

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷
C22C 21/10
C22F 1/053



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 01822516.0

[43] 公开日 2004年4月14日

[11] 公开号 CN 1489637A

[22] 申请日 2001.9.4 [21] 申请号 01822516.0

[30] 优先权

[32] 2000.12.21 [33] US [31] 60/257,226

[32] 2001.1.31 [33] US [31] 09/773,270

[86] 国际申请 PCT/US01/30895 2001.9.4

[87] 国际公布 WO02/052053 英 2002.7.4

[85] 进入国家阶段日期 2003.8.6

[71] 申请人 阿尔科公司

地址 美国宾西法尼亚州

[72] 发明人 D·J·查克拉巴提 J·刘

J·H·古德曼 G·B·维尼玛

R·R·萨特尔 C·M·克维斯特

R·W·维斯特伦德

[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 蔡胜有

权利要求书 19 页 说明书 48 页 附图 14 页

[54] 发明名称 铝合金产品及人工时效方法

[57] 摘要

铝合金产品如板材、锻件和挤压件，其适合于航空结构部件，例如整体的机翼翼梁、翼肋和腹板。所述合金产品含有约：6-10wt.%Zn；1.2-1.9wt.%Mg；1.2-2.2wt.%Cu，其中， $Mg \leq (Cu + 0.3)$ ；以及约0.05-0.4wt.%Zr，余者为Al，附带的元素和杂质。优选地，所述合金含有约6.9-8.5wt.%Zn；1.2-1.7wt.%Mg；1.3-2wt.%Cu。厚尺寸的该合金提供改善的强度与断裂韧性组合。当采用优选实施方案中的三阶段方法进行人工时效时，该合金也能获得包括在海边条件下较优的SCC性能。

I S S N 1 0 0 8 - 4 2 7 4

1. 一种铝合金产品，其拥有如下能力：(a) 对于进行固溶热处理、淬火和人工时效后的具有厚截面的产品中，和由所述产品制造的部件中获得具有改善的性能组合，所述性能包含至少两种性能，它们选自：强度、断裂韧性和耐腐蚀性；或者(b) 在缓慢淬火的薄产品以及由所述产品制造的部件中获得因所述缓慢淬火引起的强度下降程度较小，所述合金基本组成为：

约 6-10 wt.% Zn；约 1.2-1.9 wt.% Mg；约 1.2-2.2 wt.% Cu；一种或多种以下元素：最多约 0.4 wt.% Zr，最多约 0.4 wt.% Sc 和最多约 0.3 wt.% Hf；所述合金任选最多含有：约 0.06 wt.% Ti，约 0.03 wt.% Ca，约 0.03 wt.% Sr，约 0.002 wt.% Be 和约 0.3 wt.% Mn，余者为 Al，附带的元素和杂质。

2. 根据权利要求 1 的合金产品，其中，所述合金含有约 6.4-9.5 wt.% Zn；约 1.3-1.7 wt.% Mg；约 1.3-1.9 wt.% Cu，其中，wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.3) 以及约 0.05-0.2 wt.% Zr。

3. 根据权利要求 2 的合金产品，其在最厚的横截面部位至少约 2 英寸厚。

4. 根据权利要求 3 的合金产品，其在所述最厚部位至少约 3-10 英寸厚。

5. 根据权利要求 4 的合金产品，其在所述最厚部位至少约 4-6 英寸厚。

6. 根据权利要求 2 的合金产品，其中，wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.2)。

7. 根据权利要求 6 的合金产品，其中，wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.1)。

8. 根据权利要求 2 的合金产品，其中，wt.% Mg wt.% Cu。

9. 根据权利要求 2 的合金产品，其进一步具有改善的应力腐蚀抗力。

10. 根据权利要求 2 的合金产品, 其是一种厚板材、挤压或锻造产品。

11. 根据权利要求 2 的合金产品, 其是一种约 2 英寸或更薄的薄板材。

12. 根据权利要求 11 的合金产品, 其进一步具有改善的耐剥蚀性。

13. 根据权利要求 11 的合金产品, 其被时效成形为航空结构部件形状。

14. 根据权利要求 2 的合金产品, 其中, 所述合金, 作为杂质, 含有约 0.15 wt.%或更低的 Fe 和约 0.12 wt.%或更低的 Si。

15. 根据权利要求 14 的合金产品, 其中, 所述合金中的有效 Mg 含量为约 1.3-1.65 wt.%, 可量测的总 Mg 含量为约 1.47-1.82 wt.%。

16. 根据权利要求 14 的合金产品, 其中, 所述合金中的有效 Cu 含量为约 1.3-1.9 wt.%, 可量测的总 Cu 含量为约 1.6-2.2 wt.%。

17. 根据权利要求 14 的合金产品, 其中, 所述合金含有约 0.08 wt.%或更低的 Fe 和约 0.06 wt.%或更低的 Si。

18. 根据权利要求 17 的合金产品, 其中, 所述合金含有约 0.04 wt.%或更低的 Fe 和约 0.03 wt.%或更低的 Si。

19. 根据权利要求 2 的合金产品, 其中, 所述合金含有约 6.9 wt.%或更高的 Zn。

20. 根据权利要求 2 的合金产品, 其中, 所述合金含有约 6.9-8.5 wt.% Zn; 约 1.3-1.68 wt.% Mg; 约 1.3-1.9 wt.% Cu 和约 0.05-0.2 wt.% Zr。

21. 根据权利要求 2 的合金产品, 其中, 所述合金基本组成为: 约 6.9-8 wt.% Zn; 约 1.3-1.65 wt.% Mg; 约 1.4-1.9 wt.% Cu 和约 0.05-0.2 wt.% Zr; 其中, wt.% Mg < wt.% Cu。

22. 根据权利要求 2 的合金产品, 其中, (wt.% Mg + wt.% Cu) 3.5。

23. 根据权利要求 22 的合金产品, 其中, (wt.% Mg + wt.% Cu)

3.3.

24. 根据权利要求 2 的合金产品, 其具有低于约 50% 的再结晶组织。

25. 根据权利要求 24 的合金产品, 其具有约 35% 或更低的再结晶组织。

26. 根据权利要求 25 的合金产品, 其具有约 25% 或更低的再结晶组织。

27. 根据权利要求 2 的合金产品, 其与第二合金产品焊接一起, 并且, 在其焊接热影响区具有一种或多种选自于强度、疲劳、断裂韧性和耐腐蚀性的性能的改善的保持能力。

28. 根据权利要求 27 的合金产品, 其采用固态方法进行焊接。

29. 根据权利要求 28 的合金产品, 其采用摩擦搅动焊接方法进行焊接。

30. 根据权利要求 27 的合金产品, 其采用熔化焊接方法进行焊接。

31. 根据权利要求 30 的合金产品, 其采用电子束方法进行焊接。

32. 根据权利要求 30 的合金产品, 其采用激光方法进行焊接。

33. 根据权利要求 27 的合金产品, 其中, 所述第二合金产品由与之焊接一起的同样的合金制成。

34. 根据权利要求 2 的合金产品, 其具有改善的钻孔裂纹萌生抗力。

35. 一种可锻的铝合金产品, 所述合金基本组成为: 约 6.9-8.5 wt.% Zn; 约 1.3-1.68 wt.% Mg; 约 1.3-1.9 wt.% Cu, 其中, wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.3); 至少一种以下元素 (最多约 0.3 wt.% Zr, 最多约 0.4 wt.% Sc 和最多约 0.3 wt.% Hf); 任选地, 最多约 0.06 wt.% Ti 和最多约 0.008 wt.% Ca, 余者为 Al, 附带的元素和杂质, 所述合金产品的特征在于其具有低的淬火敏感性以及: (a) 对于进行固溶热处理、淬火和人工时效的具有厚截面的产品, 以及, 由所述产品制造的部件获得改善的性能组合, 所述性能组合包含至少两种性能, 它们选

自：强度、断裂韧性和耐腐蚀性；或者（b）在缓慢淬火的薄产品，以及，由所述薄产品制造的部件中获得更低的强度下降程度。

36. 根据权利要求 35 的合金产品，其在最厚的横截面部位约 3-12 英寸厚。

37. 根据权利要求 36 的合金产品，其在最厚的横截面部位约 4-6 英寸厚。

38. 根据权利要求 35 的合金产品，其中，所述组成中的 wt.% Mg 不超过 wt.% Cu。

39. 根据权利要求 35 的合金产品，其是一种已进行固溶热处理和淬火处理的板材、挤压件或锻件。

40. 根据权利要求 35 的合金产品，其中，所述合金中作为杂质的 Fe 和 Si 含量分别低于约 0.25 wt.%。

41. 根据权利要求 35 的合金产品，其中，所述合金含有：约 6.9-8 wt.% Zn；约 1.3-1.65 wt.% Mg；约 1.3-1.9 wt.% Cu 和约 0.05-0.2 wt.% Zr；其中，(wt.% Mg + wt.% Cu) 3.5。

42. 根据权利要求 41 的合金产品，其中，所述合金主要含有：约 7-8 wt.% Zn；约 1.4-1.65 wt.% Mg；约 1.4-1.8 wt.% Cu 和约 0.05-0.2 wt.% Zr；其中，(wt.% Mg + wt.% Cu) 3.3。

43. 一种厚铝合金产品，其厚截面时在进行固溶热处理、淬火和人工时效之后，具有改善的强度和韧性组合以及良好的耐腐蚀性，所述合金基本组成为：约 6.9-8.5 wt.% Zn；约 1.3-1.68 wt.% Mg；约 1.3-2.1 wt.% Cu，其中，wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.3)；约 0.05-0.2 wt.% Zr，余者为 Al，附带的元素和杂质。

44. 根据权利要求 43 的合金产品，其中，wt.% Mg wt.% Cu。

45. 根据权利要求 43 的合金产品，其中，所述合金含有约 0.15 wt.% 或更低的 Fe 和约 0.12 wt.% 或更低的 Si。

46. 根据权利要求 43 的合金产品，其中，所述合金含有：约 7-8 wt.% Zn；约 1.3-1.65 wt.% Mg；约 1.4-1.8 wt.% Cu 和约 0.05-0.2 wt.% Zr；其中，wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.1)。

47. 根据权利要求 43 的合金产品,其在横截面厚 2 英寸或更大时,纵(L)向的 1/4 平面(T/4)拉伸屈服强度 TYS 和 L-T 方向的 1/4 平面(T/4)平面应变断裂韧性(K_{IC})位于图 7 中的 M-M 线处或者其上方(向右侧)。

48. 根据权利要求 43 的合金产品,其是一种板材产品,该产品在一种或多种如表 12 所示的最大施加应力水平下的最小开孔疲劳寿命(S/N)等于或大于所述表 12 中的相应循环失效值。

49. 根据权利要求 43 的合金产品,其是一种板材产品,该产品的最小开孔疲劳寿命(S/N)位于图 12 中的 A-A 线处或者其上方(右侧)。

50. 根据权利要求 43 的合金产品,其是一种锻件,该产品的最小开孔疲劳寿命(S/N)位于图 13 中的 B-B 线处或者其上方(右侧)。

51. 根据权利要求 43 的合金产品,其在 L-T 试验方向的最大疲劳裂纹扩展(FCG)速度等于或低于如表 14 所示的最大 da/dN 值中的至少一个,相应的 K(应力强度因子)值在所述表 14 中等于或大于 15 ksiin。

52. 根据权利要求 43 的合金产品,其在 L-T 试验方向具有最大疲劳裂纹扩展(FCG)速度, K 值为 15ksiin 或更大,其位于图 14 中的 C-C 线处或者其下方(右侧)。

53. 根据权利要求 43 的合金产品,其能够在约 30ksi 或更高的短横向(ST)应力作用下,用 3.5% Na 溶液中,通过至少 30 天的交替浸泡、应力腐蚀开裂(SCC)试验。

54. 根据权利要求 43 的合金产品,其具有在约 30ksi 或更高的短横向(ST)应力作用下,海边暴露至少约 100 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

55. 根据权利要求 54 的合金产品,其具有在所述海边暴露条件下至少约 180 天不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

56. 根据权利要求 43 的合金产品,其具有在约 30ksi 或更高的短横向(ST)应力作用下,工业暴露至少约 180 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

57. 根据权利要求 43 的合金产品, 在对其实施一种或多种机加工操作之后, 其同时具有厚截面和薄截面, 所述薄截面表现出“EB”或更好的 EXCO 耐腐蚀性等级。

58. 根据权利要求 43 的合金产品, 其具有改善的钻孔裂纹萌生抗力。

59. 根据权利要求 43 的合金产品, 其已经采用以下方法进行了人工时效, 所述方法包括:

- (i) 在约 200-275°F 下的第一时效阶段;
- (ii) 在约 300-335°F 下的第二时效阶段; 和
- (iii) 在约 200-275°F 下的第三时效阶段。

60. 根据权利要求 59 的合金产品, 其中, 第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行。

61. 根据权利要求 59 的合金产品, 其中, 第一时效阶段 (i) 进行约 2-18 小时。

62. 根据权利要求 59 的合金产品, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行。

63. 根据权利要求 59 的合金产品, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行约 4-18 小时。

64. 根据权利要求 63 的合金产品, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 300-315°F 下进行约 6-15 小时。

65. 根据权利要求 63 的合金产品, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 310-325°F 下进行约 7-13 小时。

66. 根据权利要求 59 的合金产品, 其中, 第三时效阶段 (iii) 在约 230-260°F 下进行。

67. 根据权利要求 66 的合金产品, 其中, 第三时效阶段 (iii) 在约 230-260°F 下进行至少约 6 小时。

68. 根据权利要求 67 的合金产品, 其中, 第三时效阶段 (iii) 在约 240-255°F 下进行约 18 小时或更长。

69. 根据权利要求 59 的合金产品, 其中, 所述第一、第二和第三

时效阶段中的一个或多个包括多种温度时效作用的整合。

70. 根据权利要求 43 的合金产品，其是一种阶梯状挤压件。

71. 根据权利要求 43 的合金产品，其是一种已进行压力淬火的挤压件。

72. 根据权利要求 43 的合金产品，其是一种可以时效成型为航空结构部件的板材产品。

73. 根据权利要求 43 的合金产品，其已经采用以下方法进行了人工时效，所述方法包括：

(i) 在约 200-275°F 下的第一时效阶段；和

(ii) 在约 300-335°F 下的第二时效阶段。

74. 商用飞机的铝合金结构部件，所述结构部件采用已进行固溶热处理、淬火和人工时效的厚板材、挤压或锻造产品制成，所述结构部件具有强度、韧性和应力腐蚀开裂抗力性能的改善的组合，所述合金基本组成为：约 6.9-9.5 wt.% Zn；约 1.3-1.68 wt.% Mg；约 1.2-2.2 wt.% Cu，其中，wt.% Mg \leq (wt.% Cu + 0.3)；约 0.05-0.2 wt.% Zr，余者为 Al，附带的元素和杂质。

75. 根据权利要求 74 的结构部件，其中，wt.% Mg wt.% Cu。

76. 根据权利要求 74 的结构部件，其中，所述板材、挤压或锻造产品最厚的横截面部位约 3-12 英寸厚。

77. 根据权利要求 76 的结构部件，其中，所述板材、挤压或锻造产品最厚的横截面部位约 4-6 英寸厚。

78. 根据权利要求 74 的结构部件，其与其 7050 铝合金对应物相比，淬火敏感性下降。

79. 根据权利要求 74 的结构部件，其中，所述合金含有低于约 0.15 wt.% Fe 和低于约 0.12 wt.% Si。

80. 根据权利要求 74 的结构部件，其中，所述合金含有约 7-8 wt.% Zn；约 1.3-1.68 wt.% Mg；约 1.4-1.8 wt.% Cu 和约 0.05-0.2 wt.% Zr；其中，(wt.% Mg + wt.% Cu) \leq 3.3。

81. 根据权利要求 74 的结构部件，其选自于翼梁、翼肋、腹板、

桁条、机翼板或蒙皮、机身构架、地板梁、舱壁、起落架梁或者它们的组合。

82. 根据权利要求 74 的结构部件，其是整体成型的。

83. 根据权利要求 74 的结构部件，其在横截面厚 2 英寸或更大处，纵 (L) 向的 1/4 平面 (T/4) 拉伸屈服强度 TYS 和 L-T 方向的 1/4 平面 (T/4) 平面应变断裂韧性 (K_{IC}) 位于图 7 中的 M-M 线处或者其上方 (右侧)。

84. 根据权利要求 74 的结构部件，其是一种板材产品，该产品的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 位于图 12 中的 A-A 线处或者其上方 (右侧)。

85. 根据权利要求 74 的结构部件，其是一种锻件，该产品的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 位于图 13 中的 B-B 线处或者其上方 (右侧)。

86. 根据权利要求 74 的结构部件，其在 L-T 试验方向具有最大疲劳裂纹扩展 (FCG) 速度，K (应力强度因子) 值为 15ksiin 或更大，其位于图 14 中的 C-C 线处或者其下方 (右侧)。

87. 根据权利要求 74 的结构部件，其能够在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力作用下，用 3.5% Na 溶液，通过至少 30 天的交替浸泡、应力腐蚀开裂 (SCC) 试验。

88. 根据权利要求 74 的结构部件，其具有在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力作用下，海边暴露至少约 100 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

89. 根据权利要求 74 的结构部件，其具有在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力作用下，工业暴露至少约 180 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

90. 根据权利要求 74 的结构部件，其同时具有厚截面和薄截面，所述薄截面表现出“EB”或更好的 EXCO 耐腐蚀性等级。

91. 根据权利要求 74 的结构部件，其具有改善的钻孔裂纹萌生抗力。

92. 根据权利要求 74 的结构部件，其中，所述飞机是一种民用或军用喷气飞机。

93. 根据权利要求 74 的结构部件, 其中, 所述飞机是一种涡轮螺旋桨飞机。

94. 根据权利要求 74 的结构部件, 其中, 在人工时效之前, 对所述板材、挤压或锻造产品进行拉伸和/或压缩。

95. 根据权利要求 74 的结构部件, 其中, 已经采用以下方法对所述板材、挤压或锻造产品进行了人工时效, 所述方法包括:

- (i) 在约 200-275°F 下的第一时效阶段;
- (ii) 在约 300-335°F 下的第二时效阶段; 和
- (iii) 在约 200-275°F 下的第三时效阶段。

96. 根据权利要求 95 的结构部件, 其中, 第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行。

97. 根据权利要求 96 的结构部件, 其中, 第一时效阶段 (i) 在约 235-255°F 下进行 6 小时或更长。

98. 根据权利要求 95 的结构部件, 其中, 第一时效阶段 (i) 进行约 2-12 小时。

99. 根据权利要求 95 的结构部件, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行约 4-18 小时。

100. 根据权利要求 99 的结构部件, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 300-315°F 下进行约 6-15 小时。

101. 根据权利要求 99 的结构部件, 其中, 第二时效阶段 (ii) 在约 310-325°F 下进行约 7-13 小时。

102. 根据权利要求 95 的结构部件, 其中, 第三时效阶段 (iii) 在约 230-260°F 下进行至少约 6 小时。

103. 根据权利要求 102 的结构部件, 其中, 第三时效阶段 (iii) 在约 240-255°F 下进行约 18 小时或更长。

104. 一种商用飞机结构部件, 其选自于翼梁、翼肋、腹板、桁条、机翼板或外壳、机身构架、地板梁、舱壁、起落架梁或者它们的组合, 所述部件采用厚板材、挤压件或锻件加工而成, 并且具有改善的强度、韧性和耐腐蚀性, 所述合金基本组成为: 约 6.9-8.2 wt.% Zn; 约 1.3-1.68

wt.% Mg; 约 1.4-1.9 wt.% Cu, 其中, $\text{wt.\% Mg} \leq (\text{wt.\% Cu} + 0.3)$; 以及约 0.05-0.2 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质。

105. 根据权利要求 104 的结构部件, 其中, 所述合金含有约 0.15 wt.% 或更低的 Fe 和约 0.12 wt.% 或更低的 Si。

106. 根据权利要求 104 的结构部件, 其与第二种结构部件焊接一起, 并且, 在其焊接热影响区具体一种或多种选自于强度、疲劳、断裂韧性和耐腐蚀性的性能的改善的保持性。

107. 至少约 2 英寸厚的铝合金板材、挤压或锻造产品加工而成的飞机翼箱部件, 所述合金基本组成为: 约 6.9-8.5 wt.% Zn; 约 1.3-1.65 wt.% Mg; 约 1.4-2 wt.% Cu, 其中, $(\text{wt.\% Mg} + \text{wt.\% Cu}) \leq 3.5$; 以及约 0.05-0.25 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质。

108. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其中, 所述合金含有低于约 0.15 wt.% Fe 和低于约 0.12 wt.% Si。

109. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其中, 所述合金含有低于约 8 wt.% Zn 和低于约 1.9 wt.% Cu。

110. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其是一种整体桁条。

111. 根据权利要求 110 的飞机翼箱部件, 其已被时效成型。

112. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其是一种翼肋、腹板或纵梁。

113. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其是一种机翼板或蒙皮。

114. 根据权利要求 113 的飞机翼箱部件, 其已被时效成型。

115. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其由一种阶梯状挤压件制成。

116. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其是一种压力淬火的挤压件。

117. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其与第二种飞机翼箱部件焊接一起, 并且, 在其焊接热影响区具有一种或多种选自于强度、疲劳、断裂韧性和应力腐蚀开裂抗力的性能的改善的保持性。

118. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件, 其中, 对所述板材、挤

压或锻造产品进行固溶热处理和有意进行的缓慢淬火，以减小淬火扭曲。

119. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其在横截面厚 2 英寸或更大处，纵 (L) 向的 1/4 平面 (T/4) 拉伸屈服强度 TYS 和 L-T 方向的 1/4 平面 (T/4) 断裂韧性 (K_{IC}) 位于图 7 中的 M-M 线处或者其上方 (右侧)。

120. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其由板材制备而成，该部件的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 位于图 12 中的 A-A 线处或者其上方 (右侧)。

121. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其由锻件制备而成，该部件的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 位于图 13 中的 B-B 线处或者其上方 (右侧)。

122. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其在 L-T 试验方向具有最大疲劳裂纹扩展 (FCG) 速度，K (应力强度因子) 值为 15ksiin 或更大，其位于图 14 中的 C-C 线处或者其下方 (右侧)。

123. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其能够在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力作用下，在 3.5% Na 溶液中，通过至少 30 天的交替浸泡、应力腐蚀开裂 (SCC) 试验。

124. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其具有在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力作用下，海边暴露至少约 100 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

125. 根据权利要求 124 的飞机翼箱部件，其具有在所述海边暴露条件下，至少约 180 天不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

126. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其具有在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力作用下，工业暴露至少约 180 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

127. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其同时具有厚截面和薄截面，所述薄截面表现出“EB”或更好的 EXCO 耐腐蚀性等级。

128. 根据权利要求 107 的飞机翼箱部件，其具有改善的穿孔裂纹

萌生抗力。

129. 由一种厚铝合金产品制成的模具板材, 所述产品基本组成为: 约 6-10 wt.% Zn; 约 1.2-1.9 wt.% Mg 和约 1.2-2.2 wt.% Cu; 任选最多约 0.4wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质。

130. 根据权利要求 129 的模具板材, 其中, 所述合金含有约 0.25 wt.%或更低的 Fe 和约 0.25 wt.%或更低的 Si.

131. 根据权利要求 129 的模具板材, 其中, 所述合金含有约 6.5-8.5 wt.% Zn; 约 1.3-1.65 wt.% Mg 和约 1.4-1.9 wt.% Cu.

132. 根据权利要求 129 的模具板材, 其中, 所述产品是一种轧制板材或锻件, 所述合金含有约 0.05-0.2 wt.% Zr.

133. 根据权利要求 129 的模具板材, 其中, 所述产品是一种铸件。

134. 一种结构部件的制备方法, 所述部件具有改善的性能组合, 所述性能包含至少两种选自强度、疲劳、断裂韧性和耐腐蚀性的性能, 所述方法包括:

(a) 提供一种合金, 该合金基本组成为约 6.9-9 wt.% Zn; 约 1.3-1.68 wt.% Mg; 约 1.2-1.9 wt.% Cu, 其中, $\text{wt.\%Mg} \leq (\text{wt.\% Cu} + 0.3)$; 以及约 0.05-0.3 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质;

(b) 对所述合金均匀化处理, 并且采用选自于轧制、挤压和锻造的一种或多种方法将其热加工成工件;

(c) 对所述工件进行固溶热处理;

(d) 对所述已固溶热处理的工件进行淬火; 和

(e) 对所述已淬火的工件进行人工时效。

135. 根据权利要求 134 的方法, 其进一步包括: (f) 由所述已人工时效的工件加工出所述结构部件。

136. 根据权利要求 134 的方法, 其任选包括: 通过拉伸、压缩和/或冷加工对经淬火步骤 (d) 处理后的工件进行应力消除。

137. 根据权利要求 134 的方法, 其任选包括: 将所述工件时效成型为所述结构部件形状。

138. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述淬火的工件的最厚横

截面部位约 3-12 英寸厚。

139. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述淬火步骤 (d) 包括采用水或其它介质进行喷洒或浸泡。

140. 根据权利要求 134 的方法，其中，在固溶热处理步骤 (c) 之后，有意对工件进行缓慢淬火。

141. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述合金含有低于约 8 wt.% Zn 和低于约 1.8 wt.% Cu。

142. 根据权利要求 134 的方法，其中，wt.%Mg wt.% Cu。

143. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述合金含有作为杂质的低于约 0.15 wt.% Fe 和低于约 0.12 wt.% Si。

144. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述工件是一种板材产品。

145. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述工件是一种挤压件。

146. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述工件是一种锻造产品。

147. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述人工时效步骤 (e) 包括：

(i) 在约 200-275°F 下的第一时效阶段；和

(ii) 在约 300-335°F 下的第二时效阶段。

148. 根据权利要求 134 的方法，其中，所述人工时效步骤 (e) 包括：

(i) 在约 200-275°F 下的第一时效阶段；

(ii) 在约 300-335°F 下的第二时效阶段；和

(iii) 在约 200-275°F 下的第三时效阶段。

149. 根据权利要求 148 的方法，其中，所述第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行。

150. 根据权利要求 148 的方法，其中，所述第一时效阶段 (i) 进行约 2-12 小时。

151. 根据权利要求 148 的方法，其中，所述第一时效阶段 (i) 在约 235-255°F 下进行 6 小时或更长。

152. 根据权利要求 148 的方法，其中，所述第二时效阶段 (ii) 在

约 310-325°F 下进行约 4-18 小时。

153. 根据权利要求 152 的方法, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-315°F 下进行约 6-15 小时。

154. 根据权利要求 152 的方法, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 310-325°F 下进行约 7-13 小时。

155. 根据权利要求 148 的方法, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 230-260°F 下进行。

156. 根据权利要求 148 的方法, 其中, 所述第一、第二和第三时效阶段中的一个或多个包括多个温度时效作用的综合。

157. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件是用于商用喷气飞机。

158. 根据权利要求 157 的方法, 其中, 所述结构部件选自于翼梁、翼肋、腹板、桁条、机翼板或蒙皮、机身构架、地板梁、舱壁、起落架梁或者它们的组合。

159. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件在横截面厚 2 英寸或更大处, 纵 (L) 向的 1/4 平面 (T/4) 拉伸屈服强度 TYS 和 L-T 方向的 1/4 平面 (T/4) 平面应变断裂韧性 (K_{IC}) 位于图 7 中的 M-M 线处或者其上方 (右侧)。

160. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件是一种板材产品, 该产品在一种或多种如表 12 所示的最大施加应力水平下的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 等于或大于所述表 12 中的相应失效循环次数。

161. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件是一种板材产品, 该产品的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 位于图 12 中的 A-A 线处或者其上方 (右侧)。

162. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件是一种锻件, 该部件的最小开孔疲劳寿命 (S/N) 位于图 13 中的 B-B 线处或者其上方 (右侧)。

163. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件在 L-T 试验取向上的最大疲劳裂纹扩展 (FCG) 速度等于或低于如表 14 所示的最

大 da/dN 值中的至少一个, 相应的 K 值在所述表 14 中等于或大于 15 ksiin.

164. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件在 L-T 试验取向上具有的最大疲劳裂纹扩展 (FCG) 速度位于图 14 中的 C-C 线处或者其下方 (右侧), K (应力强度因子) 值为 15ksiin 或更大。

165. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件能够在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力水平作用下, 采用 3.5% Na 溶液条件下, 通过至少 30 天的交替浸泡、应力腐蚀开裂 (SCC) 试验。

166. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件具有在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力水平作用下在海边暴露至少约 100 天后而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

167. 根据权利要求 166 的方法, 其中, 所述结构部件具有在所述海边暴露条件下至少约 180 天后不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

168. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件具有在约 30ksi 或更高的短横向 (ST) 应力水平作用下, 工业暴露至少约 180 天而不发生应力腐蚀开裂失效的最低寿命。

169. 根据权利要求 134 的方法, 其中, 所述结构部件同时具有厚截面和薄截面, 所述薄截面表现出 “EB” 或更好的 EXCO 耐腐蚀性等级。

170. 一种制造喷气飞机结构部件的方法, 所述部件选自于翼梁、翼肋、腹板、桁条、机翼板或蒙皮、机身构架、地板梁、舱壁、起落架梁或者它们的组合, 所述部件具有改善的两种或多种性能的组合, 所述性能选自强度、疲劳、断裂韧性和应力腐蚀抗力, 所述方法包括:

(a) 提供一种可锻合金, 该合金基本组成为约 6.9-9 wt.% Zn; 约 1.3-1.68 wt.% Mg; 约 1.2-1.9 wt.% Cu, 其中, $\text{wt.\%Mg} \leq (\text{wt.\%Cu} + 0.3)$; 以及约 0.05-0.3 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质;

(b) 对所述合金均匀化处理, 并且采用选自于轧制、挤压和锻造的一种或多种方法将其热成形为工件;

- (c) 对所述热成形的工件进行固溶热处理;
- (d) 对对所述已固溶热处理的工件进行淬火; 和
- (e) 对所述已淬火的工件进行人工时效, 所述人工时效方法包括:
 - (i) 在约 200-275°F下的第一时效阶段;
 - (ii) 在约 300-335°F下的第二时效阶段; 和
 - (iii) 在约 200-275°F下的第三时效阶段。

171. 根据权利要求 170 的方法, 其任选包括: 通过拉伸、压缩和/或冷加工对经淬火步骤 (d) 处理后的工件进行应力消除。

172. 根据权利要求 170 的方法, 其任选包括: 将所述工件时效成型为近似所述结构部件形状。

173. 根据权利要求 170 的方法, 其进一步包括: (f) 将所述已人工时效的工件加工成所述结构部件。

174. 根据权利要求 170 的方法, 其中, 所述第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行。

175. 根据权利要求 174 的方法, 其中, 所述第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行约 2-12 小时。

176. 根据权利要求 170 的方法, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行。

177. 根据权利要求 176 的方法, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行约 4-18 小时。

178. 根据权利要求 177 的方法, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-315°F 下进行约 6-15 小时。

179. 根据权利要求 177 的方法, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 310-325°F 下进行约 7-13 小时。

180. 根据权利要求 170 的方法, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 230-260°F 下进行。

181. 根据权利要求 180 的方法, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 235-255°F 下至少进行约 6 小时。

182. 根据权利要求 180 的方法, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 240-255°F 下进行约 18 小时或更长。

183. 根据权利要求 170 的方法, 其中, 所述第一、第二和第三时效阶段中的一个或多个包括多个温度时效作用的综合。

184. 在由铝合金板材、挤压件或锻造产品制造结构部件的方法中, 所述产品的合金组成中基本没有 Cr, 并且基本组成为约 5.7-9.5 wt.% Zn; 约 1.2-2.7 wt.% Mg; 约 1.3-2.7 wt.% Cu 和约 0.05-0.3 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质, 所述方法包括如下步骤: (a) 对所述产品进行固溶热处理; (b) 对所述已固溶热处理的产品进行淬火; 和 (c) 对所述已淬火的产品进行人工时效, 所述方法的改进使所述结构部件获得改善的强度和韧性的组合以及良好的耐腐蚀性, 所述改进包括对所述产品采用包括以下步骤的方法进行人工时效:

- (i) 在约 200-275°F 下的第一时效阶段;
- (ii) 在约 300-335°F 下的第二时效阶段; 和
- (iii) 在约 200-275°F 下的第三时效阶段。

185. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述合金选自于 7050, 7040, 7150 和 7010 铝 (铝业协会牌号)。

186. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行。

187. 根据权利要求 186 的改进, 其中, 所述第一时效阶段 (i) 在约 230-260°F 下进行约 2-12 小时。

188. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述第一时效阶段 (i) 进行约 6 小时或更长。

189. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行。

190. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-330°F 下进行约 6-30 小时。

191. 根据权利要求 190 的改进, 其中, 所述第二时效阶段 (ii) 在约 300-325°F 下进行约 10-30 小时。

192. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 230-260 下进行。

193. 根据权利要求 192 的改进, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 230-260°F 下至少进行约 6 小时。

194. 根据权利要求 193 的改进, 其中, 所述第三时效阶段 (iii) 在约 240-255°F 下进行约 18 小时或更长。

195. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述第一、第二和第三时效阶段中的一个或多个包括多个温度时效作用的综合。

196. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述产品最厚的横截面部位至少约 2 英寸厚。

197. 根据权利要求 196 的改进, 其中, 所述产品中所述最厚部位约 4-8 英寸厚。

198. 根据权利要求 184 的改进, 其中, 所述结构部件选自于商用飞机的翼梁、翼肋、腹板、桁条、机翼板或蒙皮、机身构架、地板梁、舱壁和/或起落架梁。

199. 一种大飞机的机翼, 所述机翼包括由上、下机翼蒙皮构成的机翼箱, 至少一个所述蒙皮包含多个桁条加固件, 所述翼箱还包括隔开所述机翼蒙皮的翼梁组件, 至少一个所述翼梁组件是一种通过从厚铝产品中将大量金属去除制备的整体翼梁, 制备所述厚铝产品的合金基本组成为: 约 6.9-8.5 wt.% Zn; 约 1.3-1.68 wt.% Mg; 约 1.3-2.1 wt.% Cu, 其中, $\text{wt.\%Mg} \leq (\text{wt.\% Cu} + 0.3)$; 以及约 0.05-0.2 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质。

200. 一种大飞机的机翼, 所述机翼包括由上、下机翼蒙皮构成的机翼箱, 至少一个所述蒙皮包含多个桁条加固件, 所述翼箱还包括上、下机翼蒙皮, 至少一个所述蒙皮具有一种整体桁条加强件, 该整体桁条加强件通过从厚可锻产品中将大量金属加工去除制备而成, 所述厚可锻产品的合金基本组成为: 约 6.9-8.5 wt.% Zn; 约 1.3-1.68 wt.% Mg; 约 1.3-2.1 wt.% Cu, 其中, $\text{wt.\%Mg} \leq (\text{wt.\% Cu} + 0.1)$; 以及约 0.05-0.2 wt.% Zr, 余者为 Al, 附带的元素和杂质。

201. 具有几个大结构部件的大飞机，所述部件通过从厚铝工件中将大量金属加工去除制备而成，所述厚铝工件的合金基本组成为：约 6.9-8.5 wt.% Zn；约 1.3-1.68 wt.% Mg；约 1.3-2.1 wt.% Cu，其中， $\text{wt.\%Mg} \leq (\text{wt.\% Cu} + 0.3)$ ；以及约 0.05-0.2 wt.% Zr，余者为 Al，附带的元素和杂质。

202. 根据权利要求 201 的大飞机，其中，至少一个所述部件是舱壁组件。

203. 根据权利要求 201 的大飞机，其中，两个或多个所述部件是机翼翼梁。

铝合金产品及人工时效方法

发明领域

本发明涉及铝合金，特别是铝业协会（Aluminum Association）指定的 7000 系列（或者 7XXX）铝（“Al”）合金。更具体地，本发明涉及尺寸较厚，即约 2-12 英寸厚的 Al 合金产品。虽然本发明典型地应用于轧制板材产品，但是其也可用于挤压或锻造产品。通过实施本发明，由此类厚截面原材料/产品制成的部件具有更优的强度-韧性组合，从而使其适合作为航空航天场合中的厚尺寸结构部件或者由厚材料加工而成的薄截面部件。本发明也能有效改善耐腐蚀性能，尤其是应力腐蚀开裂（或“SCC”）抗力。由所述合金制造的代表性结构组件包括整体翼梁(integral spar)组件等，它们均由厚变形型材，包括轧制板材加工而成。这种翼梁组件可用于运载量大的飞机的翼箱。本发明特别适合制造挤压和锻造的高强度飞机组件，例如主起落架臂。这种飞机包括商用喷气客机、货机（例如用于隔夜邮政服务）和某些军用飞机。在较低程度上，本发明的合金适合用于其它飞机，其中包括（但不限于）涡轮螺旋桨飞机。此外，根据本发明也可以制造非航空航天部件，如各种厚模铸板(mold plate)。

随着新型喷气飞机的尺寸越来越大，或者随着目前的喷气机型的有效负载变得更重和/或飞行范围变得更长，以便改善飞机性能和经济效益，不断要求结构部件如机身、机翼和翼梁的重量降低。航空工业正在通过指定强度更高的金属部件，降低其截面厚度作为降低重量的权宜之计来满足这一要求。除了强度之外，材料的耐久性和破坏容限对于飞机的可靠性结构设计也很关键。对在飞机应用场合材料多种特性的这种考虑最终导致了如今的破坏耐受设计技术，它将破损安全设计原理与周期性检测技术相结合。

传统的飞机机翼结构包括一个翼箱，它在附图 1 中一般用数字 2 表示。它作为机翼的主要强度构件由机身向外延伸，并且一般与图 1 的平面垂直。此翼箱 2 包括上机翼蒙皮 4 和下机翼蒙皮 6，所述上、下机翼蒙皮被在二者之间延伸或者将二者连接一起的垂直结构组件或者翼梁 12 和 20 隔开。翼箱也包括能够在翼梁间延伸的翼肋(rib)。所述翼肋与图 1 的平面平行，而机翼蒙皮和翼梁则与所述图 1 的平面垂直。飞行期间，商用飞机机翼的上机翼结构受到压应力作用，要求高的压缩强度，同时又具有可接受的断裂韧性。今天最大型飞机的上机翼蒙皮典型地由 7XXX 系列铝合金例如 7150(美国再发布专利 34,008) 或者 7055 铝(美国专利 5,221,377) 制成。由于相同飞机机翼的下机翼结构在飞行期间受拉应力作用，因此，比相应的上机翼部件要求更高的破损极限。尽管可以要求使用强度更高的合金设计下机翼，以使重量效率最大，但是，这种合金的破损极限经常不能满足设计要求。为此，如今，大多数的商用喷气飞机制造商指定破损极限更高的 2XXX 系列合金如 2024 或 2324 铝(美国专利 4,294,625) 用于制造下机翼，采用所述 2XXX 合金制造的下机翼的强度比采用 7XXX 合金的上机翼低。自始至终使用的合金成员和特性的标示均依据著名的铝业协会的产品标准。

附图 1 中的上、下机翼蒙皮 4 和 6 分别采用纵向延伸的桁条构件 8 和 10 加固。这种桁条(stringer)构件可以设计成各种形状，包括“J”，“I”，“L”，“T”和/或“Z”型横截面结构。这种桁条构件典型地固定至机翼蒙皮内表面上，如图 1 所示。固定件典型地是铆钉。上机翼桁条构件 8 以及上翼梁缘条 14 和 22 目前采用 7XXX 系列合金制造，而下机翼桁条构件 10 以及下翼梁缘条 16 和 24，由于前述同样的结构上的原因，考虑到相对强度和破损极限，目前采用 2XXX 系列合金制造。垂直翼梁腹板构件 18 和 26 也由 7XXX 合金制成，它们固定至上下翼梁缘条上，而同时又在由构件翼梁 12 和 20 构成的机翼纵向延伸。这种传统的翼梁设计也被称作“组合”翼梁，其包括上翼梁缘条 14 或 22、腹板 18 或 20 和下翼梁缘条 16 或 24，以及紧固件(未示出)。显

然，与翼梁接头处的紧固件和紧固件孔是结构的薄弱环节。为了确保组合翼梁如 18 或 20 的结构整体性，许多组成部件如腹板和/或翼梁缘条必须加厚，从而增加了整个结构的重量。

克服上述翼梁重量限制问题的一个潜在设计方法是通过对单一厚截面的铝合金产品例如板材进行机械加工来制造上翼梁、腹板和下翼梁，典型地是通过去除相当多的金属，来制备更复杂、厚度较小的截面或形状，例如翼梁。有时，这种机加工操作被称作由其板材产品“穹拱”成部件。采用这种设计，可以免去制造腹板-上翼梁和腹板-下翼梁连接件的需要。类似这样的一体式翼梁有时称作“整体翼梁”；其可以由挤压或锻造的厚板加工而成。整体翼梁不仅重量低于其组合翼梁，而且由于不需要紧固件，其制造和组装成本也较低。制造整体翼梁的理想合金应该具有上机翼合金的强度性能，同时又具有下机翼合金要求的断裂韧性/破损容限。目前已用于飞机的商品合金不能满足这一优选性能的组合。例如，下机翼蒙皮合金 2024-T351 的强度低，除非其截面厚度明显增加，否则，将不能安全地承受自高荷载的上机翼传递的载荷。这继而要求整个机翼结构的重量发生令人不希望的增加。反过来，设计上机翼具有 2XXX 强度水平将导致总体重量的增加。

大的喷气飞机要求很大的机翼。制造这种用于机翼的整体翼梁要求厚度为 6-8 英寸或更大的产品。合金 7050-T74 经常用于厚截面部件。在航空材料规范 AMS 4050F 中列出了 6 英寸厚 7050-T7451 板的工业标准，该标准规定纵 (L) 向的最小屈服强度为 60ksi，平面应变断裂韧性或者 $K_{IC}(L-T)$ 为 $24 \text{ ksi in}^{1/2}$ 。对于同样的合金特性和厚度，横向 (LT 和 T-L) 的规定值分别为 60ksi 和 $22 \text{ ksi in}^{1/2}$ 。比较而言，最近开发的上机翼合金是 7055-T7751 铝，厚度为约 0.375-1.5 英寸，它能够满足根据 MIL-HDBK-5H 的最小屈服强度 86ksi。如果最小屈服强度为 60ksi 的 7050-T74 的整体翼梁与上述的 7055 合金一起使用，则为了使重量效率最大，上机翼蒙皮的总体强度水平不能得到充分利用。因此，需要具有充分断裂韧性的更高强度的厚铝合金制造现在新喷气机设计要求的整体翼梁结构。这仅仅是高强度和韧性的厚截面铝材料

的益处的一个具体实例。在现代飞机上还存在着许多其它应用实例，例如机翼翼肋(Wing rib)、腹板或桁条、翼板或蒙皮、机身框架、地板梁或舱壁(bulkhead)、甚至起落架梁(landing gear beam)或者上述各种飞机部件的各种组合。

已知不同的人工时效处理导致不同的回火状态，从而导致不同的强度和包括耐腐蚀性与断裂韧性的其它性能。7XXX 系列合金最经常在诸如“峰值”强度(“T6型”)或“过时效”(“T7型”)回火状态的人工时效条件下制造和销售。美国专利 4, 863, 528、4, 832, 758、4, 477, 292 和 5, 108, 520 中的每一种均介绍了具有一定范围的强度与性能组合的 7XXX 系列回火态合金。在此全部引入这些专利的所有内容，作为参考。

本领域的专业人员周知的是：对于给定的 7XXX 系列可锻合金，峰值强度或者 T6 型回火状态提供最高的强度值，但其同时具有较低的断裂韧性和耐腐蚀性能。对于同样的合金，也已知：过时效程度最大的回火状态，如典型的 T73 型回火状态，能够提供最高的断裂韧性和耐腐蚀性，但其强度值明显较低。因此，当制造给定的飞机部件时，部件设计者必须在上述两个极端状态之间选择适当的回火规范，以满足特定的应用场合。可以在铝业协会的著名出版物 - Aluminum Standards and Data 2000 发现包括“T-XX”后缀的回火状态的更全面的描述。

大多数的航空合金的加工均要求固溶热处理(或“SHT”)，之后，进行淬火和随后的人工时效，以获得强度和其它性能。然而，寻求改善厚截面的性能需面对两个自然现象。第一，随着产品的形状变厚，产品内部截面经历的淬火速度自然降低。这种降低进而导致尺寸更厚的产品尤其是整个厚度的内部区域的强度和断裂韧性的损失。本领域的专业人员将这种现象称之为“淬火敏感性”。第二，众所周知，强度与断裂韧性之间存在反向关系，因此，如果设计组成部件具有更高的强度，则它们的相对韧性就下降，反之亦然。

为了更好地了解本发明，在商用航空 7XXX 系列合金领域某些已

证实的倾向值得注意。例如，铝合金 7050 中，为了更好地控制晶粒结构，用 Zr 替代 Cr 作为弥散剂，并且使 Cu 和 Zn 含量高于老的 7075 合金。与老的 7075 合金相比，合金 7050 的淬火敏感性得到明显改善（即降低），从而使得 7050 铝成为厚截面航空应用场合中的板材、挤压件和/或锻件的主要来源。对于强度-韧性要求更高的上机翼场合，稍稍提高 7050 铝中 Mg 和 Zn 的组成最小量，便成为 7050 的一个铝业协会注册 7150 合金的变体。与老的 7050 合金相比，7150 中 Zn 的最低含量由 5.7wt.% 增至 5.9 wt.%，Mg 的最低含量由 1.9wt.% 增至 2.0 wt.%。

最终，开发出了一种更新的上机翼蒙皮合金。与合金 7050 或 7150 相比，所述合金 7055 部分地通过使用 7.6-8.4 wt.% 的更高 Zn 含量，类似的 Cu 含量以及稍稍降低的 Mg 含量（1.8-2.3 wt.%），其压缩屈服强度提高 10%。

过去为了获得更高强度（通过增加合金组分和组成优化）所进行的努力不得被金属杂质的增加和为了改善韧性与疲劳寿命通过热机械处理（“TMP”）进行的显微结构控制所抵消。美国专利 5, 865, 911 报告 7XXX 系列合金板材在强度相当条件下，其韧性得到显著提高。然而，据认为，较厚尺寸的该合金的淬火敏感性会引起其它性能显著劣化。

铝业协会注册的合金 7040 要求主要合金组元的含量范围如下：5.7-6.7 wt.% Zn, 1.7-2.4 wt.% Mg 和 1.5-2.3 wt.% Cu。相关文献，即：Shahani 等的文章“High Strength 7XXX Alloys For Ultra-Thick Aerospace Plate: Optimization of Alloy Composition” PROC. ICAA 6, 1998 年，第 2 卷，第 105-1110 页）和美国专利 6027582 指出：7040 的开发者为了改善强度和其它性能，寻求在合金元素之间建立优化平衡，同时避免合金元素的过量添加，以便将淬火敏感性降至最低。尽管较厚尺寸的合金 7040 声称其某些性能比 7050 高，但是这些提高仍不能满足更新的商用飞机设计者的要求。

本发明在几个关键方面与目前用于航空领域的商品合金不同。铝

业协会给出了几种目前商用 7XXX 航空合金的主要合金元素，具体如下：

组成编号/wt.%	Zn	Mg	Cu	Zr	Cr
7075	5.1 - 6.1	2.1 - 2.9	1.2 - 2.0	-	0.18 - 0.28
7050	5.7 - 6.7	1.9 - 2.6	2.0 - 2.6	0.08 - 0.15	0.04最大值
7010	5.7 - 6.7	2.1 - 2.6	1.5 - 2.0	0.1 - 0.16	0.05最大值*
7150	5.9 - 6.9	2.0 - 2.7	1.9 - 2.5	0.08 - 0.15	0.04最大值
7055	7.6 - 8.4	1.8 - 2.3	2.0 - 2.6	0.08 - 0.25	0.04最大值
7040	5.7 - 6.7	1.7 - 2.4	1.5 - 2.3	0.05 - 0.12	0.05最大值*

* 未列出的杂质包括在每种为 0.05%；总量为 0.15%。

注意：合金 7075，7050，7010 和 7040 铝以厚和薄（最多 2 英寸）两种规格应用于航空工业中；其它（7150 和 7055）一般只提供薄尺寸规格。与这些商品合金不同，本发明中的一种优选合金含有约 6.9-8.5 wt.% Zn，1.2-1.7 wt.% Mg 和 1.3-2 wt.% Cu，0.05-0.15 wt.% Zr，余者基本是铝、附带元素和杂质。

本发明采用新的 7XXX 系列铝合金解决前述目前存在的问题，该新型铝合金在尺寸较厚时，其淬火敏感性明显降低，从而能提供比迄今的可能结果显著高的强度和断裂韧性。与上述商品 7XXX 航空合金相比，本发明的合金中的锌（Zn）含量较高，而铜（Cu）和镁（Mg）含量较低。对于本发明，Cu+Mg 的总量通常低于约 3.5%，优选低于约 3.3%。当对上述组合物进行下面将更为详细介绍的优选 3 阶段时效处理时，发现所获得的厚可锻产品形式（板材、挤压件或锻件）具有非常理想的强度、断裂韧性与疲劳性能的组合，同时，尤其是在大气环境、海边试验条件下，还具有优异的应力腐蚀开裂（SCC）抗力。

采用三步骤或三阶段对 7XXX Al 合金进行时效的现有技术实施例已为人所知。代表性的是美国专利 3,856,584，4,477,292，4,832,758，4,863,528 和 5,108,520。许多上述现有处理工艺的第一个步骤/阶段典

型地在约 250°F 下进行。本发明合金组合物的优选第一个步骤的时效温度是约 150-275°F，优选约 200-275°F，并且更优选从约 225 或 230°F 至约 250 或 260°F。所述第一个步骤或阶段可以包括两种温度，例如 225°F 持续约 4 小时，再加上 250°F 约 6 小时，这两种温度都仅仅算作“第一阶段”；即：在下述第二个阶段（例如，约 300°F）之前的阶段。最优选地，本发明的第一个时效步骤在约 250°F 下进行至少约 2 小时，优选约 6-12 小时，有时长达 18 小时或更长。然而，应该注意的是：依据部件尺寸（即厚度）和形状复杂性，再结合可使用的设备的升温温度（即较慢的加热速度）的程度和对这些合金较短的保温时间，较短的保温时间可能就已满足要求。

在某些现有技术的 3 步骤人工时效实践中，优选的第二个步骤的实施温度高于约 350 或 360°F 或者更高，之后，在约 250°F 进行第三个步骤，与其第一个步骤类似。相反，本发明的优选第二个时效步骤不同，其在低的多的温度，即约低 40-50°F 的温度下进行。对于此处指定的 7XXX 合金组合物的 3 阶段时效方法的优选实施方案，三个阶段或步骤中的第二个应该在约 290 或 300°F 至约 330 或 335°F 进行。更具体地，第二个时效步骤或阶段应该在约 305-325°F 下进行，第二个时效步骤的更优选温度范围为约 310-320 或 325°F。第二个处理步骤的优选暴露时间与使用的温度成反比。例如，如果基本在 310°F 或者非常接近该温度下进行，则总暴露时间为约 6-18 小时就已足够。更优选地，第二个阶段的时效在所述工作温度下进行的总小时数为约 8 或 10 至 15 小时。在约 320°F 的温度下，第二个步骤的总时间可以为约 6-10 小时，其中，优选为约 7 或 8 至 10 或 11 小时。优选的目标性能也与第二个步骤的时效时间和温度的选择有关。最突出的是，在给定温度下处理时间较短有利于获得较高的强度，而暴露时间延长则有利于获得更好的耐腐蚀性能。

前述第二个阶段的时效之后，是在更低温度下进行的第三个时效阶段。对于较厚工件实施第三个步骤时，除非极为小心地密切配合第二个阶段的温度和总的总的时间长度，否则应该优选不要从第二个阶段缓

慢降温至第三个阶段，以避免在较高（第二个阶段）温度下暴露时间过长。在第二个阶段与第三个时效阶段之间，可以有目的地将本发明的金属产品从加热炉内取出，并且采用风扇等快速冷却至约 250°F 或更低，或许甚至完全冷却至室温。在任何情况下，本发明的第三个时效阶段的优选暴露时间/温度都与前述第一个阶段的时间/温度非常接近，即温度为约 150-275°F，优选约 200-275°F，更优选从约 225 或 230°F 至约 250 或 260°F。而且，尽管上述方法能够改善所述新的一类 7XXX 合金的特殊性能，尤其是 SCC 抗力，但是，应该了解：对其它的 7XXX 合金，包括（不限于此）7X50 合金（7050 或 7150 铝），7010 和 7040 铝实施同样的 3 阶段时效方法，也可以实现各种性能的提高的类似组合。

对于更新、更大的飞机，制造商强烈要求厚截面的铝合金产品，其压缩屈服强度比现有合金 7050，7010 和/或 7040 铝常规获得的结果高约 10-15%。为了响应这一要求，本发明的 7XXX 型合金满足上述的屈服强度指标，同时又令人惊奇地拥有具有吸引力的断裂韧性。此外，当采用本文规定的优选三阶段人工时效工艺进行时效时，该合金表现出优异的应力腐蚀开裂抗力。在实验室规模下，对六英寸厚的该合金板材试样进行了 3.5% 盐液交替浸泡（或“AI”）的应力腐蚀开裂（SCC）试验。根据这些试验，为了满足一个主要的喷气机制造商目前规定的 T76 回火状态，厚金属试样必须在施加于短横向（或“ST”）的 25ksi 最小应力作用下至少保持 30 天不开裂。所述较厚的金属试样也满足了该喷气机制造商的其它静态和动态性能要求。

虽然本发明的厚合金试样能够甚至在 35-45ksi 更高的应力水平下满足实验室交替浸泡（AI）SCC 试验的初始冲击，但是，如果采用目前已知的两阶段回火工艺进行人工时效，则当它们首次暴露在海边 SCC 试验条件下时，会发生某些意料之外的腐蚀失效，有些甚至会在 25ksi 应力水平下发生。这种情况甚至令人吃惊，因为历史上实验室加速的 AI SCC 试验与海边和工业大气环境试验的相关性很好。在所述工业试验条件下，采用本发明此处述及的 3 阶段工艺时效的本发明合

金试样, 在 25 和 35ksi 应力水平下, 海边暴露 11 个月之后也未发生失效。尽管飞机制造商的下一代飞机的规范中未特意要求大气环境下的 SCC 性能, 但是, 对于关键的航空用途如喷气机翼箱的翼梁和翼肋, 仍然认为这一指标很重要。因此, 虽然采用两阶段时效的产品就已足够满足要求, 但是本发明的实践优选此处述及的三阶段人工时效。

改善某些 7XXX 合金的 SCC 抗力的一个公知“解决办法”一直是对材料进行过时效, 但典型地这是在强度下降的折衷条件下实现的。对于整体机翼翼梁, 这类强度折衷是不希望的, 因为厚的机加工部件仍然必须满足相当高的压缩屈服强度标准。因此, 显然需要发展一种人工时效工艺, 该工艺不会过度牺牲高性能的 7XXX 铝合金的强度性能, 而同时又能改善其耐腐蚀性。特别是, 理想的是发展一种时效方法, 该方法能够将这些合金的海边 SCC 性能提高至更好水平, 同时又不损害强度和/或其它性能组合。本发明的上述三阶段时效方法满足这一需要。

本发明的一个重要方面集中在一种新开发的铝合金上, 该合金在尺寸较厚, 即厚度大于约 2 英寸, 更优选为约 4-8 英寸或更大时, 其淬火敏感性显著降低。所述合金的广义组成分类基本为: 约 6 wt.% 至约 9, 9.5 或 10 wt.% Zn; 约 1.2 或 1.3 wt.% 至约 1.68, 1.7 或者甚至 1.9 wt.% Mg; 约 1.2, 1.3 或 1.4 wt.% 至约 1.9 或者甚至 2.2 wt.% Cu; 其中, $\%Mg \leq (\%Cu + 0.3)$ (最大值); 一种或多种下述元素: 最多约 0.3 或 0.4 wt.% Zr, 最多约 0.4 wt.% Sc 和最多约 0.3 wt.% Hf, 余者主要是铝以及附带元素和杂质。除非比如对“存在量”另有说明, 否则, 表述“最多”在代表一种元素的量时, 其意味着该元素组成是任选的, 并且包括该特定组成组元的零含量。除非另有说明, 否则, 所有的组成百分数均为重量百分比 (wt.%).

此处使用的术语“基本没有”意味着组成中未有意添加所述合金元素, 但是, 由于杂质和/或与制造装备接触时的浸滤析出, 仍然会有微量的这类元素进入最终合金产品中。然而, 应该了解的是: 本发明的范围不应该/不能够仅仅因为添加任何一种或几种这类元素而被避

开，因为这类元素的量不会影响此处要求并获得的性能组合。

当提到任何数值的数字范围时，应该了解：所述范围包括位于所声称范围的最小值与最大值之间的每一个数字和/或分数。例如，约6-10 wt.% Zn 这一范围清楚地包括所有中间值，如约6.1, 6.2, 6.3和6.5%，从头到尾直至并且包括9.5, 9.7和9.9% Zn。这同样适用于此处列出的每种其它数字性能、热处理工艺（如：温度）和/或元素范围。最大值或“最大”指的是元素、时间和/或其它性能的所有数值均不超过所述数值，如最大值0.04 wt.% Cr；最小值或“最小”指的是所有数值均大于所述最小值。

术语“附带元素”可以包括数量较少的Ti, B以及其它元素。例如，钛和硼或碳一起作为铸造助剂，起控制晶粒作用。此处本发明可以包含最多约0.06 wt.% Ti或者约0.01-0.06 wt.% Ti，以及，任选地，最多约0.001或0.03 wt.% Ca, 约0.03 wt.% Sr和/或约0.002 wt.% Be作为附带元素。只要所述合金保持此处提出的理想性能，包括降低的淬火敏感性和改善的性能组合，在不偏离本发明的范围的前提下，可以存在相当量的附带元素，并且，可以由附带元素本身提供要求的或者其它的特性。

所述合金可以进一步含有数量较少、优选程度较低的其它元素。优选避免存在铬，即：其含量保持在或低于约0.1 wt.% Cr。但是，对于本发明合金的一种或多种特定应用而言极少量的Cr或许有利，这是可能的。目前优选的实施方案中Cr保持低于约0.05 wt.%。锰也有意地保持低含量，总含量低于约0.2或0.3 wt.% Mn，并且优选不高于约0.05或0.1 wt.% Mn。而且，对于本发明的合金而言，可能存在一个或多个特定应用场合，这时，Mn的有意添加可能起有利作用。

对于所述合金，可以加入少量的钙，其主要作为良好的脱氧剂在熔炼金属阶段添加。最多约0.03 wt.%, 或者更优选约0.001-0.008 wt.%（或10-80 ppm）的Ca添加量也有助于防止由上述组成形成的大铸锭发生不可预见的开裂。对于用于锻件和/或挤压件的圆坯料，开裂不很关键，这时，不需要添加Ca，或者可以添加更少量的Ca。出于同样

目的，可以采用锶（Sr）作为上述 Ca 的替代元素，或者与前述 Ca 量一起使用。传统上，铍（Be）添加元素起脱氧剂/铸锭开裂抑制剂的作用。但是，出于环境、健康和安全方面的原因，本发明更优选的实施基本不含 Be。

应保持铁和硅的含量相当低，例如，Fe 含量不高于约 0.04 或 0.05 wt.%，Si 含量不超过约 0.02 或 0.03 wt.% 或者更低。无论如何，可以想象的是：这两种杂质的含量稍高，最多约 0.08 wt.% Fe 和最多约 0.06 wt.% Si，都是可以容许的，只是此处不是很优选。甚至更不优选但却容许的是：本发明的合金中可以存在约 0.15 wt.% Fe 和高达约 0.12 wt.% Si。对于本发明中的模板实施方案，甚至更高的含量，最多约 0.25 wt.% Fe 和约 0.25 wt.% Si 或更低都是容许的。

正如在 7XXX 系列航空合金领域所知道的那样，在凝固期间铁能够束缚铜。因此，在本公开中需要反复说明的是，“有效 Cu”含量指的是未被存在的铁束缚的铜含量，或者再次声明，是实际能够固溶和合金化的铜含量。因此，在某些情况下，可能有利的是，考虑本发明中存在的 Cu 和/或 Mg 的有效含量，然后对其中测得的 Cu 和/或 Mg 的实际含量范围进行相应调整（或增加），从而对应于存在并且可能与 Cu 和 Mg 或者二者之一作用的 Fe 和/或 Si 的含量。例如，将容许的优选 Fe 含量由约 0.04 或 0.05 wt% 提高至约 0.1%（最大值），能够有利于提高实际可检测的 Cu 的最小值和最大值（其给定值为约 0.13 wt%）。锰以和铜类似的方式与存在的铁作用。类似地，对于镁，已知在 7XXX 系列合金凝固期间硅束缚镁。因此，可能有利的是：本公开中的 Mg 含量指的是“有效 Mg”，它是未被 Si 束缚，因此是能够在 7XXX 合金固溶处理使用的温度下发生溶解的 Mg 含量。与上述实际调整的 Cu 含量范围类似，将优选的最大容许 Si 含量由约 0.02 wt% 提高至约 0.08 或者甚至 0.1 或 0.12%，能够导致对本发明合金中存在的容许/可检测 Mg 含量（最大值和最小值）向上作类似调整，也许调高至约 0.1-0.15 wt%。

根据本发明的一种指定窄组成含有：约 6.4 或 6.9 至 8.5 或 9 wt%

Zn, 约 1.2 或 1.3 至 1.65 或 1.68 wt% Mg, 约 1.2 或 1.3 至 1.8 或 1.85 wt% Cu 和约 0.05 至 0.15 wt% Zr. 任选地, 所述后面的组成可以含有最多 0.03, 0.04 或 0.06 wt% Ti, 最多约 0.4 wt% Sc 和最多约 0.008 wt% Ca.

本发明的指定范围更窄、目前优选的组成范围含有: 约 6.9 或 7 至约 8.5 wt% Zn, 约 1.3 或 1.4 至约 1.6 或 1.7 wt% Mg, 约 1.4 至约 1.9 wt% Cu 和约 0.08 至 0.15 或 0.16 wt% Zr. %Mg 不超过 (%Cu + 0.3), 任选不超过 (%Cu + 0.2), 或者不超过 (%Cu + 0.1) 更好. 前述的优选实施方案中, 将 Fe 和 Si 含量保持在相当低的水平, 每种元素含量等于或低于约 0.04 或 0.05 wt%. 一种优选组成含有约 7 至 8 wt% Zn, 约 1.3 至 1.68 wt% Mg 以及约 1.4 至 1.8 wt% Cu, 其中, 甚至更优选 wt% Mg wt% Cu, 或者 $Mg < Cu$ 更好. 也优选本发明的镁和铜组合使用时, 它们的总含量不超过约 3.5 wt%, 更优选 wt% Mg + wt% Cu 不超过约 3.3.

本发明的合金可以大体上采用包括熔炼和直接冷硬 (DC) 铸造成铸锭的传统工艺制备而成. 也可以使用诸如含钛和硼、或钛和碳的传统晶粒细化剂, 这一点在本领域众所周知. 在经过传统的清理 (如需要) 和均匀化之后, 对所属铸锭进一步处理, 例如, 热轧成板材或者挤压或锻造成特定形状的截面. 一般地, 厚截面指的是横截面尺寸大于 2 英寸, 更典型地, 为 4, 6, 8 或最大 12 英寸或者更大量级. 对于约 4-8 英寸厚的板材, 先进行固溶热处理 (SHT) 和淬火, 然后例如通过变形量最多约 8%, 比如约 1-3% 的拉伸和/或压缩进行机械应力消除. 然后, 将所述热处理后的板材, 更通常是人工时效后的板材机加工成所要求的结构形状, 从而获得部件, 例如整体机翼翼梁的要求形状. 在通过挤压和/或锻造加工步骤制造厚截面产品时, 也要进行类似的 SHT、淬火、通常进行的应力消除操作和人工时效.

在所有的厚度范围均要求良好的性能组合, 但是, 这一点在大厚度范围尤其有用, 在这种情况下, 通常随着厚度增加, 产品的淬火敏感性也增加. 因此, 本发明的合金对于例如厚度大于 2-3 英寸, 最多

至 12 英寸或更大的厚尺寸部件特别有用。

附图描述

图 1 是典型的飞机翼箱结构的横截面视图，该结构包括具有传统的三片组合设计的前翼梁和后翼梁；

图 2 示出了两条计算的冷却曲线，它们近似的是工厂制造的 6 英寸和 8 英寸厚板在喷水淬火条件下中面的冷却速度，在这两条曲线上方，叠加了模拟 6 英寸和 8 英寸厚板冷却速度的两条试验冷却曲线；

图 3 示出了本发明的精选合金以及其它合金的纵向屈服强度 TYS (L)与纵向断裂韧性 $K_{q}(L-T)$ 的关系，所述其它合金包括 7150 和 7055 型比较或“对照”合金，所有结果均基于对 6 英寸厚板、挤压件或锻件中面（或 T/2”）淬火速度的模拟；

图 4 与图 3 类似，它示出了本发明的精选合金以及包括 7150 和 7055 的其它对照合金的纵向屈服强度 TYS (L)与断裂韧性 $K_{q}(L-T)$ 的交汇图，所有结果均基于对 8 英寸厚板、挤压件或锻件中面淬火速度的模拟；

图 5 示出了 Zn 含量对淬火敏感性的影响，这用在 6 英寸厚板淬火模拟中代表 TYS 变化的方向箭头表示；

图 6 示出了 Zn 含量对淬火敏感性的影响，这用在 8 英寸厚板淬火模拟中代表 TYS 变化的方向箭头表示；

图 7 示出了在大规模生产的 6 英寸本发明合金厚板的 1/4 平面 (T/4) 处的 TYS(L)与平面应变断裂韧性 $K_{IC}(L-T)$ 值之间的关系，图中画出的普遍外推的最小值线 (M-M) 用于与 7050 和 7040 铝的文献报道值进行比较；

图 8 示出了作为淬火敏感性指数的截面厚度对 TYS 值的影响，所用合金是大规模生产的本发明的模锻比较研究合金与 7050 铝；

图 9 是本发明合金的 6 英寸厚板试样在采用已知的 2 阶段时效方法与下面将概括的优选 3 阶段时效工艺进行时效处理之后，纵向 TYS

(单位: ksi) 与导电性 EC (单位: %IACS) 之间关系的比较。该图最突出的特点是 3 阶段时效的试样与其 2 阶段时效的试样相比, 可观察到在相同的 EC 水平下, 强度令人吃惊地显著增加, 或者在同样的强度水平下, EC 值的显著增加。在每种情形下, 均是在 225°F, 250°F 或者在所述两种温度下进行第一个阶段的时效, 之后, 在约 310°F 下进行第二个阶段的时效;

图 10 示出了在各种短横向 (ST) 应力水平下, 一种优选合金组合物经过 2 阶段与 3 阶段时效后的海边 SCC 性能, 对数据的直观总结在下面的表 9 中给出;

图 11 示出了在各种短横向 (ST) 应力水平下, 第二种优选合金组合物经过 2 阶段与 3 阶段时效后的海边 SCC 性能, 对数据的直观总结在下面的表 10 中给出;

图 12 绘出了本发明的各种尺寸的板材试样在 L-T 方向上的开孔疲劳寿命, 图中还画出了 95% 置信度的 S/N 带 (点划线) 和普遍外推的优选最小值性能 (实线 A-A), 并且与一个喷气机制造商对 7040/7050-T7451 和 7010/7050-T7451 板材产品的规定值 (虽然在不同的 (T-L) 方向) 进行了比较;

图 13 绘出了本发明的各种尺寸的锻造件在 L-T 方向上的开孔疲劳寿命, 图中还画出了平均值曲线 (点划线) 和普遍外推的优选最小值性能 (实线 B-B); 以及

图 14 绘出了本发明的各种尺寸的板材和锻件在 L-T 和 T-L 方向上的疲劳裂纹扩展 (FCG) 速率曲线, 图中还画出了普遍外推的 FCG 优选最大值曲线 (实线 C-C), 并且与图 12 的一个喷气机制造商规定的相同尺寸范围 7040/7050-T7451 商品板材在同样 (L-T 和 T-L) 方向上的 FCG 曲线进行了比较。

优选实施方案

对于飞机结构产品以及其它非飞机结构用途的厚板材、挤压或锻

件而言，重要的机械性能包括强度，这包括作为上机翼蒙皮时的压缩强度和作为下机翼蒙皮时的拉伸强度。重要的性能还有断裂韧性（包括平面应变和平面应力），以及耐腐蚀性能如耐剥蚀性和应力腐蚀开裂抗力，和疲劳寿命（包括平滑的和开孔疲劳寿命（S/N）以及疲劳裂纹生长（FCG）抗力）。

如上所述，可以由已进行固溶热处理、淬火、机械应力消除（如需要）和人工时效的厚板材或其它挤压或锻造产品加工出整体机翼翼梁、翼肋、腹板以及带有整体桁条的机翼蒙皮板。对最终的结构部件本身进行固溶热处理和快速淬火并不总是可行的，因为淬火时的快速冷却可能会诱发残余应力并导致尺寸扭曲。这种淬火诱发的残余应力还会引起应力腐蚀开裂。同样，快速淬火引起的尺寸扭曲可能需要进行再加工，以便将因扭曲导致标准装配变得不切实际的困难的部件拉直。可以通过本发明制造的其它代表性航空部件/产品包括，但不限于此：商用喷气飞机的大机架和机身舱壁、较小的区域性喷气机的上、下机翼蒙皮的拱出板、各种喷气飞机的起落架和地板梁，甚至战斗机的壁舱、机身组件和机翼蒙皮。此外，本发明的合金可以制造成飞机中目前采用合金 7050 或 7010 铝制造的各种各样的小锻件和其它拱出结构。

尽管薄截面尺寸时更容易获得更好的机械性能（因为这种部件的冷却速度更快，能够阻止合金元素发生不希望的析出），但是，快速淬火会引起过量的淬火扭曲。实际上，可以将这种部件加以机械拉直和/或展平，同时对它们实施残余应力消除工艺，之后，再对这些部件进行人工时效。

如上所述，在对厚截面部件进行固溶热处理和淬火时，铝合金的淬火敏感性很重要。在固溶热处理之后，理想的是将材料快速冷却，以使各种合金元素保持固溶态，而不是像慢速冷却那样，合金元素由固溶体中析出形成粗大的析出相。后者的出现会产生粗大的析出相，并导致机械性能下降。在具有厚截面的产品中，即：最大厚度超过 2 英寸，更具体地，为约 4-8 英寸厚或更厚，作用于此类工件（板材、

锻件或挤压件)的外表面上的淬火介质不能从材料的内部包括中心(或中面(T/2))区或1/4平面(T/4)区将热量有效带走。其原因与距表面的实际距离有关,因为热量通过传导从金属中排出,而这种传导与距离有关。在薄截面的产品中,中面处的淬火速度自然比厚截面产品的淬火速度高。因此,尺寸较薄的部件中合金的总体淬火敏感性能通常不像尺寸较厚的部件那样重要,至少从强度和韧性的角度看如此。

本发明主要集中在提高厚尺寸,即大于约1.5英寸的7XXX系列铝合金的强度-韧性。本发明的合金的低淬火敏感性极为重要。尺寸较厚时,淬火敏感性越低,则(尤其是在所述厚工件的冷却速度更慢的中面和1/4平面区)材料保持合金元素处于固溶态的能力越高(从而当由SHT温度缓慢冷却时,能够避免不利的析出相、粗大相等形成)。本发明通过提供一种仔细控制的合金组成达到了所要求的降低淬火敏感性的目标,所述仔细控制的合金组成允许对较厚的尺寸进行淬火,同时仍然能够获得较优的强度-韧性以及耐腐蚀性能的组合。

为了说明本发明,直接冷硬(DC)铸造出二十八根直径11英寸的铸锭,均匀化处理并挤压成1.25×4英寸宽的矩形棒。对这些棒材全部进行固溶热处理,之后,以不同的速度进行淬火,以便模拟薄截面的冷却条件以及近似6英寸和8英寸厚的工件中面处的冷却条件。然后,对这些矩形试棒进行变形量约1.5%的冷拉伸,以便消除残余应力。所研究的合金组成在下面的表2中列出,其中,Zn含量由约6.0 wt.%至稍高于11.0 wt.%。对于这些同样的试样,Cu和Mg的含量均为约1.5-2.3 wt.%。

试样 编号	本发明 合金	组成 (wt. %)			试样 编号	本发明 合金	组成 (wt. %)		
		Cu	Mg	Zn			是/否	Cu	Mg
1	是	1.57	1.55	6.01	15	否	1.86	1.93	10.93
2	否	1.64	2.29	5.99	16	否	1.98	2.09	11.28
3	否	2.45	1.53	5.86	17	否	1.97	1.86	9.04
4	否	2.43	2.26	6.04	18	是	1.48	1.50	9.42
5	否	1.95	1.94	6.79	19	否	1.75	2.29	9.89
6	是	1.57	1.51	7.56	20	否	2.48	1.52	9.60
7	否	1.59	2.30	7.70	21	否	2.19	2.19	9.74
8	否	2.45	1.54	7.71	22	否	1.68	1.55	11.38
9	否	2.46	2.31	7.70	23	否	1.65	2.28	11.04
10	否	2.05	1.92	8.17	24	否	2.38	1.53	11.08
11	是	1.53	1.52	8.65	25	否	2.22	1.97	9.04
12	否	1.57	2.35	8.62	26	否	1.79	2.00	10.17
13	否	2.32	1.45	8.25	27	否	2.23	2.28	6.62
14	否	2.04	2.19	8.33	28	否	2.48	1.98	8.31

对于除对照合金之外的所有合金：目标值 Si = 0.03, Fe = 0.05, Zr = 0.12, Ti = 0.025

对于 7150 对照合金 (试样#27)：目标值 Si = 0.05, Fe = 0.10, Zr = 0.12, Ti = 0.025

对于 7055 对照合金 (试样#28)：目标值 Si = 0.07, Fe = 0.11, Zr = 0.12, Ti = 0.025

探讨了不同的淬火方法，以在 1.25 英寸厚的挤压棒的中面处获得一种冷却速度，该速度模拟的是大规模生产中用 75°F 水喷水淬火的 6

英寸厚板材中面处的冷却速度。第二套数据涉及在同样环境下模拟与8英寸厚板对应的棒材的冷却速度。

上述的淬火模拟包括通过同时采取三种已知淬火工艺对挤压棒进行浸没淬火，来调整淬火介质以及部件表面的传热特性，所述三种已知淬火工艺是：(i) 确定的温水温度淬火；(ii) 用 CO_2 气体对所述水进行饱和处理；以及 (iii) 对所述棒材进行化学处理，以产生光亮的腐蚀表面光洁度，从而降低表面传热。

为了模拟6英寸厚板的冷却状况，用于浸没淬火的水温应保持在约 180°F ；而且， CO_2 在水中的溶解度保持在约 0.20 LAN (CO_2 溶解浓度的一种量度，LAN = CO_2 的标准体积/水体积)。而且，经过化学处理，试样表面具有标准的光亮的腐蚀表面。

为了模拟8英寸厚板的冷却状况，水温升至约 190°F ，而 CO_2 溶解度读数为约 0.17-0.20 LAN。与上述6英寸试样类似，对该较厚的板材进行化学处理，使其具有标准的光亮腐蚀表面光洁度。

采用嵌入每个棒材试样中面的热电偶测量冷却速度。作为基准参考，按附图2绘出了两条计算的冷却曲线，它们近似的是工厂制造的6英寸和8英寸厚板在喷水淬火条件下中面的冷却速度。在这两条曲线上方，添加了两组曲线，下面一组（按温度标度）代表6英寸厚板中面处的模拟冷却速度曲线；上面一组代表8英寸厚板中面处的模拟冷却速度曲线。所述模拟的冷却速度与工厂制造的板材在高于约 500°F 的重要温度范围时的冷却速度非常相似，尽管试验材料的模拟冷却曲线与工厂制造的板材在 500°F 以下时不同，但这一点被认为不重要。

在固溶热处理和淬火之后，采用多种时效时间研究人工时效特性，以获得容许的导电性（“EC”）和耐剥蚀性（“EXCO”）结果。本发明合金实施的第一种二阶段时效工艺为：缓慢加热（约用5-6小时）至约 250°F ，在约 250°F 下保温4-6小时，之后，在约 320°F 下第二个步骤的时效，时间在约4-36小时的范围内变化。

然后，收集各试样的拉伸和紧凑拉伸平面应变断裂韧性实验数据，所述各试样具有不同的要求的最小时效时间，以获得可接受的耐剥蚀

性能的一种直观 EXCO 等级 -EB 或者更好 (EA 或者只有麻点), 以及导电性 EC 的最小值等于或大于约 36% IACS (国际退火铜标准), 其中, 导电性数据用于表示必要的过时效程度, 并且为耐腐蚀性能的提高提供某些指示, 这一点已为本领域所周知。所有的拉伸试验均根据 ASTM 规范 E8 进行, 而且, 所有的平面应变断裂韧性均依据 ASTM 规范 E399 测定, 所述各规范在本领域众所周知。

图 3 绘出了表 2 合金试样的强度-韧性结果, 其中, 为模拟 6 英寸厚产品, 所述合金试样从其 SHT 温度缓慢淬火。一类组合物与图中的其它组合物明显不同, 它们是试样号 1, 6, 11 和 18 (图 3 的上部)。所有这些试样号都表现出非常高的断裂韧性, 同时又具有高的强度。令人惊奇地, 所有这些试样合金的组成均位于我们的组成选择范围的低 Cu 和低 Mg 端, 即: 约 1.5wt.% Mg 和 1.5 wt.% Cu, 而它们的 Zn 含量为约 6.0-9.5 wt.%. 这些性能改善的合金的具体 Zn 含量的测量结果为: 试样#1: 6 wt.% Zn, 试样#6: 7.6 wt.% Zn, 试样#11: 8.7 wt.% Zn, 试样#18: 9.4 wt.% Zn。

当前述合金性能与采用同样方式 (包括回火) 处理的两种 “对照” 合金 7150 铝 (前述试样#27) 和 7055 (试样#28) 进行比较时, 也会看到强度和韧性的明显改善。图 3 中, 采用点划线将后面这两种对照合金的数据点连接起来, 以展示出它们的 “强度-韧性性能趋势”, 可以看到: 较高的强度伴随较低的韧性。注意: 图 3 中对照合金 7150 和 7055 的数据点连线明显比上述本发明合金试样 1, 6, 11 和 18 的数据点低。

图 3 中也包括了含有约 1.9 wt.% Mg 和 2.0 wt.% Cu, 但 Zn 含量不同的合金的结果, 其中, 所述合金中的 Zn 含量分别为: 6.8 wt.%(试样#5), 8.2 wt.%(试样#10), 9.0 wt.%(试样#17) 和 10.2 wt.%(试样#26)。这些结果再次以图示形式表明: 与具有相应的总 Zn 含量但含有 1.5wt.% Mg 和 1.5 wt.% Cu 的合金相比, 这些合金的韧性降低。而且, 尽管所述 Mg 和 Cu 含量较高的厚尺寸合金产品的强度-韧性性能与 7150 和 7055 对照合金 (点划趋势线) 类似或者在有限程度上更

好，但是，这种结果清楚地证实：当 Cu 和 Mg 的含量中度增加：（1）高于本发明合金的 Cu 和 Mg 的含量，以及（2）接近许多目前商品合金的 Cu/Mg 含量时，会出现强度与韧性的明显下降。

附图 4 中绘制出了一组类似结果，其淬火条件甚至比上面图 3 展示和描述的更慢。图 4 的淬火条件与 8 英寸厚板的中面处的冷却条件大致接近。图 4 进行甚至更慢的淬火模拟为的是代表更厚的板材产品。由图 4 所述数据可以得出与图 3 类似的结论。

因此，与过去的知识不同，当 Cu 和 Mg 含量处于目前商品航空合金迄今使用的某种最低水平时，获得了最高的强度-韧性性能。相应地，所述性能得到最优化时的 Zn 含量比 7050，7010 或 7040 铝板材产品指定的含量高的多。

可以认为：所观察到的本发明合金厚截面产品的强度与韧性的改善的一个良好部分归因于合金组元的特定组合。例如，附图 5 中，随着 Zn 含量增加，TYS 强度值逐渐增加，即由试样#1 增至试样#6，再增至试样#11，并且均优于现有的“对照合金”。因此，与过去的认识不同，如果按照此处所述对合金进行适当配制，则较高的 Zn 溶质含量不一定增大淬火敏感性。相反，本发明较高的 Zn 含量实际已证明对厚截面工件的缓慢淬火条件有利。然而，当 Zn 含量甚至更高达 9.4 wt.% 时，强度可能下降。因此，试样#18（含有 9.42 wt.% Zn）的 TYS 强度低于图 5 中其它的 Zn 含量较低的本发明合金。

在附图 6 中给出了为模拟 8 英寸厚度，甚至更慢的淬火条件。由该图数据可以看出：甚至 Zn 含量为 8.7 wt.% 时，淬火敏感性仍增大，如试样#11 的 TYS 强度值低于总 Zn 含量为 7.6 wt.% 的试样#6。对照合金 7150（试样#27）和 7055（试样#28）在所述附图的 TYS 强度轴上的相对位置也证实了这种高溶质含量对淬火敏感性的影响。其中，在低淬火条件下（图 5），7055 的强度比 7150 高，但在甚至更低的淬火条件下（图 6），相对比例关系相反。

上面试样#7 的性能也值得关注。根据表 2，该试样含有 1.59 wt% Cu，2.30 wt% Mg 和 7.70 wt% Zn（因此，Mg 含量超过 Cu 含量）。

由图 3, 该试样具有约 73ksi 的高 TYS 强度, 但是其断裂韧性 $K_Q(L-T)$ 较低, 约 $23\text{ksi in}^{1/2}$ 。比较而言, 试样#6 含有 7.56 wt% Zn, 1.57 wt% Cu 和 1.51 wt% Mg (Mg<Cu), 其在图 3 中表现出比 75ksi 高的 TYS 强度和约 $34\text{ksi in}^{1/2}$ 的高断裂韧性 (实际上韧性提高 48%)。这一比较数据表明了如下重要性: (1) 保持 Mg 含量等于或低于约 1.68 或 1.7 wt.%, 以及 (2) 保持所述 Mg 含量低与或等于 Cu 含量 + 0.3 wt.%, 并且更优选比 Cu 含量低, 或者至少不高于本发明合金的 Cu 含量。

理想的是本发明的合金的断裂韧性 (K_Q) 和强度 (TYS) 性能达到最佳和/或平衡。将表 2 的组成与图 3 中示出的相应断裂韧性和强度值进行比较, 可以更好地看到和感受到: 处于本发明的组成范围内的合金试样能够达到这种平衡。具体地, #1, #6, 11#和 18#试样均具有超过约 $34\text{ksi in}^{1/2}$ 的断裂韧性值 $K_Q(L-T)$ 和大于约 69ksi 的 TYS; 或者这些试样均具有高于约 $29\text{ksi in}^{1/2}$ 的断裂韧性和约 75ksi 或更高的高 TYS 值。

Zn 含量的上限似乎对于达到韧性与强度性能的适当平衡很重要。Zn 含量高于约 11.0 wt.% 的试样, 例如试样#24 (11.08 wt.% Zn) 和 #22 (11.38 wt.% Zn), 未能达到上述本发明合金提出的强度与断裂韧性的最小组合。

因此, 本文优选的合金组成能够在厚航空结构中提供高的破损容限, 因为它具有较高的断裂韧性与屈服强度性能组合。关于此处述及的某些性能值, 应该注意的是: K_Q 值是平面应变断裂韧性试验的结果, 该试验不遵守目前的有效性判据 - ASTM 标准 E399。在目前获得 K_Q 值的试验中, 未精确遵循的有效性判据是: (1) $P_{MAX}/P_Q < 1.1$ (主要判据), 和 (2) B (厚度) $> 2.5(K_Q/\sigma_{YS})^2$ (偶尔判据), 其中, K_Q , σ_{YS} , P_{MAX} 和 P_Q 根据 ASTM 标准 E399-90 确定。这些差异是本发明合金观察到具有高断裂韧性的结果。为了获得有效平面应变 K_{IC} 结果, 过去本来会要求采用比挤压棒 (1.25 英寸厚 × 4 英寸宽) 更厚更宽的试样。一般认为有效 K_{IC} 是一种与试样尺寸和形状相对无关的材料性能。另一方面, K_Q 在最严格的学术意义上可能不是一种真实的材料性能, 因

为它可能随试样尺寸和几何形状而变。然而，尺寸比要求值更小的试样的典型 K_Q 值与 K_{IC} 相比过低。换言之，与满足 ASTM 标准 E399-90 中的与试样尺寸相关的有效性判据的标准 K_{IC} 相比，断裂韧性 (K_Q) 的报告值一般比获得的标准 K_{IC} 值低。本文依据 ASTM E399 使用紧凑拉伸试样（其厚度 B 是 1.25 英寸，宽度依据不同试样在 2.5-3.0 英寸之间变化）获得 K_Q 值。将试样疲劳预开裂至 1.2-1.5 英寸的裂纹长度 A ($A/W = 0.45-0.5$)。下面将讨论的工厂实验材料的试验的确满足 ASTM 标准 E399 中关于 K_{IC} 的有效性判据，该实验使用的紧凑拉伸试样的厚度 $B = 2.0$ 英寸，宽度 $W = 4.0$ 英寸。这些试样被疲劳预开裂至 2.0 英寸的裂纹长度 ($A/W = 0.5$)。所有不同合金组成之间的比较数据均由尺寸相同且试验条件类似的试样的结果获得。

实施例 1: 工厂试验 - 板材

工厂试验采用一种标准的全尺寸铸锭进行，该铸锭具有如下本发明合金组成：7.35 wt.% Zn, 1.46 wt.% Mg, 1.64 wt.% Cu, 0.04 wt.% Fe, 0.02 wt.% Si 和 0.11 wt.% Zr。对所述铸锭进行清理，在 885-890 °F 下均匀化处理 24 小时，并且热轧成 6 英寸厚的板材。然后，将轧制板材在 885-890 °F 下固溶热处理 140 分钟，喷水淬火至室温，并且进行变形量约 1.5-3% 的冷拉伸，以消除残余应力。对由所述板材切制的型材进行两阶段时效处理，该时效处理包括 6 小时/250 °F 的第一阶段时效，随后，在 320 °F 下进行第二阶段时效，时间分别为 6, 8 和 11 小时，上述三种时间在后面的表中分别表示为 T1, T2 和 T3。下面的表 3 中给出了拉伸、断裂韧性、交替浸没 SCC、EXCO 和导电性试验的结果。图 7 示出了 L-T 平面应变断裂韧性 (K_{IC}) 与纵向拉伸屈服强度 $TYS(L)$ 的交汇图，所用两种试样均取自板材的 1/4 平面 (T/4) 处。通过所述代表性的第二阶段时效时间的数据，确定强度-韧性的线性关系趋势（直线 T3-T2-T1）。还画出了优选的最小性能直线 (M-M)。图 7 中还包括了根据工业规范 BMS7-323C 制备的 6 英寸厚 7050-T7451 板

的典型性能，以及按 AMS D99AA 规范草案（参考文献：Preliminary Materials Properties Handbook）的 6 英寸板材 7040-T7451 的典型值，这两种规范在本领域均共知。由两阶段时效板材的该初步数据，本发明的合金组合物清楚地表现出比 7050 或 7040 合金板材好得多的强度-韧性组合。例如，与 7050-T7451 板材相比，本发明的两阶段时效的合金的 TYS 提高约 11%（72ksi 对 64ksi），而 K_{IC} 相当，为 $35\text{ksi in}^{1/2}$ 。换句话说，在相同的 TYS 水平下，本发明获得了显著提高的 K_{IC} 值。例如，与在 66.6ksi 同样 TYS (L) 水平下的 7040-T7451 对等合金相比，所述板材产品的两阶段时效形式的 K_{IC} (L-T) 韧性提高 28%（ $32.3\text{ksi in}^{1/2}$ 对 $41\text{ksi in}^{1/2}$ ）。

320°F 下的 时效时间 (小时)	L- UTS (T/4) (ksi)	L- TYS (T/4) (ksi)	EL (T/4) (%)	L- CYS (T/4) (ksi)	L-T K_{IC} (T/4) (ksi $\sqrt{\text{in}}$)	EXCO (T/4)	EC (T/4) (%IACS)	SCC 应力 (ASTM G44) (通过 20 天试验) (T/2) (ksi)
6 (T1)	77.1	74.9	6.8	73.2	33.6	EB	40.5	35
8 (T2)	75.6	72.5	7.3	71.0	35.2	EB	41.3	40
11 (T3)	71.9	67.2	8.6	65.6	40.5	EA	42.7	45

实施例 2: 工厂试验 - 锻造

在工厂试验中，使用两种全尺寸生产的薄板材/板材铸锭，对本发明的合金进行了模锻评价，所述两种铸锭分别标记为 COMP1 和 COMP2，它们的组成如下：

COMP 1: 7.35 wt.% Zn, 1.46 wt.% Mg, 1.64 wt.% Cu, 0.11 wt.% Zr,
0.038 wt.% Fe, 0.022 wt.% Si, 0.02 wt.% Ti;

COMP 2: 7.39 wt.% Zn, 1.48 wt.% Mg, 1.91 wt.% Cu, 0.11 wt.% Zr,
0.036 wt.% Fe, 0.024 wt.% Si, 0.02 wt.% Ti.

作为对照，也对一种 7050 标准铸锭进行了评价。所有上述铸锭在 885°F 下均匀化处理 24 小时并切锯成锻造坯料。制备出一种闭式模锻部件，来评价 2 英寸、3 英寸和 7 英寸这三种不同厚度时的性能。对所述金属实施的制造步骤包括：采用手工锻造进行预成型操作；之后，进行预锻，以及，最后，采用 35,000 吨压机进行终锻操作。此处使用的锻造温度为约 725-750°F。然后，所有锻件在 880-890°F 下固溶热处理 6 小时，淬火，并且进行变形量约 1-5% 的冷加工，以消除残余应力。接下来，对所述部件实施 T74 型时效处理，以提高 SCC 性能。时效处理包括：225°F 保持 8 小时，随后 250°F 保持 8 小时，然后，350°F 保持 8 小时。附图 8 中给出了在纵向、长横向和短横向进行的拉伸试验的结果。在所有这三个方向，当厚度由 2 英寸增至 7 英寸时，本发明合金的拉伸屈服强度 (TYS) 值实际上保持不变。相反，当厚度由 2 英寸增至 3 英寸，再增至 7 英寸时，7050 的规范时的 TYS 值下降，这与 7050 合金的已知性能一致。因此，图 8 结果清楚地证明了本发明的低淬火敏感性，或者说，由所述合金制造的锻件在大的厚度范围展示出强度变化不敏感的能力这一优点，与之相反，现有的 7050 合金锻件在尺寸较厚时，其对比的强度性能下降。

本发明显然与传统 7XXX 系列合金的设计原则相反，该原则提出高强度要求高 Mg 含量。虽然对于 7XXX 铝的薄截面件这可能仍然成立，而对于较厚的产品则不然，因为 Mg 含量较高实际上提高了淬火敏感性并降低了厚截面件的强度。

虽然本发明的主要焦点在能够实现按实际情况尽快淬火的厚截面产品，但是，本领域的专业人员将认识并且理解：本发明另一个应用场合将是利用本发明的低淬火敏感性和对薄截面部件有意地使用低淬火速度，以降低淬火诱发的残余应力，以及快速淬火带来的扭曲的量/程度，但又不会过分牺牲强度或韧性。

本发明合金的低淬火敏感性的另一个潜在应用场合是同时具有

厚截面和薄截面的产品，如模锻件和某些挤压件。这些产品的厚横截面区与薄横截面区的屈服强度差异应该较小。这继而应该能够降低拉伸后出现弯曲或扭曲的几率。

一般地，对于任何给定的 7XXX 系列合金，当逐渐对一种达到峰值强度的 T6 型回火产品（即：“过时效”）进一步人工时效时，已知该产品的强度逐渐且系统地降低，而其断裂韧性和耐腐蚀性却逐渐且系统地提高。因此，如今的部件设计者已经学会针对特定场合，选择特定的回火条件，以实现强度、断裂韧性和耐腐蚀性的折衷组合。的确，如图 7 中沿 6 英寸厚板材产品纵向在 1/4 平面（T/4）处测得的 L-T 平面应变断裂韧性 K_{IC} 和 L 拉伸屈服强度的交汇图证实：本发明的合金的确如此。图 7 表明了本发明的合金所提供的下述组合：在表 3 中 T1 时效时间处的约 75 ksi 的屈服强度与约 $33 \text{ ksi in}^{1/2}$ 的断裂韧性；或者在表 3 中 T2 时效时间处的约 72 ksi 的屈服强度与约 $35 \text{ ksi in}^{1/2}$ 的断裂韧性；或者在表 3 中 T3 时效时间处的约 67 ksi 的屈服强度与约 $40 \text{ ksi in}^{1/2}$ 的断裂韧性。

本领域的专业人员进一步了解：在一定范围内，对于特定的 7XXX 系列合金，可以对强度-断裂韧性趋势线加以内推和一定程度的外推，以便在前面给出并且在图 7 绘出的本发明三个实施例之外，获得强度与断裂韧性的组合。然后，通过选择适当的人工时效处理工艺，便能够实现所要求的多种性能的组合。

虽然主要结合航空结构应用场合对本发明进行了描述，但是，应该了解的是它的最终应用场合不必限于此。相反，可以相信，本发明的合金及其优选的三阶段时效工艺具有许多其它的、与航空无关的最终应用场合，例如较厚的铸件、轧制板材、挤压或锻造产品，特别是在由 SHT 温度缓慢淬火的条件下要求较高强度的场合。这种场合的一个实例是模具板材(mold plate)，它必须通过大幅度机加工制成各种形状的模具，以用于众多其它制造过程的成形和/或成型工艺。对于这种应用场合，所要求的材料特性是高强度和低加工扭曲性。当使用 7XXX 合金作为模具板材时，固溶热处理之后必须进行缓慢淬火，以获得低

的残余应力，否则，可能会产生机加工扭曲。对于现有的 7XXX 系列合金而言，由于淬火敏感性大，缓慢淬火也会导致强度和其它性能降低。正是本发明合金独一无二的低淬火敏感性，才允许在 SHT 之后进行缓慢淬火，而同时又仍然能保持较高的强度，这就使得这种合金对于这种非航空、非结构场合如厚模具板材是一种有吸引力的选择。但是，对于这种特定场合，不一定实施下面将要介绍的优选的 3 阶段时效方法。甚至单一阶段，或者标准 2 阶段的时效工艺就能满足要求。所述模具板材甚至可以是一种铸造板材产品。

本发明通过提供一类 7000 系列铝合金产品基本上克服了现有技术遇到的问题，所述铝合金产品具有明显降低的淬火敏感性，因而能够为厚尺寸的航空部件或者由厚部件加工的部件提供明显比迄今可能达到的程度更高的强度和断裂韧性。此处介绍的时效方法然后又提高了这类新合金的耐腐蚀性能。测量了几种新 7XXX 合金组成的代表性实施例以及本发明中实施的对照时效方法的拉伸屈服强度 (TYS) 和导电性 EC 测量 (%IACS)。据认为：上述的 EC 测量结果与实际的耐腐蚀性有关，结果，EC 的测量值越高，合金应越耐腐蚀。作为说明，采用三种耐腐蚀性不断提高的回火工艺，即 T76 (具有约 25ksi 的典型 SCC 最小值，或“保证值”；和 39.5%IACS 的典型 EC 值)；T74 (具有约 35ksi 的典型 SCC 保证值和 40.5%IACS) 和 T73 (具有约 45ksi 的典型 SCC 保证值和 41.5%IACS) 制备出 7050 商品合金。

在航空、航海或其它结构场合，非常普遍的做法是：结构和材料工程师依据最薄弱环节的失效模式为特定部件选择材料。例如，由于飞机的上机翼合金主要承受压应力，因此，其对涉及拉伸应力的 SCC 抗力的要求较低。为此，上机翼蒙皮合金和回火工艺的选择通常是为了获得较高的强度，而其短横向 SCC 抗力较低。在该相同的机翼翼箱中，翼梁组件承受拉应力。虽然出于降低组件重量的考虑，结构工程师在这种应用场合将要求较高的强度，但是，对于这类组件最薄弱环节是要求高的 SCC 抗力。因此，如今的翼梁部件传统上采用更耐腐蚀但强度较低的合金回火工艺例如 T74 制造。基于同样强度下 EC 增大这一

观察结果以及前述的 AI SCC 试验结果，本发明优选的新 3 阶段时效方法能够为这些结构/材料工程师和飞机部件设计师提供一种获得具有 7050/7010/7040-T76 产品的强度水平和接近 T74 耐腐蚀性的方法。或者，本发明能够同时提供 T76 回火材料的耐腐蚀性和明显较高的强度水平。

实施例

将所述新型 7XXX 合金系列的三种代表性组合物浇铸成大的商品级铸锭为目标，所述铸锭具有下述组成：

合金	wt% Zn	wt% Cu	wt% Mg	wt% Fe	wt% Si	wt% Zr	wt% Ti
A	7.3	1.6	1.5	0.04	0.02	0.11	0.02
B	6.7	1.9	1.5	0.05	0.02	0.11	0.02
C	7.4	1.9	1.5	0.04	0.02	0.11	0.02

对所述铸锭材料，当然在进行加工，即：轧制成 6 英寸最终尺寸板材、固溶热处理等之后，进行如下表 5 所示的对比时效处理。实际上，在所述 3 阶段时效评价中比较了两种不同的第一阶段，一种仅仅暴露在 250°F 下，另一种分成两个次级阶段：在 225°F 下暴露 4 小时，之后，实施在 250°F 下暴露 6 小时的第二个次级阶段。这两个次级阶段步骤这里称作最初的第一阶段处理，即：在约 310°F 的第二阶段处理之前进行的处理。在任何情况下，在这两种类型的第一阶段，即单独在 250°F 处理与分解在 225°F 和 250°F 处理之间，都未观察到性能有明显不同。因此，此处涉及任何阶段时均包括这类变化。

	第一阶段/时间	第二阶段/时间	第三阶段/时间
两阶段时效	250°F/6 小时	310°F/~5 至 15 小时	
三阶段时效	250°F/6 小时	310°F/~5 至 ~ 15 小时	250°F/24 小时
	225°F/4 小时+250°F/6 小时	310°F/~5 至 ~ 15 小时	250°F/24 小时

然后，对由每个 6 英寸厚板材制成的试样进行试验。下表给出了两阶段和三阶段时效性能测量结果的平均值。

合金	抗拉屈服强度 (T/4) ksi	2 阶段时效 EC, %IACS	3 阶段时效 EC, %IACS
A	74.4	38.5	40.0
B	74.6	38.5	39.8
C	75.3	38.5	39.7

图 9 比较了用于提供前面表 6 所列内推数据的拉伸屈服强度和 EC 值。显然，可以注意到：在相同的屈服强度水平下，上述 3 阶段时效的合金 A, B 或 C 的 EC 值急剧增大。由前述数据也可以发现：在相同 EC 水平下，与其中第二阶段在约 310°F 进行的 2 阶段时效工艺相比，上述 3 阶段时效工艺条件获得了令人惊奇且显著的强度增加。例如，在 39.5% IACS 下，2 阶段时效处理的合金 A 的试样的屈服强度为 72.1ksi。但是，当根据本发明进行 3 阶段时效时，其 TYS 至增至 75.4ksi。

依据 ASTM 标准 D-1141，通过在一种特定的合成海水（或 SOW）溶液中交替浸泡来进行 AISCC 研究，该合成海水溶液比 ASTM 标准 G44 要求的更为典型的 3.5%NaCl 盐溶液的腐蚀性更强。表 7 示出了各种合金 A, B 和 C 的试样（所有试样均沿 ST 方向）的结果，所述试样采用 2 时效阶段处理，其中第二个阶段包括在约 320°F 下保持不同时间（6, 8 和 11 小时）。

表7

通过将工厂生产的2阶段时效的合金A、B和C的6"板材采用交替浸泡方式暴露在合成海水中121天之后的SQC试验结果

250°F下6小时 (1 st 阶段), 外加	应力 (ksi) (T/2)	F/N (1)	发生时效所需天数	应力 (ksi) (T/2)	F/N(1)	发生时效所需天数	应力 (ksi) (T/2)	F/N(1)	发生时效所需天数	EC (%IACS) (表面)	TYS (ksi) (T/4)
合金A-T7X6"板材 6小时/320°F	25	05	77天 121天, 4个完好	35	4/5	10,12,21,70天 121天, 1个完好	40	5/5	6,7,7,27,91天	41.2	74.9
8小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	2/5	100,100天 121天, 3个完好	40	3/5	13, 13, 50天 121天, 2个完好	41.6	72.5
11小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	0/5	121天, 5个完好	42.9	67.2
合金B-T7X6"板材 6小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	0/5	121天, 5个完好	41.3	74.8
8小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	0/5	121天, 5个完好	41.7	73.1
11小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	0/5	121天, 5个完好	42.2	69.2
合金C-T7X6"板材 6小时/320°F	25	1/5	13天 121天, 4个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	3/5	23,26,34天 121天, 2个完好	40.9	75.3
8小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	3/5	13, 19, 35天 121天, 2个完好	41.2	73.9
11小时/320°F	25	05	121天, 5个完好	35	0/5	121天, 5个完好	40	0/5	121天, 5个完好	42.2	69.2

备注: F/N(1) = 失效试样数与暴露数之比; d: 天; @: 在; OK: 完好;

由表 7 数据，在暴露 121 天后，可观察到几个试样发生了 SCC 失效，该失效主要与短横向（ST）施加应力、时效时间和/或合金有关。

对照表 8 列出了合金 A 和 C（在同样的 ST 方向施加应力）的 SCC 结果，上述合金已在 250°F 下附加时效处理了 24 小时，即：总的时效工艺包括：（1）在 250°F 下保温 6 小时；（2）在 320°F 下保温 6、8 或 11 小时；以及（3）在 250°F 下保温 24 小时。

表 8

按照 ASTM D-1141-90 交替浸泡规范, 通过将工厂生产的 3 阶段时效的合金 A 和 C 的 6" 板材采用交替浸泡方式暴露在合成海水中 93 天之后的 SCC 试验结果

250°F 下 6 小时 (1 st 阶段), 外加	应力 (ksi) (T/2)	F/N (1)	失效时效所需天数	应力 (ksi) (T/2)	F/N (1)	失效时效所需天数	应力 (ksi) (T/2)	F/N (1)	失效时效所需天数	EC (%IACS) (T/10)	TYS (ksi) (T/4)
合金 A-T7X 板材											
6 小时/320°F + 24 小时/250°F	25	0/3	93 天, 3 个完好	35	0/3	93 天, 3 个完好	45	0/3	93 天, 3 个完好	39.7	74.2
8 小时/320°F + 24 小时/250°F	25	0/3	93 天, 3 个完好	35	0/3	93 天, 3 个完好	45	0/3	93 天, 3 个完好	40.4	72.1
11 小时/320°F + 24 小时/250°F	25	0/3	93 天, 3 个完好	35	0/3	93 天, 3 个完好	45	0/3	93 天, 3 个完好	41.5	67.4
合金 C-T7X 板材											
6 小时/320°F + 24 小时/250°F	25	0/3	93 天, 3 个完好	35	0/3	93 天, 3 个完好	45	0/3	93 天, 3 个完好	39.5	75.3
8 小时/320°F + 24 小时/250°F	25	0/3	93 天, 3 个完好	35	0/3	93 天, 3 个完好	45	0/3	93 天, 3 个完好	40.0	72.8
11 小时/320°F + 24 小时/250°F	25	0/3	93 天, 3 个完好	35	0/3	93 天, 3 个完好	45	0/3	93 天, 3 个完好	41.0	68.8

备注: F/N(1) = 失效试样数与暴露数之比, d: 天; OK: 完好; @: 在。

很明显，在同样的实验条件下，在初次暴露 93 天之后，未观察到试样失效。因此，相信本发明的新 3 阶段时效方法具有超过传统 2 阶段时效方法获得的独一无二的强度/SCC 优点，并且有希望使新产品具有更好的性能特性以及使当前另外其它航空类产品的性能组合进一步改善。

表 7 数据与表 8 数据的比较结果着重说明：虽然 2 阶段/步骤的时效方法可用于根据本发明的合金，但是，此处介绍的优选 3 阶段时效方法实际上能够得到可度量的 SCC 试验性能改善。表 6 和 7 还包括了 SCC 性能“标示”数据，EC 值 (%IACS)，以及相应的测得的 TYS (T/4) 值。但是，不要通过并排比较所述数据来确定二阶段与三阶段时效产品的相对值，因为 EC 试验是对产品的不同区域进行的，即：表 7 使用的是表面测量值，而表 8 则是 T/10 处的测量结果（已知：对于给定试样，从表面向内部测量时，EC 标示值一般下降）。由于批量不同以及测试场合（试验室与工厂）不同，TYS 值不能作为真实的比较值。但是，应该考虑图 9（后面）的相对数据，对于并排的本发明合金的 6 英寸厚板材的共同测试试样，使用纵向 TYS 值 (ksi) 与导电性 EC (%IACS)，以比较 3 阶段时效方法在多大程度上改善强度与耐腐蚀性组合。

海边 SCC 试验数据证实：通过对上述新一类 7XXX 合金采用新的三阶段时效方法，能够显著改善耐腐蚀性。对于上表 4 标记为合金 A 的合金组成，2 阶段时效的试样延续超过 568 天的 SCC 试验，而 3 阶段时效的试样延续超过 328 天的 SCC 试验，2 阶段与 3 阶段时效的 SCC 性能的比较按后面的表 9 中给出（后者（3 阶段）试验在前者（2 阶段）试验已开始后开始；因此，可以看到 2 阶段时效处理的试样的试验时间较长）。

表 9					
合金 A 采用 2 阶段和 3 阶段时效 (2 nd 阶段时效 温度为 320°F) 的短横向海边 SCC 性能比较					
直至失效的完好天数					
时效方法	2 阶段时效		3 阶段时效		
320°F 下的时效时间	6 小时	8 小时	7 小时	9 小时	
L-TYS	74.9 ksi	72.5 ksi	73.3 ksi	71.0 ksi	
短横向施加的应力	23 ksi		+++	+++	
	25 ksi	39,39 ⊕ 507,39	46,39,46,39,46	+++	
	27 ksi		+++	+++	
	29 ksi		+++	+++	
	31 ksi		+++	+++	
	33 ksi		+++	+++	
	35 ksi	39,39,39,39,39	39,39,39,39,39	+++	+++
	37 ksi			314++	+++
	39 ksi			+++	+++
	40 ksi	39,39,39,39,39	39,39,39,59,39		
	41 ksi			+++	265++
	43 ksi			167+167	+++
	45 ksi	39,39,39,39,39	39,39,39,39,39	+272, 328	+++
	47 ksi			167, 153+	+++
	49 ksi			187, 265, 90	293+237
51ksi			251, 97, 160	+++	
⊕ 试样 568 天未失效			+ 试样 328 天未失效		

备注: 2 阶段时效包括: 250°F 下 6 小时; 和 320°F 下 6 或 8 小时。
3 阶段时效包括: 250°F 下 6 小时; 320°F 下 7 或 9 小时;
和 250°F 下 24 小时。

将表中数据以图表形式在附图 10 中绘出, 该图中左上角的图解总指的是 320°F 下的第二阶段时效时间, 即对于此处共同引用的 3 阶段时效的试样也如此。

对第二种组成, 表 4 中的合金 C (其含有 7.4 wt.% Zn, 1.5 wt.%

Mg, 1.9 wt.% Cu 和 0.11 wt.% Zr), 进行与上面合金 A 相同的 2 阶段与 3 阶段对比时效处理。海边 SCC 试验的长期结果示于下面的表 10 中。

表 10					
合金 C 采用 2 阶段和 3 阶段时效 (2 nd 阶段时效温度为 320°F) 的短横向海边 SCC 性能比较					
直至失效的完好天数					
时效方法	2 阶段时效		3 阶段时效		
320°F 下的时效时间	6 小时	8 小时	7 小时	9.5 小时	
L-TYS	75.3 ksi	73.9 ksi	74.3 ksi	72.8 ksi	
短横向施加的应力	23 ksi			+++	+++
	25 ksi	⊕ ⊕ 39 ⊕ 39	⊕ 59 ⊕ ⊕ ⊕	+++	+++
	27 ksi			+++	+++
	29 ksi			+++	+++
	31 ksi			+++	+++
	33 ksi			+++	+++
	35 ksi	39,39,39,39,39	59,39,67,73,39	+++	+++
	37 ksi			+++	+++
	39 ksi			+++	+++
	40 ksi	39,39,67,39,39	39,39,39,46,67		
	41 ksi			+++	+++
	43 ksi			+++	+++
	45 ksi	39,39,39,39,39	39,53,39,39,39	++244	+++
	47 ksi			+++	+++
	49 ksi			+272+	+++
51 ksi			181++	+265+	
			⊕ 试样 568 天未失效	+ 试样 328 天未失效	

将表 10 中数据以图表形式示于附图 11 中，该图中左上角的图解总指的是 320°F 下的第二阶段时效时间，即是对于此处共同引用的 3 阶段时效的试样也如此。合金 A 和合金 C 的数据非常清楚地表明：对本发明优选的合金组成实施本发明优选的 3 阶段时效工艺，能够明显改善合金的 SCC 海边测试性能，尤其是将 3 阶段时效的材料试样的失效天数比率与 2 阶段失效的材料并排对比时，更是如此。但是，在这种长时间的 SCC 海边试验之前，所述 2 阶段时效的材料 SCC 性能在模拟试验条件下表现出某种提高，而且，尽管优选改善的 3 阶段/步骤时效方法，但是，所述 2 阶段时效的材料可以适用于本发明合金的某些应用场合。

关于上述合金组成 3 阶段时效方法优选的技术细节，必须注意的是：进行第一阶段时效的温度优选为 200-275°F，更优选约 225 或 230°F 至 260°F，并且，最优选在或者约 250°F。而且，虽然在上述温度或温度范围内，约 6 小时就相当令人满意，但是，必须注意的是：在广义上，第一个阶段时效所用时间应该足以获得相当量的析出硬化。因此，(1) 取决于部件尺寸和形状复杂程度；以及 (2) 尤其是当“缩短”的处理/暴露时间与几个小时，例如总计 4 至 6 或 7 小时的较慢加热速度相结合时，在约 250°F 下较短的保温时间，例如约 2 或 3 小时，可能就已足够。

对本发明的优选合金组合物实施的优选第二阶段时效工艺可以有意地从上述第一阶段的热处理直接升温。或者，在第一个与第二个阶段之间可以存在一种有意且明显的时间/温度间隔。广义地讲，进行所述第二阶段时效的温度范围为约 290 或 300 至 330 或 335°F。优选地，进行所述第二阶段时效的温度范围为约 305-325°F。优选第二阶段时效在约 310 至 320 或 325°F 之间进行。所述关键的第二个阶段处理的优选暴露时间与实际使用的温度之间多少存在某种反比关系。例如，如果基本在 310°F 或者非常接近该温度下进行处理，则约 6-18 小时，还可根据优选约 7-13 小时，或者甚至 15 小时的暴露时间就已足够。更优选地，在所述处理温度下，第二阶段时效进行的时间总计约 10 或

11 小时，甚至 13 个小时。在约 320°F 的第二时效阶段温度下，第二阶段的总时间可以为约 6-10 小时，其中优选为约 7 或 8 至 10 或 11 小时。还可根据优选的目标性能选择第二阶段时效的时间和温度。最为明显地，在给定温度下，较短的处理时间有利于获得较高强度，而较长的暴露时间有利于获得更好的耐腐蚀性能。

最后，关于所述优选的第三个时效处理阶段，除非要求极其小心地与第二阶段的温度和总时间长度密切配合，否则，对这类厚工件实施这一必要的第三阶段时，最好不要从所述第二阶段缓慢降温，以避免在第二阶段时效温度下暴露时间太长。在所述第二与第三时效阶段之间，可以将本发明的金属产品有意地从加热炉中取出，并且使用风扇等快速冷却至约 250°F 或更低，或许甚至完全冷至室温。在任何情况下，本发明第三时效阶段的优选暴露时间/温度都与上述第一时效阶段非常接近。

本发明中，本发明的合金优选被制备成一种产品，比较合适的是由铸锭加工成、适于热轧的产品。例如，可以半连铸成具有上述组成的大铸锭，然后，如果需要或者要求，可以通过清理或机加工去除表面缺陷，以获得良好的轧制表面。然后，可以将铸锭预热，对其内部结构进行均匀化和固溶化处理，并且，适当的预热处理是将这种组合物加热至比较高的温度，例如 900°F。在预热处理期间，优选加热至例如高于 800°F 的第一种较低温度，例如约 820°F 或更高，或者 850°F 或更高，优选 860°F 或更高，例如约 870°F 或更高，并且在大约所述温度下将铸锭保持相当长时间，例如 3 或 4 小时。接下来，在余下的预热处理期间，将铸锭加热至约 890°F 或 900°F，或者还可能更高温度保持几个小时。在本领域知道采用这种阶段或者分步加热方法进行均匀化处理已有许多年。优选均匀化处理的累计保持时间为约 4-20 小时或更长，均匀化处理温度高于约 880-890°F。也就是说：在高于 890°F 的温度下的累计保持时间应至少为 4 小时，并且优选更长，例如 8-20 或 24 小时，或者更长。已知较大的铸锭尺寸以及其它情况可能要求更长的均匀化时间。优选不溶和可溶组元的共计的总百分数保持较低，

例如不高于 1.5 vol.%, 优选不高于 1 vol.%。使用此处述及的较高的预热或者均匀化和固溶热处理温度对此有帮助, 但是, 高温加热必须谨慎, 以避免出现部分熔化。这种谨慎包括小心地加热, 包括缓慢加热或分步加热, 或者这两种加热方式都采用。

然后, 对铸锭进行热轧, 并且, 希望在轧制板材产品中获得未再结晶的晶粒结构。因此, 在明显高于约 820°F, 例如约 840-850°F 或者可能更高的温度下, 可以将用于热轧的铸锭从炉中取出, 并且, 在高于 775°F, 或者最好高于 800°F, 例如约 810°F 或者甚至 825°F 的初始温度下进行热轧操作。这样能够增加减少再结晶的可能性, 并且, 在某些情形下, 也优选不进行重新加热操作, 使用轧机的能源进行轧制并且在轧制期间保持热量, 使轧制温度高于要求的最小值, 例如 750°F 左右。典型地, 在实施本发明时, 优选最大再结晶程度为约 50% 或更低, 优选约 35% 或更低, 并且最优选不大于约 25%。应该知道: 达到的再结晶程度越低, 断裂韧性越好。

热轧通常在可逆式热轧机上连续进行, 直至板材的厚度达到要求值。根据本发明, 用于加工成飞机部件例如整体翼梁的板材产品的厚度可从约 2-3 英寸至约 9 或 10 英寸或者更厚。典型地, 所述板材从用于较小飞机的约 4 英寸厚, 到从约 6 或 8 英寸至约 10 或 12 英寸或更厚的厚板材。除了所述优选实施方案之外, 可以相信本发明可用于制造小的商用喷气机的下机翼蒙皮。其它的应用场合还包括锻件和挤压件, 尤其是它们的厚截面产品。在制造挤压件时, 本发明合金的挤压温度为约 600-750°F, 例如约 700°F, 并且优选包括约 10:1 的横截面积压下比 (挤压比)。这里也可以使用锻件。

通过在约 840 或 850°F 至 880 或 900°F 下加热对所述热轧板材或者其它可锻产品进行固溶热处理 (SHT), 以便将在该 SHT 温度下可溶解的相当大部分, 优选全部或者基本全部的锌、镁和铜固溶, 应该了解: 对于不总是完美的物理过程而言, 每种所述主要合金组元的最后残余部分在 SHT 期间可能未完全溶解 (固溶化)。在加热至刚刚述及的高温之后, 应该将产品淬火, 从而完成固溶处理步骤。虽然对于某

些冷却条件，空气激冷可以用作辅助性或替代的冷却手段，但是，其冷却典型地通过浸泡在适当尺寸的冷水箱中或者通过喷水来进行。淬火之后，某些产品可能需要例如通过拉伸或压缩进行冷加工，以便消除内应力或者在某些情形下能够拉直产品，甚至在某些情况下进一步强化产品。例如，可以将板材拉伸或压缩的变形量为1或1.5，或者可能为2%或3%或更高，或者冷加工相当的变形量。然后，固溶热处理（和淬火）的产品不管是否已冷加工，都可以考虑其处于析出硬化条件下，或者准备好根据此处述及的优选人工时效方法或者其它人工时效技术进行人工时效。此时使用的术语“固溶热处理”，除非另有说明，否则均意味着包括淬火。

淬火以及冷加工（如要求）之后，通过加热至适当温度对产品（可以是一种板材产品）进行人工时效，以改善强度和其它性能。在一种优选的热时效处理工艺中，对可析出硬化的板材合金产品进行上述三个时效步骤、阶段或者处理，但是在每个步骤或阶段之间可能不存在清晰的界线。一般认为：从给定或者目标温度升温或降温本身能够产生析出（时效）效应，可以，而且经常需要通过将这种升温条件及其析出硬化效应与总的时效处理过程综合一起来考虑上述析出（时效）效应。

也可能结合本发明的时效工艺采用综合时效。例如，在程序可控的空气炉中，在250°F下保持24小时的第一阶段热处理完成之后，可以将该炉的温度逐渐升至约310°F左右保持适当时间，甚至未进行实际保温，之后，可以将金属立即转移至另一个温度已稳定在250°F的炉中并且保持6-24小时。这种更连续的时效制度不涉及在由第一阶段时效转至第二阶段时效处理和由第二阶段时效转至第三阶段时效处理时，在至室温过渡这一阶段。美国专利3,645,804中对这种时效综合作了更详细介绍，在此引入其全部内容作为参考。对于升温及其相应的时效综合而言，板材产品人工时效时的两阶段，或者，可能地，三阶段（较少优选）都可能在单一的程序可控炉中进行。然而，为了方便和易于理解，在对本发明的优选实施方案已作的更详细介绍中，假定

每个步骤、工序或阶段都与人工时效工艺中的其它两个明显不同。一般而言，可以认为所述三阶段或步骤中的第一个是对所研究的合金产品进行析出硬化；第二（高温）阶段是然后将本发明的合金暴露至一个或多个更高温度下，以便提高该合金在通常、工业和海边模拟气氛条件下的耐腐蚀性，特别是应力腐蚀开裂（SCC）抗力。第三及最后阶段是然后进一步将本发明合金析出强化至更高强度水平，同时也使其耐腐蚀性进一步提高。

本发明合金的低淬火敏感性还可能在本领域的专业人员通称为“模压淬火”的一类工艺中具有另一种应用潜力。通过考虑可时效硬化的挤压合金，例如属于 2XXX, 6XXX, 7XXX 或 8XXX 系列的合金的标准制造流程，能够对“模压淬火”工艺加以说明。典型的流程包括：铸锭坯料的直接冷硬（DC）铸造、均匀化处理、冷却至环境温度、采用炉子或感应加热器再加热至挤压温度、将加热的坯料挤压至最终形状、将挤压件冷却至环境温度、对部件进行固溶热处理、淬火、拉伸以及在室温进行自然时效或者在高温下进行人工时效，获得最终的回火态(temper)。“模压淬火”工艺包括控制挤压温度和其它挤压条件，以便从挤压模中取出时，部件处于或者接近所要求的固溶加热温度，可溶解的组元能够有效发生固溶。然后，当部件离开挤压机时，马上用水、加压空气或者其它介质直接连续淬火。模压淬火的部件随后进行通常的拉伸，之后，进行自然或人工时效。因此，与典型的流程相比，这种模压淬火方法免除了昂贵的单独的固溶热处理过程，因此，能有效降低总制造成本和能量消耗。

对于大多数合金，尤其是属于淬火比较敏感的 7XXX 合金系列，采用模压淬火方法进行的淬火一般不如单独的固溶热处理时有效，因此，模压淬火可能会导致某些材料特性，例如强度、断裂韧性、耐腐蚀性以及其它性能显著下降。由于本发明合金具有非常低的淬火敏感性，因此，可以期望在模压淬火期间的性能下降得到避免或者显著减小至许多应用场合可接受的水平。

对于 SCC 抗力不很关键的本发明的模具板材的实施方案，也可以

对所述组合物实施已知的单一或者两阶段人工时效处理，而不是此处述及的优选三阶段时效方法。

在谈到最小值（例如，强度或韧性值）时，可能指的是写在采购或设计材料的规范中的水平，或者可以确保材料具有的水平，或者飞机机体制造者（受安全因素支配）设计时可以依据的水平。在某些情况下，该数据具有 99% 的产品相符的统计基础，或者采用标准统计方法可望具有 95% 的置信度。由于数据不足，不能从统计角度精确指定本发明的某个最小值或最大值作为真实“保证”值。在这种情况下，必须根据目前已有数据计算出它们的外推值（例如，最大值和最小值）。例如，所绘制的板材的普遍外推 S/N 最小值（图 12 中的实线 A-A）和锻件的普遍外推 S/N 最小值（图 13 中的实线 B-B），以及普遍外推的 FCG 最大值（图 14 中的实线 C-C）。

尤其是当良好的韧性能够与良好的强度结合时，断裂韧性对于飞机机体设计者是一个重要性能。作为比较，在拉伸载荷作用下结构部件的抗拉强度，即承受载荷而不断裂的能力可以被定义为所述载荷除以与拉伸载荷垂直的部件最小截面的面积（净截面应力）。对于简单的直边结构，截面的强度可简单地归于光滑拉伸试样的破断或抗拉强度。这是确定目前拉伸试验方式的原因。但是，对于存在裂纹或类似裂纹的缺陷的结构，结构部件的强度取决于裂纹的长度、结构部件的形状和称作断裂韧性的材料性能。断裂韧性可以看作是材料抵抗裂纹在载荷作用下发生有害或者甚至灾难性扩展的能力。

可以采用几种方法测量断裂韧性。一种方法是对存在裂纹的试样施加拉伸载荷。将试样断裂所要求的载荷除以其净截面积（比含裂纹的面积小的横截面积）的结果称作残余强度，其单位是千磅/每单位面积（ksi）。当材料的强度与试样的形状不变时，残余强度是材料断裂韧性的一种量度。由于它取决于强度和试样形状，因此，当由于某些限制性因素如所得材料的尺寸或形状，使得无法实施要求的其它方法时，通常采用残余强度作为材料断裂韧性的一种量度。

当结构部件的形状在拉伸载荷作用下不能在厚度方向发生塑性变

形（平面应变变形）时，断裂韧性通常表示为平面应变断裂韧性 K_{IC} 。这通常适用于较厚的产品或型材，其厚度例如为 0.6 或优选 0.8 或 1 英寸或者更厚。ASTM 已经建立了一种通过使用预开裂的疲劳紧凑拉伸试样测量 K_{IC} 的标准试验方法，其中， K_{IC} 的单位是 $\text{ksi in}^{1/2}$ 。该试验通常用来测量厚材料的断裂韧性，因为只要满足适当的宽度、裂纹长度和厚度标准，就可以认为断裂韧性与试样形状无关。 K_{IC} 中使用的符号 K 称作应力强度因子。

如上所述，采用平面应变变形的结构部件的尺寸较厚。较薄的结构部件（厚度小于 0.8-1 英寸）通常在平面应力或者更通常在一种混合模式条件下变形。测量这种条件下的断裂韧性可能需要引入变量，因为试验结果在某种程度上取决于试样的形状。一种实验方法是对含有裂纹的矩形试样施加不断增加的载荷。这样，能够获得称作 R 曲线（开裂抗力曲线）的应力强度与裂纹长度关系曲线。采用在载荷与裂纹长度关系曲线上，载荷中基于 25% 切割位移的特定裂纹扩展量的载荷和该载荷下的有效裂纹长度、裂纹扩展曲线，可用于计算称作 K_{R25} 的断裂韧性量度。切割位移为 20% 时，称作 K_{R20} 。其单位也是 $\text{ksi in}^{1/2}$ 。著名的 ASTM E561 涉及 R 曲线的确定，而且，在本领域对此普遍认可。

当合金产品或结构部件的形状在拉伸载荷作用下允许在厚度方向发生塑性变形时，断裂韧性一般作为平面应力断裂韧性测量，其可以通过一种中心开裂的拉伸试验确定。断裂韧性量度采用在较薄且较宽的预开裂试样上产生的最大载荷。当采用此最大载荷下的裂纹长度计算该载荷下的应力强度因子时，该应力强度因子被称作平面应力断裂韧性 K_C 。但是，当采用施加载荷之前的裂纹长度计算应力强度因子时，计算结果被称作材料的表观断裂韧性 K_{app} 。因为计算 K_C 时使用的裂纹长度较长，对于给定材料， K_C 值通常比 K_{app} 值大。断裂韧性的这两种量度的单位均为 $\text{ksi in}^{1/2}$ 。对于韧性材料，本领域已认识到：这类试验获得的数值一般随着试样宽度的增加或其厚度的减小而增大。除非另有说明，此处提及的平面应力（ K_C ）值指的是 16 英寸宽的试板。

本领域的专业人员认识到试验结果可能会随试板宽度的变化而不同，而且，本发明意图包括所有这类涉及韧性的试验。因此，本领域的专业人员将意识到：在大多数情况下是指 16 英寸板试验的情况下：在评价本发明产品中与 K_C 或 K_{app} 最小值基本相当或者相对应的韧性均包括使用不同厚度的板获得的 K_C 或 K_{app} 的不同值。

测量韧性的温度可能很重要。飞行高度较高时，所处的温度相当低，例如， -65°F ，而且，对于更新型的商用喷气飞机， -65°F 下的韧性是一个重要因素，因此，要求下机翼材料在 -65°F 时的韧性 K_{IC} 约 $45\text{ksi in}^{1/2}$ ，或者 K_{R20} 为 $95\text{ksi in}^{1/2}$ ，并且优选 $100\text{ksi in}^{1/2}$ 或更高。由于韧数值较高，因此由这种合金制造的下机翼可以取代今天的具有相应的性能（即：强度/韧性）平衡的 2000（或 2XXX 系列）合金制造的下机翼。通过实施本发明，也能够由同样合金单独制造上机翼蒙皮，或者与整体成型的部件如加固件、翼肋和桁条一起制造。

根据本发明的改善的产品的韧性非常高，在某些情况下，可以允许飞机设计者将对材料耐久性和破坏容限的关注放在疲劳抗力以及断裂韧性的测量上。疲劳开裂抗力是一种非常期望的性能。当重复进行加载和卸载循环，或者例如机翼上升和下降时受到高载和低载的循环时，出现所述的疲劳开裂。在飞行期间由于阵风或其它突然的气压变化，或者当飞机负载时，也会出现这种载荷循环。疲劳失效占飞机部件失效原因的大部分。这种失效很危险，因为它是在正常的工作条件，没有过量过载和没有警告的情况下发生的。由于材料的不均匀部位作为裂纹萌生部位或者促进较小裂纹的环节，从而加速了裂纹扩展。因此，通过降低有害不均匀部位的严重性或数量来改善金属质量的工艺或组成变化，有助于疲劳生命的提高。

压力-寿命循环（S-N 或 S/N）疲劳试验用来评价材料的疲劳萌生和小裂纹扩展的抗力，这种小裂纹扩展构成了总疲劳寿命的大部分。因此，提高 S-N 疲劳性能，能够使材料在更高的应力下工作到其设计寿命，或者在同样的应力下具有提高的工作寿命。前者可以通过减小尺寸使重量明显降低，或者通过简化部件或结构降低制造成本，而后

者则可以减少检测和降低支持费用。疲劳试验期间的载荷低于拉伸试验中测得的静极限强度或抗拉强度，并且，通常低于材料的屈服强度。对于埋藏或隐蔽的结构部件，例如机翼翼梁，它们可能不易通过肉眼或其它检测方法来寻找裂纹或裂纹源，这时，裂纹萌生的疲劳试验就是一个重要的标示值。

如果结构中存在裂纹或裂纹类缺陷，重复循环或者疲劳加载会导致裂纹长大。这被称为疲劳裂纹扩展。当裂纹尺寸和载荷的组合足以超过材料的断裂韧性时，疲劳裂纹扩展可能导致裂纹长大到足以发生灾难性扩展的程度。因此，材料抵抗裂纹疲劳扩展的性能对于航空结构的长寿命非常有利。裂纹扩展越慢越好。飞机结构部件中快速扩展的裂纹可能会在没有足够时间探测的情况下发生灾难性失效，而缓慢扩展的裂纹则允许有时间进行探测和修正或修复。因此，低的疲劳裂纹扩展速度是一种理想性能。

循环加载期间材料中的裂纹扩展速度受裂纹长度影响。另一个重要因素是对结构施加的循环载荷的最大值与最小值之差。一种包括裂纹长度和最大载荷与最小载荷之差的作用的量度称作循环应力强度因子范围或者 ΔK ，其单位是 $\text{ksi in}^{1/2}$ ，与用于测量断裂韧性的应力强度因子类似。该应力强度因子范围 (ΔK) 是最大载荷与最小载荷处的应力强度因子的差值。另一个影响疲劳裂纹扩展的量度是循环期间最小载荷与最大载荷之比。该比值被称作应力比，用 R 表示。比值为 0.1 意味最大载荷是最小载荷的 10 倍。该应力或载荷比可以为正或者为负或者是零。疲劳裂纹扩展速度试验典型地根据本领域著名的 ASTM E647-88（以及其它规范）进行。此处使用的 K_t 指的是 ASTM E1823 中介绍的理论应力集中因子。

可以使用存在裂纹的试样测量材料的疲劳裂纹扩展速度。一种这类试样长约 12 英寸，宽 4 英寸，在中心部位存在横向（横穿宽度；与长度垂直）延伸的缺口。该缺口宽约 0.032 英寸，长约 0.2 英寸，在每个缝隙端部存在 60° 斜角。对试样循环加载，裂纹则在缺口端部生长。在裂纹达到预定长度之后，对裂纹长度进行定期测量。通过用裂纹长

度变化（称作 Δa ）除以引起所述裂纹生长量的载荷循环次数（ ΔN ），能够计算出给定裂纹长度增量时的裂纹扩展速度。裂纹扩展速度用 $\Delta a/\Delta N$ 或者 'da/dN' 表示，其单位是英寸/循环。材料的疲劳裂纹扩展速度可以由中心部位开裂的拉伸板确定。在相对湿度高于 90%， ΔK 为约 4-20 或 30 和 $R = 0.1$ 的对比试验中，本发明材料表现出较好的疲劳裂纹扩展抗力。然而，更优的 S-N 疲劳性能使本发明材料更适于制造埋藏或隐蔽的部件，例如机翼翼梁。

除了非常好的强度和韧性以及破断容限性能之外，本发明的产品还具有非常好的耐腐蚀性。在 EXCO 试验中，本发明的产品的耐剥蚀性能可以是 EB 或者更好（意指 'EA' 或仅仅有麻点），该试验的试样取自厚度中部（ $T/2$ ）或者距表面 $1/10$ 厚度（ $T/10$ ）处（'T' 为厚度），或者这两种部位均有。EXCO 试验已为本领域共知，并且在著名的 ASTM 标准 G34 中进行了介绍。EXCO 等级 'EB' 可认为具有良好的耐腐蚀性，它对于某些商用飞机是可接受的。'EA' 更好。

贯穿短横向的应力腐蚀开裂抗力通常被认为是一种重要性能特别是对于较厚部件。本发明产品的短横向应力腐蚀开裂抗力可以相当于通过一种 $1/8$ 英寸圆棒交替浸泡试验，该浸泡试验采用 ASTM G47（包括用于 C 型环试样的 ASTM G44 和 G38 以及用于 $1/8$ 英寸棒材的 G49）中的试验步骤在 25 或 30ksi 或更高的应力作用下，交替浸泡 20 天或者 30 天。所述 ASTM G47, G44, G49 和 G38 均为本领域共知。

作为一个耐剥蚀性和应力腐蚀抗力的一般指标，典型地，所述板材的导电性至少约为国际退火铜标准（%IACS）的 36%，或者优选 38-40% 或更高。因此，EXCO 等级为 'EB' 或者更好已证实本发明的良好的耐剥蚀性，但是，在某些情况下，机身制造者可能指定或要求其它的耐腐蚀性量度，例如应力腐蚀开裂抗力或导电性。满足任何一种或多种这类规范都被认为具有良好的耐腐蚀性。

在对本发明已进行的描述中，在一定程度上重点放在了可锻板材上，这是优选的，但是，可以相信：其它产品形式，包括挤压件和锻件都能够从本发明中受益。迄今，重点一直放在可以呈 J 型、Z 或 S

型、或者帽型槽板形状的加固件类、机身或机翼蒙皮桁条上。这些加固件的目的是加强机翼蒙皮或机身，或者可以与之相连的任何其它形状，而又不会引起重量的大量增加。虽然在某些情形下，从制造经济性上考虑，优选分别固定桁条，但是，通过将两个加固件形状之间的金属去除，仅留下与主要机翼蒙皮厚度一体的紧固件形状，它可以由厚的多的板材加工出，从而消除了所有铆钉。另外，如上所述，结合厚板材加工成机翼翼梁部件对本发明进行了描述，所述翼梁部件一般在长度上与翼箱材料相对应。此外，本发明合金在性能上的显著提高也使其作为厚铸造模具板材使用非常切实可行。

由于淬火敏感性降低，可以相信：当本发明的合金与第二种产品焊接一起时，在焊接热影响区，其强度、疲劳、断裂韧性和/或耐腐蚀性能将能够更好地保持。不管采用包括摩擦搅动焊的固态焊接技术，还是采用已知或者后来发展的熔化焊接技术，包括（不限于此）电子束焊接和激光焊接，对这种合金产品进行焊接，都如此。通过本发明的实践，两个焊接部件可以由所述同样的合金组成制成。

对于根据本发明制造的某些部件/产品，这些部件/产品很可能被时效成型。时效成型可使制造成本降低，同时又能成型形状更复杂的机翼，典型的是尺寸更薄的部件。在时效成型期间，将部件机械约束在通常处于约 250°F 或更高的较高温下的模具中达几个至数十个小时，并且，通过应力松弛获得所要求的轮廓。尤其是在温度较高的人工时效处理期间，例如处理温度高于约 320°F，金属可以被成型或变形成要求形状。一般地，预计的变形相当简单，例如包括在板材部件横向的很轻微的弧度和沿所述板材部件长度方向的轻微弧度。理想的是，在人工时效处理期间，尤其是在温度更高的第二阶段人工时效温度下，获得所述轻微弧度的形成条件。一般地，将板材材料加热至高于约 300°F，例如约 320 或 330°F，并且，典型地，放在一种凸状模型中并且通过在板材的相对棱边处夹紧等来加载。该板材在较短时间或多或少地呈现出模型的轮廓，但是，将力或载荷去掉后，冷却时会发生一些弹性回复。在设计模型的弧度或轮廓时，对这种预期的弹性回复进行

了补偿，就是将要求的板材形状稍稍放大，以补偿弹性回复。最优选地，在例如约 250°F 的低温下的第三个时效阶段在时效成型之后进行。在时效成型处理之前或者之后，可以例如通过对板材进行斜削，使与机身较接近的部分比较厚，与机梢最接近的部分比较薄，从而加工出板材部件。如果要求，也可以在时效成型之前或者之后，实施附加的机加工或其它成型操作。与目前大量使用的较薄板材型材相比，高运载能力的飞机可能要求更厚的板材和更高的成型量。

制造出各种形式的本发明合金产品，即：厚板材（图 12）和锻件（图 13），并且对这些产品进行时效处理，由这些产品上取下适当尺寸的试样并且采用已知的开孔疲劳寿命试验步骤实施疲劳寿命（S/N）试验。各产品形式的精确组成如下：

产品	Zn(wt.%)	Mg(wt.%)	Cu(wt.%)	Zr(wt.%)	Fe(wt.%)	Si(wt.%)
板材 D, F 和 G 以及锻件 D	7.25	1.45	1.54	0.11	0.03	0.007
板材 E 和锻件 E	7.63	1.42	1.62	0.11	0.04	0.007

对于所述开孔疲劳寿命评价试验，在 L-T 方向，板材和锻造产品形式的具体试验参数包括： K_t 值为 2.3，频率为 30Hz，R 值=0.1，相对湿度（RH）大于 90%。然后，将板材试验结果绘制在附图 12 中；锻造结果绘于附图 13 中。对板材和锻造产品形式均试验了几种产品厚度（4，6 和 8 英寸）。

现在参照图 12，通过两套 6 英寸厚的板材数据（前面的合金 D 和 E）绘制出平均 S/N 性能曲线（实线）。然后，在上述 6 英寸“平均”性能曲线周围绘制出 95% 置信度带（上、下点划线）。由所述数据绘制出一套数据点，这些点代表普遍外推的开孔疲劳寿命（S/N）的最小值。这些精确绘制的的数据点是：

最大施加应力 (ksi)	发生失效的最小循环次数
47.0	6,000
42.3	10,000
32.4	30,000
25.1	100,000
21.8	300,000
19.5	1,000,000

然后，在图 12 上绘制出实线 (A-A)，以便将表 12 中的上述普遍外推的 S/N 最小值连接起来。以这些优选 S/N 最小值为背景，叠加上喷气机制造者规定的 7040/7050-T7451 板材 (3-8.7 英寸厚) 和 7010/7050-T7451 板材 (2-8 英寸厚) 的 S/N 值曲线。线 A-A 表明：本发明的疲劳寿命 (S/N) 比已知的商用飞机的 7XXX 合金明显改善，即使后者已知合金的对比数据取自不同 (T-L) 方向。

从各种尺寸 (即：4 英寸，6 英寸和 8 英寸) 的锻件的开孔疲劳寿命 (S/N) 数据，采用数学方法绘制出代表 6 英寸厚的对照合金 E 和 8 英寸的厚的对照合金 D 的锻件平均值的点划线。注意：在这些试验期间，试验的几个试样未断裂；在图 13 的右侧用圆圈将它们划归一组。之后，绘制出一套数据点，这些点代表普遍外推的开孔疲劳寿命 (S/N) 的最小值。这些精确绘制的数据点是：

最大施加应力 (ksi)	发生失效的最小循环次数
42.0	8,000
39.4	10,000
30.8	30,000
25.1	100,000
21.8	300,000
19.2	1,000,000

然后，在图 13 上绘制出实线 (B-B)，以便将表 13 中的上述普遍外推的 S/N 锻件最小值连接起来。

图 14 中，绘制出了根据本发明制造的板材 (4 和 6 英寸厚，L-T 和 T-L 方向) 和锻造产品 (6 英寸，只有 L-T 方向) 的疲劳裂纹扩展 (FCG) 速度曲线。所试验的实际组成在前面的表 11 中列出。根据前述 FCG 步骤进行的这些试验使用的参数包括：频率=25Hz，R 值=0.1，相对湿度 (RH) 大于 95%。由代表各种产品形式和厚度的各个曲线绘制出一套数据点，这些点代表本发明的普遍外推的 FCG 最大值。这些精确的数据点是：

K (ksiin)	da/dN 最大值 (英寸/循环)
10	0.000025
15	0.000047
20	0.00009
25	0.0002
30	0.0005
34	0.0014

绘制出本发明的厚板材和锻件的普遍外推的 FCG 最大值，实心曲线 (C-C)，以此为背景，叠加上喷气机制造者规定的 7040/7050-T7451 板材 (3-8.7 英寸厚) 的 FCG 值，所述值取自 L-T 和 T-L 方向。

还对本发明的板材产品形式进行了钻孔裂纹萌生试验，包括在试样中钻削一个预设孔 (直径小于 1 英寸)，在所钻的孔中嵌入一个开缝套管，然后，将一个可变的尺寸的过大的心轴拉过所述套管和预钻孔。在这种试验条件下，本发明的 6 英寸和 8 英寸厚的板材产品在钻孔处未萌生任何裂纹，表现出非常好的性能。

虽然已对目前的优选实施方案进行了介绍，但是，应该了解：本发明另外还包括在附后的权利要求范围内。

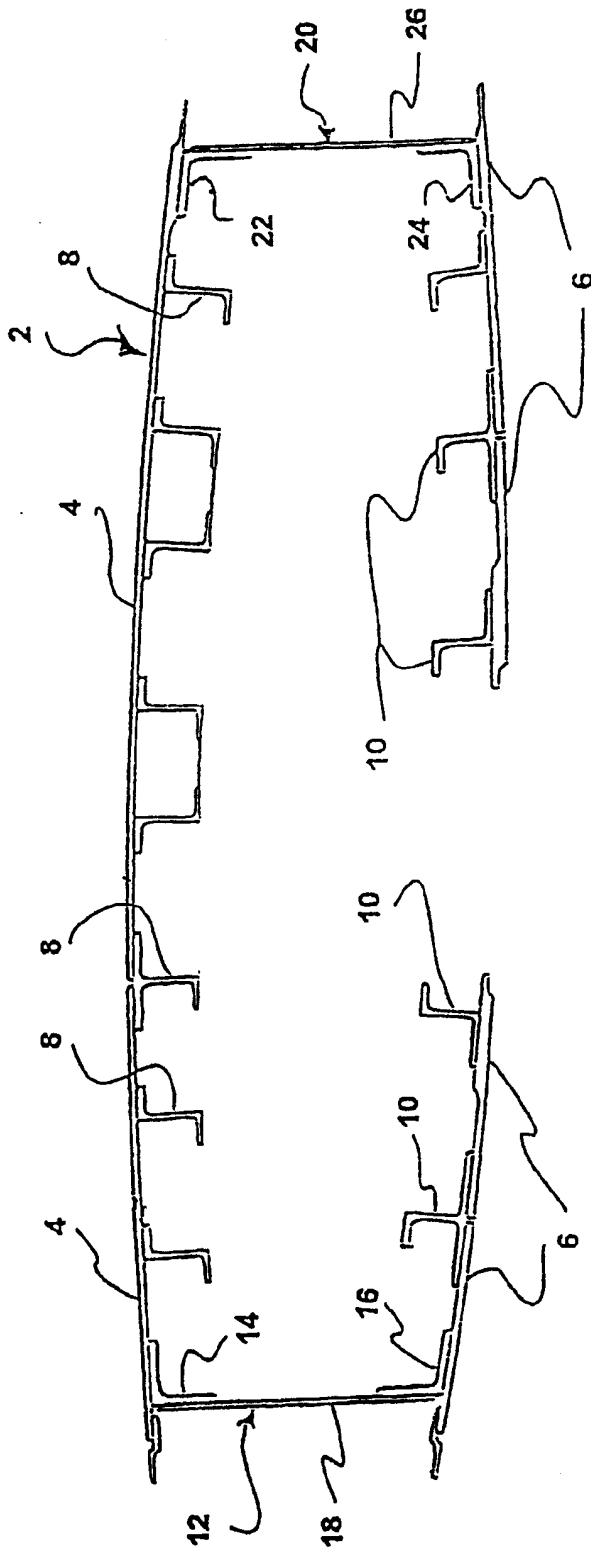


图1.传统飞机翼翼箱

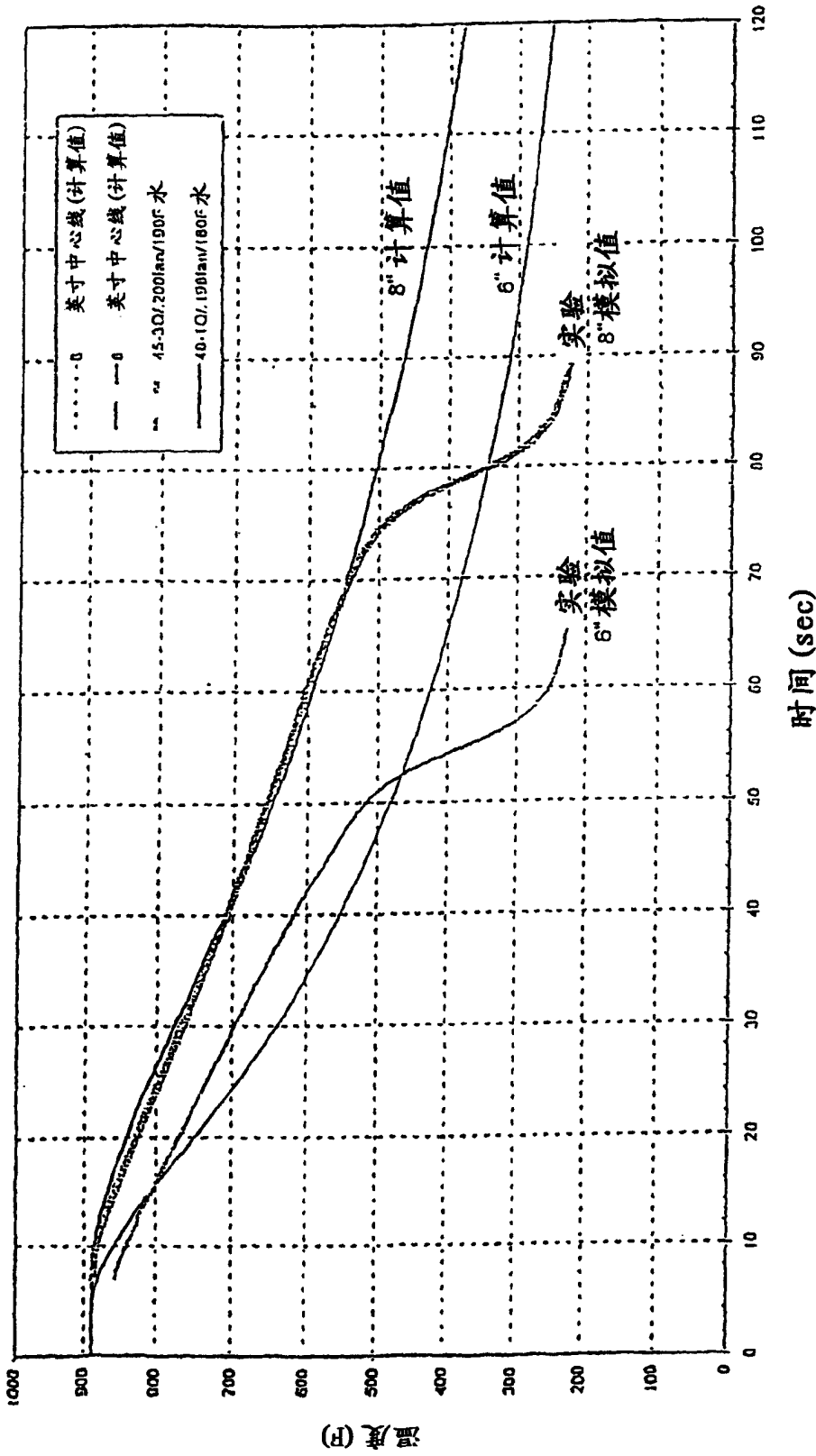


图2. 模拟6和8英寸板材冷却的两种缓慢淬火条件的冷却曲线

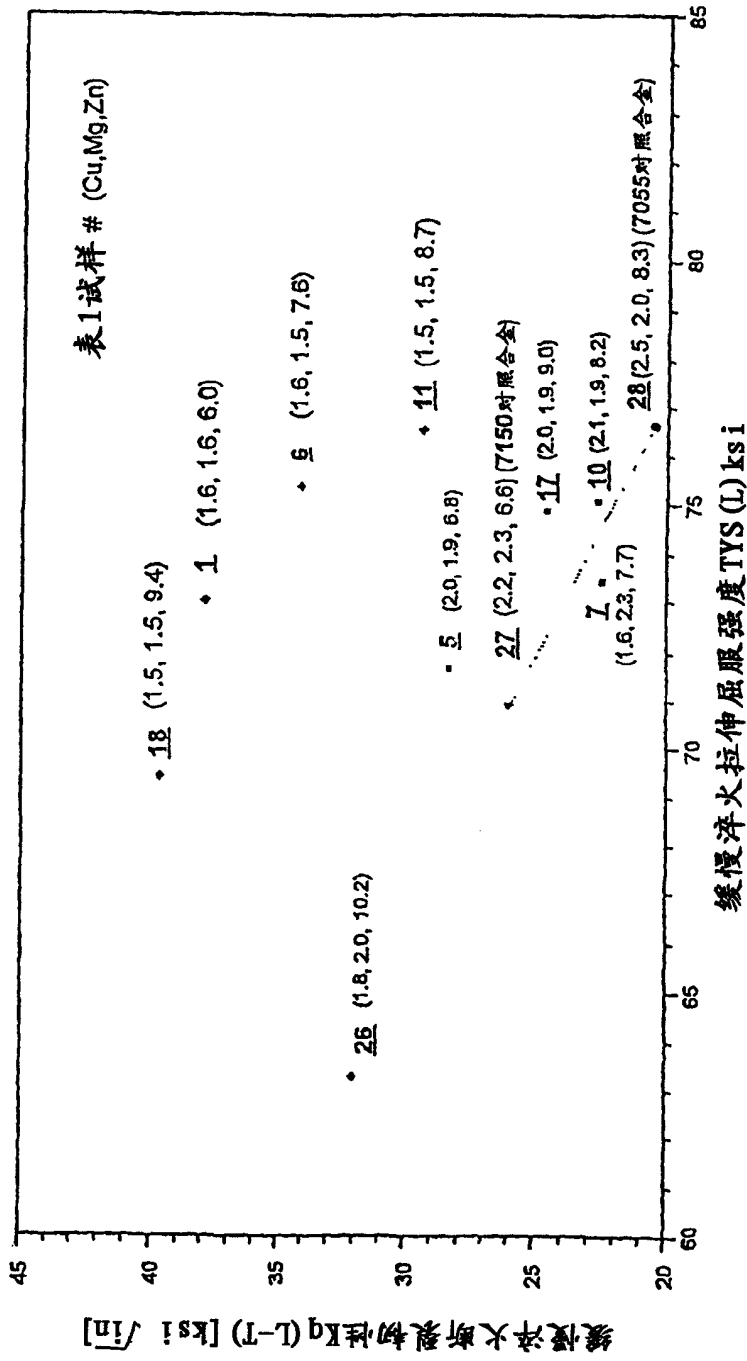


图3 . 采用T74/T76回火模式缓慢淬火 (~6"板材) 时的TYS (L) 与 Kq (L-T) 关系图, 其同时具有"BB"级或更好的耐剥蚀性 (EXCO)

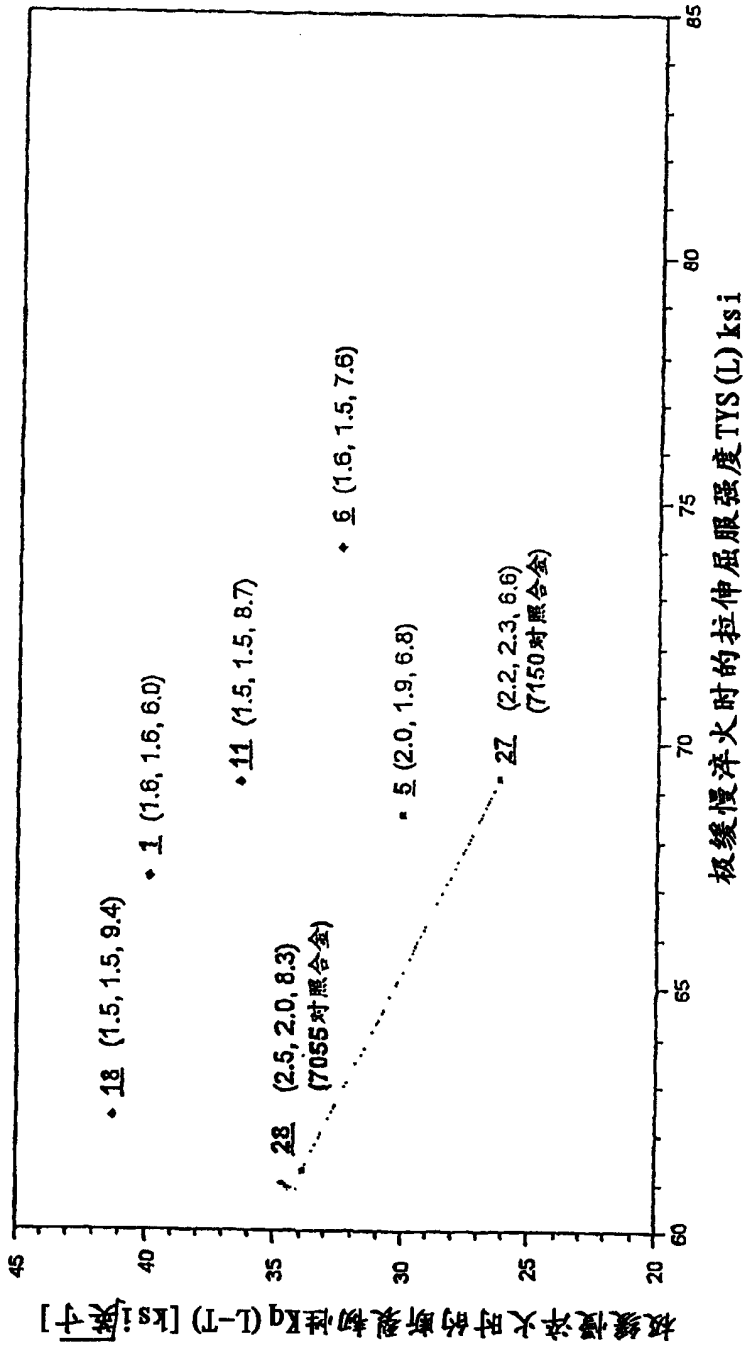


图4. 采用T74/T76回火模式极缓慢淬火 (~8"板材) 时的TYS (L) 与 Kq (L-T) 关系图, 其同时具有"EB"级或更高的耐剥蚀性 (EXCO)

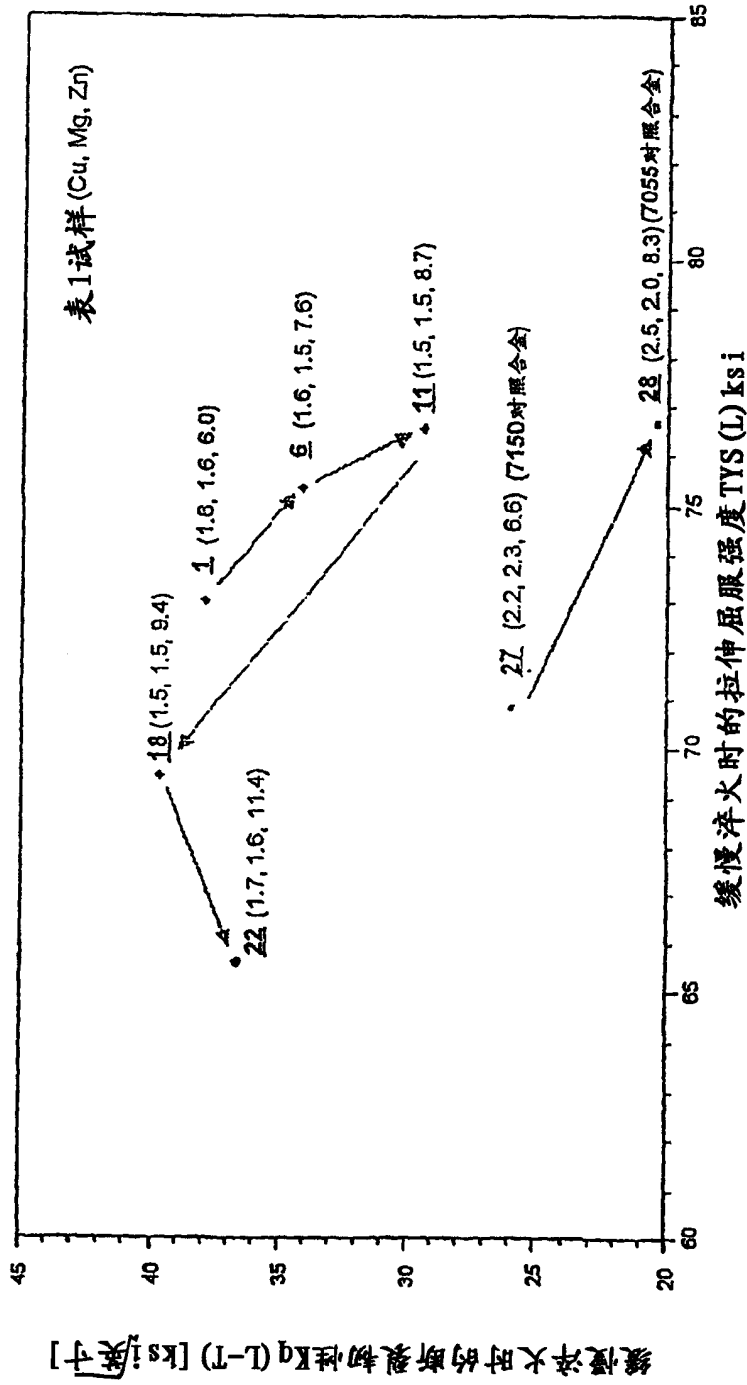


图5. 在缓慢淬火 (~6") 7xxx-T74/T76挤压棒材的TYS与韧性关系图上, 组成对相对淬火敏感性趋势的影响

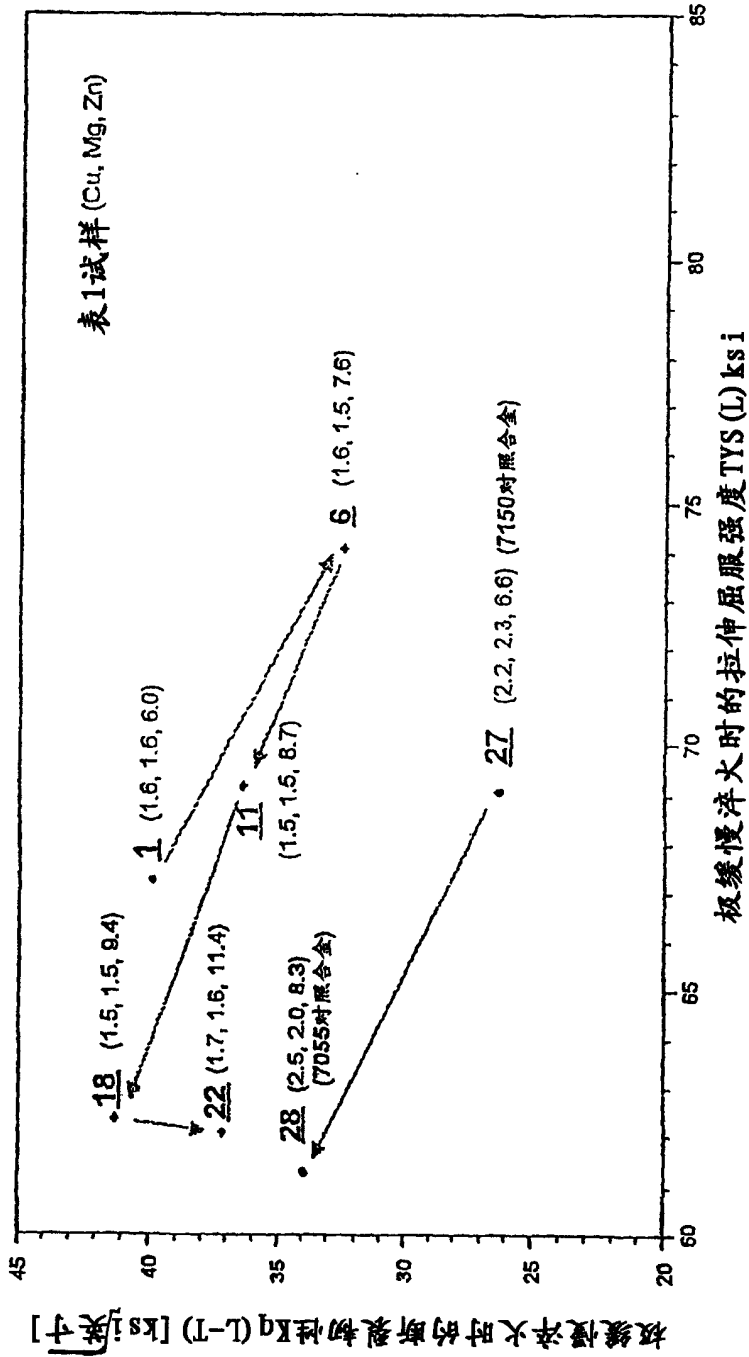


图6. 在极缓慢淬火 (~8") 7xxx-T74/T76挤压棒材的TYS与韧性关系图上, 组成对相对淬火敏感性趋势的影响

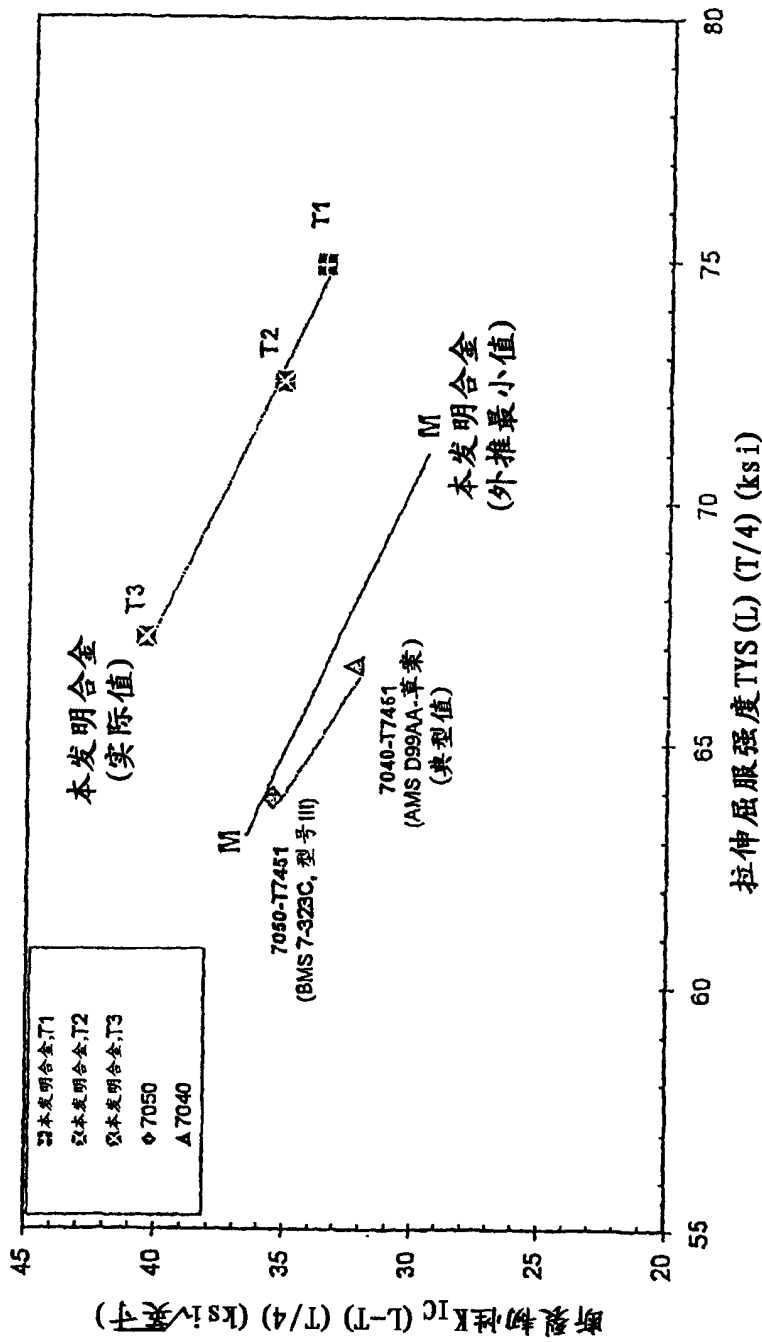


图7. 工厂制造的本发明合金T7X51的6"板材(3次时效), 以及7050和7040的TYS(L)-K_{IC}(L-T)关系图

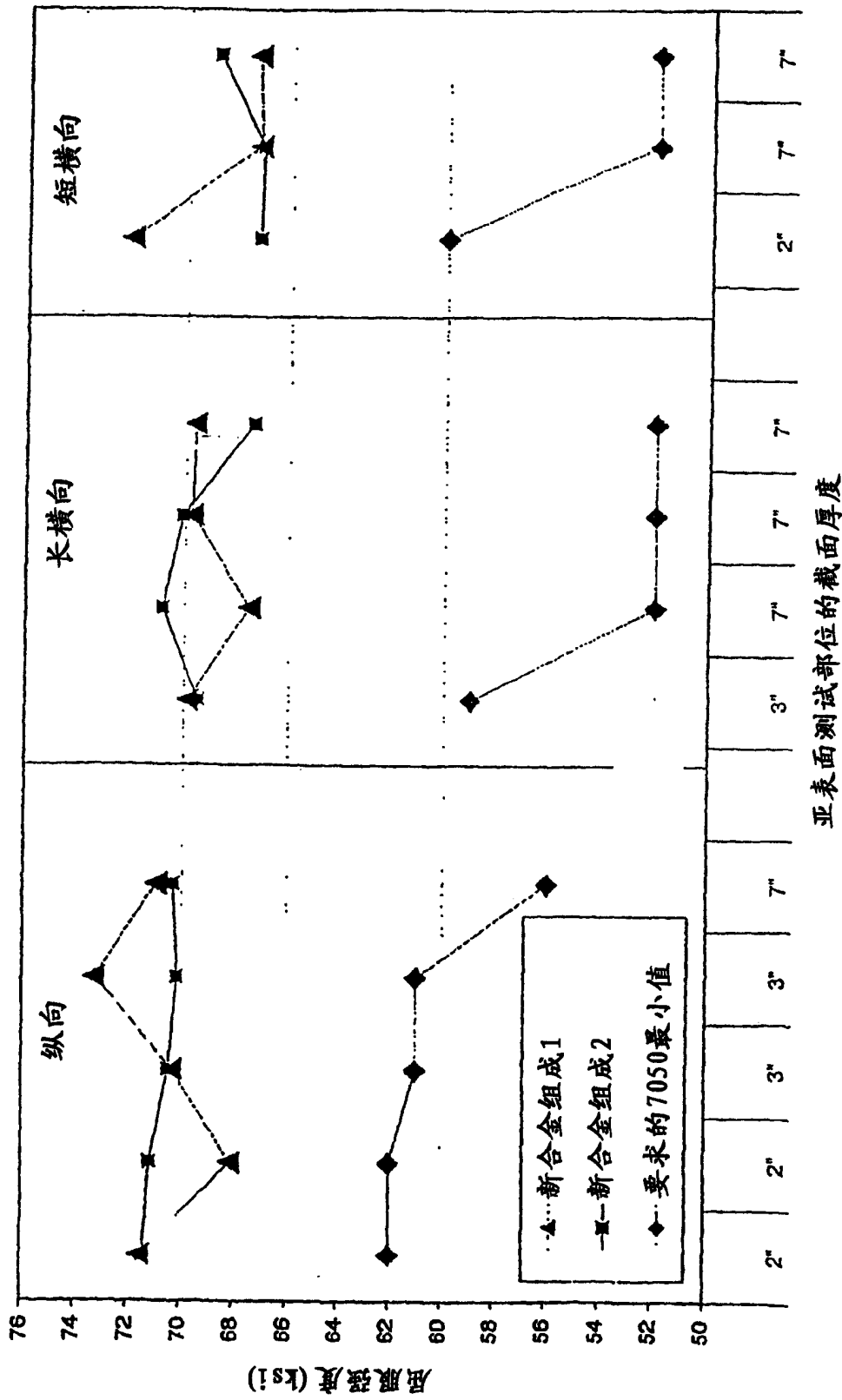


图8. 与7050锻件的性能趋势不同, 本发明合金模锻件的屈服强度对截面厚度不敏感

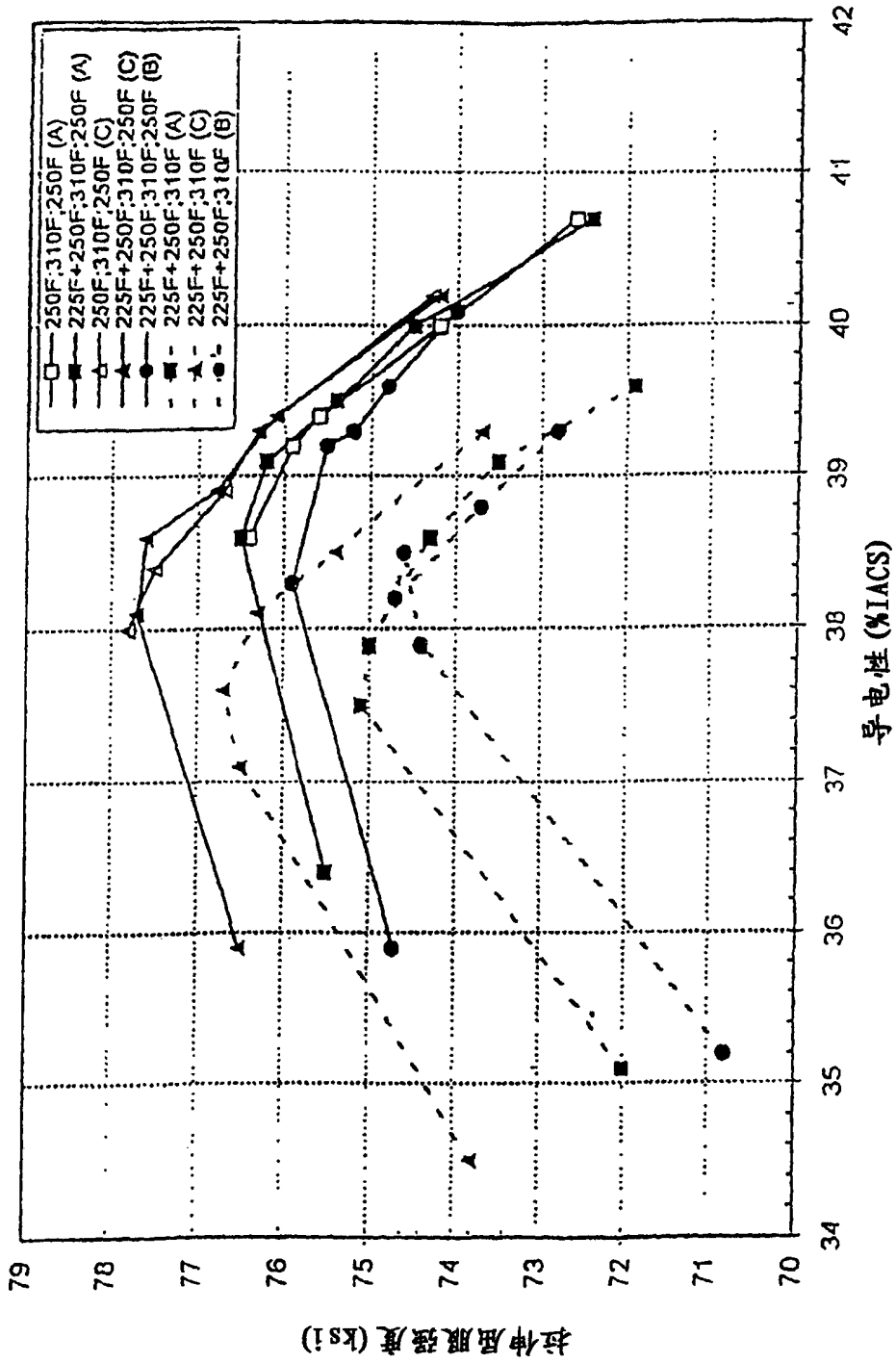


图9. 采用2阶段或3阶段时效(第二阶段时效温度为310 F)的6英寸厚
本发明铝合金板材A, B和C的拉伸屈服强度与导电性

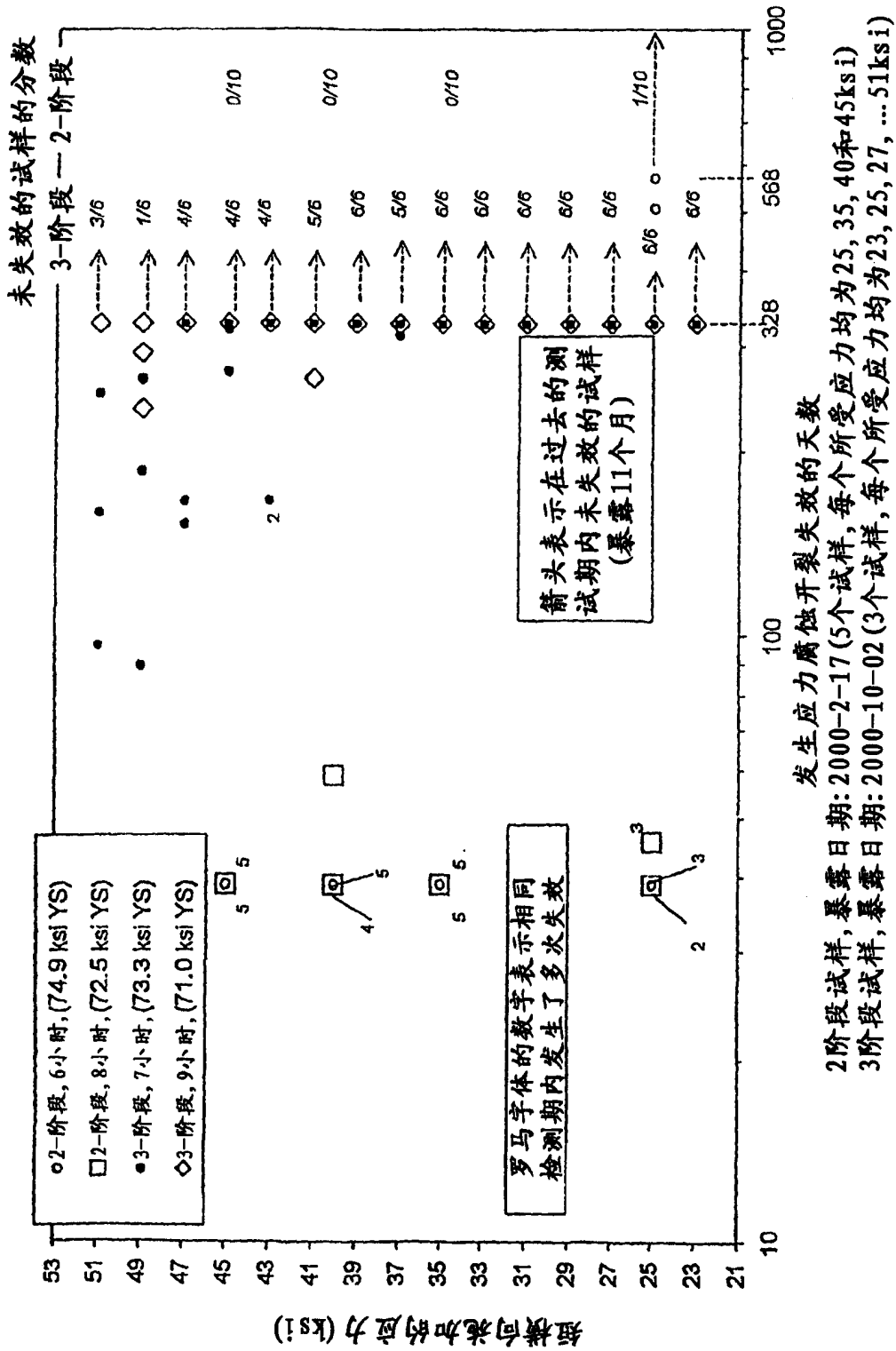


图10. 本发明合金A (2阶段和3阶段时效工艺的) 的短横向海蚀开裂性能的比较

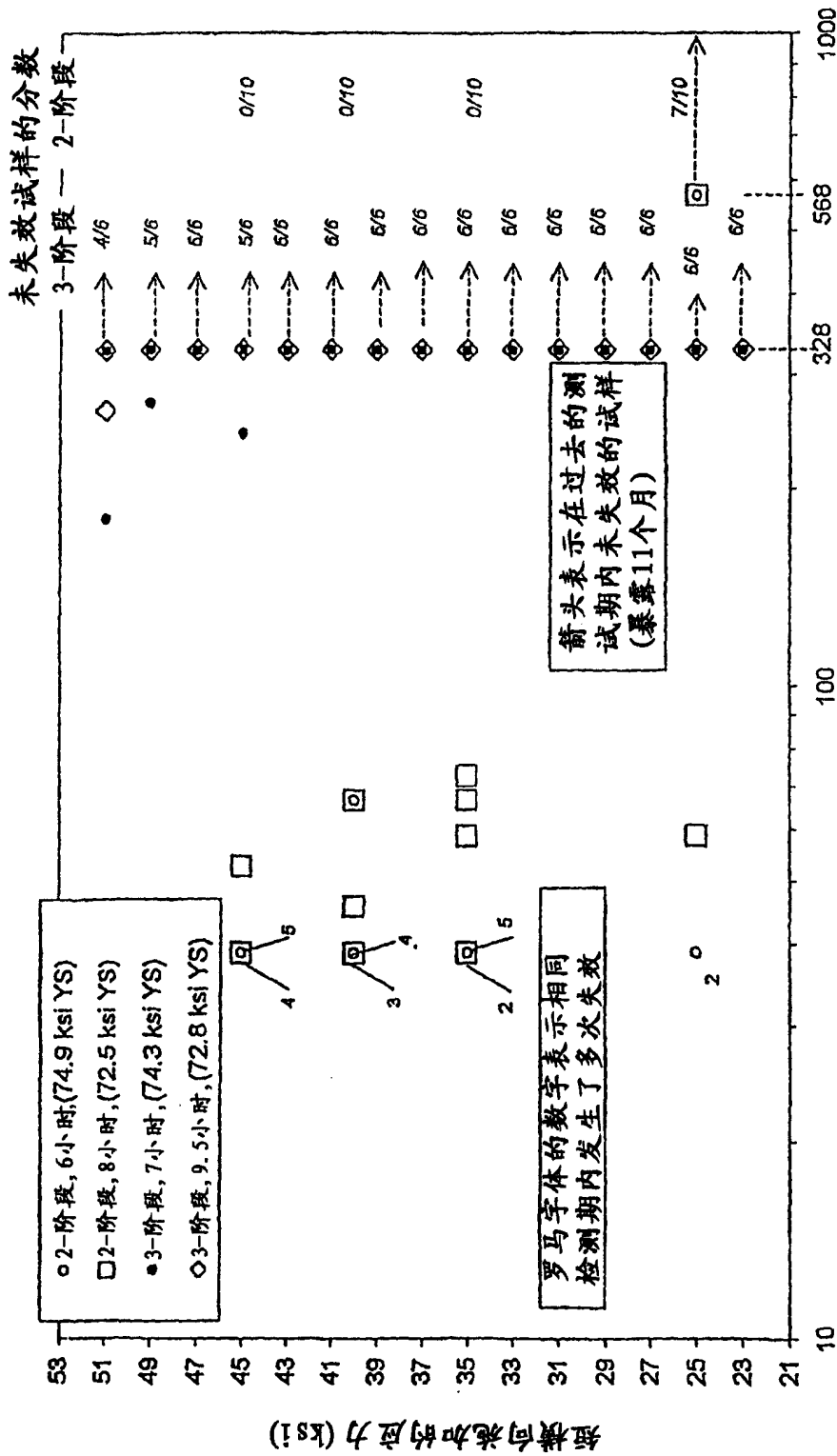


图11. 本发明合金B采用2阶段和3阶段时效工艺的短横向海蚀应力腐蚀开裂性能的比较

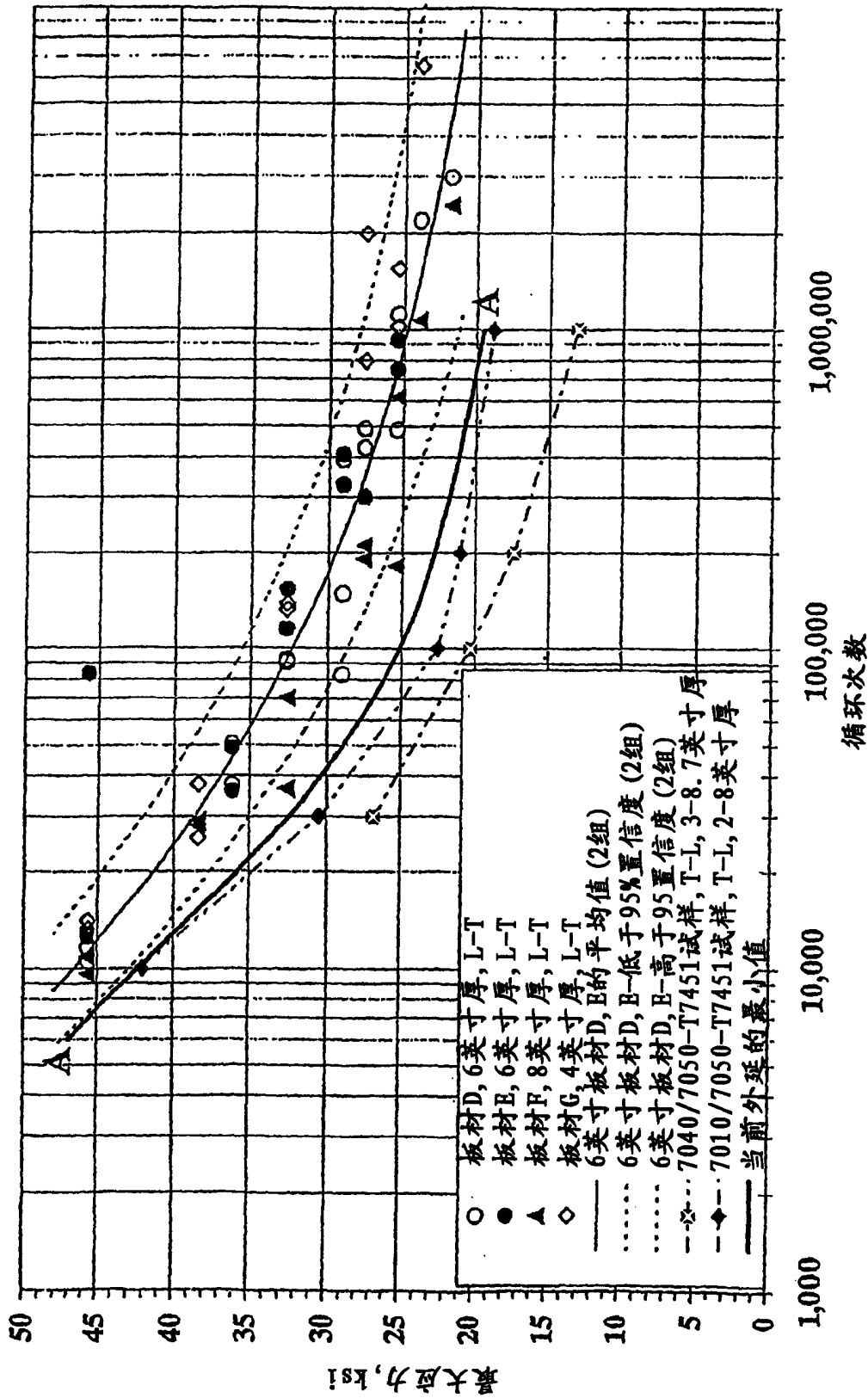


图12 . 本发明合金板材L-T方向的开孔S/N疲劳性能, 其中
 $Kt=2.3$, $R=0.1$, $Freq. = 30Hz$, $RH > 90\%$

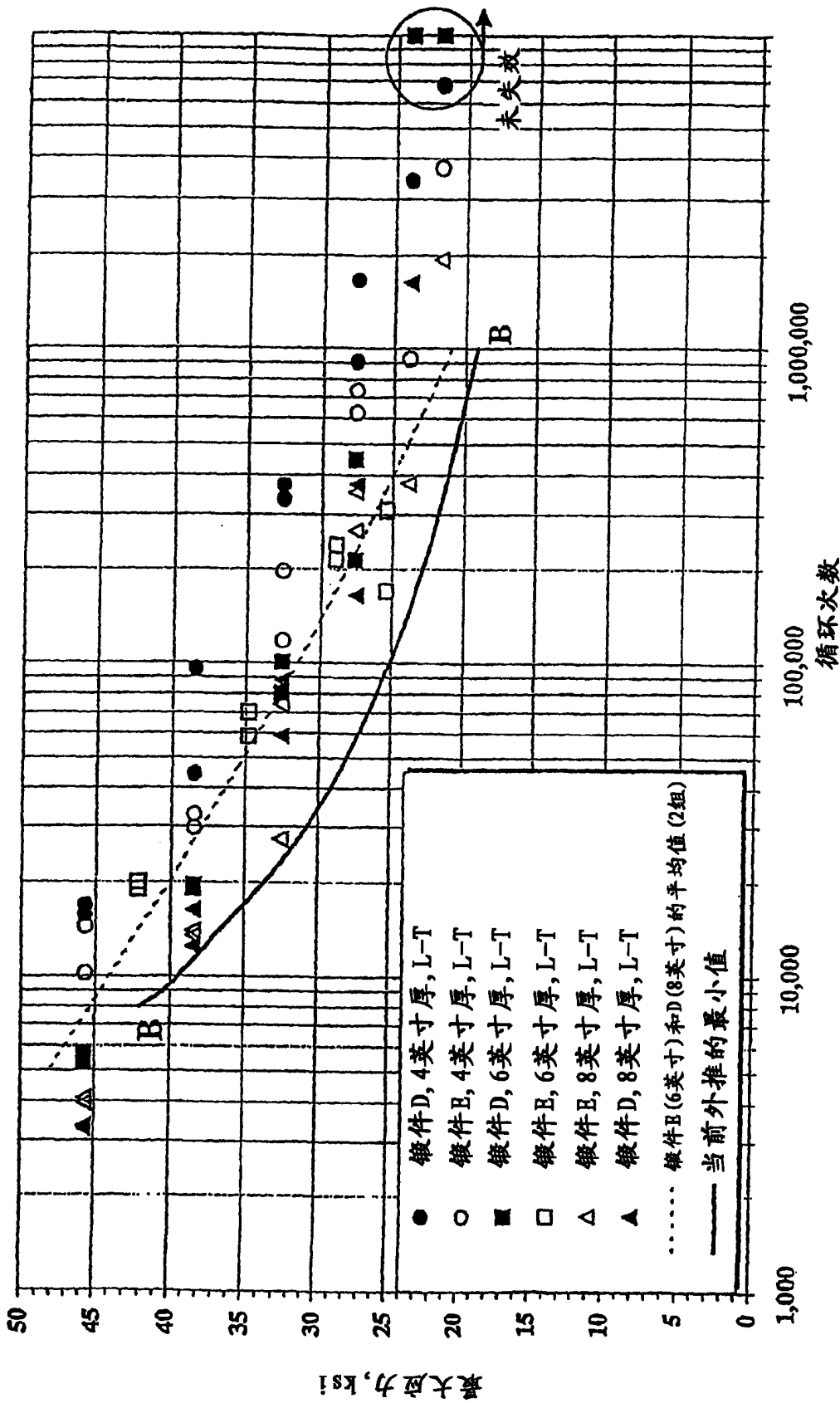


图13. 本发明合金锻件L-T方向的开孔S/N疲劳性能, 其中, $K_t=2.3$, $R=0.1$, $Freq.=30Hz$, $RH > 90\%$

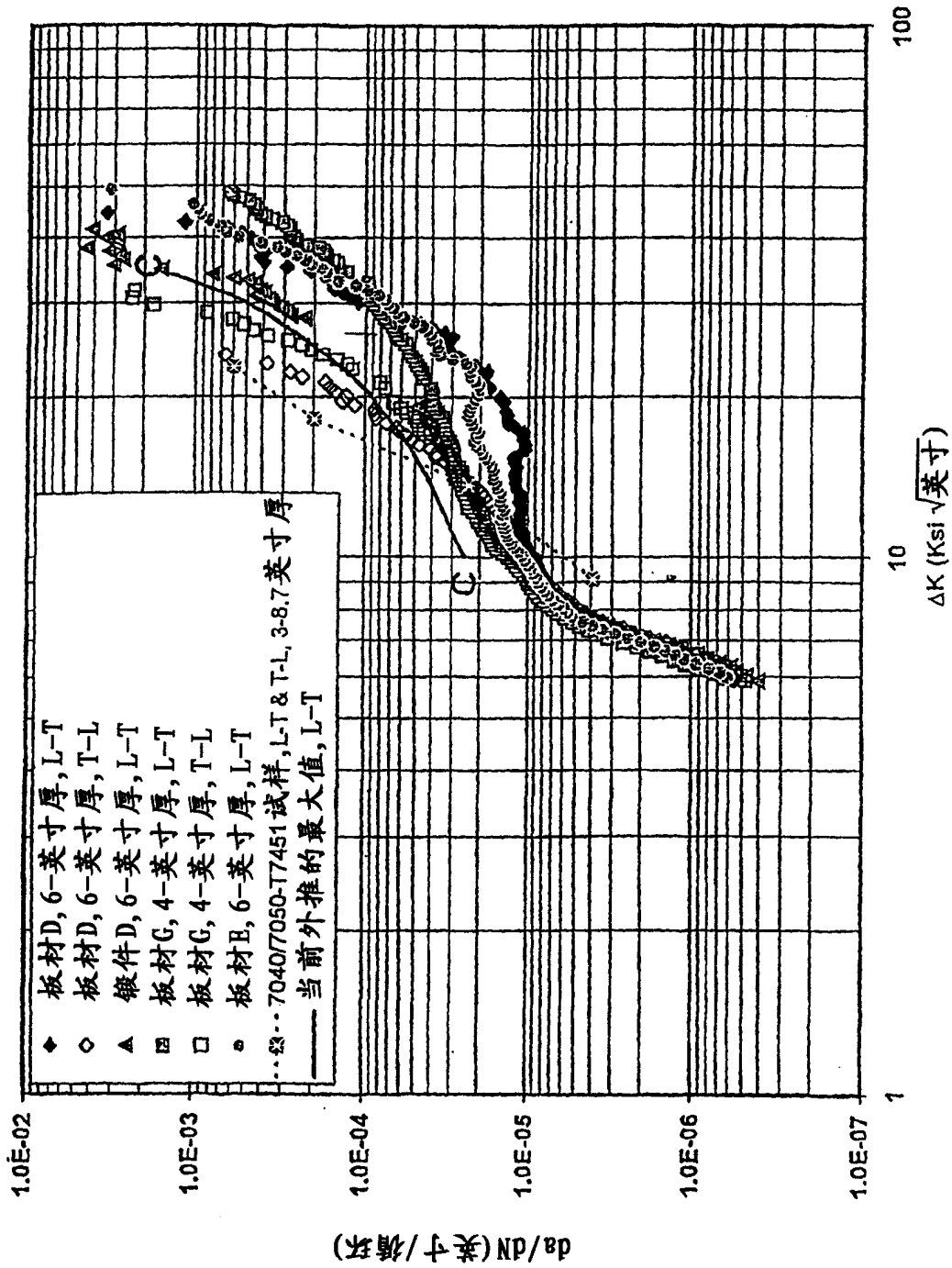


图14. 本发明合金板材和锻件的疲劳裂纹扩展 (FCG) 速率曲线, 其中, R=0.1, 频率=25Hz, 气氛 > 95%RH