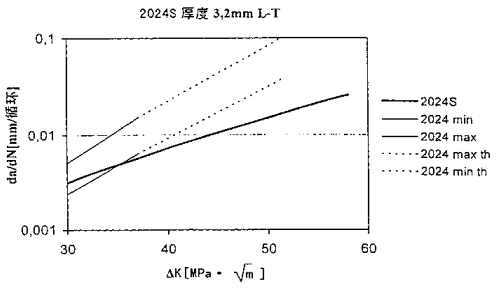
[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事务所
代理人 段承恩

权利要求书 3 页 说明书 21 页 附图 1 页

[54] 发明名称 抗损伤的铝合金产品及其制备方法

[57] 摘要

本发明涉及包含一种铝基合金的产品，所述铝基合金的组成为(以重量%计)：Cu 3.8－4.9，Mg 1.2－1.8，Mn 0.1－0.9，Fe 最多 0.12，Si 最多 0.10，Ti 最多 0.15，Zn 最多 0.20，Cr 最多 0.10，杂质每种最多 0.05，总量最多 0.15，余者为铝。所述产品具有 300MPa 或更高的最小 L－0.2%屈服强度，270MPa 的最小 LT－0.2%屈服强度，对于 700mm 宽的 CCT 试验板，具有 100MPa·$\sqrt{2}$或更高的最小 T－L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$，并且在 L/ST 和 LT/ST 截面具有根据 ASTM E－112 的至少 6 级的平均晶粒尺寸。另外，本发明还涉及所述产品的制备方法。



ISSN1008-4274

知识产权出版社出版

1．包含一种铝基合金的产品，所述合金的组成为(以重量％计)：

Cu 3.8—4.9

Mg 1.2—1.8

Mn 0.1—0.9

Fe 最多 0.12

Si 最多 0.10

Ti 最多 0.15

Zn 最多 0.20

Cr 最多 0.10

杂质 每种最多 0.05

总量最多 0.15

余者为铝，

所述产品具有 300MPa 或更高的最小 L-0.2%屈服强度，270MPa 的最小 LT-0.2%屈服强度，对于 700mm 宽的 CCT 试验板，具有 100MPa·$\sqrt{m}$ 或更高的最小 T-L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$，并且在 L/ST 截面和 LT/ST 截面上具有根据 ASTM E-112 至少 6 级的平均晶粒尺寸。

2．根据权利要求 1 的产品，其中，Cu 含量为 3.8—4.7。

3．根据权利要求 1 或 2 的产品，其中，对于 2000mm 宽的 CCT 试验板，最小 T-L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$ 为 170MPa·$\sqrt{m}$ 或更高。

4．根据权利要求 3 的产品，其中，对于 2000mm 宽的 CCT 试验板，最小 T-L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$ 为 175MPa·$\sqrt{m}$ 或更高。

5．根据权利要求 1 的产品，其中，在 L/ST 和 LT/ST 截面的晶粒纵横比为 1∶4 或更低。

6．根据权利要求 1 的产品，其中，在 L/ST 和 LT/ST 截面的晶粒纵横比为 1∶3 或更低。

7．根据权利要求 1 的产品，其中，在 L/ST 和 LT/ST 截面的晶粒纵横比为 1∶2 或更低。

8．根据权利要求1的产品，其中，所述产品是薄板产品。

9．根据权利要求1的产品，其中，所述产品是中厚板产品。

10．根据权利要求1的产品，其中，所述产品上存在具有下述的覆层：

(i) 所述覆层是一种比所述产品具有更高纯度的铝合金；

(ii) 所述覆层是铝业协会AA1000系列；

(iii) 所述覆层是铝业协会AA6000系列；

(iv) 所述覆层是铝业协会AA7000系列。

11．根据权利要求1—10中之任何一项的产品的制备方法，其包括下述步骤：

(a) 铸造出包含一种铝合金的铸锭或板坯，所述铝合金的组成为(以重量％计)：

Cu 3.8—4.9
Mg 1.2—1.8
Mn 0.1—0.9
Fe 最多 0.12
Si 最多 0.10
Ti 最多 0.15
Zn 最多 0.20
Cr 最多 0.10
杂质 每种最多 0.05
总量最多 0.15
余者为铝，

(b) 将铸锭热轧成中间产品；

(c) 将所述中间产品冷轧成一种轧制产品，其中，首先在一个方向上对所述中间产品进行总冷变形量为20—55%的冷轧，然后，在另一个方向上采用60%或更高的总冷变形量进一步将其冷轧成一种轧制产品；

(d) 固溶热处理；

(e) 冷却；以及

(f) 时效处理，以获得具有高强度和改善的断裂韧性和疲劳裂纹生长

抗力的轧制产品。

12. 根据权利要求11的方法，其中，在步骤(b)，从长度和宽度两个方向对铸锭进行热轧。

13. 根据权利要求11的方法，其中，所述处理步骤(c)顺序包括下述各步骤：

(c-i) 先在一个方向上对所述中间产品进行总冷变形量为 20—55% 的冷轧；

(c-ii) 固溶热处理；

(c-iii) 使固溶热处理后的中间产品处于T3或者T351状态。

(c-iv) 软退火；以及

(c-v) 在至少另一个方向上将软退火后的中间产品冷轧至最终的尺寸厚度，总冷变形量超过60%。

14. 根据权利要求 13 的方法，其中，在处理步骤(c-v)期间，在长度和宽度两方向上对软退火后的中间产品进行冷轧。

15. 根据权利要求 1—10 中之任何一项的产品或者由根据权利要求 11—14 中之任何一项的方法获得的产品作为飞机蒙皮的用途。

抗损伤的铝合金产品及其制备方法

本发明涉及一种适合在航空领域使用的改进的铝合金产品，而且，更具体地，它涉及一种具有改善的疲劳裂纹生长抗力和断裂韧性并且适合用作飞机蒙皮的改进的铝合金及其制备方法。

对于本发明而言，薄板材可理解为是厚度不小于 1.3mm(0.05 英寸)且不大于 6.3mm(0.25 英寸)的轧制产品，中厚板材可理解为是厚度大于 6.3mm 的轧制产品。参见铝业协会 1997 年出版的 Aluminum standards and Data 中的第五章术语部分。

铸锭或板坯是一种根据定义具有一定长度(通常是(半)连铸时的铸造方向)，一定宽度和一定厚度的三维物体，其中，宽度等于或大于厚度。

商用飞机的设计要求不同结构类型的飞机具有不同的性能指标组合。对于许多部件，高的断裂韧性或低的疲劳裂纹生长形式的裂纹扩展抗力是必需的。因此，改善断裂韧性和疲劳裂纹扩展性能能够带来许多重大好处。

具有例如改善的韧性的新材料将会展现出更高的抗损伤性能。商用飞机在起飞/着陆期间会受到循环加载，而同时飞机内部处于加压状态。典型地，在正常的服役寿命期间，飞机可能会经受超过 100，000 次的加压循环。因此，将会注意到改善均与循环加载有关的断裂韧性和疲劳裂纹生长抗力能够带来很大益处。

在航空工业，铝业协会的合金 AA2024 及其改良合金已被广泛用作抗损伤性能高的铝合金，大部分处于 T3 状态或其修正状态。这些合金的产品具有相对高的强度/重量比，并展示出良好的断裂韧性、良好的疲劳性能以及充分的耐腐蚀性。

由欧洲专利 EP-B-0 473 122(Alcoa)可知一种制备抗损伤的铝合金薄板产品的方法，包括:

(a) 提供一种铝基合金坯体，所述合金含有(以重量%计):

Cu 3.8-4.5

Mg 1.2-1.85

Mn 0.3-0.78

Fe 最多 0.5，优选最多 0.12

Si 最多 0.5，优选最多 0.10

余者为铝，任选地，最多 0.2 的 Zn，最多 0.2 的 Zr，最多 0.5 的 Cr，以及杂质;

(b) 将所述坯体热轧成板坯;

(c) 将所述板坯加热至 488℃以上，以使可溶组元溶解;

(d) 在 315-482℃的温度范围，将所述板坯热轧至薄板产品 ;

(e) 固溶热处理;

(f) 冷却; 以及

(g) 时效处理，以获得具有高的强度以及改善的断裂韧性和疲劳裂纹生长抗力的薄板产品。

由该已知方法获得的抗损伤的薄板产品在 T3 状态下提供并且市场有售。

本发明的一个目的是提供一种与根据 EP-B-0 473 122 的方法获得的处于 T3 状态的铝薄板产品相比，具有改善的抗损伤性能的铝合金产品。本发明的另一个目的是进一步改善铝薄板产品的机械性能。本发明的又一个目的是提供一种制备改善的铝合金产品的方法。

根据本发明的一个方面，提供一种包含铝基合金的产品，所述铝基合金含有(以重量%计): 3.8-4.9% Cu，1.2-1.8% Mg，0.1-0.9% Mn，最多 0.12% Fe，最多 0.10% Si，最多 0.15% Ti，最多 0.20% Zn，最多 0.10% Cr，每种含量最多 0.05%、总量最多 0.15%的杂质，余者为铝，并且，所述产品具有 300MPa 或更高的最小 L-0.2%屈服强度，270MPa 或更高的最小 LT-0.2%屈服强度，对于 700mm 宽的 CCT 板具有 100MPa $\cdot\sqrt{m}$ 或更高的最小 T-L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$，并且在 L/ST 截面和 LT/ST 截面均具有根据 ASTM E-112 至少 6 级的平均晶粒尺寸。

根据本发明的该产品与由所述已知方法获得的铝薄板相比具有改善的强度和疲劳性能。该产品可以作为薄板材和中厚板材提供。据认为，优异的性能是特定的化学组成范围与产品的细小晶粒组织(6级或更高的 ASTM E-112 晶粒尺寸)以及在至少 L/ST 和 LT/ST 方向上相对较小的晶粒组织纵横比的组合的结果。根据本发明的产品的又一个优点是性能，尤其是疲劳性能更具备各向同性。更具各向同性的结构尤其会使产品在 T-L 方向的机械性能，特别是疲劳性能得到改善，这种改善会促进产品的应用。

根据本发明的产品包含一种铝基合金，所述铝基合金基本组成为(以重量％计)：3.8-4.9% Cu，1.2-1.8% Mg，0.1-0.9% Mn，余者为铝以及微量和杂质元素。对于产品中存的微量和杂质元素锌、钛和铬而言，最大容许量分别是：锌为 0.20%，钛为 0.15%，铬为 0.10%。对于杂质元素铁和硅而言，最大容许量分别是：铁为 0.12%，硅为 0.10%。对于任何其它残留微量元素而言，每种元素的最大含量为 0.05，残留微量元素总含量的最大值为 0.15%。

在根据本发明的产品的更优选的实施方案中，Cu 含量被限定为 3.8-4.7%，更优选为 3.8-4.6%，并且最优选为 3.9-4.6%，以同时保持良好的强度及改善的疲劳性能。

在根据本发明的产品的更优选的实施方案中，Mg 含量被限定为 1.2-1.7%，更优选为 1.2-1.6%，以便同时保持良好的强度和改善的疲劳性能。

必须将 Cu 和 Mg 的含量控制在指定范围，以便在改善韧性和疲劳性能的同时保持良好的强度。

在根据本发明的产品的更优选的实施方案中，Mn 含量被限定为 0.1-0.8%，并且更优选为 0.2-0.8%。

将 Fe 和 Si 含量限定在极低水平，以便防止对断裂韧性和疲劳裂纹生长抗力有害的含铁和硅的粒子的大量形成。

在根据本发明的产品的另一个优选实施方案中，所述产品具有的最小纵向(L)- 0.2%屈服强度为 320MPa 或更高，更优选为 340MPa 或

更高，并且还更优选为 360MPa 或更高，最优选为 370MPa 或更高。TL 方向(横向)的优选最小 0.2%屈服强度为 270MPa 或更高，优选为 280MPa 或更高，更优选为 300MPa 或更高，还更优选为 310MPa 或更高，并且最优选至少为 320MPa 或更高。

在根据本发明的产品的另一个优选实施方案中，所述产品是一种薄板产品并且具有的最小横向(TL)-抗拉强度为 440MPa 或更高，优选为 450MPa 或更高，并且更优选为 4670MPa 或更高。另外，所述薄板产品具有的最小纵向(L)-抗拉强度为 475MPa 或更高，优选为 485MPa 或更高，并且更优选为 490MPa 或更高，最优选为 495MPa 或更高。

在根据本发明的产品的又一个优选实施方案中，所述产品，对于 2000 mm 宽的 CCT 板，具有的最小 T-L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$ 为 170 MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，优选为 175 MPa·$\sqrt{m}$，更优选为 180MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，还更优选为 185MPa·$\sqrt{m}$ 或更高。对于 2000mm 宽的 CCT 板，优选的最小 L-T 断裂韧性 $K_{c(ao)}$ 为 170MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，优选为 180MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，更优选为 190MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，并且最优选为 200MPa·$\sqrt{m}$ 或更高。对于 700mm 宽的 CCT 板，优选的最小 L-T 断裂韧性 $K_{c(ao)}$ 为 105MPa·$\sqrt{m}$，优选 110MPa 或更高，更优选为 115MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，还更优选为 120MPa·$\sqrt{m}$ 或更高，并且最优选为 125MPa·$\sqrt{m}$ 或更高。

根据本发明的产品可以用作薄板材的中厚板材。然而，所述产品理想地是应用于飞机结构部件的薄板产品。所述薄板产品在至少 L/ST 截面和 LT/ST 截面的平均晶粒尺寸优选为 ASTM E-112 的 6 级或更高，更优选为 ASTM E-112 的 7-8 级。L/ST 截面可理解为是在下述两方向具有带棱边的表面：L 方向(纵向，通常是轧制方向)和 ST 方向(短横向，通常是产品的厚度)。LT/ST 截面可理解为是在下述两方向具有带棱边的表面：LT 方向(长横向，通常是产品的宽度)和 ST 方向(短横向)。所述薄板产品在至少 L/ST 和 LT/ST 各截面的晶粒结构的纵横比优选为 1：≤4，更优选为 1：≤3，并且还更优选为 1：≤2。晶粒结构越等轴，所获得的机械性能，特别是疲劳性能越具各向同性。

本发明也在于本发明的产品可以带有覆层材料。这种包覆产品利

用由本发明的铝基合金构成的芯材以及通常具有更高纯度的尤其能对所述芯部提供腐蚀保护的覆层材料。所述覆层材料包括，但不限于，基本上未合金化的铝或者所有其它元素总含量不高于0.1或1%的铝。此处指定为 1XXX 系列的铝合金包括所有的铝业协会(AA)合金，包括1000型，1100型，1200型和1300型的子类。因此，所述芯部上的包覆材料可以选自于各种铝业协会合金，例如1060，1045，1100，1200，1230，1135，1235，1435，1145，1345，1250，1350，1170，1175，1180，1185，1285，1188，1199 或 7072。此外，AA 7000 系列合金中的合金，例如含锌(0.8-1.3%)的 7072 可以作为覆层材料，而且，AA 6000 系列合金的合金，例如 6003 或 6253，它们的合金化添加剂含量典型地高于1%，可以用作覆层材料。其它合金也可以用作覆层材料，条件是对所述芯部合金尤其能提供充分的总体腐蚀保护作用。一层或几层包覆层通常远比所述芯部薄，每层包覆层构成整个复合材料总厚度的1至15或20或者可能地为25%。一个包覆层更典型地构成复合材料总厚度的约1-12%。

另一方面，本发明提供一种制备具有改善的抗损伤性能的产品的方法，其包括下述步骤：

(a) 浇注包含一种铝合金的铸坯或板坯，所述铝合金含有(以重量％计)：3.8-4.9 Cu，1.2-1.8 Mg，0.1-0.9 Mn，最多0.12Fe，最多0.10 Si，最多0.15 Ti，最多0.20 Zn，最多0.10 Cr，每种最多0.05、总量最多0.15的杂质，余者为铝。

(b) 将所述铸锭热轧成中间产品；

(c) 将所述中间产品冷轧成一种轧制产品，其中，首先在一个方向上对所述中间产品进行总冷变形量为20—55%的冷轧，然后，在另一个方向上采用60%或更高的总冷变形量进一步将其冷轧成一种轧制产品；

(d) 固溶热处理；

(e) 冷却；以及

(f) 时效处理，以获得具有高强度和改善的断裂韧性和疲劳裂纹生长抗力的轧制产品。

采用根据本发明的所述方法，能够制备一种轧制产品，对于700mm

宽的 CCT 板所述轧制产品具有 300MPa 或更高的 L-0.2%屈服强度最小值，270MPa 或更高的 LT 0.2%屈服强度最小值，100MPa·$\sqrt{m}$ 或更高的 T-L 断裂韧性 $K_{c(ao)}$最小值，并且具有在 L/ST 和 LT/ST 方向上根据 ASTM 至少 6 级的平均晶粒尺寸。所述方法的另一个优点是它能够获得具有更高各向同性程度的性能，特别是各向同性的疲劳性能，以及具有较小的纵横比的晶粒结构的轧制产品。所述方法的又一个优点是与传统的卷材生产方法相比，它能够生产宽度大得多的中板或薄板产品。本方法的又一个优点是与例如 EP-B-0473122 中提出的卷材生产方法相比，它能够生产宽度大得多的中板或薄板产品。根据本发明的方法的再一个优点是如在 EP-B-0 473 122 中，在热轧过程中将板坯中间加热至 488℃以上以使可溶性组元溶解过程，对于获得所要求的机械性能而言不再是必不可少的，但是，任选地，该步骤可以加以采用。

此处述及的铝合金可以采用目前在铸造产品领域使用的铸造技术，例如，DE-铸造法，EMC-铸造法，EMS-铸造法，作为用于加工成适当锻造产品的铸锭或板坯在处理步骤(a)中提供。由连铸法，例如带式铸机或辊式铸机获得的板坯也可以使用。

铸锭或板坯在热轧之前可以进行均匀化处理和/或可以预加热之后马上进行热轧。AA 2024 系列合金及其改进型合金在热轧之前的均匀化和/或预加热通常采用一个或多个步骤中在 400-505℃的温度下进行。在上述每种情况中，铸造时合金元素在材料中的偏析都会减少，而且可溶性元素发生溶解。如果所述处理温度低于 400℃，则获得的均匀化效果不充分。如果温度高于 505℃，可能会出现共晶熔化，导致不希望的孔隙形成。上述热处理的优选时间为 2-30 小时，更长的时间通常并不有害。均匀化处理通常在高于 485℃的温度下进行，而且，典型的均匀化处理温度为 493℃。典型的预加热温度为 440-460℃，保持时间为 5-15 小时。

典型地，在热轧之前，对包覆和未包覆的产品的轧制表面进行修整，以便去除靠近铸锭的铸造表面的偏析区。

在步骤(b)期间根据本发明的方法的热轧过程包括优选在长度和宽度方向进行热轧，从冶金学角度考虑，不存在优先从何方向开始热轧的问题。在热轧过程中，热轧方向可以不止一次地进行交替变化。在根据本发明的方法的热轧步骤的优选实施方案中，为了获得所要求的晶粒结构，产品在长度方向的热轧变形量为 20-98%，在宽度方向的热轧变形量为 20-98%。热轧变形量此处定为$(h_0-h_1)/h_0$，其中，h_0是初始厚度，h_1是每一个相关轧制实施(长度或宽度方向)时的终了厚度。更优选地，长度方向的热轧变形量为 25-95%，更优选为 30-95%，甚至更优选为 35-95%。宽度方向的热轧变形量优选为 25-95%，优选为 30-95%，更优选为 35-95%，并且最优选为 40-90%。

通过在长度及宽度方向上对产品进行热轧，能够获得在最终冷轧产品中细小得多的晶粒结构(至少在 L/ST 和 LT/ST 截面上的 ASTM E-112 晶粒尺寸为 6 级或更高)，这是一种等轴程度高得多的晶粒结构。

必要时，在根据本发明的热轧过程中，可以将中间的中板产品切制成次级产品，以便能够在长度和宽度两方向进行热轧。

所述中间产品的最终尺寸优选比通常生产这种产品时采用的尺寸大得多，以便使得在为获得所要求的最终冷轧尺寸进行的冷轧过程中，总的冷轧变形量更大。

在热轧之后以及冷轧之前，可以对所获得的中间中板产品进行变形量典型地为其原始长度的 0.5-1.0%的拉伸，以使所述中间中板产品足够平直，从而能够实施出于质量控制原因进行的超声检测。

在步骤(C)期间根据本发明的方法的冷轧步骤优选采用尽可能少的道次完成，并且包括的总冷变形量超过 60%，优选超过 80%，并且优选不超过 95%。对于薄板材尤其优选总冷变形量更高。所述总冷变形量可理解为在冷轧期间产品厚度的总减小量。总冷变形量低于 60%会导致强度水平比对飞机结构的应用场合所要求的强度水平低，总冷变形量超过 95%又会增加产品在最终的拉伸工序发生破断的敏感性。

通过在长度和宽度两方向上冷轧所述产品，能够获得更为细小的晶粒结构(在至少 L/ST 和 LT-ST 截面上的 ASTM E-112 晶粒尺寸为 6

级或更高)，这是一种等轴程度高得多的晶粒结构。等轴程度更高的晶粒结构会产生有利的且更具各向同性的机械性能，特别是所要求的更具各向同性的疲劳性能。

在根据本发明的方法的冷轧步骤的优选实施方案中，为了获得所要求的晶粒结构，所述冷轧步骤包括首先对中间产品在一个方向进行冷轧，该方向可以是长度方向或者是宽度方向，总的冷变形量为 20-55%，优选为 30-55%，并且更优选为 40-55%，然后旋转 90°，并且在另一方向进一步冷轧，冷轧产品的总冷变形量大于 60%，优选大于 70%，优选大于 80%，优选大于 85%，并且优选不大于 95%。从冶金学的角度考虑，不存在首先在长度方向，随后在宽度方向冷轧中间产品的实际优先性，反之亦然。特别是，优选总的冷变形程度高以获得高的机械性能和非常细小的晶粒结构(至少在 L/ST 和 LT/ST 截面的 ASTM E-112 晶粒尺寸为 7 级或更高)。另外，更大的总冷变形量能促进在随后热处理中发生的再结晶。总冷变形量低于 60%将不会获得所要求的晶粒结构，而总冷变形量高于 95%时，则要求进行多次中间退火，这存在 Cu 扩散至覆层内的危险，并且会增加成本，以及由于增加处理费用和产生表面损坏而使处理效率降低。

在根据本发明的方法的冷轧步骤的又一个优选实施方案中，所述冷轧步骤包括：所述中间产品，其可以是中板产品或薄板产品，首先进行处理步骤(c-i)，在可以是长度方向或者是宽度方向的至少一个方向，或者上述两个方向的组合实施冷轧，总冷变形量为 20-55%，优选为 30-55%。该首次冷轧步骤之后，对所述中间产品进行固溶热处理，即处理步骤(c-ii)，然后淬火至 175℃以下，并且优选至室温。冷却之后，使所述中间产品处于 T_3 状态，即处理步骤(c-iii)，并且更优选借助拉伸使其处于 T351 状态（T351-temper），抗伸量为其原始长度的 0.5-8%，优选为 0.5-4%，最优选为 0.5-3%。随后，对所述中间产品进行时效处理，优选进行自然时效，时效时间至少 2 天，优选至少 5 天，并且更优选至少 7 天。时效处理之后，对所述中间产品进行软退火，即处理步骤(c-iv)，并且然后进行冷轧处理步骤(c-v)，通

过在另一方向进行冷轧轧制成最终的尺寸厚度，这样，优选在长度方向和宽度方向两个方向上的冷轧，使总冷变形量至少为 60%或更高。在冷轧至最终尺寸期间，所述产品可以进行上述的中间退火。根据这一改进实施方案，能够使产品获得更高的强度和断裂韧性，并且还能够使最终产品获得更具各向同性的性能。

在所述合金产品进行初始冷轧之后，所述中间产品在处理步骤(c-ii)典型地在 460-505℃的温度下进行固溶热处理，处理时间要充分，以使固溶效应接近平衡，典型的保温时间为 5-120 分钟。固溶热处理一般采用箱式处理炉进行。典型的保温时间在所述温度下为 5-40 分钟。然而，对于覆层产品，应注意处理时间不要太长，因为特别是铜可能会扩散至覆层内，从而对所述覆层提供的腐蚀保护作用造成不利影响。在后，重要的是将所述铝合金冷却至 175℃或更低的温度，优选冷却至室温，以防止第二相，如 Al_2CuMg 和 Al_2Cu 的失控析出或者使第二相的析出程度最小。另一方面，冷却速度不应该太高，以使产品能保持充分平直度以及残余应力水平很低。使用水，例如水浸渍或水喷射，能够获得适当的冷却速度。

在处理步骤(c-iv)期间的软退火可以通过在 300-430℃的温度保温产品 0.5-12 个小时来进行。更优选的软退火处理工艺包括温度为 350-410℃，保温时间为 1-8 小时。

在上述的冷轧实践的各种实施方案中的各个冷轧道次之间，可以进行中间退火处理或者中间退火，以便通过无覆层的冷轧产品的再结晶来改善可加工性。典型地，所述中间退火包括在 300-430℃、保温时间为 0.5-12 小时的软退火处理。更优选的软退火处理包括处理温度为 350-410℃，处理时间为 0.5-8 小时。软退火之后，优选对产品进行缓慢冷却，以便对最终产品的性能加以控制。软退火处理后的产品很软，可以承受 60%或更大的冷轧压下量。此外，据认为较高的温度加之较低的冷却速度会产生一种粒子周围局部应变程度很高的粗大粒子分布，并且因此会增加在后面的热处理步骤中发生再结晶的倾向。对于包覆的冷轧产品，可以要求更低的温度范围，但并非受此限制，

以避免尤其是铜由芯部合金向覆层中过度扩散。这种扩散能对覆层提供的腐蚀保护作用产生不利影响。在这种情形下，中间退火处理或中间退火可以典型地220-350℃，保温时间为10分钟-12小时的条件下进行。在这样较低的温度下，直至最终的固溶热处理步骤(d)都不会出现完全再结晶。然而，这种热处理可导致回复充分进行，从而使产品的可加工性得以改善。

优选地，但不受此所限，在一个方向冷轧之后，该方向可以是长度方向或者宽度方向，以及在另一个方向进行轧制之前，对该产品在460-505℃的温度下进行固溶热处理，处理时间应充分，以使固溶效应接近平衡。典型的处理时间为5-120分，优选为5-45分。

在对合金产品冷轧之后，所述产品在处理步骤(d)期间典型地在460-505℃的温度下进行固溶热处理，处理时间应充分，以使固溶效应接近平衡，典型的保温时间为5-120分。固溶热处理一般在箱式炉中进行。典型的保温时间在所示温度下为5-30分钟。然而，对于覆层产品，应注意处理时间不要太长，因为特别是铜可能会扩散至覆层内，从而对所述覆层提供的腐蚀保护作用造成不利影响。在固溶热处理之后，重要的是在处理步骤（e）中将所述铝合金冷却至175℃或更低的温度，优选冷却至室温，以防止第二相，如Al_2CuMg和Al_2Cu的失控析出或者使第二相的析出程度最小。另一方面，冷却速度不应该太高，以使产品能保持充分平直度和残余应力水平很低。使用水，例如水浸渍或水喷射，能够获得适当的冷却速度。

所述产品可以进一步冷加工，例如进行变形量为其原始长度的0.5-8%的拉伸，以缓解其中的残余应力和改善产品的平直度。优选拉伸度变形量为0.5-6%，更优选为0.5-4%，最佳选为0.5-3%。

冷却之后，所述产品在处理步骤(f)进行自然时效，典型地在室温进行，另一种方法是，所述产品可以进行人工时效。处理步骤(f)中的人工时效尤其可用于较大尺寸的产品。

根据本发明的产品可以在非固溶热处理的条件下，例如“F”修整态（temper）或者退火“0”修整态，提供给用户，之后，再由用户进

行成型、固溶热处理和时效。

本发明进一步在于本发明的铝合金的应用或者根据本发明的方法获得的作为飞机蒙皮的产品。更优选地，所述飞机蒙皮是机翼蒙皮或者飞机机身用板。

现通过几个非限制性实施例对本发明进行说明。

实施例 1

根据本发明的方法，以工业生产规模制造出处于 T_3 状态的 3.17mm 厚的合金产品的非包覆薄板材。加工路径包括：DC 铸造出工业规格的铸锭，其尺寸为 440×1470×2700mm，并且具有下述组成(以重量百分比计)：4.52% Cu，1.45% Mg，0.69% Mn，0.087% Si，0.091% Fe，0.023% Zn，0.020% Ti，0.001% Zr，余者为铝和不可避免的杂质。将所述铸锭在 493℃下均匀化处理 25 小时，冷却至室温，每边各磨削 15mm 进行修整，预加热至 450℃达 10 小时，在宽度方向热轧至 312mm 的中间尺寸，转 90° 角，并且在长度方向进行约 20mm 的热轧，随后切制成次级板材并冷却至室温。之后，将所述中间产品在长度方向冷轧至 10mm 的尺寸并且然后在 495℃下进行 35 分钟的固溶热处理，采用冷水进行喷溅淬火冷却至室温，并且进行变形量约为原始长度的 1.5%的拉伸。然后，将所述产品在宽度方向冷轧至 5.0mm 的尺寸，并且在 400℃进行 2 小时的软退火并以不大于 15℃/小时的冷却速度冷至室温。然后在宽度方向冷轧至 3.17mm 的最终尺寸。在最终尺寸，对所述薄板产品在 495℃进行 15 分钟的固溶热处理并且用冷水喷溅淬火至室温。然后，对所述固热处理后的薄板产品进行变形量约为其原始长度 2%的拉伸并随后进行人工时效。

测量出平均晶粒尺寸(单位：微米，且根据 ASTM E-112 分类)和晶粒结构的纵横比，并且与根据 EP-B-0 473 122 中的已知方法加工的 4.14mm 的薄板材进行比较。所获结果示于表 1。

由表 1 中结果可以看出：与采用已知方法获得的产品相比，根据本发明制备的薄板材具有细小得多的晶粒尺寸以及等轴程度大得多的晶粒结构。

表 1

	L/ST 截面			LT/ST 截面		
	平均晶粒尺寸		纵横比	平均晶粒尺寸		纵横比
	微米	ASTM		微米	ASTM	
本发明	26	7-8	1: 1.9	26	7-8	1: 1.8
EP-0 473 122	122	3	1: 8.3	80	4-5	1: 4.7

实施例 2

根据本发明的方法，以工业生产规模制备出由与实施例 1 相同组成且处于 T_3 状态的非包覆合金产品的 1.6mm 厚的薄板材。其处理路径和化学组成与实施例 1 相一致，只是薄板材被冷轧至 1.6mm 而非 3.17mm 的最终尺寸。所述非包覆的薄板的提供形式为名义尺寸为 1200mm × 2000mm 的四块板。对所述四块板进行制备，使其中 2 块具有 L-T 取向，另 2 块具有 T-L 取向。

在纵向和横向，以及拉伸轴按 30° 的间隔在与最终轧制方向呈 0-90° 角范围内的方向，由所述薄板加工出具有 6mm 测试宽度和 30mm 测试长度的拉伸试样。拉伸试验根据 BS18 分类 2 1987 中的进行。

疲劳开裂试验的实施条件是：正弦加载，频率 20Hz，应力比 (R)=0.1 和 0.385，样品是 420mm × 160mm 的宽中心裂纹试验板。采用脉冲双探针 DC 电压降法，裂纹每开裂 0.3mm 测量裂纹长度。

板宽为 700mm 和 2000mm 时，采用中心裂纹断裂韧性(CCT)试验板来确定断裂抗力曲线。板宽最多为 700mm 时，根据 ASTM E 561-86(在此引入作为参考)的推荐，采用 1/W 比值为 1.5，而当板宽为 2000mm 时，必须采用的 1/W 比值为 0.5；“1”是两夹紧装置间的距离，“W”是试验板的宽度。在两种情形下，起始引发狭缝长度(2a)均为 0.3W。板厚为 2000mm 时使用的 5mm 的最终狭缝采用 0.3mm 厚线锯片加工出，而板厚较小时的 10mm 的最终狭缝采用 0.25mm 厚宝石锯片加工而成。在试验期间，采用抗弯曲板，将其完全覆盖在试验板上；其内表面涂

以油脂以防止载荷从试验板上转移。断裂韧性数据和断裂抗力曲线(R曲线)根据 ASTM E 561-86 和 GARTEur 的建议来确定。对于 1/W 比为 1.5 和 2.0 的试验板，采用 Koiter 有限宽度修正值，对于 1/W 比为 0.5 的试验板，则采用 R.A.E 导出修正值，还参见 1991 年第 14 期的工程材料与结构的疲劳和断裂中第 823 页的 G.R.Sutton 等的文章。有效截面应力采用柔量裂纹长度与 Irwin 塑性区修正值之差计算出。断裂韧性值 $K_{c(ao)}$ 和 K_c 分别采用具有初始引发狭缝长度和柔量裂纹长度时的最大载荷计算出。在美国文献中，材料的 $K_{c(ao)}$ 经常被认为是 K_{app} 或表观断裂韧性。

表 2 中示出了不同薄板的拉伸数据。试验取向的影响在表 3 中示出。由这些数据可看出：根据本发明的材料的拉伸性能非常高，而且这些性能比传统的 2024-T_3 材料或者由已知方法获得材料的性能的期望结果具有高得多的各向同性。

在 T-L 和 L-T 方向的断裂韧性列于表 4 中($1ksi \cdot \sqrt{英寸} = 1.1MPa \cdot \sqrt{m}$)，由这些结果可看出，根据本发明的材料具有非常高的断裂韧性的较高的断裂抗力，而且这些性能比迄今报导的 AA2024-T_3 性能具有程度大得多的各向同性。

在 T-L 和 L-T 方向上的疲劳开裂速率(单位：mm/循环)列于表 5 中。对于每种应力比而言，在所研究的应力强度因子范围内均未出现宏观的裂纹偏差。在应力比 R=0.1 和 R=0.385 的正弦加载条件下的疲劳开裂速率与试验取向无关。覆层的存在不会改变这种无关性。由这些结果可看出根据本发明制备的薄板材在两个试验方向上均具有良好的疲劳裂纹生长抗力。

表 2

薄板	0.2 % PS [MPa]	TS [MPa]	延伸率 [%]
	纵向		
1	389	504	19.1
	405	506	19.7
2	388	502	18.8
	389	505	20.4
3	389	507	17.5
	388	507	20.5
4	384	496	18.6
	371	498	18.8
横向			
1	323	485	21.4
	325	487	21.6
2	325	486	22.2
	327	488	22.6
3	330	412	21.5
	333	488	21.1
4	326	479	24.8
	320	476	23.9

表 3

薄板	对轧制方向的试验角	0.2% PS [MPa]	TS [MPa]	延伸率 [%]
1	0	413	501	15.7
	30	363	482	15.8
	60	354	484	22.2
	90	325	478	21.4
2	0	378	490	19.0
	30	329	477	21.8
	60	317	471	21.9
	90	316	470	19.7
3	0	378	490	20.6
	30	333	473	21.3
	60	324	468	21.8
	90	318	469	22.2

表 4

板宽 [mm]	ℓ/W	0.2 % PS [MPa]	总截面应力 [MPa]	$K_{c(ao)}$	K_c
				[MPa√m]	
L-T 取向					
700	1.5	397	375	148	212
2000	0.5	389	348	219	283
2000	0.5	376	354	219	281
T-L 取向					
700	1.5	325	325	128	194
2000	0.5	326	325	196	261

表 5

ΔK [MPa.√m]	R = 0.1		R = 0.385	
	T-L	L-T	T-L	L-T
5.0	6.0 E-6	4.0 E-6	1.4 E-5	1.5 E-5
6.0	1.5 E-5	1.0 E-5	2.3 E-5	1.3 E-5
7.0	3.8 E-5	3.0 E-5	4.8 E-5	4.8 E-5
8.0	5.2 E-5	4.0 E-5	7.5 E-5	7.5 E-5
9.0	7.0 E-5	6.0 E-5	1.0 E-4	1.0 E-4
10.0	9.0 E-5	8.0 E-5	1.5 E-4	1.5 E-4
15.0	2.0 E-4	1.8 E-4	3.5 E-4	3.5 E-4
20.0	5.0 E-4	4.5 E-4	9.0 E-4	8.5 E-4
30.0	2.0 E-3	2.0 E-3	7.0 E-3	7.0 E-3

实施例 3

采用工业生产规模DC铸造得到三个铸锭(A,B和C)并且采用各种方法进行处理，其内容概括在表 6 中。铸锭的尺寸是 440×1470×2700mm。三个铸锭的化学组成都相同，均为(计 wt%计)：4.36% Cu，1.45% Mg，0.56% Mn，0.045% Si，0.043% Fe，0.019% Ti，余者为铝和不可避免的杂质。采用二步均匀化循环对所述铸锭进行均匀化处理，其中，首先在460℃保温2小时，然后在495℃保温25小时。之后空冷至室温，并且每边磨削修整掉20mm，热轧前在410℃下预加热10小时。三个均匀化后的铸锭每侧均采用20mm厚的AA 1XXX系列的板材进行包覆。对于铸锭 A，包覆后的铸锭被在长度方向上热轧至100mm的中间尺寸，而对于铸锭B和C，包覆后的铸锭首先在长度方向上热轧至380mm的中间尺寸，以便使覆层与芯材结合一起，然后，在宽度方向热轧至233mm的中间尺寸。然后，根据所述铸锭材料，热轧至最终的中间热轧产品。之后，对所述中间产品在长度方向(铸锭A和C)或者在宽度方向(铸锭B)进行冷轧，冷轧至的中间尺寸对于铸锭A，B和C分别为9，9和18mm。第一次冷轧步骤之后，在495℃下对所获产品进行固溶热处理，处理时间取决于所述中间尺寸厚度。固溶热处理之后，通过冷水喷溅淬火将所获产品冷却至室温并且进行变形量为约其原始长度的1.5%的拉伸。之后，通过在室温下保持10天进行自然时效，来使所述中间产品处于T351调整态。在时效之后和进一步冷轧之前，通过在350℃下保持约30-60分钟来对所述产品进行软退火处理(这一中间时效处理在表6中表示为BG4)。根据所述铸锭材料，通过在长度方向或宽度方向轧制，制备出三种不同尺寸，即：4.5，3.6和3.2mm的冷轧产品。对于铸锭C，也采用了中间软化退火。冷轧至最终尺寸厚度之后，通过在495℃下，保温约15-20分钟对所获产品进行固溶热处理，用冷水淬火至室温，并且进行变形量为约其原始长度的1.5%的拉伸。之后，通过室温下至少保持10天进行自然时效来使所获产品处于T351调整态。

自然时效之后，对所获产品在L以及LT方向上的机械性能与最终尺寸厚度之间的关系进行了测定。拉伸试验的结果示于表7。

另外，根据 ASTM-B871(1996 年版)，在 L-T 和 T-L 方向上对所获产品进行了卡恩抗裂试验（kahn-tear-test）。进行试验之前，将试样的两边磨削至 2.0mm 的最终厚度。所获结果列于表 8 中，其中，TS 代表撕裂强度，UPE 代表单位扩展能。

此外，采用 760mm 宽的 CCT 试验板，根据 ASTM E561-86，对两种尺寸厚度时的产品在 L-T 和 T-L 方向上的 K_c 和 $K_{c(ao)}$ 进行了测试，所获结果列于表 9 中。

而且，对由铸锭 C 加工而成的 3.2mm 薄板材在 T-L 和 L-T 方向上的裂纹扩展特性进行了测试，其中，在 T-L 方向上的结果示于图 1，在 L-T 方向上的结果示于图 2。试样宽 400mm，厚 3.2mm。采用实验室环境，试验频率 8HZ，R 比值为 0.1。通常测定 2024 材料的 ΔK 值约为 35Mpa. $\sqrt{m}$ 。标准 2024 材料的 ΔK 值范围在上述二图中示出并且外推至更高值(虚线，2024max. th 和 2024min. th)。在图 1 和图 2 中，示出了根据本发明的薄板材的较高 ΔK 值的测量结果。

从表 7 中结果可以看出，屈服强度和抗拉强度随着冷轧程度的增加而增大。另外，可以看出，在 L 和 LT 方向上的屈服强度和抗拉强度的最佳结果是由铸锭 C 处理而成的材料获得，其处理过程包括处于 T351 状态后，在长度和宽度方向进行冷轧，之后进行软退火。此外，铸锭 C 在上述二测试方向上的平衡程度较好。

从表 8 中的结果可以看出，表示材料的裂纹萌生性能的 TS 的最佳结果由铸锭 C 获得。表示裂纹扩展特性的 UPE 的最佳结果也由铸锭 C 获得。

由上述结果可以看出，为了获得最高的机械性能和最优的各向同性，优选在长度和宽度方向进行冷轧并且同时采用高的冷轧压下量，在上述两方向的冷轧优选在冷轧至中间冷轧产品并且使之处于 T351 状态之后进行。

由表 9 中的结果可以看出，断裂韧性的最佳结果由铸锭 C 获得。

由图 1 和图 2 中的结果可以看出，ΔK 值不超过约 35MPa·$\sqrt{m}$ 时，根据本发明的材料的 da/dN 值均处于标准 2024 薄板材的范围之内。

ΔK 值更高时，根据本发明的材料在上述两个测试方向上均具有比标准 2024 材料的期望结果低得多的裂纹扩展速率，这一改善是出人意料的。

表 6

处理步骤	铸锭 A	铸锭 B	铸锭 C
均匀化	460℃，2 小时/495℃，25 小时		
第一次热轧	长度 100mm	长度 380mm	
第二次热轧	宽度 18mm	宽度 233mm	
第三次热轧	-	长度 18mm	长度 30mm
第一次冷轧	长度 9mm	宽度 9mm	长度 18mm
SHT	495℃，30 分		495℃，60 分
BG4	10 天自然时效/350℃，1 小时		
第二次冷轧	宽度至 4.5/3.6/3.2mm	长度至 4.5/3.6/3.2mm	宽度 9mm
中间退火	-	-	350℃，30 分
第三次冷轧	-	-	长度至 4.5/3.6/3.2mm
SHT	495℃，15 分 + 淬火		
拉伸	原始长度的 1.5%		
时效	10 天自然时效		

表 7

铸锭材料	最终尺寸	0.2% PS [MPa]		UTS [MPa]		延伸率 [%]	
		L	LT	L	LT	L	LT
A	4.5	318	298	448	440	20.5	19.8
	3.6	328	307	451	444	21.7	19.4
	3.2	344	317	457	445	20.1	18.3
B	4.5	321	304	453	445	21.8	20.2
	3.6	321	304	451	442	21.0	19.5
	3.2	335	312	453	455	20.1	21.0
C	4.5	328	306	465	452	20.0	20.8
	3.6	367	332	471	452	17.7	17.7
	3.2	373	339	465	452	16.6	16.7

表 8

铸锭材料	最终尺寸	TS [MPa]		UPE [kJ/m^2]	
		L-T	T-L	L-T	T-L
A	4.5	544	555	226	246
	3.6	545	579	215	224
	3.2	551	572	207	214
B	4.5	515	557	212	248
	3.6	551	568	220	285
	3.2	551	594	249	262
C	4.5	558	527	308	227
	3.6	587	558	291	245
	3.2	561	586	246	257

表 9

铸锭材料	最终尺寸	K_C [MPa√m]		$K_{C(ao)}$ [MPa√m]	
		L-T	T-L	L-T	T-L
A	3.2	206	196	144	132
	4.5	216	198	145	128
B	3.2	234	218	150	134
	4.5	215	203	144	129
C	3.2	241	212	155	134
	4.5	222	189	149	132

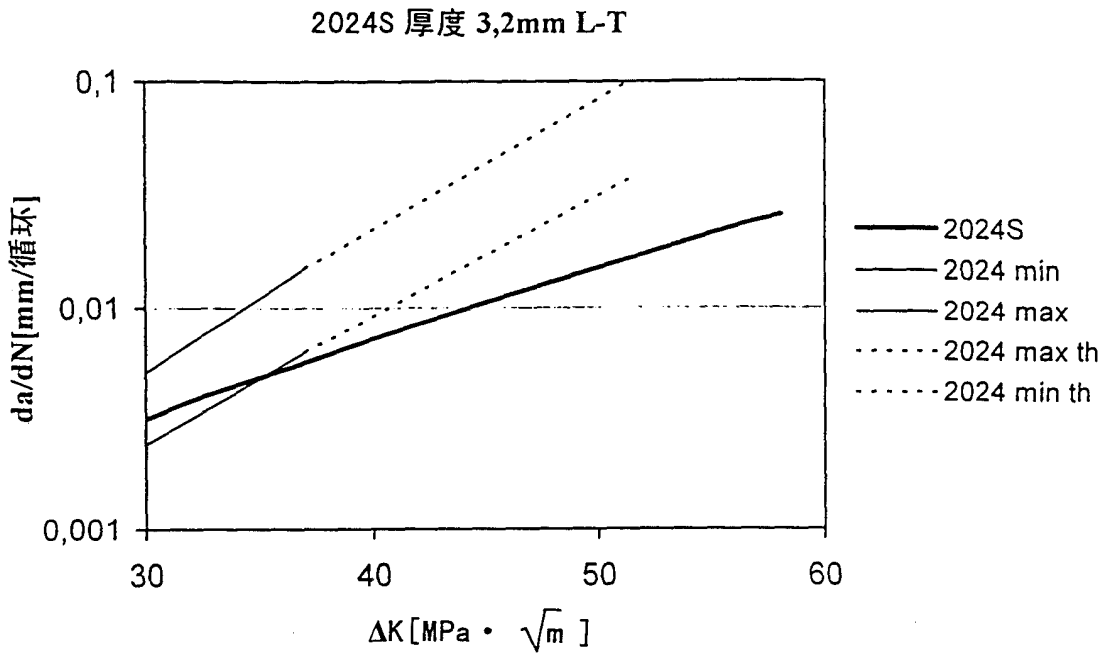

2024S 厚度 3,2mm L-T
0,1
0,01
0,001
da/dN[mm/循环]
30
40
50
60
ΔK[MPa • √m]
2024S
2024 min
2024 max
2024 max th
2024 min th

图 1

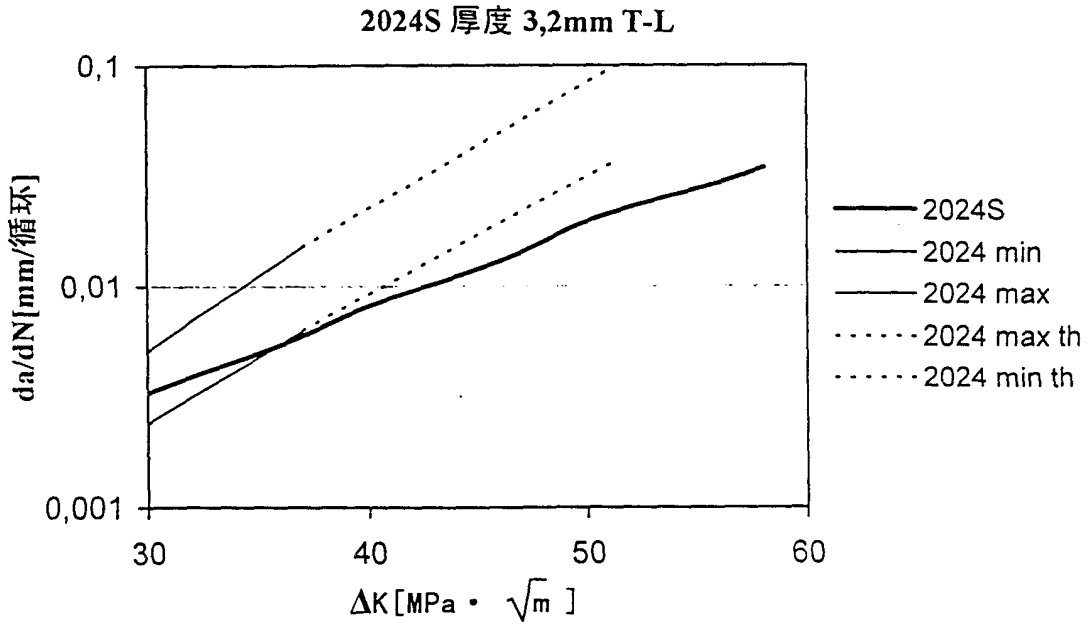

2024S 厚度 3,2mm T-L
0,1
0,01
0,001
da/dN[mm/循环]
30
40
50
60
ΔK[MPa • √m]
2024S
2024 min
2024 max
2024 max th
2024 min th

图 2