



(10)授权公告号 CN 105063522 B

(45)授权公告日 2018.09.28

约翰·M·纽曼

拉尔夫·R·索泰尔 J·C·林

(74)专利代理机构 北京市联德律师事务所
11361

代理人 刘永全

(51) Int.Cl.

C22F 1/043(2006.01)

C22F 1/047(2006.01)

C22F 1/05(2006.01)

审查员 刘肖

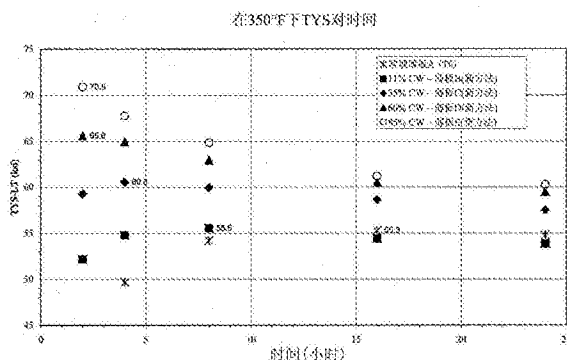
201180043288.5 2011.09.08

(72)发明人 雷杰夫·G·卡迈特

权利要求书3页 说明书29页 附图54页

改进的6XXX铝合金及其生产方法

本发明公开了新6xxx铝合金体及其生产方法。所述新6xxx铝合金体可以通过制备用于固溶后冷加工的铝合金体、冷加工至少25%和随后热处理生产。所述新6xxx铝合金体可以实现改进的强度和其他性能。



1. 一种由铝合金薄板产品制成的汽车覆盖面板或裸车部件,其中所述铝合金薄板产品包含0.1-2.0wt.%的硅和0.1-3.0wt.%的镁,其中,所述硅和所述镁的至少之一是除铝之外在所述铝合金薄板产品中占优的合金元素,其中,所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的,并且其中,所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少58ksi的长横向拉伸屈服强度和至少8%的长横向延伸率。

2. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品是至少75%未再结晶的。

3. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品是至少90%未再结晶的。

4. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含以下至少之一:

(A) 至少1.1wt.%的Mg;和

(B) 0.35至2.0wt.%的Cu;和

(C) 0.35至2.0wt.%的Zn。

5. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含以下至少之一:

0.35至2.0wt.%的Cu;和

0.35至2.0wt.%的Zn。

6. 根据权利要求5所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含0.5-1.5wt.%的Cu。

7. 根据权利要求5所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含0.5-1.5wt.%的Zn。

8. 根据权利要求5所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含0.5-1.5wt.%的Cu和0.5-1.5wt.%的Zn。

9. 根据权利要求5-8中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含至少1.1wt.%的Mg。

10. 根据权利要求4所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含至少1.1wt.%的Mg。

11. 根据权利要求10所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品包含0.01-0.34wt.%的Cu和少于0.35wt.%的Zn。

12. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品获得至少3.0的最大标准化R-值。

13. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品获得至少4.0的最大标准化R-值。

14. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品获得至少5.0的最大标准化R-值。

15. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的,并且其中,所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少58ksi的长横向拉伸屈服强度和至少10%的长横向延伸率。

16. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少58ksi的长横向拉伸屈服强度和至少12%的长横向延伸率。

17. 根据权利要求1所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少58ksi的长横向拉伸屈服强度和至少14%的长横向延伸率。

18. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少59ksi的长横向拉伸屈服强度。

19. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少60ksi的长横向拉伸屈服强度。

20. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少61ksi的长横向拉伸屈服强度。

21. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少62ksi的长横向拉伸屈服强度。

22. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少63ksi的长横向拉伸屈服强度。

23. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少64ksi的长横向拉伸屈服强度。

24. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少65ksi的长横向拉伸屈服强度。

25. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少66ksi的长横向拉伸屈服强度。

26. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少67ksi的长横向拉伸屈服强度。

27. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少68ksi的长横向拉伸屈服强度。

28. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件, 其中, 所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的, 并且其中, 所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少69ksi的长横向拉伸屈服强度。

29. 根据权利要求15-17中任一项所述的汽车覆盖面板或裸车部件,其中,所述铝合金薄板产品是未再结晶占优的,并且其中,所述汽车覆盖面板或裸车部件获得至少70ksi的长横向拉伸屈服强度。

改进的6XXX铝合金及其生产方法

[0001] 本申请是申请日为2011年9月8日、申请号为201180043288.5、发明名称为“改进的6XXX铝合金及其生产方法”的发明专利申请的分案申请。

[0002] 相关申请的交叉参考

[0003] 本专利申请要求2010年9月8日提交的美国临时专利申请No.61/381,040、2010年10月8日提交的美国临时专利申请No.61/391,461、2010年12月20日提交的美国临时专利申请No.61/425,024和2011年1月28日提交的美国临时专利申请No.61/437,515中的每一份的优先权。上述专利申请的每一份的全部内容均通过引用结合在本文中。

[0004] 本专利申请也与2011年9月8日提交的名称为“改进的2XXX铝合金及其生产方法”的PCT专利申请No.PCT/US2011/050876、2011年9月8日提交的名称为“改进的7XXX铝合金及其生产方法”的PCT专利申请No.PCT/US2011/050868和2011年9月8日提交的名称为改进的铝锂合金及其生产方法的PCT专利申请No.PCT/US2011/050884有关。

背景技术

[0005] 铝合金在多种应用中是有用的。然而,改进铝合金的一种性能而不损害另一种性能是难以实现的。例如,在不降低合金的韧性的情况下增加合金的强度是困难的。铝合金的令人感兴趣的其他性能包括耐蚀性和抗疲劳裂纹扩展速率,仅举两个例子。

发明内容

[0006] 大体上讲,本专利申请涉及改进的锻造、可热处理的铝合金及其生产方法。具体地,本专利申请涉及改进的锻造6xxx铝合金产品及其生产方法。通常,6xxx铝合金产品由于例如固溶后冷加工和冷加工后热处理等获得改进的综合性能,如下文进一步详细地描述。

[0007] 6xxx铝合金是含有硅和镁的铝合金,其中硅和镁的至少之一为除铝之外在铝合金体中占优的合金元素。出于本申请的目的,6xxx铝合金是具有0.1-2.0wt.%的硅和0.1-0.3wt.%的镁的铝合金,其中,硅和镁的至少之一为除铝之外在铝合金体中占优的合金元素。

[0008] 图1示出了用于生产轧制形式的6xxx铝合金产品的常规方法。在这种常规方法中,6xxx铝合金体(10)被铸造,此后将该铝合金体均匀化(11)并随后热轧至中等厚度(12)。接着,将6xxx铝合金体冷轧(13)至最终厚度,此后对其进行固溶热处理并淬火(14)。“固溶热处理和淬火”等等在本文中通称作“固溶”,意指将铝合金体加热到合适的温度,通常在溶线温度以上,在该温度保持足够长的时间以允许可溶性元素进入到固溶体中,并且足够快速地冷却以将所述元素保持在固溶体中。可以通过足够快速的冷却限制溶质原子沉积为粗糙的、不相干的粒子的方式,将在高温形成的固溶体保持在过饱和态。在固溶后(14),可以任选地将6xxx铝合金体少量(例如,1-5%)拉伸(15)以实现平整,进行热处理(16)以及任选地经过最后的处理操作(17)。图1与用于生产T6状态的铝合金的工艺路径一致(T6状态在本申请的下文中定义)。

[0009] 图2示出了一个用于生产新6xxx铝合金产品的新方法的实施方案。在这种新方法

中,制备6xxx铝合金体(100)用于固溶后冷加工,此后对该铝合金体进行冷加工(200),并且随后进行热处理(300)。该新方法也可以包括任选的最终处理(400),如下文进一步详细地描述。“固溶后冷加工”等等意指铝合金体在固溶后的冷加工。应用至6xxx铝合金体的固溶后冷加工的量通常是至少25%,例如大于50%的冷加工。通过第一固溶处理,和随后至少25%的冷加工,和随后将6xxx铝合金体适当地热处理,6xxx铝合金体可以实现改进的性能,如下文进一步详细地描述。例如,相对于T6状态的常规铝合金产品,可以获得5-25%或更高的强度增加,并且在将这些常规铝合金产品加工成T6状态所需要的时间的一部分内(例如,比T6状态加工的合金快10%-90%)获得这种强度增加。新6xxx铝合金体也可以获得良好的延展性,通常获得高于4%的延伸率,例如6-15%或更高的延伸率。也可以保持和/或改进其他性能(例如,断裂韧性、耐蚀性、抗疲劳裂纹扩展性、外观)。

[0010] A. 制备用于固溶后冷加工

[0011] 如图2中所示,这种新方法包括制备用于固溶后冷加工(100)的铝合金体。可以以多种方式制备用于固溶后冷加工(100)的铝合金体,包括使用常规的半连铸法(例如,铸锭的直冷铸造)和连铸法(例如,双辊连铸)。如图3中所示,制备步骤(100)通常包括将铝合金体设置成适合冷加工的形式(120),并对该铝合金体进行固溶处理(140)。设置步骤(120)和固溶步骤(140)可以依次出现或伴随彼此出现。多种制备步骤(100)的一些非限制性实例在图4至图8中示出,这在下文中进一步详细地描述。制备用于固溶后冷加工(100)的铝合金体的其他方法对于本领域技术人员来说是熟知的,而且尽管本文中并没有明确地描述,这些其他方法也在本发明的制备步骤(100)的范围。

[0012] 在一种方案中,制备步骤(100)包括半连铸法。在一个实施例中,并参照图4,所述设置步骤(120)包括铸造铝合金体(122)(例如,以铸锭或坯锭的形式),将铝合金体均匀化(124),热加工铝合金体(126)和任选地冷加工铝合金体(128)。在设置步骤(120)之后,完成固溶处理步骤(140)。尽管铝合金体在铸造后(120)将不以铸锭/坯锭的形式,但可以使用连铸操作完成类似步骤。

[0013] 在另一个实施例中,并参照图5,制备步骤(100)包括铸造铝合金体(122),将该铝合金体均匀化(124)并热加工该铝合金体(126)。在本实施例中,可以完成热加工步骤(126)以将可溶性元素置于固溶体中,此后将该铝合金体淬火(未示出),从而导致固溶处理步骤(140)。这是设置步骤(120)和固溶处理步骤(140)伴随彼此完成的一个实施例。本实施例可适用于模压淬火的产品(例如,型材)和热轧后被淬火的热轧产品等等。

[0014] 在另一个方案中,制备步骤(100)包括连铸法,如带式连铸、杆材浇铸、双辊连铸、双带式连铸(例如,黑兹利特(Hazelett)铸造)、牵引铸造(drag casting)和块铸等等。制备步骤(100)的一个实施方案使用图6所示的连铸法。在这个实施例中,在大约相同的时间(即彼此伴随地)铸造并固溶铝合金体(142)。铸造将铝合金体设置成足以冷加工的形式。当铸造期间的固化速率足够迅速时,铝合金体也被固溶。在这个实施例中,铸造/固溶处理步骤(142)可以包括在铸造后将铝合金体淬火(未显示)。本实施例可适用于双辊连铸法以及其他铸造法。能够完成图6的方法的一些双辊连铸法在美国专利No.7,182,825和美国专利No.6,672,368中被描述。

[0015] 在另一个实施例中,并参照图7,制备步骤(100)包括铸造铝合金体(122),以及在铸造步骤(122)后,再将铝合金体固溶处理(140)。在这个实施例中,设置步骤(120)包括铸

造(122)。本实施例适用于双辊连铸法以及其他铸造法。

[0016] 在另一个实施例中,并参照图8,制备步骤(100)包括铸造铝合金体(122),热加工铝合金体(126),和任选地冷加工铝合金体(128)。在这个实施例中,设置步骤(120)包括铸造步骤(122)、热加工步骤(126)和任选的冷加工(128)步骤。在设置步骤(120)之后,完成固溶处理步骤(140)。本实施例可适用于连铸法。

[0017] 图2至图8中所示的许多步骤可以以批量方式或连续方式完成。在一个实例中,冷加工步骤(200)和热处理步骤(300)被连续地完成。在这个实例中,被固溶的铝合金体可以在环境条件下进入冷加工操作。鉴于本文所述的新方法可获得相对短的热处理时间,可以在冷加工后(例如,直列式)将冷加工的铝合金立即进行热处理(300)。可以想到,这类热处理可以在邻近冷加工装置的出口处发生,或者在与冷加工装置连接的单独的加热装置中发生。这可以提高生产率。

[0018] 如上所述,制备步骤(100)通常包括铝合金体的固溶。如上所述,“固溶”包括铝合金体的淬火(未示出),所述淬火可以借助液体(例如,借助水溶液或有机溶液)、气体(例如,冷却空气)或甚至固体(例如,铝合金体一个或更多侧面上冷却的固体)完成。在一个实施例中,淬火步骤包括使铝合金体与液体或气体接触。在这些实施方案的一些中,淬火在不存在铝合金体的热加工和/或冷加工的情况下发生。例如,淬火可以在不存在铝合金体的变形的情况下通过浸没、喷雾和/或喷射干燥等等技术发生。

[0019] 本领域技术人员认识到可以使用其他制备步骤(100)制备用于固溶后冷加工的铝合金体(例如,粉末冶金方法),并且认识到这类其他制备步骤落在制备步骤(100)的范围内,只要它们将铝合金体设置成适合冷加工的形式(120)并将该铝合金体固溶(140),并且无论这些设置步骤(120)和固溶处理步骤(140)是否伴随发生(例如,同时地)或依次发生,并且无论设置步骤(120)是否在固溶处理步骤(140)之前发生,或反之亦然。

[0020] B.冷加工

[0021] 再次参照图2,并且如上所述,这种新方法包括冷加工(200)大量铝合金体。“冷加工”等等意指在至少一个方向和低于热加工温度的温度使铝合金体变形(例如,不高于400°F)。可以通过轧制、挤压、锻造、牵拉、变薄拉伸(ironing)、旋压、滚压成型的一种或多种及其组合以及其他类型的冷加工方法进行冷加工。这些冷加工方法至少可以部分地有助于生产各种6xxx铝合金产品(参见下文产品应用)。

[0022] i.冷轧

[0023] 在一个实施例中,并参照图9,冷加工步骤(200)包括冷轧步骤(220)(并且在一些包括冷轧步骤(220)的实例中,通过任选的拉伸或矫直以实现平整(240))。在这个实施例中,并且如上所述,冷轧步骤(220)在固溶处理步骤(140)之后完成。冷轧步骤(220)是一种通常借助由辊子施加的压力使铝合金体厚度减小,并且铝合金体在低于热轧(124)所用的温度(例如,不高于400°F)进入轧制设备的制造技术。在一个实施例中,铝合金体在环境条件下进入轧制设备,即,在本实施例中冷轧步骤(220)在环境条件下开始。

[0024] 冷轧步骤(220)将6xxx铝合金体的厚度减少至少25%。冷轧步骤(220)可以在一个或多个轧制道次中完成。在一个实施例中,冷轧步骤(220)将铝合金体从中等厚度轧制到最终厚度。冷轧步骤(220)可以生产薄板、板材或箔产品。箔产品是具有小于0.006英寸的厚度的轧制产品。薄板产品是具有0.006英寸至0.249英寸的厚度的轧制产品。板材产品是具有

0.250英寸或更大的厚度的轧制产品。

[0025] “冷轧XX%”等等意指XX_{CR}%,其中XX_{CR}%是通过冷轧将铝合金体从第一厚度T₁减少到第一厚度T₂时所实现的厚度减少量,其中T₁是冷轧步骤(200)前(例如,在固溶后)的厚度,T₂是冷轧步骤(200)后的厚度。换句话说,XX_{CR}%等于:

[0026] $XX_{CR}\% = (1 - T_2/T_1) * 100\%$

[0027] 例如,当铝合金体从第一厚度(T₁) 15.0mm减少到第二厚度(T₂) 3.0mm时,XX_{CR}%是80%。短语如“冷轧(cold rolling)80%”和“冷轧(cold rolled)80%”与表达式XX_{CR}% = 80%等效。

[0028] 在一个实施例中,将铝合金体冷轧(220)至少30%(XX_{CR}% ≥ 30%),即,厚度减少至少30%。在其他实施方案中,将铝合金体冷轧(220)至少35%(XX_{CR}% ≥ 35%),或至少40%(XX_{CR}% ≥ 40%),或至少45%(XX_{CR}% ≥ 45%),或至少50%(XX_{CR}% ≥ 50%),或至少55%(XX_{CR}% ≥ 55%),或至少60%(XX_{CR}% ≥ 60%),或至少65%(XX_{CR}% ≥ 65%),或至少70%(XX_{CR}% ≥ 70%),或至少75%(XX_{CR}% ≥ 75%),或至少80%(XX_{CR}% ≥ 80%),或至少85%(XX_{CR}% ≥ 85%),或至少90%(XX_{CR}% ≥ 90%)或更多。

[0029] 在一些实施例中,冷轧(220)90%以上(XX_{CR}% ≤ 90%)是不现实或不理想的。在这些实施方案中,可以将铝合金体冷轧(220)不高于87%(XX_{CR}% ≤ 87%),如冷轧(220)不高于85%(XX_{CR}% ≤ 85%),或不高于83%(XX_{CR}% ≤ 83%),或不高于80%(XX_{CR}% ≤ 80%)。

[0030] 在一个实施例中,将铝合金体冷轧高于50%至不高于85%(50% < XX_{CR}% ≤ 85%)。这种冷轧量可以产生具有优选性能的铝合金体。在相关的实施例中,可以将铝合金体冷轧55%至85%(55% ≤ XX_{CR}% ≤ 85%)。在又一个实施例中,可以将铝合金体冷轧60%至85%(60% ≤ XX_{CR}% ≤ 85%)。在又一个实施例中,可以将铝合金体冷轧65%至85%(65% ≤ XX_{CR}% ≤ 85%)。在又一个实施例中,可以将铝合金体冷轧70%至80%(70% ≤ XX_{CR}% ≤ 80%)。

[0031] 仍参照图9,在这种方法的实施例中,可以完成任选的预冷轧(128)。预冷轧步骤(128)可以在固溶处理(140)前进一步将铝合金体的中等厚度(由于热轧步骤126)减少到次中等厚度。作为实例,任选的冷轧步骤(128)可以用来产生有助于在冷轧步骤(220)期间产生最终冷轧厚度的次中等厚度。

[0032] ii. 其他冷加工技术

[0033] 除冷轧以外,并再次参照图2,可以通过轧制、挤压、锻造、牵拉、变薄拉深、旋压、滚压成型中的一种或多种及其组合,以及单独的其他类型的冷加工方法或这些方法与冷轧的结合进行冷加工。如上所述,通常在固溶后将铝合金体冷加工至少25%。在一个实施例中,冷加工将铝合金体加工成其基本上最终的形式(即,不需要额外的热加工步骤和/或冷加工步骤来获得最终的产品形式)。

[0034] “冷加工XX%”(“XX_{CW}%”)等等意指将铝合金体冷加工一个足以实现等效塑性应变(下文描述)的量,所述等效塑性应变至少和如果将铝合金体冷轧XX%(XX_{CR}%)所实现的等效塑性应变的量一样大。例如,短语“冷加工68.2%”意指将铝合金体冷加工一个足以实现等效塑性应变的量,所述等效塑性应变至少和如果将铝合金体冷轧68.2%所实现的等效塑性应变的量一样大。由于XX_{CW}%和XX_{CR}%均指在铝合金体中产生的等效塑性应变的量,如同将铝合金体冷轧XX%(或在实际冷轧的情况下实际上冷轧XX%),因此这两个术语在本文中

可互换地用来指这种等效塑性应变的量。

[0035] 等效塑性应变与真应变相关。例如,冷轧XX%,即,XX_{CR}%,可以由真应变值表示,其中真应变($\varepsilon_{\text{true}}$)由下式给出:

$$[0036] \quad \xi_{\text{true}} = -\ln(1 - \%CR/100) \quad (1)$$

[0037] 其中%CR是XX_{CR}%,真应变值可以换算成等效塑性应变值。在冷轧期间实现双轴应变的情况下,估计的等效塑性应变将比真应变值大1.155倍(2除以 $\sqrt{3}$ 等于1.155)。双轴应变代表在冷轧操作期间产生的塑性应变的类型。下表1提供将冷轧XX%与真应变值和等效塑性应变值相关联的表格。

[0038] 表1

[0039]

冷轧厚度减少 (XX _{CR} %)	冷轧真应变值	估计的等效塑性应变
25%	0.2877	0.3322
30%	0.3567	0.4119
35%	0.4308	0.4974
40%	0.5108	0.5899
45%	0.5978	0.6903
50%	0.6931	0.8004
55%	0.7985	0.9220
60%	0.9163	1.0583
65%	1.0498	1.2120
70%	1.2040	1.3902
75%	1.3863	1.6008
80%	1.6094	1.8584
85%	1.8971	2.1906
90%	2.3026	2.6588

[0040] 这些等效塑性应变假定:

[0041] A. 无弹性应变;

[0042] B. 真塑性应变保持体积不变;和

[0043] C. 载荷是成比例的。

[0044] 对于成比例的载荷,上述和/或其他原则可以用来测定多种冷加工操作的等效塑性应变。对于不成比例的载荷,冷加工引起的等效塑性应变可以采用下式确定:

$$[0045] \quad d\varepsilon_p = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[\sqrt{(d\varepsilon_1^p - d\varepsilon_2^p)^2 + (d\varepsilon_1^p - d\varepsilon_3^p)^2 + (d\varepsilon_3^p - d\varepsilon_2^p)^2} \right] \quad (2)$$

[0046] 其中 $d\varepsilon_p$ 是等效塑性应变增量, $d\varepsilon_i^p$ ($i=1,2,3$)代表主要塑性应变分量的增量。参见,塑性(Plasticity),A.Mendelson,Krieger Pub Co;第二版(1983年8月),ISBN-10:0898745829。

[0047] 本领域技术人员理解冷加工步骤(200)可以包括以第一方式使铝合金体变形(例如,压缩),并随后以第二方式使铝合金体变形(例如,拉伸),并且理解本文所述的等效塑性应变指由作为冷加工步骤(200)一部分而完成全部变形操所引起的累积应变。另外,本领域

技术人员理解冷加工步骤(200)将导致应变诱因,但不必然导致铝合金体最终尺寸的变化。例如,可以以第一方式(例如,压缩)冷变形铝合金体,随后再以第二方式冷变形(例如,拉伸)该铝合金体,冷变形的累积结果提供具有大约与冷加工步骤(200)前的铝合金体相同的最终尺寸的铝合金体,但是由于冷加工步骤(200)的多种冷变形操作而具有增加的应变。类似地,高的累积应变可以通过顺序弯曲操作和反向弯曲操作实现。

[0048] 借助于上文所示的方法和本领域技术人员已知的其他方法,通过计算由那些冷加工操作产生的等效塑性应变,以及随后确定其相应的 $XX_{CR}\%$ 值,可以确定任何特定冷加工操作或系列冷加工操作的累积等效塑性应变并从而确定 $XX_{CR}\%$ 。例如,可以将铝合金体冷拉,基于冷拉的操作参数,本领域技术人员可以计算赋予铝合金体的等效塑性应变量。如果冷拉引起例如大约0.9552的等效塑性应变,那么这种冷拉操作将等效于大约56.3%的 $XX_{CR}\%$ ($0.9552/1.155$ 等于0.8270的真应变值(ϵ_{true});进而,使用上述等式(1)时,相应的 $XX_{CR}\%$ 是56.3%)。因此,在这个实施例中, $XX_{CR}\%=56.3\%$,尽管冷加工是冷拉而不是冷轧。另外,由于“冷加工 $XX\%$ ”(“ $XX_{CW}\%$ ”)被定义(如上)为将铝合金体冷加工以足以实现等效塑性应变的量,所述等效塑性应变至少和如果仅通过冷轧(“ $XX_{CR}\%$ ”)将铝合金体厚度减少 $XX\%$ 所实现的等效塑性应变一样大,则 $XX_{CW}\%$ 也是56.3%。当使用一系列冷加工操作时,可以完成类似的计算,并且在这些情况下,将使用由所述一系列冷加工操作产生的累积等效塑性应变来确定 $XX_{CR}\%$ 。

[0049] 如上所述,完成冷加工步骤(200)以使铝合金体实现 $XX_{CW}\%$ 或 $XX_{CR}\%\geq 25\%$,即, ≥ 0.3322 的等效塑性应变。“冷加工 $XX\%$ ”等等意指 $XX_{CW}\%$ 。短语如“冷加工(cold working)80%”和“冷加工(cold worked)80%”与表达式 $XX_{CW}\%=80$ 等效。对于定制的非均匀性冷加工操作,基于接受冷加工(200)的铝合金体的部分确定等效塑性应变变量并从而确定 XX_{CW} 或 XX_{CR} 的量。

[0050] 在一个实施例中,将铝合金体充分地冷加工(200)以实现并达到至少0.4119的等效塑性应变(“EPS”) (即, $XX_{CW}\%\geq 30\%$)。在其他实施例中,将铝合金体充分地冷加工(200)以以实现并达到至少0.4974 ($XX_{CW}\%\geq 35\%$),或至少0.5899 ($XX_{CW}\%\geq 40\%$),或至少0.6903 ($XX_{CW}\%\geq 45\%$),或至少0.8004 ($XX_{CW}\%\geq 50\%$),或至少0.9220 ($XX_{CW}\%\geq 55\%$),或至少1.0583 ($XX_{CW}\%\geq 60\%$),或至少1.2120 ($XX_{CW}\%\geq 65\%$),或至少1.3902 ($XX_{CW}\%\geq 70\%$),或至少1.6008 ($XX_{CW}\%\geq 75\%$),或至少1.8584 ($XX_{CW}\%\geq 80\%$),或至少2.1906 ($XX_{CW}\%\geq 85\%$),或至少2.6588 ($XX_{CW}\%\geq 90\%$),或更高的EPS。

[0051] 在一些实施例中,冷加工(200)高于90% ($XX_{CW}\%\leq 90\%$ 且 $EPS\leq 2.6588$)是不现实或不理想的。在这些实施例中,可以将铝合金体冷加工(200)不高于87% ($XX_{CW}\%\leq 87\%$ 且 $EPS\leq 2.3564$),如冷加工(200)不高于85% ($XX_{CW}\%\leq 85\%$ 且 $EPS\leq 2.1906$),或不高于83% ($XX_{CW}\%\leq 83\%$ 且 $EPS\leq 2.0466$),或不高于80% ($XX_{CW}\%\leq 80\%$ 且 $EPS\leq 1.8584$)。

[0052] 在一个实施例中,可以在大于等于50%且小于等于85%的范围内 ($50\%\leq XX_{CW}\%\leq 85\%$) 冷加工(200)铝合金体。这种冷加工(200)的量可以产生具有优选性能的铝合金体。在相关的实施例中,在55%至85%的范围内 ($55\%\leq XX_{CW}\%\leq 85\%$) 冷加工(200)铝合金体。在又一个实施例中,在60%至85%的范围内 ($60\%\leq XX_{CW}\%\leq 85\%$) 冷加工(200)铝合金体。在又一个实施例中,在65%至85%的范围内 ($65\%\leq XX_{CW}\%\leq 85\%$) 冷加工(200)铝合金体。在又一个实施例中,在70%至80%的范围内 ($70\%\leq XX_{CW}\%\leq 80\%$) 冷加工(200)铝合金体。

[0053] iii. 梯度

[0054] 冷加工步骤(200)可以定制成以大体均匀的方式使铝合金体变形,如通过上文所述的轧制或常规挤压法等等。在其他实施例中,冷加工步骤可以定制成以大体非均匀的方式使铝合金体变形。因此,在一些实施例中,这种方法可以产生具有定制冷加工梯度的铝合金体,即,铝合金体的第一部分接受第一定制量的冷加工,铝合金体的第二部分接第二定制量的冷加工,其中第一定制量与第二定制量不同。可单独或组合地完成以实现定制的非均匀冷加工的冷加工操作(200)的实例包括锻造、抛光、喷丸硬化处理、滚压成型和旋压等等。这类冷加工操作也可以与大体均匀的冷加工操作如冷轧和/或挤压等等组合使用。如上所述,对于定制的非均匀冷加工操作,基于接受冷加工(200)的铝合金体的部分确定等效塑性应变的量。

[0055] iv. 冷加工温度

[0056] 冷加工步骤(200)可以在低于热加工温度的温度开始(例如,不高于400°F)。在一个方法中,当铝合金体在固溶(140)后到达足够低的温度时,开始冷加工步骤(200)。在一个实施例中,可以在铝合金体的温度不高于250°F时开始冷加工步骤(200)。在其他实施例中,可以在铝合金体的温度不高于200°F,或不高于175°F,或不高于150°F,或不高于125°F,或更低时开始冷加工步骤(200)。在一个实施例中,可以在铝合金体的温度为周围环境温度时开始冷加工步骤(200)。在其他实施例中,可以在更高的温度开始冷加工步骤(200),例如在铝合金体的温度在250°F至低于热加工温度(例如,低于500°F)的范围内时。

[0057] 在一个实施例中,在不存在任何有目的/有意义的加热(例如,引起铝合金体的微结构和/或性能中实质性变化的有目的的加热)的情况下开始和/或完成冷加工步骤(200)。本领域技术人员理解铝合金体可以实现由冷加工步骤(200)引起的温度增加,但是这类冷加工步骤(200)仍被认为是冷加工(200),因为所述加工操作在低于被认为是热加工温度的温度开始。当使用多个冷加工操作完成冷加工步骤(200)时,这些操作中的每一个可以采用任何上述的温度,所述温度可以与在前或在后的冷加工操作使用的温度相同或不同。

[0058] 如上所述,通常当铝合金体在固溶之后(140)达到足够低的温度时开始冷加工(200)。通常,在固溶处理步骤(140)结束和冷加工步骤(200)开始之间没有对铝合金体应用有目的/有意义的热处理,即,所述方法可以在固溶处理步骤(140)完成和冷加工步骤(200)开始之间不存在热处理。在一些情况下,在固溶处理步骤(140)结束不久之后开始冷加工步骤(200)(例如,为了有助于促进冷加工)。在一个实施例中,在固溶处理步骤(140)完成后不超过72小时开始冷加工步骤(200)。在其他实施例中,在固溶处理步骤(140)完成后不超过60小时,或不超过48小时,或不超过36小时,或不超过24小时,或不超过20小时,或不超过16小时,或不超过12小时,或更短的时间开始冷加工步骤(200)。在一个实施例中,在固溶处理步骤(140)完成后几分钟或更短的时间内开始冷加工步骤(200)(例如,对于连铸法)。在另一个实施例中,伴随着固溶处理步骤(140)的完成开始冷加工步骤(200)(例如,对于连铸法)。

[0059] 在其他情况下,相对于固溶处理步骤(140)的完成经过较长的时间后开始冷加工(200)可以是足够的。在这些情况下,可以在固溶处理步骤(140)完成后一周或数周或一个月或数月完成冷加工步骤(200)。

[0060] C. 热处理

[0061] 仍参照图2,可以在冷加工步骤(200)之后完成热处理步骤(300)。“热处理”等等意指有目的地加热铝合金体以使铝合金体达到一个升高的温度。热处理步骤(300)可以包括将铝合金体加热一段时间以及在一个足以实现一定状态或性能(例如,选择的强度、选择的延展性等等)的温度下加热。

[0062] 在固溶处理后,大部分可热处理的合金,例如6xxx铝合金,在室温表现出性能变化。这被称作“自然时效”,可以在固溶后立即地开始,或在一段孕育期后开始。不同合金在自然时效期间性能改变的速率在宽的范围变化,因此达到稳定状态的途径可以需要仅数天或数年。由于自然时效在不存在有目的的加热的情况下发生,自然时效不是热处理步骤(300)。然而,自然时效可以在热处理步骤(300)之前和/或之后发生。自然时效可以在热处理步骤(300)之前发生一预定的时间段(例如,从数分钟或数小时到数周或更长的时间)。自然时效可以在固溶处理步骤(140)、冷加工步骤(200)和热处理步骤(300)之间或这些步骤的任何一个之后发生。

[0063] 热处理步骤(300)将铝合金体加热到所选择的温度范围内的一个温度。出于热处理步骤(300)的目的,该温度指在热处理步骤(300)期间铝合金体的平均温度。热处理步骤(300)可以包括多个处理步骤,例如在第一温度处理第一时间段,以及在第二温度处理第二时间段。第一温度可以比第二温度高或低,并且第一时间段可以比第二时间段短或长。

[0064] 通常完成热处理步骤(300)以使铝合金体实现/维持未再结晶占优的微结构,如下文所定义。如下文进一步详细地描述,未再结晶占优的微结构可以实现改进的性能。在这一点,热处理步骤(300)通常包括将铝合金体加热到一个升高的温度,但是该温度在铝合金体的再结晶温度以下,即,在该温度下铝合金体将不会实现未再结晶占优的微结构。例如,热处理步骤(300)可以包括将6xxx铝合金体加热到在150°F至425°F(或者更高)范围内、但低于铝合金体的再结晶温度的温度。

[0065] 可以以将铝合金体维持在一个或多个选择的温度下持续一个或多个选择的时间段的任何合适方式完成热处理步骤(300)(例如,为了实现期望/选择的性能或性能组合)。在一个实施例中,在时效炉或诸如此类的装置中完成热处理步骤(300)。在另一个实施例中,在烤漆周期内完成热处理步骤(300)。烤漆周期用在汽车业和其他产业中以通过烘烤一个短的时间段(例如,5-30分钟)使涂覆的漆固化。鉴于本文所述的方法能够在短的时间段内生产具有高强度的铝合金体,如下文所述,可以使用烤漆周期等等来完成热处理步骤(300),从而消除对单独热处理步骤和烤漆步骤的需要。类似地,在另一个实施例中,可以在涂层固化步骤或诸如此类的步骤中完成热处理步骤(300)。

[0066] D.冷加工和热处理组合

[0067] 冷加工步骤(200)和热处理步骤(300)的组合能够产生具有改进性能的铝合金体。冷加工步骤(200)的高度变形与适当热处理条件的组合产生独特的微结构,所述微结构能够达到迄今未实现的强度和延展性的组合(参见下文微结构(Microstructure))。冷加工步骤(200)有助于严重变形的微结构的产生,而热处理步骤(300)有助于沉淀硬化。当冷加工(200)为至少25%时,优选多于50%,并且当应用适当的热处理步骤(300)时,可以实现改进的性能。

[0068] 在一个方法中,完成冷加工步骤(200)和热处理步骤(300),以便使铝合金体实现强度(例如,拉伸屈服强度($R_{0.2}$)或极限抗拉强度(R_m))增加。可以在L、LT或ST方向中的一个

或多个实现强度增加。

[0069] 在一个实施例中,完成冷加工步骤(200)和热处理步骤(300),以使该铝合金体与在“冷加工状态”下该铝合金体的参考样本(reference-version)相比获得强度增加。在另一个实施例中,完成冷加工步骤(200)和热处理步骤(300),以使该铝合金体与在T6状态下该铝合金体的参考样本相比获得强度增加。在另一个实施例中,完成冷加工步骤(200)和热处理步骤(300),以使该铝合金体与在T4状态下该铝合金体的参考样本相比获得更高的R-值增加。这些和其他性能在下文的性能部分进行描述。

[0070] “冷加工状态”(ACWC)意指:(i)制备用于固溶后冷加工的铝合金体;(ii)将铝合金体冷加工,(iii)在固溶处理步骤(140)的完成和冷加工步骤(200)的开始之间经过不超过4小时,和(iv)不对铝合金体进行热处理。应当在完成冷加工步骤(200)的4-14天内测量冷加工状态的铝合金体的机械性能。为了得到“冷加工状态”下铝合金体的参考样本,本领域技术人员通常将会制备用于固溶后冷加工的铝合金体(100),随后根据本文所述的操作冷加工(200)该铝合金体,按照上述要求,取出一部分铝合金体测定其在冷加工状态下的性能。而另一部分铝合金体按照本文所述的新方法加工,然后测定该部分铝合金体的性能,因此有助于比较冷加工状态下铝合金体的参考样本和按照本文所述的新方法加工的铝合金体的性能(例如,比较强度、延展性、断裂韧性)。由于铝合金体的参考样本是由该铝合金体的一部分获得的,故该一部分铝合金体与该铝合金体具有相同的组成。

[0071] “T6状态”等等意指已被固溶并随后被热处理到最大强度状态(与最大强度相差不超过1ksi)的铝合金体;适用于这样的合金体,所述合金体在固溶后未经冷加工,或所述合金体在整平或矫直方面的冷加工效果在机械性能限值内不可能被识别。如下文进一步详细地描述,与T6状态的铝合金体相比,依照本文的新方法生产的铝合金体可以实现优异的性能。为了得到T6状态下的铝合金体的参考样本,本领域技术人员将制备用于固溶后冷加工的铝合金体(100),随后该铝合金体的一部分将被处理到T6状态(即,T6状态下的参考铝合金体)。依照本文所述的新方法加工该铝合金体的另一部分,因此有助于比较T6状态下的铝合金体的参考样本和依照本文所述的新方法加工的铝合金体的性能(例如,比较强度、延展性、断裂韧性)。由于该铝合金体的参考样本是从该铝合金体的一部分而获得的,故它具有与该铝合金体相同的组成。该铝合金体的参考样本在固溶处理步骤(140)之前可能需要加工(热加工和/或冷加工)以将该铝合金体的参考样本制成与该新铝合金体可比较的产品形式(例如,为轧制产品设定相同的最终厚度)。

[0072] “T4状态”等等意指已固溶并随后自然时效处理到基本上稳定的状态的铝合金体;适用于这样的合金体,所述合金体在固溶后未经冷加工,或所述合金体在整平或矫直方面的冷加工效果在机械性能限值内不可能被识别。为了得到T4状态下的铝合金体的参考样本,本领域技术人员将制备用于固溶后冷加工的铝合金体(100),随后使该铝合金体的一部分自然时效处理到T4状态(即,T4状态下的铝合金体的参考样本)。依照本文所述的新方法加工该铝合金体的另一部分,因此有助于比较T4状态下的铝合金体的参考样本和依照本文所述的新方法加工的铝合金体的性能(例如,比较强度、延展性、断裂韧性)。由于铝合金体的参考样本从该铝合金体的一部分获得,故它将具有与该铝合金体相同的组成。铝合金体的参考样本在固溶处理步骤(140)之前可能需要加工(热加工和/或冷加工)以将该铝合金体的参考样本制成与该新铝合金体可比较的产品形式(例如,为轧制产品设定相同的最终

厚度)。

[0073] E.微结构

[0074] i.再结晶

[0075] 可以完成冷加工步骤(200)和热处理步骤(300),以使铝合金体实现/维持未再结晶占优的微结构。未再结晶占优的微结构意指铝合金体含有小于50%的第一类型晶粒(以体积分数计),如下文所定义。

[0076] 铝合金体具有结晶的微结构。“结晶的微结构”是多晶材料结构。结晶的微结构具有晶体,在本文中称作品粒。“晶粒”是指多晶材料的晶体。

[0077] “第一类型晶粒”意指那些符合“第一晶粒标准”的结晶的微结构的晶粒,在下文中定义,并采用OIM(取向成像显微术)采样步骤测定,在下文中描述。由于铝合金体独特的微结构,本申请不使用传统术语“再结晶晶粒”或“未再结晶晶粒”,这些术语在某些情况下是不清楚的并且是争议的对象。而采用术语“第一类型晶粒”和“第二类型晶粒”,这些类型的晶粒的量可以通过OIM采样步骤中详述的计算方法正确且精确地测定。因此,术语“第一类型晶粒”包括符合第一晶粒标准的所有晶粒,而不论本领域技术人员是否将会认为这类晶粒是未再结晶的或再结晶的。

[0078] 从T/4(1/4平面)位置到L-ST平面的表面完成OIM分析。待分析试样的尺寸一般将在厚度上变化。在测量前,通过标准金相试样制备方法制备OIM试样。例如,通常用Buehler Si-C砂纸将OIM试样手工抛光3分钟,再用具有大约3微米平均粒径的Buehler金刚石液体抛光剂手工抛光。将试样在氟-硼水溶液中阳极化处理30-45秒。使用含有三氧化铬的磷酸水溶液剥光试样,随后冲洗并干燥。

[0079] “OIM采样步骤”如下:

[0080] • 使用的软件是5.31版本TexSEM Lab OIM数据采集软件(美国新泽西州EDAX公司),该软件通过FIREWIRE(美国加利福尼亚州苹果公司)连接到DigiView 1612CCD照相机(美国犹他州TSL/EDAX)。SEM是JEOL JSM6510(日本东京JEOL有限公司)。

[0081] • OIM运行条件是70°倾斜,工作距离18mm,加速电压20kV,动态聚焦和光斑尺寸 1×10^{-7} amp。采集模式是格网。通过进行选择,从而在分析中采集取向(即,不采集Hough峰信息)。按3微米步幅在80X时,对于2mm厚度的试样,每次扫描的面积(即,帧)的大小是2.0mm×0.5mm,并且对于5mm厚度的试样,是2.0mm×1.2mm。可以根据厚度使用不同的帧大小。采集的数据以*.osc文件输出。这种数据可以用来计算第一类型晶粒的体积分数,如下文所述。

[0082] • 第一类型晶粒的体积分数的计算:采用*.osc文件的数据和5.31版本TexSEM Lab OIM分析软件计算第一类型晶粒的体积分数。在计算之前,可以用15°的公差角、最小晶粒尺寸=3个数据点、和单迭代净化(single iteration cleanup)进行数据净化。随后,使用第一晶粒标准(下文),通过该软件计算第一类型晶粒的量。

[0083] • 第一晶粒标准:通过具有5°晶粒公差角的晶粒取向离散(GOS)计算,最小晶粒尺寸是三(3)个数据点,并且置信指数是零(0)。“计算之前采用分区(apply partition)”、“包括边缘晶粒(edge grain)”和“忽略双晶间界定义”都是必要的,而且应当使用“晶粒平均取向”完成计算。 $GOS \leq 3^\circ$ 的任何晶粒为第一类型晶粒。如果使用多帧,那么将GOS数据取平均值。

[0084] “第一晶粒体积”(FGV)意指结晶材料的第一类型晶粒的体积分数。

[0085] “未再结晶百分比”等等通过下式确定:

[0086] $U_{RX}\% = (1 - FGV) * 100\%$

[0087] 如上所述,这种铝合金体通常包括未再结晶占优的微结构,即, $FGV < 0.50$ 且 $U_{RX}\% \geq 50\%$ 。在一个实施方案中,这种铝合金体含有(以体积分数计)不高于0.45的第一类型晶粒(即,根据上文中所提供的定义,这种铝合金体至少55%是未再结晶的($U_{RX}\% \geq 55\%$))。在其他实施方案中,这种铝合金体可以含有(以体积分数计)不高于0.40的第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 60\%$),或不高于0.35的第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 65\%$),或不高于0.30的第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 70\%$),或不高于0.25的第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 75\%$),或不高于0.20的第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 80\%$),或不高于0.15第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 85\%$),或不高于0.10的第一类型晶粒($U_{RX}\% \geq 90\%$),或更低。

[0088] ii. 织构

[0089] 这种铝合金体可以获得独特的微结构。这种独特的微结构可以通过从晶体结构数据得到的铝合金体的R-值说明。铝合金体的微结构与其性能(例如,强度、延展性、韧性、耐腐蚀性等等)相关。

[0090] 出于本申请的目的,根据R-值生成步骤生成R-值,在下文进行描述。

[0091] R-值生成步骤:

[0092] 仪器:使用具有计算机控制的极图单元和用于处理极图数据的数据采集软件和ODF软件(例如,Rigaku衍射仪所包括的Rigaku软件)的X射线发生器(例如,Rigaku Ultima III衍射仪(美国Rigaku,德克萨斯伍德兰兹(The Woodlands))。依照B.D.Cullity所著的“X线衍射基础”(Elements of X-ray Diffraction),第二版,1978年(Addison-Wesley冶金和材料系列丛书)以及Rigaku关于Ultima III衍射仪和多用途装置的用户手册(或其他合适的类似衍射仪设备手册)获取反射极图。

[0093] 试样制备:从T/4位置至表面测量极图。因此,用于生成R-值的试样(优选地)是7/8英寸(LT)乘1¹/₄英寸(L)。试样尺寸可以基于测量设备而改变。在测量R-值之前,可以通过以下方式制备试样:

[0094] 1. 从一侧加工轧制平面至比T/4平面厚0.01”(如果厚度是合理的);和

[0095] 2. 化学蚀刻至T/4位置。

[0096] 极图的X射线测量:极图的反射(基于Schulz反射法)

[0097] 1. 将试样装在带有试样轧制方向指示的试样环形托架上

[0098] 2. 将试样托架单元插入极图单元中

[0099] 3. 将试样的方向定位到相同于极图单元的水平面($\beta = 0^\circ$)的位置

[0100] 4. 使用标准发散狭缝(DS)、具有Ni K β 滤光片的标准极图接收狭缝(RS)和标准散射狭缝(SS)(狭缝的确定将取决于所用的辐射、峰的 2θ 和峰宽度)。Rigaku Ultima III衍射仪采用2/3deg DS、5mm RS和6mm SS。

[0101] 5. 将电源设定成推荐的工作电压和电流(对于Cu辐射默认为40KV 44mA,并采用Ultima III上的Ni滤光片)

[0102] 6. 以5°步幅从Al₍₁₁₁₎、Al₍₂₀₀₎和Al₍₂₂₀₎峰的 $\alpha = 15^\circ$ 、 $\beta = 0^\circ$ 至 $\alpha = 90^\circ$ 、 $\beta = 355^\circ$ 测量背景强度并且在每个步幅计数1秒(3个极图对于精确的ODF通常是足够的)

[0103] 7. 以5°步幅从Al₍₁₁₁₎、Al₍₂₀₀₎、Al₍₂₂₀₎和Al₍₃₁₁₎峰的 $\alpha = 15^\circ$ 、 $\beta = 0^\circ$ 至 $\alpha = 90^\circ$ 、 $\beta = 355^\circ$

测量峰强度并且在每个步幅计数1秒

[0104] 8.在测量期间,试样以每秒2cm被振荡以获得较大的采样面积从而改进采样统计

[0105] 9.从峰强度减去背景强度(这通常由用户专用软件完成)

[0106] 10.对吸收进行校正(通常由用户专用软件完成)

[0107] 通常将输出数据转化成用于输入ODF软件的格式。ODF软件将数据标准化,计算ODF,并重新计算标准化的极图。利用该信息,采用Taylor-Bishop-Hill模型(参见Kuroda, M.等人,Texture optimization of rolled aluminum alloy sheets using a genetic algorithm,Materials Science and Engineering A 385(2004) 235-244和Man,Chi-Sing, On the r-value of textured sheet metals,International Journal of Plasticity18(2002) 1683-1706)计算R-值。

[0108] 与常规地生产的材料相比,根据本文所述的方法生产的铝合金体可以获得高的标准化R-值。“标准化R-值”等等意指在相对于轧制方向 0° 角由RV-对照试样的R-值标准化的R-值。例如,如果RV-对照试样在相对于轧制方向 0° 角获得0.300的R-值,这一R-值和所有其他R-值可以通过除以0.300标准化。

[0109] “RV-对照试样”等等意指取自T4状态下参考样本铝合金体(在上文定义)的对照试样。

[0110] “轧制方向”等等意指轧制产品的L-方向(参见图13)。对于非轧制产品,并且在提到R-值的上下文中,“轧制方向”等等意指延伸的主要方向(例如,挤压方向)。出于本申请的目的,在相对于轧制方向 0° 至 90° 角并以 5° 的增加量计算材料的多个R-值。出于简单的目的,“取向角”有时用来指短语“相对于轧制方向的角”。

[0111] “最大标准化R-值”等等意指在相对于轧制方向的任何角度获得的最大标准化R-值。

[0112] “最大RV角度”等等意指获得最大标准化R-值的角度。

[0113] 作为非限制性的例子,表2提供了含有RV-对照试样的R-值(非标准化和标准化)和根据本文所述的新方法加工的铝合金体的R-值(非标准化和标准化)的表格。

[0114] 表2

[0115]

轧制角	R-值(对照)	标准化 R-值 (对照)	R-值(新方法) (85%CW)	标准化 R-值(新方法) (85%CW)
0	0.5009	1.000	0.7780	1.553
5	0.5157	1.030	0.7449	1.487
10	0.5065	1.011	0.7241	1.446
15	0.4948	0.988	0.7802	1.558
20	0.4650	0.928	0.9111	1.819
25	0.4372	0.873	1.0866	2.169
30	0.4145	0.827	1.3999	2.795
35	0.3858	0.770	1.7234	3.441
40	0.3717	0.742	2.1556	4.304
45	0.3495	0.698	2.4868	4.965
50	0.3631	0.725	2.6023	5.196
55	0.3755	0.750	2.3778	4.747
60	0.3861	0.771	2.1577	4.308
65	0.4159	0.830	1.7318	3.458

[0116]

轧制角	R-值(对照)	标准化 R-值 (对照)	R-值(新方法) (85%CW)	标准化 R-值(新方法) (85%CW)
70	0.4392	0.877	1.4117	2.818
75	0.4592	0.917	1.2048	2.406
80	0.4789	0.956	1.1133	2.223
85	0.4753	0.949	1.0214	2.039
90	0.4714	0.941	1.0508	2.098

[0117] 图10是对照物的标准化R-值和85%冷加工试样的标准化R-值与取向角成函数关系的曲线图。图10还包括11%、35%和60%冷加工的铝合金体的标准化R-值。

[0118] 如图10所示,高冷加工的铝合金体获得比RV-对照试样高得多的R-值,特别是在相对于轧制方向20°和70°的取向角之间。对于85%冷加工的合金体,在50°的最大RV角度获得5.196的最大标准化R-值。RV-对照试样在5°的最大RV角度获得1.030的最大标准化R-值。这些R-值可以表明在与常规地生产的铝合金体相比下的新铝合金体的织构(并且因此表明微结构)。

[0119] 在一个方案中,根据本文所述的新方法加工的铝合金体可以获得至少2.0的最大标准化R-值。在一个实施例中,新铝合金体可以获得至少2.5的最大标准化R-值。在其他实施例中,新铝合金体可以获得至少3.0,或者至少3.5,或者至少4.0,或者至少4.5,或者至少5.0,或更高的最大标准化R-值。可以在20°至70°的取向角获得最大标准化R-值。在一些实施例中,可以在30°至70°的取向角获得最大标准化R-值。在其他实施例中,可以在35°至65°的取向角获得最大标准化R-值。在又一实施例中,可以在40°至65°的取向角获得最大标准化R-值。在又一实施例中,可以在45°至60°的取向角获得最大标准化R-值。在其他实施例中,可以在45°至55°的取向角获得最大标准化R-值。

[0120] 在另一个方案中,根据本文所述的新方法加工的铝合金体在新铝合金体的最大RV角可以获得比RV-对照试样至少高200%的最大标准化R-值。在该方案中,新铝合金体的标准化R-值与在新铝合金体的最大RV角出现的角度上RV-对照试样的标准化R-值相比。例如,如上图10和表2所示,与RV-对照试样在相同50°角的标准化R-值相比,85%冷加工的铝合金

体在其50°的最大RV角实现717%的标准化R-值增加($5.196/0.725*100\%=717\%$)。在一个实施例中,在新铝合金体的最大RV角,铝合金体可以实现比RV-对照试样高至少250%的最大标准化R-值。在其他实施例中,在新铝合金体的最大RV角,该铝合金体可以实现比RV-对照试样高至少300%,高至少350%,高至少400%,高至少450%,高至少500%,高至少550%,高至少600%,至少高650%,至少高700%,或更高的最大标准化R-值。

[0121] 在另一个方案中,根据本文所述的新方法加工的铝合金体可以获得比RV-对照试样的最大标准化R-值高至少200%的最大标准化R-值。在这一方案中,不考虑最大标准化R-值出现的角度,新铝合金体的最大标准化R-值与RV-对照试样的最大标准化R-值相比。例如,如上图10和表2所示,85%冷加工的铝合金体在50°的取向角时获得的最大标准化R-值为5.196。RV-对照试样在5°的取向角时最大标准化R-值为1.030。因此,85%冷加工的铝合金体在最大标准化R-值上相对于RV-对照试样获得505%的增加($5.196/1.030*100\%=505\%$)。在一个实施例中,铝合金体可以获得比RV-对照试样的最大标准化R-值高至少250%的最大标准化R-值。在其他实施例中,该铝合金体可以获得比RV-对照试样的最大标准化R-值高至少300%,或高至少350%,或高至少400%,或高至少450%,或高至少500%,或更高的最大标准化R-值。

[0122] iii. 显微照片

[0123] 根据本文所述的新方法生产的一些6xxx铝合金体的显微照片在图11b-图11e中示出。图11a是T6状态下铝合金体的参照样本的微结构。图11b-图11e分别是具有11%、35%、60%和85%冷加工的新铝合金体的微结构。这些显微照片展示了使用本文所述新方法所获得的独特微结构的一些方面。如图所示,新铝合金体的晶粒呈现为非等轴的(伸长的)晶粒。对于60%和85%冷加工的铝合金体,晶粒结构呈现为纤维状/绳状,并具有多个剪切带。这些独特的微结构可对新铝合金体的性能改进作出贡献。

[0124] F. 任选的热处理后进行的步骤

[0125] 在热处理步骤(300)之后,6xxx铝合金体可以经过多种任选的最终处理(400)。例如,伴随热处理步骤(300)或在热处理步骤之后,6xxx铝合金体可以经过多种额外加工或抛光操作(例如,基本上不影响机械性能的成型操作、整平或矫直操作,如拉伸和/或其他操作,如切削、阳极化处理、涂漆、抛光、打磨)。任选的最终处理步骤(400)不能是任何会实质性影响铝合金体微结构的有目的的/有意义的热处理(例如,不能是任何退火步骤)。因此,可以保持由冷加工步骤(200)和热处理步骤(300)的组合所获得的微结构。

[0126] 在一个方案中,一个或多个任选的最终处理步骤(400)可以伴随热处理步骤(300)完成。在一个实施例中,任选的最终处理步骤(400)可以包括成型,并且可以伴随(例如,同时地)热处理步骤(300)完成这个成型步骤。在一个实施例中,由于伴随的成型操作和热处理操作,该铝合金体可以是基本上最终的形式(例如,在热处理步骤期间成型汽车门外板和/或内板)。

[0127] G. 组成

[0128] 如上所述,6xxx铝合金体是由6xxx铝合金制成。6xxx铝合金是含有硅和镁的铝合金,硅和镁的至少之一作为占优的合金成分。出于本申请的目的,6xxx铝合金是具有0.1-2.0wt.%的硅和0.1-3.0wt.%的镁的铝合金,其中,所述硅和所述镁的至少之一是除铝之外在铝合金体中占优的合金元素。在一个实施例中,6xxx铝合金包含至少0.25wt.%的Mg。

在一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于2.0wt.%的Mg。在一个实施例中,6xxx铝合金包含至少大约0.25wt.%的Si。在一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于大约1.5wt.%的Si。6xxx铝合金还可以包含如下所定义的次级元素、第三元素和/或其他元素。

[0129] 6xxx铝合金可以包含次级元素。次级元素从由铜、锌及其组合构成的组中选择。在一个实施例中,6xxx铝合金包含铜。在另一个实施例中,6xxx铝合金包含锌。在又一个实施例中,6xxx铝合金包含铜和锌。当以足够的量存在时,这些次级元素,与硅和镁主元素组合,可以促进应变硬化响应和沉淀硬化响应之一或两者。因此,当结合本文所述的新方法使用时,6xxx铝合金可以实现改进的综合性能,如改进的强度(例如,与处于T6状态的6xxx铝合金体相比)

[0130] 当使用铜时,6xxx铝合金通常包括至少0.35wt.%的Cu。在一个实施例中,6xxx铝合金包含至少0.5wt.%的Cu。6xxx铝合金通常包含不高于2.0wt.%的Cu,如不高于1.5wt.%的Cu。在其他实施例中,铜可以以低的水平存在,并且在这些实施例中以0.01wt.%至0.34wt.%的水平存在。在其他实施例中,铜作为杂质包含在合金中,并且在这些实施例中以小于0.01wt.%的水平存在。

[0131] 当使用锌时,6xxx铝合金通常包含至少0.35wt.%的Zn。在一个实施例中,6xxx铝合金包含0.5wt.%的Zn。6xxx铝合金通常包含不高于2.5wt.%的Zn。在一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于2.0wt.%的Zn。在另一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于1.5wt.%的Zn。在其他实施例中,锌可以以低水平存在,并且在这些实施例中以0.05wt.%至0.34wt.%的水平存在。在其他实施例中,锌作为杂质包含在合金中,并且在这些实施例中以0.04wt.%或更低的水平存在。

[0132] 出于多种目的,6xxx铝合金可以包括多种第三元素,例如增强机械性能、物理性能或腐蚀性能(即,强度、韧性、抗疲劳性、耐蚀性),以增强在升温下的性能,以有助于铸造,以控制铸造或锻造晶粒结构,和/或以增强机械加工性,等等。当存在上述目的时,这些第三元素可以包括以下的一种或多种:(i)至多3.0wt.%的Ag,(ii)各自至多为2.0wt.%的Li、Mn、Sn、Bi和Pb中的一种或多种,(iii)各自至多为1.0wt.%的Fe、Sr、Sb和Cr中的一种或多种,和(iv)各自至多为0.5wt.%的Ni、V、Zr、Sc、Ti、Hf、Mo、Co和稀土元素中的一种或多种。当存在上述目的时,第三元素通常以至少0.01wt.%的量含于合金中。

[0133] 6xxx铝合金可以包括铁作为第三元素或杂质。当铁不作为第三元素包含于合金中时,铁可以作为杂质包含于6xxx铝合金中。在这些实施例中,6xxx铝合金通常包含不高于0.50wt.%的铁。在一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于0.25wt.%的铁。在另一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于0.15wt.%的铁。在又一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于0.10wt.%的铁。在另一个实施例中,6xxx铝合金包含不高于0.05wt.%的铁。

[0134] 6xxx铝合金通常含有低量的“其他元素”(例如,铸造助剂和非铁杂质)。其他元素意指,除上述的铝、镁、硅、次级元素(当包含时)、第三元素(当包含时)以及铁(当包含时)之外,可以包含在6xxx铝合金中的元素周期表中的任何其他元素。除铁之外,当任何次级元素和/或第三元素作为杂质包含在合金中时,这些元素落入“其他元素”的范围内。例如,如果6xxx合金包含作为杂质并且不作为合金添加剂的铜(例如,出于本发明的目的低于0.01wt.%的铜),则铜将落入“其他元素”的范围内。同样地,如果6xxx合金包含作为杂质并且不作为合金添加剂的锌(例如,出于本发明的目的低于0.04wt.%的锌),则锌将落入“其

他元素”的范围内。作为另一个例子,如果Mn、Ag和Zr作为合金添加剂包含在6xxx合金中,则这些第三元素将不落入“其他元素”的范围内,但是其他第三元素由于作为杂质包含在合金中,它们将落入其他元素的范围内。然而,如上所述,如果铁作为杂质包含在6xxx合金中,由于它具有自身的限定的杂质限值,将不会落入“其他元素”的范围内。

[0135] 通常,这种铝合金体含有其他元素的任一种元素不超过0.25wt.%,这些其他元素的总组合量不超过0.50wt.%.在一个实施例中,这些其他元素的每一种在6xxx铝合金中各自不超过0.10wt.%,并且这些其他元素的总组合量在6xxx铝合金中不超过0.35wt.%.在另一个实施例中,这些其他元素的每一种在6xxx铝合金中各自不超过0.05wt.%,并且这些其他元素的总组合量在6xxx铝合金中不超过0.15wt.%.在另一个实施例中,这些其他元素的每一种在6xxx铝合金中各自不超过0.03wt.%,并且这些其他元素的总组合量在6xxx铝合金中不超过0.1wt.%。

[0136] 在一个方案中,6xxx铝合金包含:

[0137] 0.1-2.0wt.%的硅;

[0138] 0.1-3.0wt.%的镁;

[0139] 其中,所述硅和所述镁的至少之一是除铝之外在铝合金体中占优的合金元素;

[0140] 任选地一种或多种以下次级元素:

[0141] 0.35至2.0wt.%的Cu,

[0142] 0.35至2.5wt.%的Zn,

[0143] 任选地一种或多种以下第三元素:

[0144] (i) 至多3.0wt.%的Ag,

[0145] (ii) 各自至多为2.0wt.%的Li、Mn、Sn、Bi和Pb中的一种或多种;

[0146] (iii) 各自至多为1.0wt.%的由Fe、Sr、Sb和Cr中的一种或多种;以及

[0147] (iv) 各自至多为0.5wt.%的Ni、V、Zr、Sc、Ti、Hf、Mo、Co和稀土元素中的一种或多种;

[0148] 如果不包含在6xxx铝合金中作为第三元素:

[0149] 至多0.5wt.%的作为杂质的Fe;

[0150] 余量是铝和其他元素,其中,所述其他元素限于各自不超过0.25wt.%,并且总计不超过0.5wt.%。

[0151] 主合金元素、次级合金元素和第三合金元素的总量应当被选择以使铝合金体可以适当固溶(例如,当限制组成粒子的量时促进硬化)。

[0152] 在一个方案中,6xxx铝合金包含足够的溶质促进应变硬化响应和沉淀硬化响应其中至少之一,以实现至少60ksi的长横向拉伸屈服强度。在这些实施例的一些中,铜和/或锌用于至少部分地促进应变硬化响应和/或沉淀硬化响应,因此上述的量可以包含在合金中。

[0153] 在另一个方案中,6xxx铝合金包含足够的镁促进硬化响应。在这个方案中,6xxx铝合金通常包含至少1.1wt.%的Mg,如至少1.2wt.%的Mg,或至少1.3wt.%的Mg,或至少1.4wt.%的Mg,或更多的Mg。在这些实施例的一些中,6xxx铝合金还包含至少0.35-2.0wt.%的铜和/或0.35-2.0wt.%的锌中至少之一,以至少部分地促进应变硬化响应和/或沉淀硬化响应。在这些实施例的其他中,6xxx铝合金包含如上所限定的低水平和/或杂质水平的铜和/或锌。在这些实施例的一些中,6xxx铝合金实现高的拉伸屈服强度,如下述的

任何强度水平。在一个具体的实施例中,6xxx铝合金包含至少1.1wt.%的Mg、少于0.35wt.%的Cu、少于0.35wt.%的Zn、并且实现至少大约35ksi的拉伸屈服强度,如至少大约45ksi,或甚至至少大约55ksi。在一个实施例中,6xxx铝合金是以下锻造6xxx铝合金中的一种:由美国铝业协会定义的6101、6101A、6101B、6201、6201A、6401、6501、6002、600315、6103、6005、6005A、6005B、6005C、6105、6205、6006、6106、6206、6306、6008、6009、6010、6110、6110A、6011、6111、6012、6012A、6013、6113、6014、6015、6016、6016A、6116、6018、6019、6020、6021、6022、6023、6024、6025、6026、6028、6033、6040、6041、6042、6043、6151、6351、6351A、6451、6951、6053、6056、6156、6060、6160、6260、6360、6460、6560、6061、6061A、6261、6162、6262、6262A、6063、6063A、6463、6463A、6763、6963、6064、6064A、6065、6066、6069、6070、6081、6181、6181A、6082、6182、6082A、6091和6092,或被改变以包含足够的溶质,从而促进应变硬化响应和沉淀硬化响应其中至少之一的上述合金。

[0154] 在一个实施例中,6xxx铝合金包含使6xxx铝合金在固溶后不含或基本上不含可溶性组成粒子的合金元素的量。在一个实施例中,6xxx铝合金包含使6xxx铝合金在固溶后包含低量(例如,有限的/最少的)可溶性组成粒子的合金元素的量。在其他实施例中,可控的不可溶组成粒子的量对6xxx铝合金是有益的。

[0155] H. 性能

[0156] 用本文所述的新方法生产的新的6xxx铝合金体可以获得改进的综合性能。

[0157] i. 强度

[0158] 如上所述,可以完成冷加工步骤(200)和热处理步骤(300),从而实现与在冷加工状态和/或T6状态(如上文所定义的)下的铝合金体参考样本相比在强度上有所增加。强度性能通常依照ASTM E8和B557进行测量。

[0159] 在一种方案中,相对于处于T6状态的铝合金体的参考样本,本发明的铝合金体在强度(TYS和/或UTS)方面实现了至少5%的增加。在一个实施例中,相对于处于T6状态的铝合金体的参考样本,本发明的铝合金体的拉伸屈服强度获得了至少6%的增加。在其他实施例中,相对于T6状态下的铝合金体的参考样本,本发明的铝合金体的拉伸屈服强度增加了至少7%,或者拉伸屈服强度增加了至少8%,或者拉伸屈服强度增加了至少9%,或者拉伸屈服强度增加了至少10%,或者拉伸屈服强度增加了至少11%,或者拉伸屈服强度增加了至少12%,或者拉伸屈服强度增加了至少13%,或者拉伸屈服强度增加了至少14%,或者拉伸屈服强度增加了至少15%,或者拉伸屈服强度增加了至少16%,或者拉伸屈服强度增加了至少17%,或者拉伸屈服强度增加了至少18%,或者拉伸屈服强度增加了至少19%,或者拉伸屈服强度增加了至少20%,或者拉伸屈服强度增加了至少21%,或者拉伸屈服强度增加了至少22%,或者拉伸屈服强度增加了至少23%,或者拉伸屈服强度增加了至少24%,或者拉伸屈服强度增加了至少25%,或者拉伸屈服强度增加了至少26%,或者增加更多。这些增加可以在L和/或LT方向上实现。

[0160] 在一个相关的实施例中,相对于处于T6状态的铝合金体,本发明的铝合金体可以在极限抗拉强度方面实现至少6%的增加。在其他实施例中,相对于处于T6状态的铝合金体的参考样本,本发明的铝合金体的极限抗拉强度可以实现至少7%的增加,或者极限抗拉强度增加至少8%,或者极限抗拉强度增加至少9%,或者极限抗拉强度增加至少10%,或者极限抗拉强度增加至少11%,或者极限抗拉强度增加至少12%,或者极限抗拉强度增加至少

13%，或者极限抗拉强度增加至少14%，或者极限抗拉强度增加至少15%，或者极限抗拉强度增加至少16%，或者极限抗拉强度增加至少17%，或者极限抗拉强度增加至少18%，或者极限抗拉强度增加至少19%，或者极限抗拉强度增加至少20%，或者极限抗拉强度增加至少21%，或者极限抗拉强度增加至少22%，或者极限抗拉强度增加至少23%，或者极限抗拉强度增加至少24%，或者极限抗拉强度增加至少25%，或者增加更多。这些增加可以在L和/或LT方向上实现。

[0161] 在一个方案中，与在冷加工状态下的铝合金体的参考样本相比，本发明的铝合金体获得了至少相同的拉伸屈服强度。在一个实施例中，与在冷加工状态下的铝合金体的参考样本相比，该铝合金体的拉伸屈服强度实现了至少2%的增加。在其他实施例中，与在冷加工状态下的铝合金体的参考样本相比，该铝合金体的拉伸屈服强度增加了至少4%，或者拉伸屈服强度增加了至少6%，或者拉伸屈服强度增加了至少8%，或者拉伸屈服强度增加了至少10%，或者拉伸屈服强度增加了至少12%，或者拉伸屈服强度增加了至少14%，或者拉伸屈服强度增加了至少16%，或者增加了更多。关于极限抗拉强度，可以获得类似的结果。这些增加可以在L和/或LT方向上实现。

[0162] 在一个实施例中，新的6xxx铝合金体在LT方向上达到至少35ksi的典型拉伸屈服强度。在其他实施例中，新的6xxx铝合金体在LT方向上可达到的典型拉伸屈服强度分别为：至少40ksi，或至少45ksi，或至少50ksi，或至少51ksi，或至少52ksi，或至少53ksi，或至少54ksi，或至少55ksi，或至少56ksi，或至少57ksi，或至少58ksi，或至少59ksi，或至少60ksi，或至少61ksi，或至少62ksi，或至少63ksi，或至少64ksi，或至少65ksi，或至少66ksi，或至少67ksi，或至少68ksi，或至少69ksi，或至少70ksi，或至少71ksi，或至少72ksi，或至少73ksi，或至少74ksi，或至少75ksi，或更高。在纵向(L)上可以获得类似结果。

[0163] 在一个相关的实施例中，新的6xxx铝合金体在LT方向上达到至少40ksi的典型极限抗拉强度。在其他实施例中，新的6xxx铝合金体在LT方向上可达到的典型极限抗拉强度分别为：至少45ksi，或至少50ksi，或至少51ksi，或至少52ksi，或至少53ksi，或至少54ksi，或至少55ksi，或至少56ksi，或至少57ksi，或至少58ksi，或至少59ksi，或至少60ksi，或至少61ksi，或至少62ksi，或至少63ksi，或至少64ksi，或至少65ksi，或至少66ksi，或至少67ksi，或至少68ksi，或至少69ksi，或至少70ksi，或至少71ksi，或至少72ksi，或至少73ksi，或至少74ksi，或至少75ksi，或更高。在纵向(L)上可以获得类似结果。

[0164] 相对于处于T6状态的6xxx铝合金体的参考样本，新的6xxx铝合金体可以在较短的时间段内获得高的强度。在一个实施例中，新的6xxx铝合金体实现其最大强度的时间比处于T6状态的铝合金体的参考样本快至少10%。作为加工过程快10%的一个例子，如果6xxx铝合金体的T6样本在35小时的加工过程中达到其最大强度，那么新的6xxx铝合金体将在31.5小时或更短的时间内达到其最大强度。在其他实施例中，与处于T6状态的6xxx铝合金体的参考样本相比，新的6xxx铝合金体达到其最大强度的时间至少快20%，或至少快25%，或至少快30%，或至少快35%，或至少快40%，或至少快45%，或至少快50%，或至少快55%，或至少快60%，或至少快65%，或至少快70%，或至少快75%，或至少快80%，或至少快85%，或至少快90%，或者更快。

[0165] 在一个实施例中，新的6xxx铝合金体在小于10小时的热处理时间内达到其最大强度。在其他实施例中，新的6xxx铝合金体在小于9小时、或小于8小时、或小于7小时、或小于6

小时、或小于5小时、或小于4小时、或小于3小时、或小于2小时、或小于1小时、或小于50分钟、或小于40分钟、或小于30分钟、或小于20分钟、或小于15分钟、或小于10分钟或更少的热处理时间内达到其最大强度。由于热处理时间较短,使得用烤漆周期或涂层固化来热处理新的6xxx铝合金体成为可能。

[0166] ii. 延展性

[0167] 本发明的铝合金体可以实现良好的延展性并和上述强度相结合。在一种方案中,该铝合金体达到超过4%的延伸率(L和/或LT)。在一个实施例中,该铝合金体获得至少5%的延伸率(L和/或LT)。在其他实施例中,该铝合金体可以达到的延伸率(L和/或LT)分别为:至少6%,或至少7%,或至少8%,或至少9%,或至少10%,或至少11%,或至少12%,或至少13%,或至少14%,或至少15%,或至少16%,或更高。

[0168] iii. 断裂韧性

[0169] 新的6xxx铝合金体可以实现良好的断裂韧性性能。韧性性能通常依照用于平面应变断裂韧性(例如, K_{Ic} 和 K_Q)的ASTM E399和ASTM B645以及依照用于平面应力断裂韧性(例如, K_{app} 和 K_{R25})的ASTM E561和B646来进行测量。

[0170] 在一个实施例中,相对于处于T6状态的铝合金体的参考样本,新的6xxx铝合金体的韧性降低不超过10%。在其他实施例中,相对于处于T6状态的6xxx铝合金体的参考样本,新的6xxx铝合金体的韧性降低不超过9%,或不超过8%,或不超过7%,或不超过6%,或不超过5%,或不超过4%,或不超过3%,或不超过2%,或不超过1%。在一个实施例中,新的6xxx铝合金体实现了韧性至少与处于T6状态的6xxx铝合金体的参考样本的韧性相同。

[0171] iv. 应力腐蚀裂纹

[0172] 新的6xxx铝合金体可以实现良好的抗应力腐蚀裂纹性。抗应力腐蚀裂纹(SCC)性通常依照ASTM G47进行测量。例如,新的6xxx铝合金体可以获得良好的强度和/或韧性,并具有良好的SCC耐蚀性。在一个实施例中,新的6xxx铝合金体达到1级耐蚀性。在另一个实施例中,新的6xxx铝合金体达到2级耐蚀性。在又一个实施例中,新的6xxx铝合金体达到3级耐蚀性。在另外一个实施例中,新的6xxx铝合金体达到4级耐蚀性。

	耐蚀性级别	短横向应力(ksi) 在不失效的情况下持续 20 天(最少)
[0173]	1	≥ 15
	2	≥ 25
	3	≥ 35
	4	≥ 45

[0174] v. 耐剥蚀性

[0175] 新的6xxx铝合金体可以是耐剥蚀的。耐剥蚀性通常依照ASTM G34进行测量。在一个实施例中,铝合金体达到EB或更好的EXC0等级。在另一个实施例中,铝合金体达到EA或更好的EXC0等级。在又一个实施例中,铝合金体达到P或更好的EXC0等级。

[0176] vi. 外观

[0177] 依照本文中所记载的新方法加工的铝合金体可以获得改进的外观。以下的外观标准可以用Hunterlab Dorigon II (Hunter Associates Laboratory INC, Reston, VA) 或类似仪器测量。

[0178] 与处于T6状态的参考铝合金体相比,依照本文所记载的新方法加工的铝合金体可

以实现至少高5%的镜面反射率。在一个实施例中,与处于T6状态的参考铝合金体相比,新的铝合金体获得至少高6%的镜面反射率。在其他实施例中,与处于T6状态的参考铝合金体相比,新的铝合金体获得至少高7%的镜面反射率,或至少高8%的镜面反射率,或至少9%的镜面反射率,或至少高10%的镜面反射率,或至少高11%的镜面反射率,或至少高12%的镜面反射率,或至少高13%的镜面反射率,或者更高的镜面反射率。

[0179] 与处于T6状态的参考铝合金体相比,依照本文所记载的新方法加工的铝合金体可以实现至少高10%的2度漫射(2degree diffuseness)。在一个实施例中,与处于T6状态的参照铝合金体相比,新的铝合金体获得至少高12%的2度漫射。在其他实施例中,与处于T6状态的参考铝合金体相比,新的铝合金体获得至少高14%的2度漫射,或至少高16%的2度漫射,或至少高18%的2度漫射,或至少高20%的2度漫射,或至少高22%的2度漫射,或更高层次的2度漫射。

[0180] 与处于T6状态的参考铝合金体相比,依照本文所记载的新方法加工的铝合金体可以实现至少高15%的2图像清晰度(2image clarity)。在一个实施例中,与处于T6状态的参照铝合金体相比,新的铝合金体获得至少高18%的2图像清晰度。在其他实施例中,与处于T6状态的参考铝合金体相比,新的铝合金体获得至少高21%的2图像清晰度,或至少高24%的2图像清晰度,或至少高27%的2图像清晰度,或至少高30%的2图像清晰度,或更高的2图像清晰度。

[0181] I. 产品应用

[0182] 本文所述的新方法可以在多种产品应用中具有适用性。在一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于航天应用中,其中包括诸如机翼蒙皮(上部和下部)或桁条/加强件、机身蒙皮或桁条、翼肋、框架、翼梁、座椅导轨、隔板、周围隔框、尾翼(如水平稳定器和垂直稳定器)、地板梁、座椅导轨、舱门和操纵面部件(例如,方向舵、副翼)等等。通过使用该产品,可在这些部件中获得许多潜在的益处,例如包括更高的强度、优异的耐蚀性、改进的抗疲劳裂纹萌生和扩展性以及增强的韧性等。这些性能的改进的组合可以导致重量减轻或缩短检查间隔或同时导致两者。

[0183] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于军需品/弹道学/军事应用中,其中包括例如用于弹药筒和护甲中。弹药筒可以包括那些用于小型武器和加农炮或用于火炮炮弹或坦克炮弹的弹药筒。其他可能的弹药部件可包括弹底板和弹尾。火炮引信部件是另外的可能应用,就像用于精确制导炸弹和导弹的尾翼和控制面。装甲构件可以包括用于军事车辆的装甲板或结构部件。在这些应用中,这类产品可以提供减轻的重量或改进的可靠性或精确性。

[0184] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于紧固件应用,其中包括例如可以用于工业工程和/或航天工业中的螺栓、铆钉、螺钉、双头螺栓、嵌入件、螺母和锁紧螺栓。在这些应用中,这类产品可以用来替代其他较重的材料如钛合金或钛钢,以减轻重量。在其他情况下,这类产品可以提供优异的耐久性。

[0185] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于汽车应用中,其中包括诸如覆盖面板(其中包括例如,引擎罩、挡泥板、车门、车顶和行李箱舱盖等等)、车轮和临界强度应用,如用在裸车应用中(例如,车柱、加强件)。在这些应用的一些中,这类产品可以允许降低部件的规格并减轻重量。

[0186] 在另外的实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于海洋应用中,例如用于船舶和小船(其中包括例如船体、甲板、桅杆和上部结构)。在这些应用的一些中,所述产品可以用来实现规格降低和重量减小。在一些其他的情况下,所述产品可以用来代替耐蚀性低劣的产品,从而导致可靠性增强且寿命增加。

[0187] 在另外的实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于轨道应用中,其中包括例如用于底卸式货车、油罐车和箱式车。在底卸式货车或油罐车的情况下,这类产品可以用于漏斗和油罐本身或用于支撑结构。在这些情况下,这类产品能够提供减轻的重量(通过降低规格尺寸)或使与所运输的产品的相容性增强。

[0188] 在另外的实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于地面运输应用,例如用于半挂车牵引车、箱式挂车、平板挂车、公共汽车、封闭厢式货车、休闲车(RV)、越野车辆(ATV),等等。对于半挂车牵引车、公共汽车、封闭厢式货车和休闲车,所述产品可以用作覆盖面板或框架、缓冲器或油箱,允许降低规格和减轻重量。相应地,所述合金体也可用在车轮中,以提供增强的耐久性或减轻重量或改进外观。

[0189] 在另外的实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于油气应用中,其中包括例如用于隔水导管、辅助管线、钻杆、节流和压井管线、生产管道和落水管。在这些应用中,所述产品能够允许减小壁厚且重量较低。其他用途可包括替换代用材料以改进腐蚀性能,或替换代用材料以改进与钻井流体或生产流体的相容性。这类所述产品也可以用于勘探中使用的辅助设备,其中例如居住模块和直升飞机停机坪。

[0190] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于包装应用当中,其中包括例如用于盖子和标签、食品罐、瓶、托盘和盖帽。在这些应用中,益处可以包括提供了减少规格且降低包装重量或减少成本的机会。在其他情况下,这种产品将具有增强的与包装内容物的相容性或改进的耐蚀性。

[0191] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于反射体中,例如用于照明设备、镜子和集中式太阳能发电技术,等等。在这些应用中,这类产品能够在给定的强度水平下、在裸、涂覆或阳极氧化处理的条件下提供更高的反射量。

[0192] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于建筑应用中,其中包括例如用于建筑物的覆板/立面、入口、框架系统和幕墙系统。在这类应用中,这种产品能够提供优异的外观或耐久性或与厚底降低有关的重量减少。

[0193] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于电气应用中,例如用于连接器、终端、电缆、母线和电线,等等。在一些情况下,对于给定的载流能力,这种产品可以提供减少的下垂趋势。由这种产品制成的连接器会具有增强的能力以随时间而维持高完整性连接的。在其他电线或电缆中,这种产品会在给定载流能力水平上提供改进的疲劳性能。

[0194] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于纤维金属层压板应用,例如用于生产可以用于层压板中高强度薄板产品,或其他会使厚度降低和重量减轻的产品。

[0195] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于工业工程应用,例如花纹板、工具箱、螺栓连接板(bolting deck)、桥板和斜道,或其他具有增强性能以降低厚度和减少重量或材料使用的产品。

[0196] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于流体容器(罐),例如环形存储器、圆顶容器和桶,等等。在一些情况下,所述的罐能够用于静态储存。在其他情况下,所述的罐可以作为运载火箭或航空器的部件。这些应用的益处可以包括厚度减少或与所容纳产品的相容性增强。

[0197] 在另一个实施例中,通过本文所述的新方法制成的产品用于消费产品应用,如笔记本电脑、手机、照相机、移动音乐播放器、手持设备、计算机、电视、微波炉、炊具、洗衣机/干衣机、电冰箱、体育用品或任何其他需要耐久性 or 合乎需要的外观的消费电子产品。在另一个实施例中,由本文所述的新方法制成的产品用于医疗装置、安全系统和办公用品,等等。

[0198] 在另一个实施例中,所述新方法用于冷扩孔工艺,例如用于处理孔以改善抗疲劳性等,可能导致如上所述的冷加工梯度和定制的性能,等等。这种冷扩孔工艺可适用于锻造轮和航空器结构,等等。

[0199] 在另一个实施例中,所述新方法用于间接冷挤压工艺,例如,用于生产罐、瓶、气雾罐和气瓶,等等。在这些情况下,所述产品可以提供较高的强度,这可以减少材料使用。在其他情况下,内容物相容性的改进能够导致更长的保存期。

[0200] 在另一个实施例中,由本文所述的新方法制成的产品用于换热器应用,例如用于管和散热片,等等,其中较高的强度可以被解释为材料使用的减少。也可以实现改进的耐久性和较长的寿命。

[0201] 在另一个实施例中,所述新方法用于整形工艺,如用于生产散热器部件(例如热管),其中较高的强度被解释为材料使用的减少。也可以实现改进的耐久性和较长的寿命。

[0202] 新6xxx铝合金产品可以用于多层应用。例如,使用6xxx铝合金体作为第一层以及1xxx-8xxx合金作为第二层形成多层产品是可能的。图12示出了用于生产多层产品的一个实施例。在所示实施例中,可以生产多层产品(107),随后将其均质化(122),热轧(126),固溶,然后冷轧(220),如上述关于图9所述。可以通过多元合金铸造、轧制复合和冶金复合等方法生产该多层产品。多元合金铸造技术包括Kilmer等人在美国专利申请公开No. 20030079856, Anderson等人在美国专利申请No. 20050011630, Chu等人在美国专利申请No. 20080182122, 和Novelis在W02007/098583 (所谓的FUSION™铸造法) 中描述的那些内容。

[0203] 本专利申请所提出的新技术的各个方面、优点和新特征将在下面的描述中被部分地阐明,并且在本领域技术人员阅读说明书和附图后将变得显而易见,或者可以通过实践本专利申请所提供的该技术的一个或更多实施例获知。

附图说明

[0204] 图1是用于说明生产铝合金产品的常规方法的流程图。

[0205] 图2是用于说明生产铝合金产品的新方法的流程图。

[0206] 图3-8是用于说明制备用于固溶后冷加工的铝合金体的多个实施方案的流程图。

[0207] 图9是用于说明生产轧制铝合金体的方法的一个实施方案的流程图。

[0208] 图10是用于说明多种铝合金体的与取向角成函数关系的R-值的曲线图。

[0209] 图11a-11e是用于说明铝合金体的微结构的光学显微照片;所述光学显微照片通过阳极氧化处理试样并在偏振光中观察它们而获得。

- [0210] 图12是用于说明一种生产多层铝合金产品的方法的流程图。
- [0211] 图13是用于说明轧制产品的L、LT和ST方向的示意图。
- [0212] 图14-22是用于说明多种6xxx铝合金体的热处理响应的曲线图。
- [0213] 图23是用于说明当在350°F下处理时多种6xxx铝合金体的延展性作为时间的函数的曲线图。
- [0214] 图24是用于说明多种6xxx铝合金体的疲劳响应的曲线图。
- [0215] 图25是用于说明基于图24的数据,多种6xxx铝合金体的疲劳响应的趋势线的曲线图。
- [0216] 图26是用于说明多种6xxx铝合金体的强度和断裂韧性性能的曲线图。
- [0217] 图27-35是用于说明按常规方法加工和依照本文所述的新方法加工的多种6013合金体的多种性能的曲线图。
- [0218] 图36是用于说明按常规方法加工的和依照本文所述的新方法加工的多种6061合金体的多种性能的曲线图。
- [0219] 图37是用于说明按常规方法加工的和依照本文所述的新工艺加工的多种6022合金体的多种性能的曲线图。
- [0220] 图38-39是用于说明多种6022铝合金体和6061铝合金体的R-值作为取向角的函数的曲线图。
- [0221] 图40-51是用于说明按常规方法加工的和依照本文所述的新工艺加工的高镁6xxx铝合金体的多种性能的曲线图。

具体实施方式

- [0222] 实施例1-具有铜和锌的6xxx铝合金的测试
- [0223] 将具有铜和锌的6xxx铝合金(6xxx+Cu+Zn合金)直冷铸造成铸锭。这种合金与美国专利No.6,537,392披露的合金类似。该6xxx+Cu+Zn合金具有下面表3中提供的组成。
- [0224] 表3-6xxx+Cu+Zn铝合金的组成(所有数值以wt.%表示)

[0225]	Si	Fe	Mn	Cu	Mg	Zn	Cr	Ti	每种其他元素	其他总计	余量
	0.86	0.12	0.01	0.73	0.89	0.69	0.22	0.02	≤0.05	≤0.15	Al

- [0226] 在铸造后,将铸锭均匀化并随后热轧至2.0英寸的中等厚度。将这种2.0英寸的合金体分成五个部分:合金体A-E。
- [0227] 通过将2.0英寸的板材热轧至0.505英寸的次中等厚度对合金体A进行常规加工,随后冷轧成具有0.194英寸最终厚度的薄板,此后对其进行固溶处理(薄板A),拉伸大约1%以实现平整性。
- [0228] 通过热轧至1.270英寸(合金体E)、0.499英寸(合金体D)、0.315英寸(合金体C)和0.225英寸(合金体B)的次中等厚度,采用新工艺将合金体B-E加工成薄板,随后进行固溶处理,再将这些合金体冷轧至0.200英寸的最终板厚。薄板B接受大约11%CW,薄板C接受大约35%CW,薄板D接受60%CW,以及薄板E接受大约85%CW。
- [0229] 测试1试样
- [0230] 在350°F下对薄板A的试样进行热处理。由于薄板A已经固溶并随后经过热处理,

即,在固溶处理步骤和热处理步骤之间没有采取冷加工,认为薄板A被处理到T6状态。薄板A的试样的机械性能作为时间的函数,在不同的时间间隔被测量。

[0231] 对薄板B-E的多个试样进行热处理。将第一组在300°F下热处理,将第二组在325°F下热处理,将第三组在350°F下热处理,将第四组在375°F下热处理,将第五组在400°F下热处理。薄板B-E的各个试样的机械性能作为时间的函数,在不同的时间间隔被测量。

[0232] 图14-23显示了薄板A-E的热处理响应。相对于常规薄板产品(薄板A),采用新工艺制成的薄板(薄板B-E)在较短的时间段内获得了更高的强度。下面的表4显示了采用350°F热处理状态的一些拉伸性能,所有数值以ksi表示并且是在LT(长横向)方向。

[0233] 表4-在不同热处理时间6xxx+Cu+Zn合金的强度(350°F)

时间 (小时)	薄板 A (T6) (旧)		薄板 E 85% CW (新)		薄板 D 60% CW (新)		薄板 C 35% CW (新)		薄板 B 11% CW (新)	
	TYS	UTS	TYS	UTS	TYS	UTS	TYS	UTS	TYS	UTS
2	41.7	53.7	70.9	72.9	65.6	68.9	59.3	63.4	52.2	57.9
4	49.7	56.9	67.8	70.2	65.0	68.1	60.6	64.0	54.8	59.3
8	54.2	58.5	64.9	66.8	63.0	65.3	60.0	63.2	55.6	59.1
16	55.3	58.5	61.2	63.1	60.6	62.7	58.7	61.4	54.4	57.7
24	54.8	58.3	60.3	62.1	59.5	61.5	57.5	60.0	53.9	56.9

[0235] 如上面表4和图16中所示,由新工艺制备的并且具有至少25%冷加工的薄板C-E相对于薄板A在强度方面实现了增加。确实地,具有85%CW且在350°F下热处理的薄板E实现大约70.9ksi的强度,并且热处理仅2小时(由于这么快地实现了高的强度,它的最大强度可能更高)。按常规加工的T6状态的薄板(薄板A)在大约16小时的热处理达到其测量的最高强度,并且随后仅实现大约55.3ksi的强度。换句话说,新的薄板E相对于按常规手段制备的材料在拉伸屈服强度方面实现了大约28%的增加,并且热处理仅2小时(即,更加快了87.5%; $(1-2/16)*100\%=87.5\%$)。换言之,新的薄板E在强度方面相对于常规薄板A实现了大约28%的增加,并且为此所花费的时间为常规薄板A材料达到其55.3ksi的最大强度所需时间的大约1/10。

[0236] 具有高于25%冷加工的薄板C、D和E获得超过60ksi的拉伸屈服强度。具有60%冷加工的薄板D和具有85%冷加工的薄板E分别获得超过65ksi的拉伸屈服强度,表明对于这种特定的合金,可能需要高于35%的冷加工,如高于50%的冷加工,以有规律地获得超过60ksi的拉伸屈服强度。

[0237] 图19-图21显示了在不同的热处理温度下薄板B-E的屈服强度。如图所示,在较高的热处理温度下达到给定的屈服强度所需要的时间逐步变得更短。由于这种短的热处理时间,使用烤漆周期或涂层固化对新6xxx合金体进行热处理成为可能,这使得此类铝合金体特别地适用于汽车应用和刚性容器包装应用,等等。

[0238] 如果这些强度显著增加,预期薄板B-E的延展性将显著下降。然而,如下面的表5和图23中所示,6xxx+Cu+Zn铝合金体实现了良好的延伸率值。所有延伸率值以百分比表示。对于在300°F、325°F、375°F和400°F下热处理的试样测量到类似的延伸率值。

[0239] 表5-在不同热处理时间下6xxx+Cu+Zn合金的延伸率(%) (350°F)

[0240]

时间 (小时)	薄板 A (T6) (旧)	薄板 E 85% CW (新)	薄板 D 60% CW (新)	薄板 C 35% CW (新)	薄板 B 11% CW (新)
2	24	12.0	12.0	10.0	14.0
4	18.5	12.0	11.0	10.0	11.0
8	14	11.0	11.0	8.0	10.0
16	13	12.0	10.0	8.0	10.0
24	12	11.0	12.0	7.5	6.0

[0241] 测试2试样-机械性能

[0242] 热处理来自薄板A-E的试样,这些试样的状态(“测试2试样”)在下面表6中提供。对机械性能进行测试,下面表6中提供了机械性能的平均值。新工艺制备的且具有高于25%冷加工的薄板C-E实现比由旧工艺制备的薄板A产品更高的强度,并且是在全部方向上,而具有少于25%冷加工的薄板B获得了与薄板A类似的性能。

[0243] 表6-6xxx+Cu+Zn合金的机械性能

[0244]

产品(热处理温度, 持续时间)	测试方向	TYS (ksi)	UTS (ksi)	El (%)
薄板 E 85% CW (300°F, 8 小时)	L*	71.3	73.6	10.5
	LT	74.0	78.1	13.3
	45°	66.7	70.2	12.0
薄板 D 60% CW (300°F, 24 小时)	L	67.9	70.1	9.5
	LT	66.0	69.3	11.5
	45°	63.7	67.4	10.3
薄板 C 35% CW (300°F, 24 小时)	L	62.8	65.2	12.0
	LT	58.5	63.4	10.5
	45°	58.3	63.3	11.3
薄板 B 11% CW (300°F, 48 小时)	L	56.0	59.3	14.0
	LT	55.1	60.0	11.0
	45°	54.2	59.3	12.5
薄板 A (T6) (350°F, 12 小时)	L	56.8	58.7	14.0
	LT	54.1	57.9	11.5
	45°	53.4	57.1	11.5
* = 单个样品 - 非平均值				

[0245] 测试2试样-疲劳

[0246] 依照ASTM E606使来自薄板A-E的测试2试样经过应变疲劳测试,测试结果在图24-25中显示。如图所示,相对于常规加工的材料(即,T6状态的薄板A),由新方法制成的并且具有高于25%的冷加工的薄板获得高周疲劳性能。在低周(高应变)状态,这些薄板类似或优于薄板A。

[0247] 测试2试样-断裂韧性

[0248] 依照ASTM E561和B646使来自薄板A-E的测试2试样经过断裂韧性测试。使用宽度为大约6.3英寸、厚度为大约0.2英寸、初始裂纹长度为大约1.5至大约1.6英寸(2a₀)的M(T)试样测量断裂韧性。下面表7中提供了所测量的来自断裂韧性测试的K_{app}值。为了方便起见,上述的强度值被再次重现。

[0249] 表7:薄板A-E的 K_{app} 值 (M) T, T-L, W=6.3英寸)

材料(ID)	薄板 A (T6) (旧)	薄板 B 11% CW (新)	薄板 C 35% CW (新)	薄板 D 60% CW (新)	薄板 E 85% CW (新)
K_{app} (ksi $\sqrt{in}$)	62.9	59.7	57.1	56.9	61.9
相对于合金 A 降低的百分比	--	5.1%	9.2%	9.5%	1.6%
TYS (LT)	54.1	55.1	58.5	66.0	74.0
相对于合金 A 增加的百分比	--	1.8%	8.1%	22%	37%
TYS 增加: FT 降低的比率	--	0.35	0.88	2.32	23.13

[0251] 尽管薄板D-E具有高得多的强度,薄板D-E仅获得比薄板A稍低的断裂韧性。所有这些结果是在 ~ 57 至 $63 \text{ ksi } \sqrt{in}$ 的相对窄的范围内。R-曲线数据(未示出)表明,尽管上述范围在材料强度内,所有的薄板A-E具有类似的R-曲线。图26显示了采用表7的 K_{app} 值和表6的LT强度值的强度和断裂韧性。总体上,相对于按常规工艺生产的T6产品,由新工艺生产的并且具有高于25%的冷加工的新合金体获得了类似的或更好的强度和断裂韧性的结合。例如,采用新工艺生产的且具有85%CW的薄板E获得了大约37%的强度增加,同时与T6状态的薄板A相比断裂韧性仅降低大约1.6%。

[0252] 测试2试样-耐蚀性

[0253] 依照ASTM G110测试来自薄板A-E的测试2试样的耐蚀性。在下面表8中总结出了测试结果。提供了薄板A-E中的每一个的平均和最大腐蚀深度(来自10个读数)。

[0254] 表8-6xxx+Cu+Zn合金的腐蚀性能

[0255]

薄板	CW%	平均深度 (μm)	最小深度 (μm)	最大深度 (μm)
薄板A	N/A-	64	5	130
	T6			
薄板B	11	97	67	152
薄板C	35	92	43	154
薄板D	60	56	3	87
薄板E	85	39	33	51

[0256] 大体上,这些结果表明新的加工方法不显著影响合金的腐蚀性能。事实上,增加冷加工看起来降低平均和最大腐蚀深度。

[0257] 按照上述OIM步骤还测试了6xxx+Cu+Zn合金体的晶粒结构。结果提供在下表9中。

[0258] 表9-6xxx+Cu+Zn合金的微结构(OIM)性能

[0259]	试样	测量位置	按照 OIM 法测量的 第一类型晶粒(%)	未再结晶百分比
	对照物	T/4 至表面	98%	2%
	11% CW	T/4 至表面	95%	5%
	35% CW	T/4 至表面	12%	88%
	60% CW	T/4 至表面	8%	92%
	85% CW	T/4 至表面	5%	95%

[0260] 在所有情况下,高于25%冷加工的新6xxx+Cu+Zn合金体具有占优的未再结晶微结构,所述微结构具有体积分数不高于0.12的第一类型晶粒(即,88%未再结晶)。相反,对照物几乎全部再结晶,具有体积分数为0.98的第一类型晶粒(即,2%未再结晶)。

[0261] 按照上述R-值生成步骤还测试了6xxx+Cu+Zn合金体的R-值。结果显示在上述的图10和表2中。60%和85%冷加工的新6xxx+Cu+Zn合金体具有高的标准化R-值,均实现了高于3.0的最大R-值,并在50°的取向角上实现这一最大标准化R-值。这些高的R-值可以表明本文所述的新6xxx+Cu+Zn合金体具有独特的织构并因此具有独特的微结构。与对照物的R-值相比(出于测量R-值的目的,该对照物处于T4状态而不是在T6状态),60%和85%冷加工的新6xxx+Cu+Zn合金体也获得了大约高369%至717%的最大R-值。

[0262] 实施例2-罐体料形式的多层产品的测试

[0263] 与上述图12的方法类似地生产了几种多层产品,所述产品包括作为覆层的AA3104和作为中心层的AA6013并且是在H状态。以2层(3014-6013)和3层(3104-6013-3104)形式生产这种多层产品。在H1x状态并在涂层固化后测试多层产品的机械性能。结果提供在下面表10中。

[0264] 表10-多层产品的机械性能

				冷轧(H1x 状态)			涂层固化后(400 °F/20 分钟)		
材料	批号	抛光厚度 (英寸)	冷加工 (%)	TYS (ksi)	UTS (ksi)	延伸率 (%)	TYS (ksi)	UTS (ksi)	延伸率(%)
3104 (常规)	A	0.014	86%	41.1	45.0	6.0	37.9	41.9	5.0
3 层	B	0.028	72%	55.2	60.4	8.0	55.1	58.5	7.0
	C	0.023	77%	56.6	61.3	8.0	56.0	59.2	6.5
	D	0.018	82%	56.8	61.2	7.5	55.6	58.9	6.0
	E	0.013	87%	58.7	63.1	7.0	56.1	59.1	4.5
2 层	F	0.028	72%	67.6	72.2	9.5	67.8	69.4	5.5
	G	0.023	77%	64.9	69.2	8.0	64.0	66.1	5.5
	H	0.016	84%	69.8	73.5	7.0	65.8	67.4	5.0
	I	0.014	86%	69.3	72.6	7.0	65.6	67.1	4.5

[0266] 相对于标准3104合金产品,所有多层产品都获得改进的强度和延展性的结合,获得了大约17ksi至30ksi的TYS增加(固化后),并具有类似或更好的延展性。3104覆层可以在制罐期间用来限制沾着铝和氧化物在变薄拉伸模上。可以在涂层固化期间对6013中心层进行热处理,这可以增加它的强度。

[0267] 实施例3-6013合金的测试

[0268] 以与实施例1类似的方式生产美国铝业协会的6013合金,并对其机械性能进行测量。6013合金是不含锌而含有铜的6xxx合金。所测试的6013合金的组成在下面表11中提供。机械性能在图27-图35中显示。

[0269] 表11-6013合金的组成(所有数值以表示wt.%)

[0270]	Si	Fe	Mn	Cu	Mg	Cr	每种其他元素	其他总计	余量
	0.70	0.25	0.32	0.89	0.94	0.03	≤0.05	≤0.15	A1

[0271] 75%冷加工的6013合金实现大约64-65ksi的LT拉伸屈服强度,55%冷加工的6013合金实现大约60-61ksi的LT拉伸屈服强度,这比对照合金体(T6)的最大强度高8-13ksi。75%和55%冷加工的合金比对照(T6)合金体更快地实现这些强度。

[0272] 采用Hunterlab Dorigon II (Hunter Associates Laboratory INC, Reston, VA)评估了对照物、55%冷加工的6013薄板和75%冷加工的6013薄板的光学性能。首先将这些薄板机械抛光成镜面光洁度,清洗并化学抛光,阳极氧化处理至氧化物厚度为0.3密耳(mil)并密封。对镜面反射率、图像清晰度和2度漫射进行测试以量化阳极氧化处理的表面外观。较高的镜面反射率和图像清晰度值表明更明亮且更均匀的外观。较低的2度漫射表明反射图像中模糊程度的降低。高的镜面反射率和图像清晰度以及低的2度漫射对于用作反射体的产品的应用(用于照明应用)以及其他要求明亮、均匀表面的消费电子产品应用是有价值的。获得具有明亮表面和高强度的铝合金产品在这些(和其他)应用中是有利的。

[0273] 测量出的这些6013薄板的光学性能在表15中显示。如表所示,55%和75%冷加工的6013薄板的光学性能相对于对照物是改进的。如上所示,55%和75%冷加工的6013薄板还具有改进的强度。

[0274] 表15-6013合金的光学性能

[0275]	光学性能	薄板(旧) 对照物	薄板(新) 55% CW	薄板(新) 75% CW
	镜面反射率	15.2	16.4	17.3
	2度漫射	7.66	6.52	5.86
	图像清晰度	29.3	35.0	38.4
	镜面反射率改进%	NA	7.9	13.8
	2度漫射改进%	NA	14.9	23.5
	图像清晰度改进%	NA	19.5	31.

[0276] 实施例4-6022和6061合金的测试

[0277] 以与实施例1类似的方式生产美国铝业协会6022和6061合金,并对它们的机械性能进行测试。6022合金是低铜且不含锌的合金,具有0.05wt.%的Cu。6061合金是另一种低铜且不含锌的合金,具有0.25wt.%的Cu。在下面表12和表13中提供了所测试的6022和6061合金组成。它们的机械性能在图36-图37中显示。

[0278] 表12-6022合金的组成(所有数值以表示wt.%)

[0279]	Si	Fe	Mn	Cu	Mg	Cr	每种其他元素	其他总计	余量
	0.86	0.16	0.07	0.05	0.61	0.02	≤0.05	≤0.15	Al

[0280] 表13-6061合金的组成(所有数值以表示wt.%)

[0281]	Si	Fe	Mn	Cu	Mg	Cr	每种其他元素	其他总计	余量
	0.65	0.46	0.06	0.25	0.95	0.19	≤0.05	≤0.15	Al

[0282] 6022合金或6013合金都不能获得高于60ksi的LT拉伸屈服强度。实施例1-4的结果表明涉及本文所披露的新方法的合金的强度响应可以取决于所使用的合金元素的类型和量。可以相信,促进应变硬化和/或沉淀硬化的合金元素提供改进的性能。还可以相信,合金需要足够的溶质以获得改进的性能。可以相信,6xxx+Cu+Zn合金和6013合金能够获得高于60ksi的强度,因为它们包含足够的溶质(例如,额外的铜和/或锌)以有助于高度的硬化响应(应变和/或沉淀)。可以相信,6061和6022合金没有获得60ksi的强度水平,因为它们看上去不具有足够的溶质以在采取高的冷加工和适当的热处理时有助于高度的硬化响应。

[0283] 按照上述的R-值生成步骤还测试了6061和6022合金的R-值,测试结果在图38-图39中示出。上述结果表明这些合金与较高溶质的6xxx+Cu+Zn合金和6013合金相比具有不同的微结构。6022合金合金(图38)在20°至70°的取向角不具有最大R-值,而6xxx+Cu+Zn合金实现了这一点。确实地,R-曲线的形状差不多反映出对照试样在90°的取向角获得其最大R-值。如图39所示,6061合金在45°的取向角获得最大R-值,但获得小于3.0的R-值。

[0284] 实施例5-高Mg-6xxx合金的测试

[0285] 以与实施例1类似的方式生产薄板和板材形式的高Mg-6xxx合金(6xxx-high-Mg alloy)。薄板的最终厚度是0.08英寸,板材的最终厚度是0.375英寸。下面表14中提供了高Mg-6xxx合金的组成。高Mg-6xxx合金为低铜并且不含锌(例如,包含仅作为杂质的锌)的合金,铜的含量为0.14wt.%。高Mg-6xxx合金的机械性能在图40-图51中提供。

[0286] 表14-高Mg-6xxx合金的组成(所有数值以表示wt.%)

[0287]	Si	Fe	Mn	Cu	Mg	Cr	每种其他元素	其他总计	余量
	0.81	0.28	0.61	0.14	1.45	0.14	≤0.05	≤0.15	Al

[0288] 当冷加工时薄板形式的高Mg-6xxx合金获得高于60ksi的LT拉伸屈服强度并具有良好的延伸率。实施例4和5的结果表明,这类具有低铜水平并且不含锌(即,锌仅作为杂质存在)的高Mg-6xxx合金可以获得至少60ksi的LT屈服强度。高的镁可以促进应变响应和/或沉淀硬化响应。其他的高镁合金体可以获得低于60ksi的强度水平,但仍可以适用于多种产品应用。

[0289] 尽管已经详细地描述了本发明的多个实施方案,但这些实施方案的修改和更改对本领域技术人员来说是显而易见。然而,可以清楚地理解这类修改和更改都落入本发明公开内容的精神和范围内。

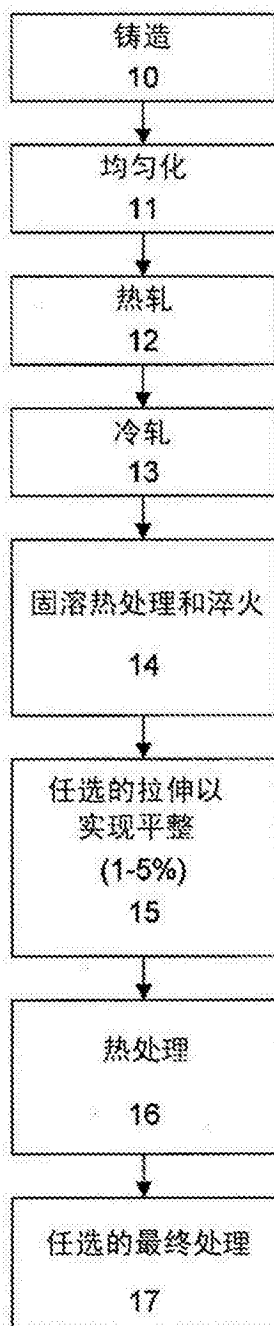


图1 (现有技术)

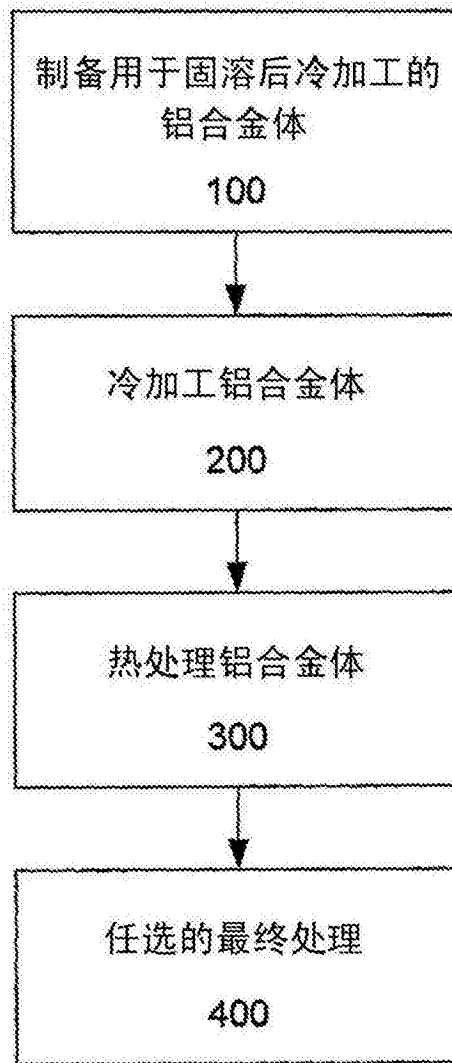


图2

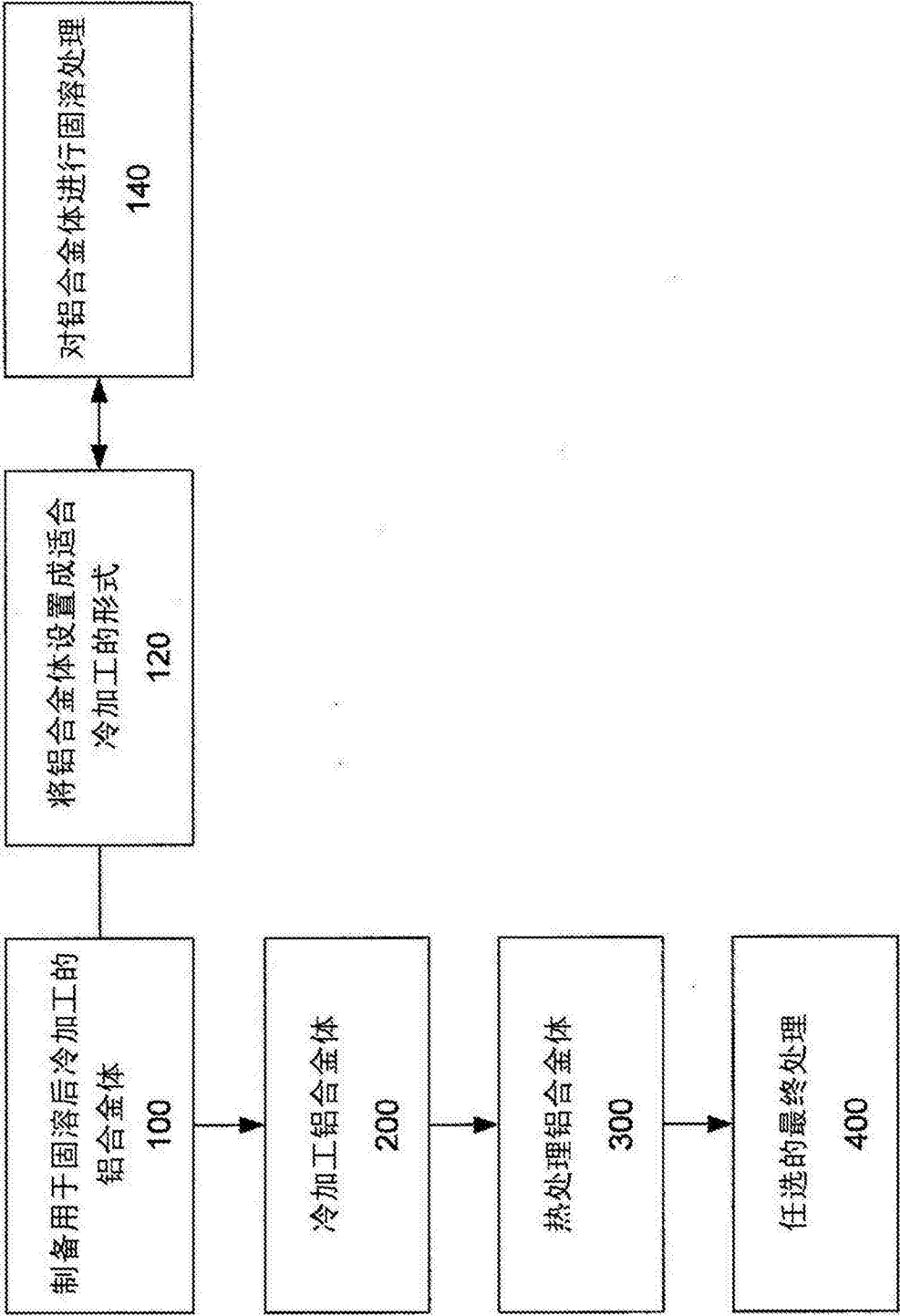


图3

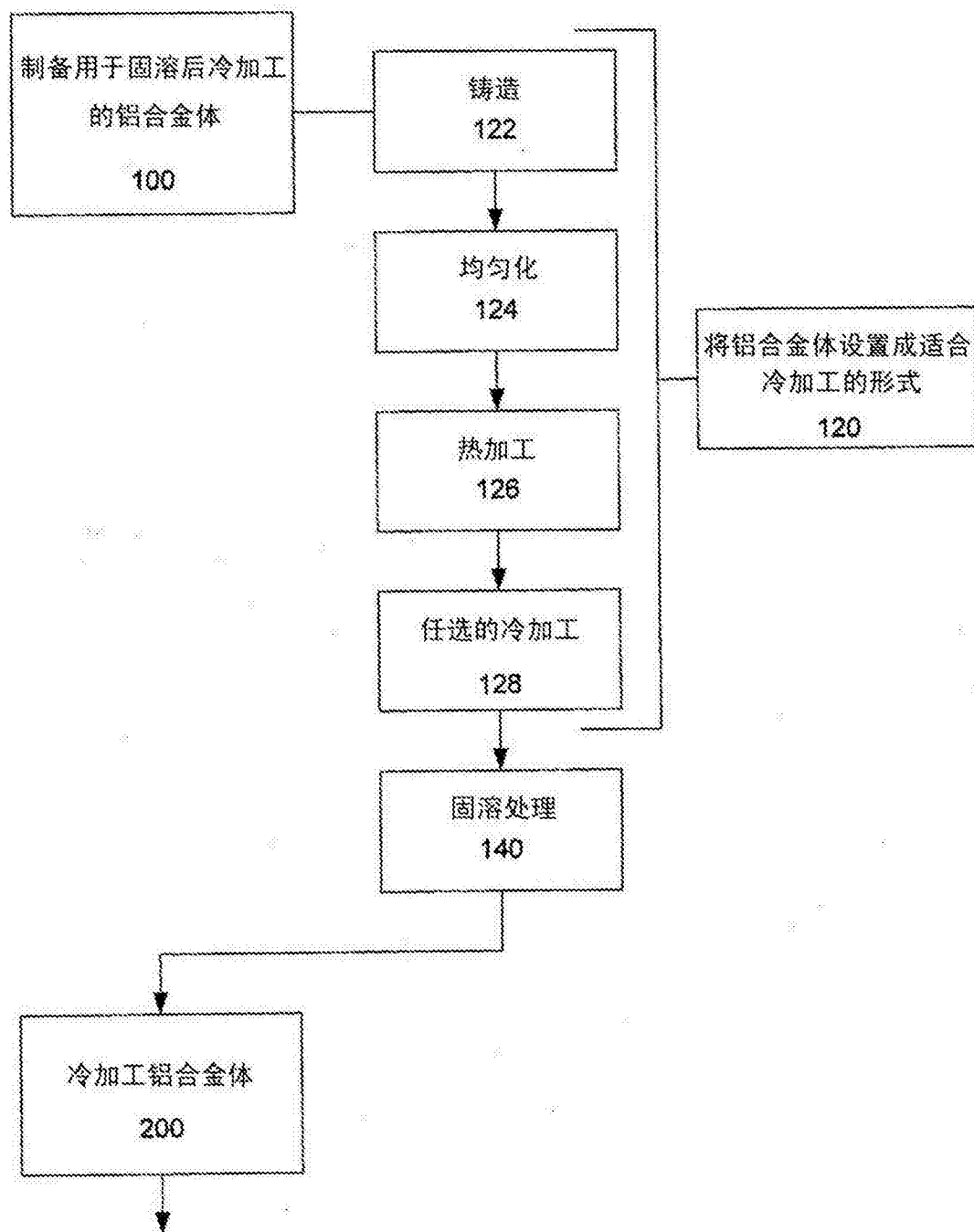


图4

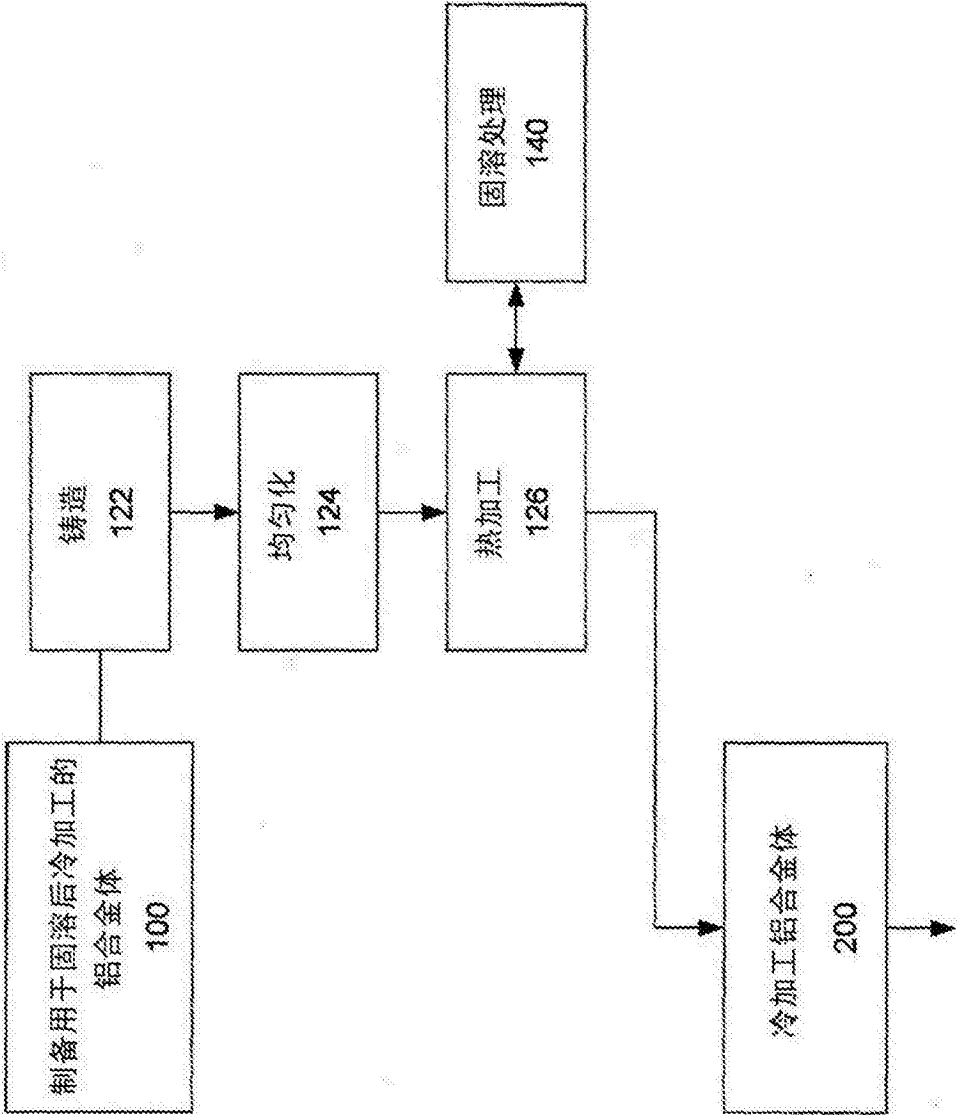


图5

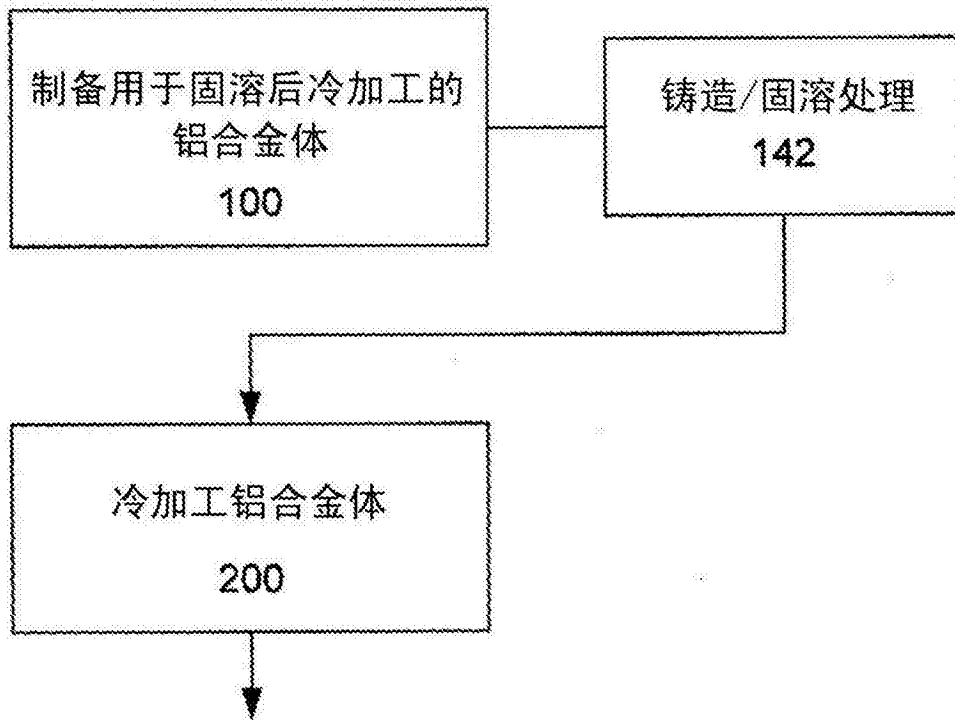


图6

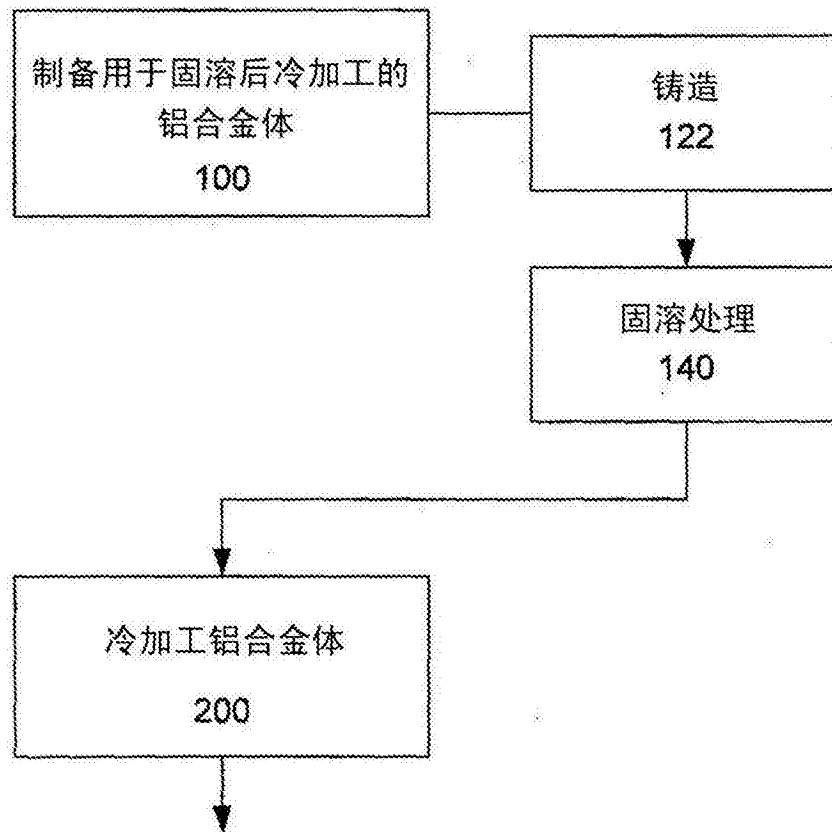


图7

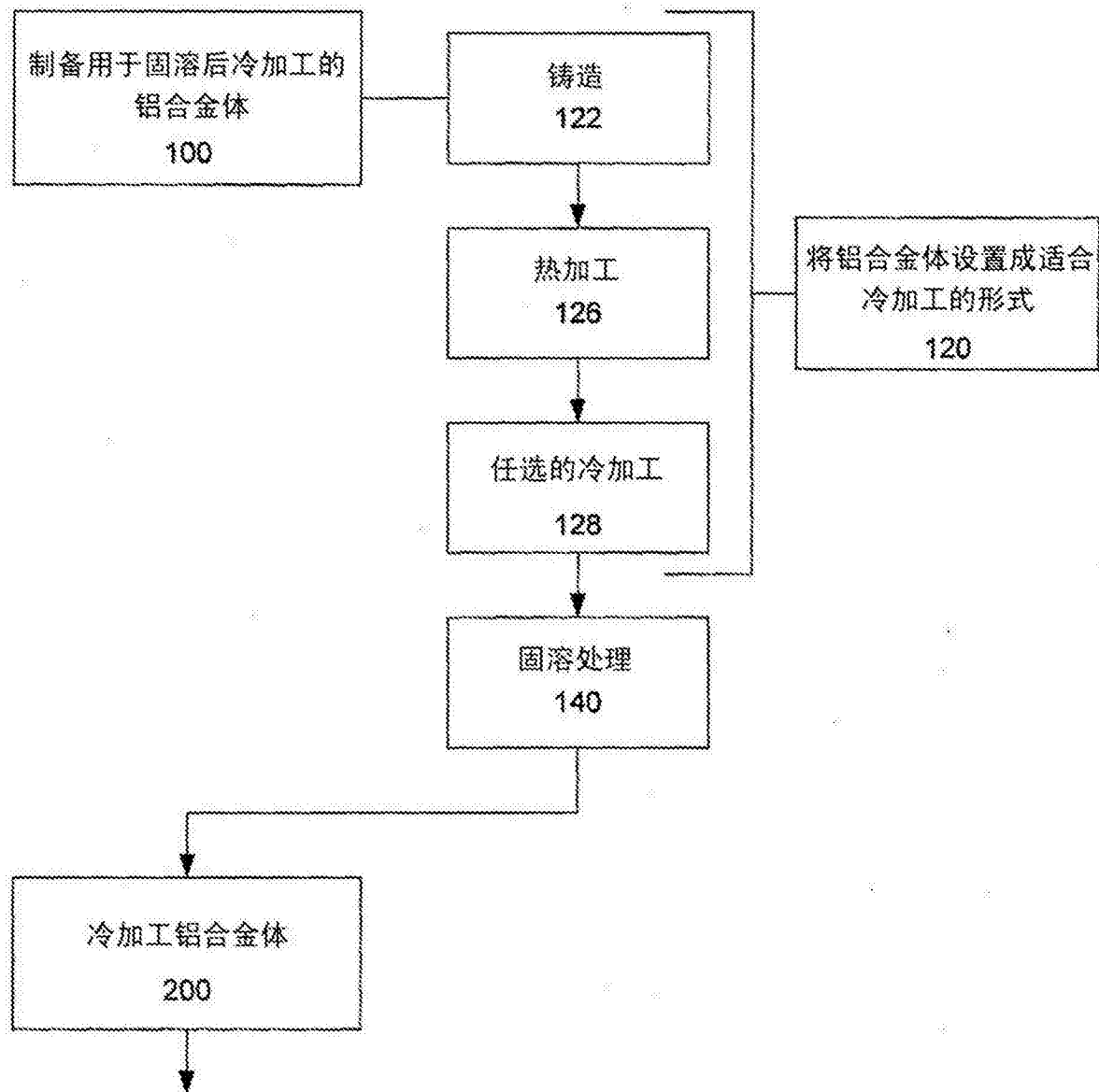


图8

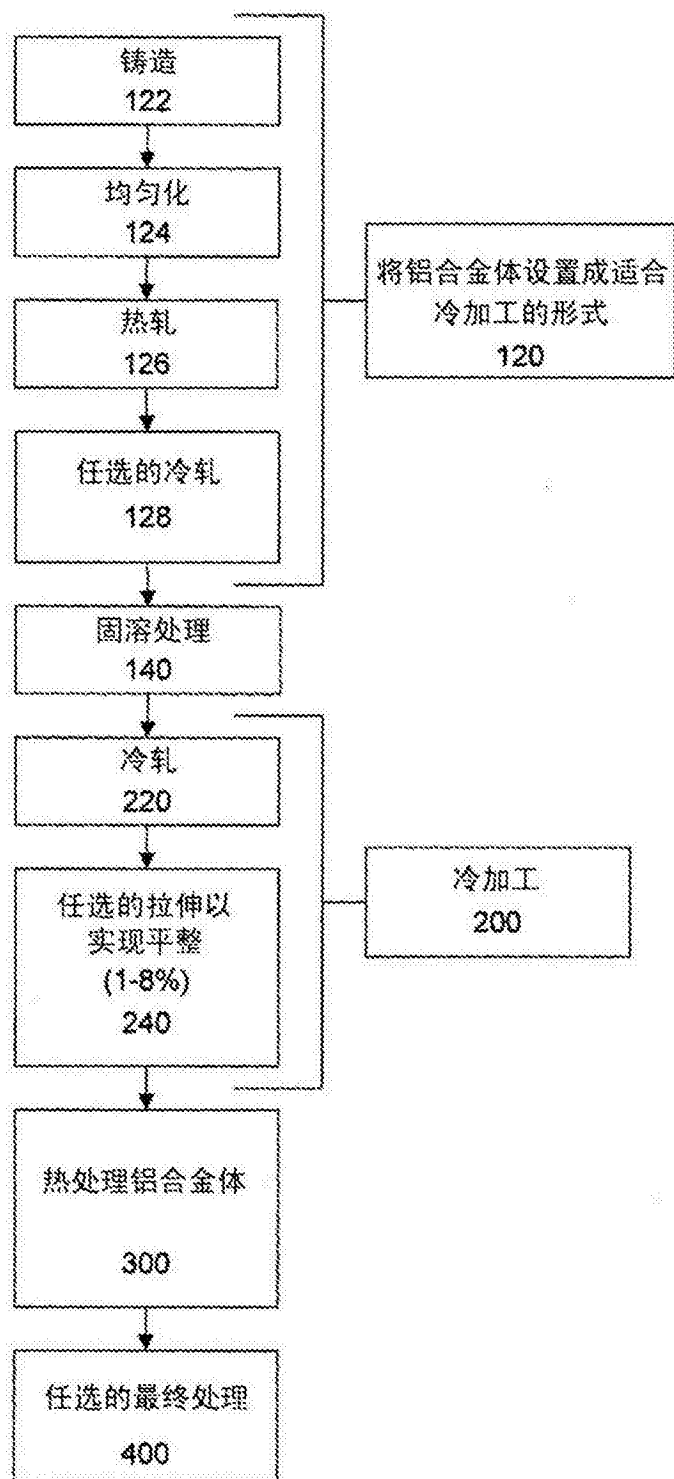


图9

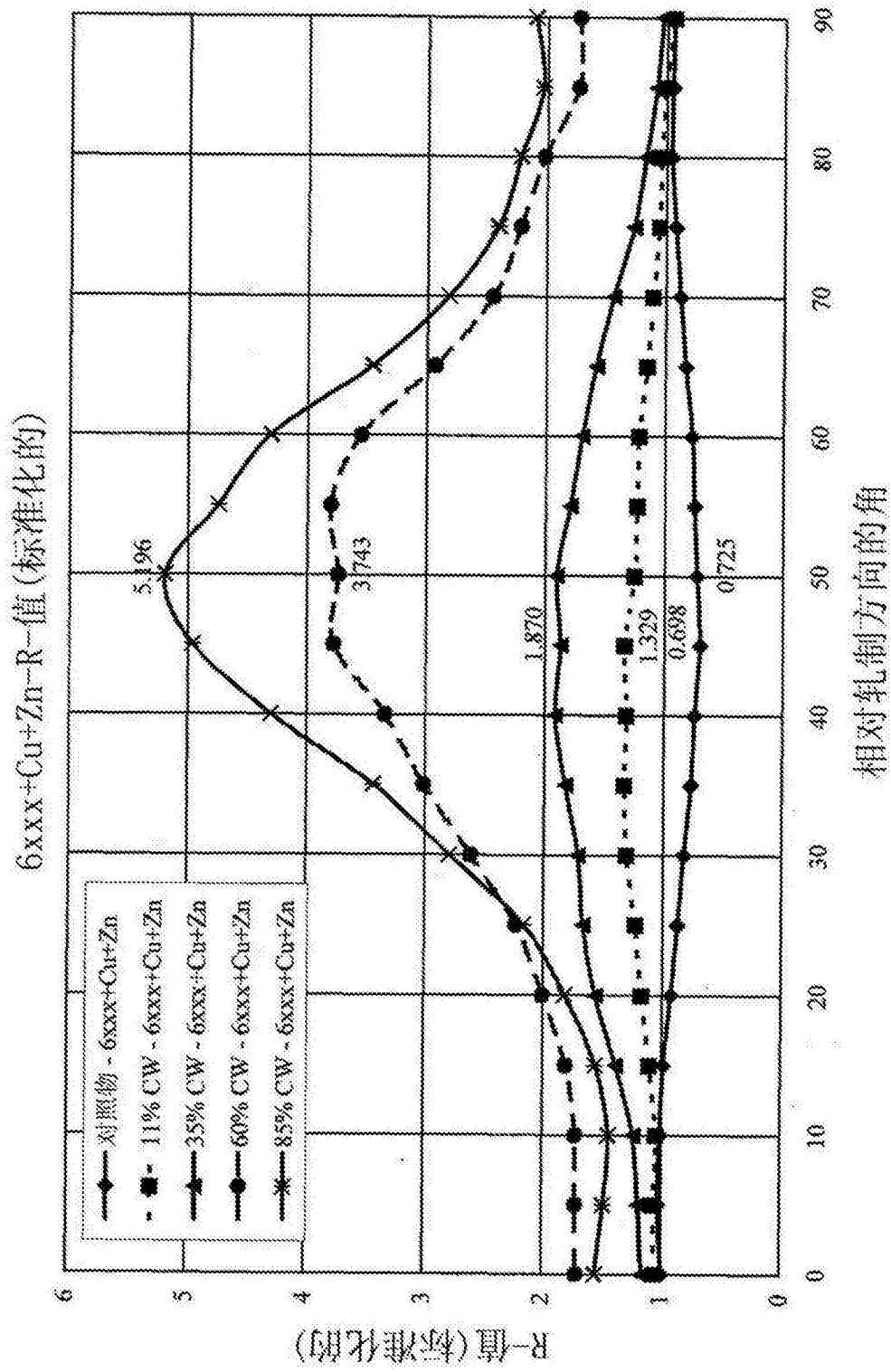


图10

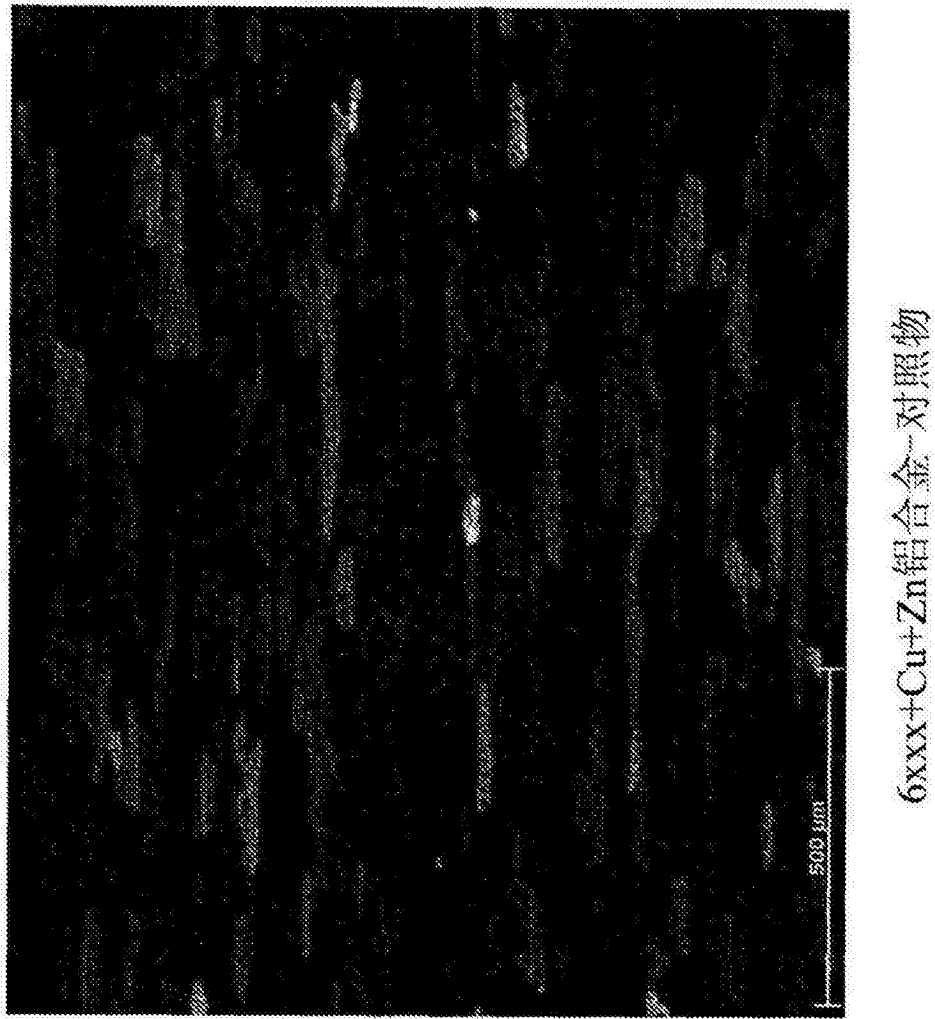


图11a

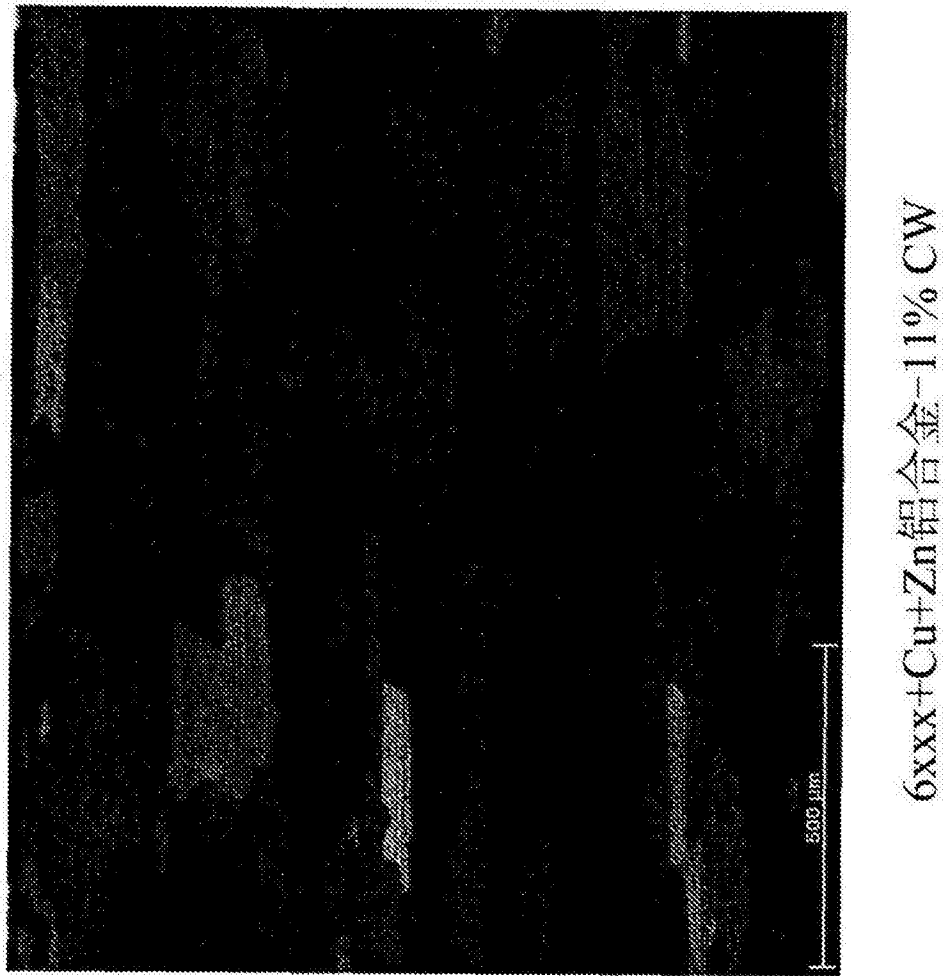


图11b

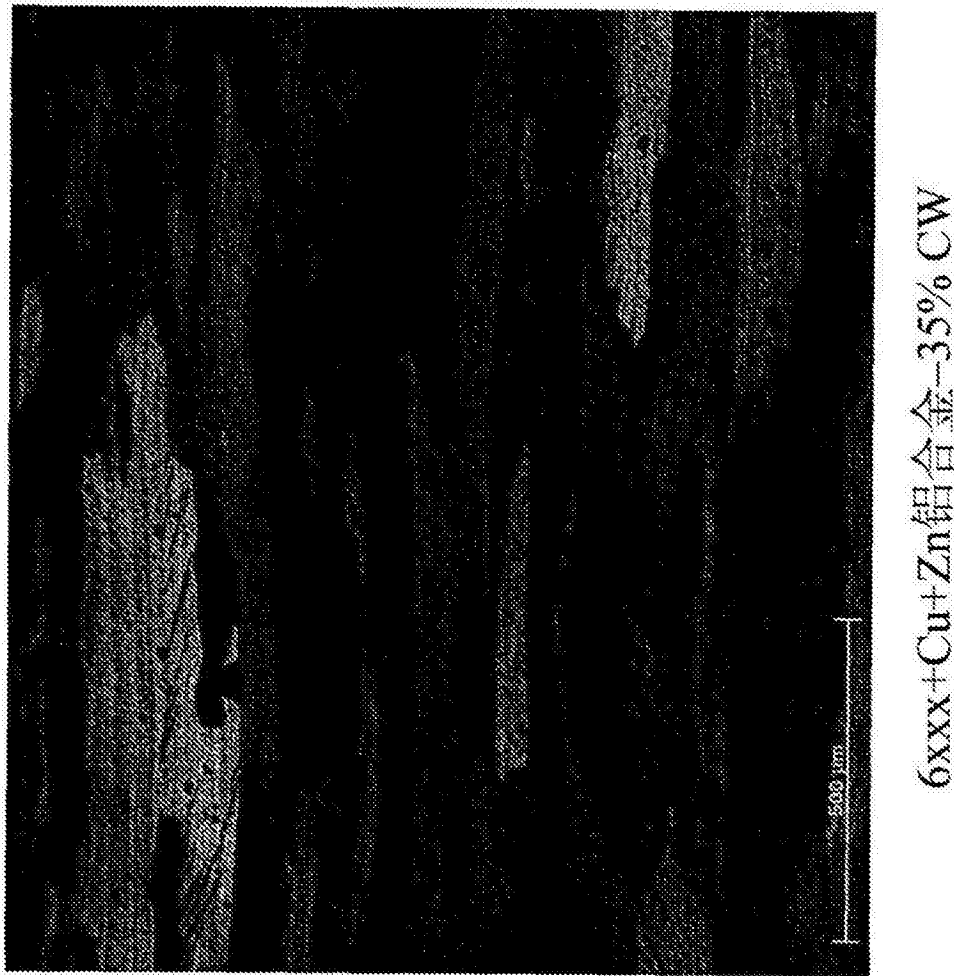


图11c

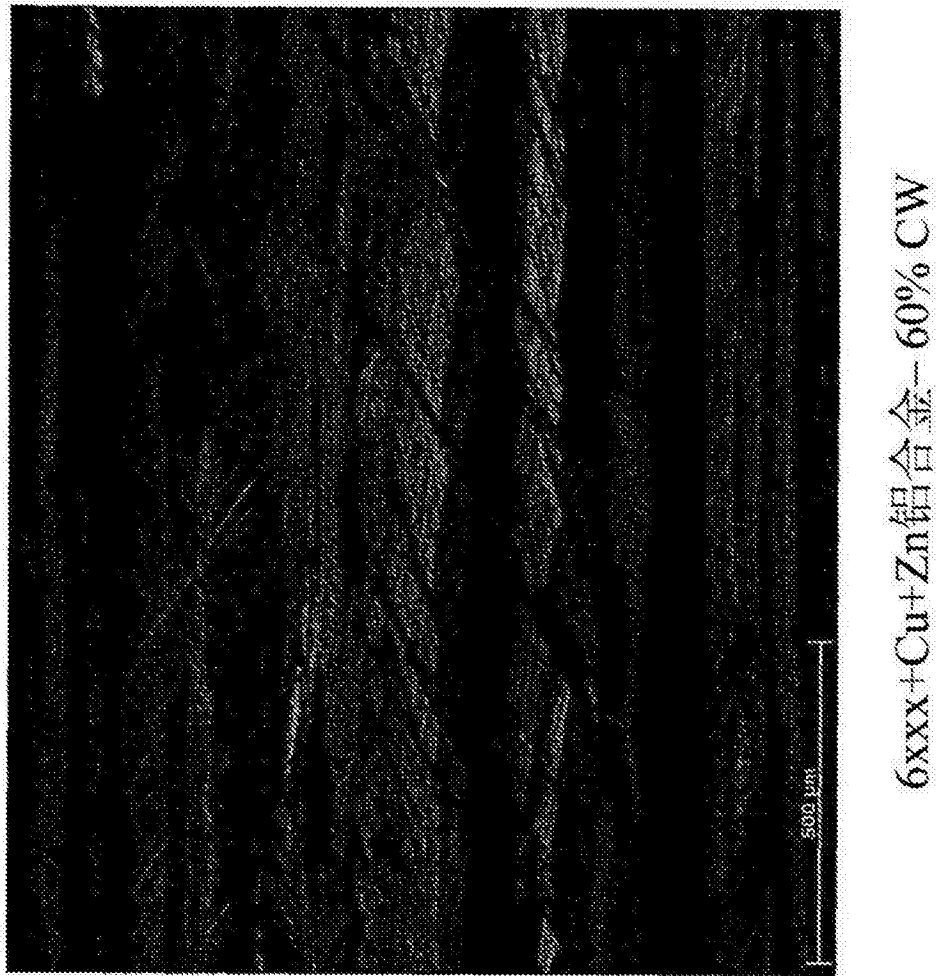


图11d

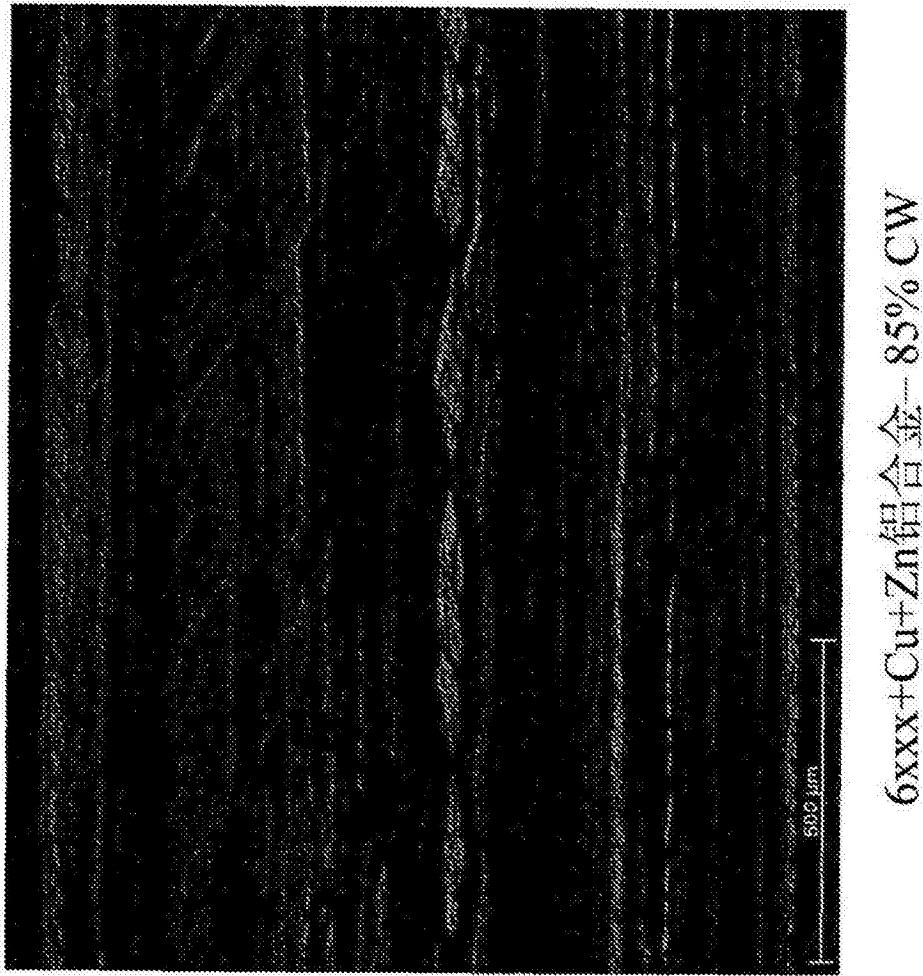


图11e

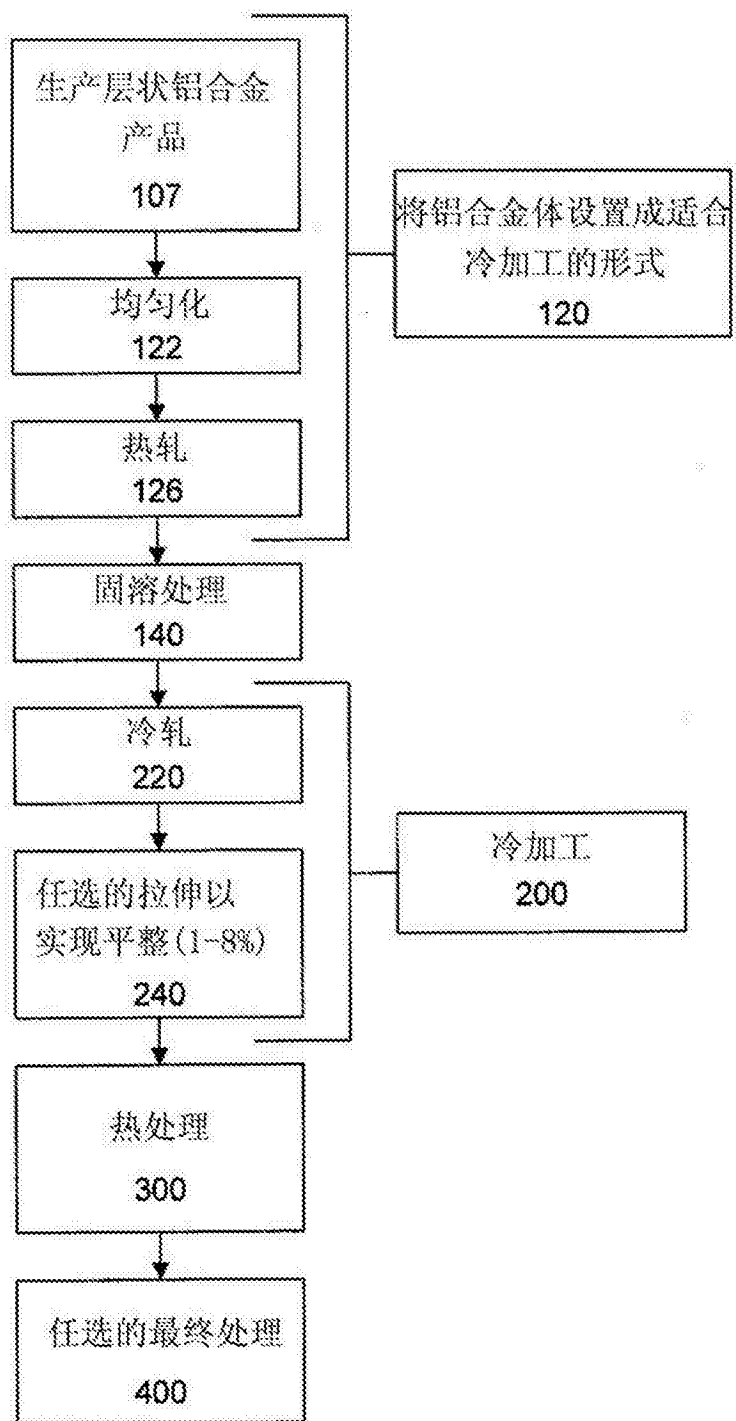


图12

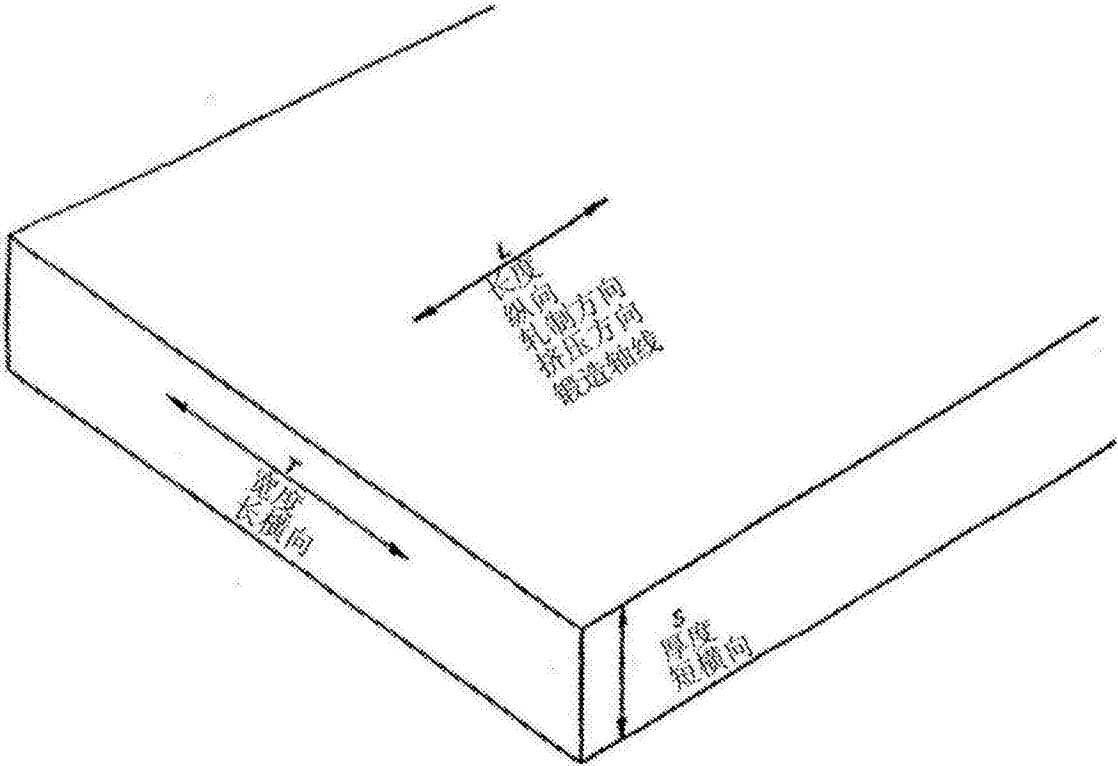


图13

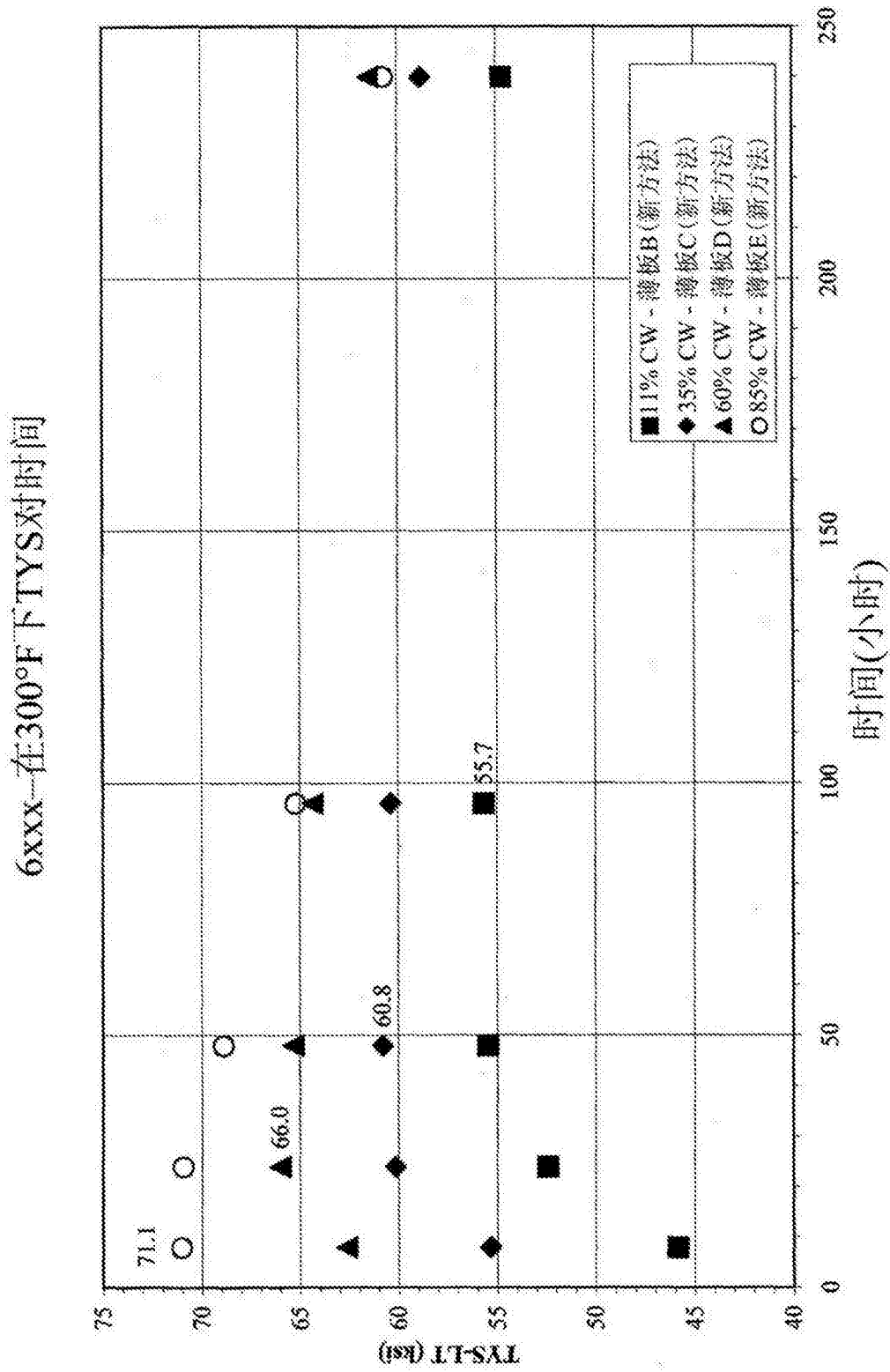


图14

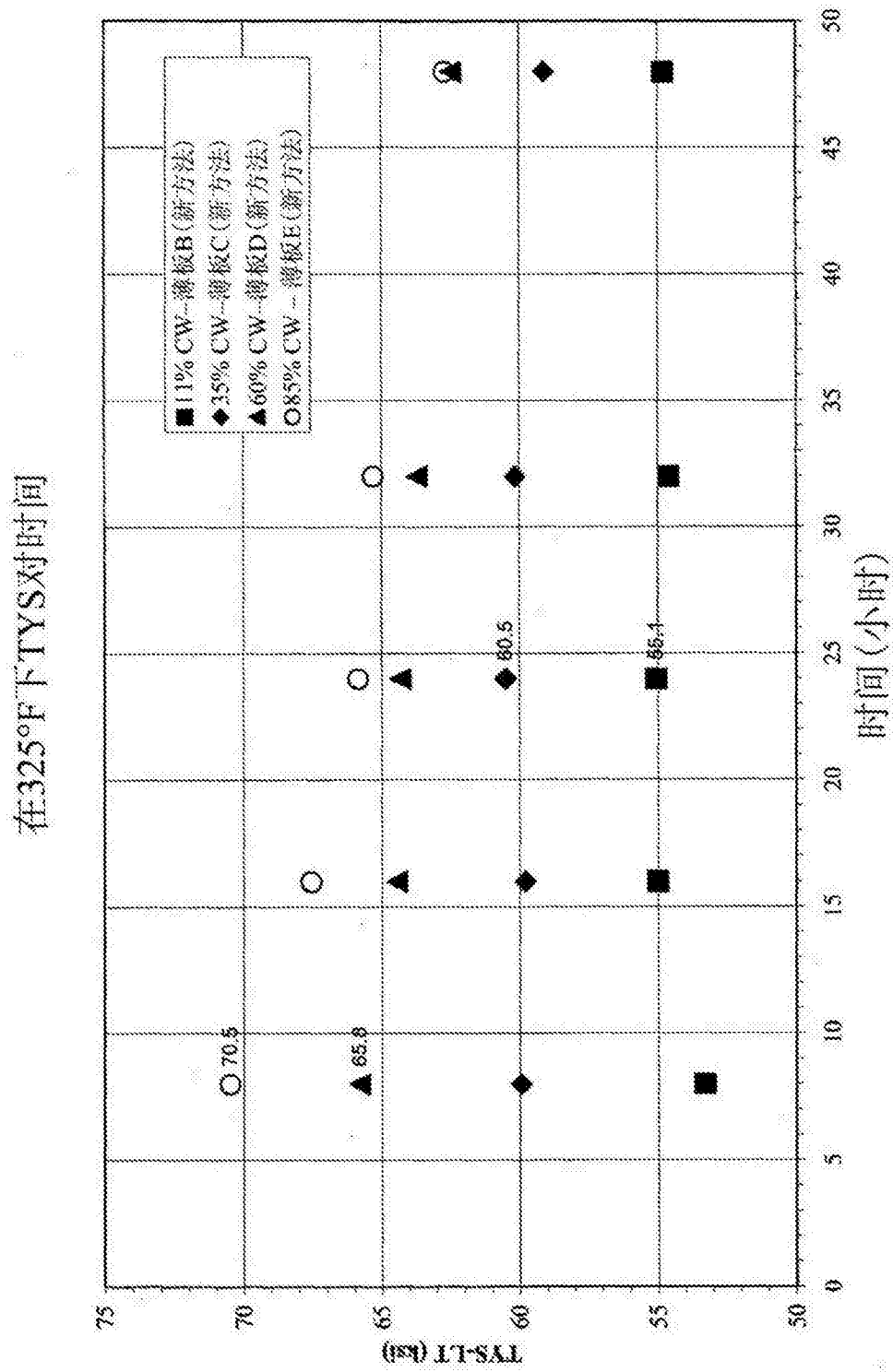


图15

在350°F下TYS对时间

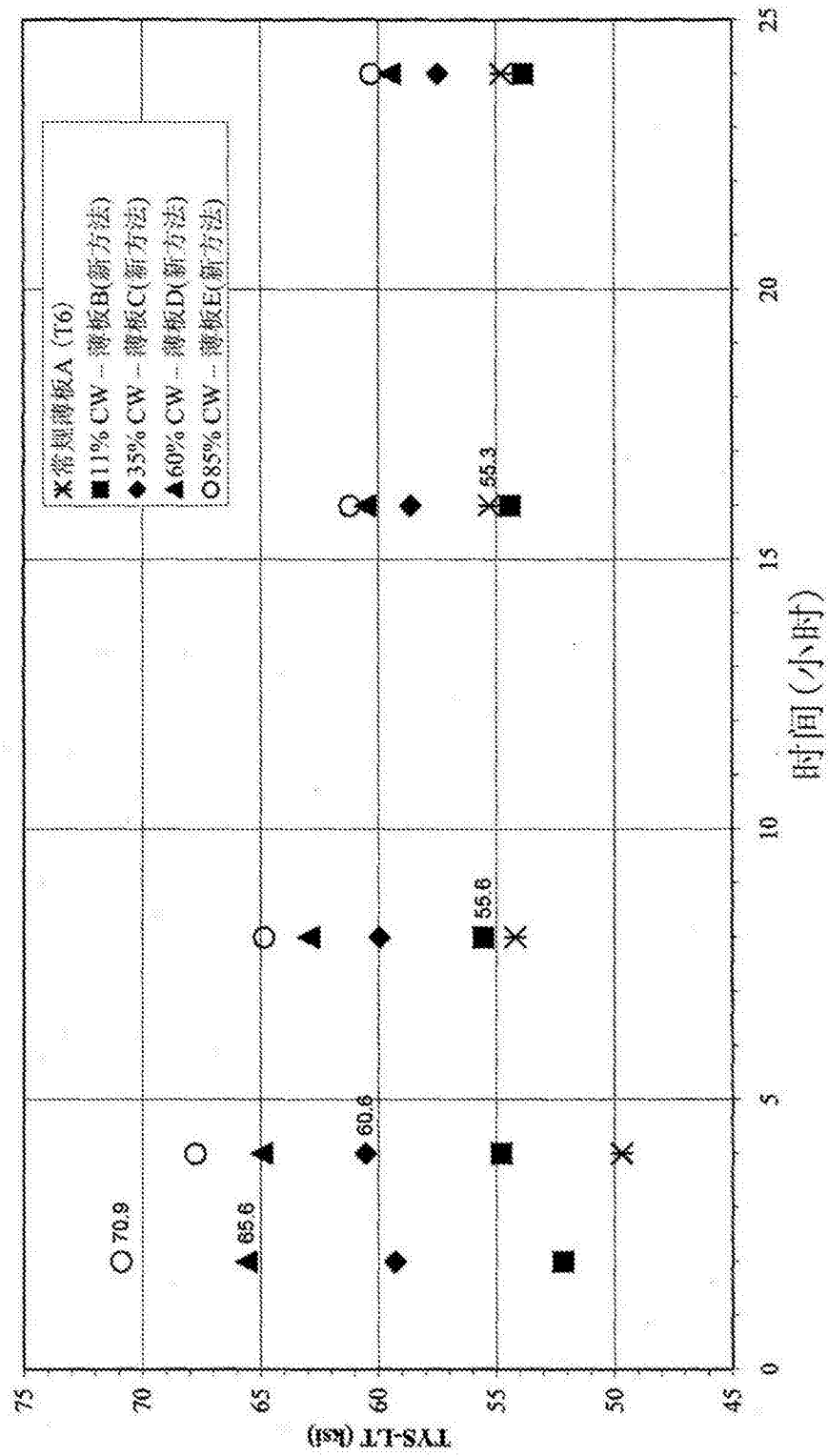


图16

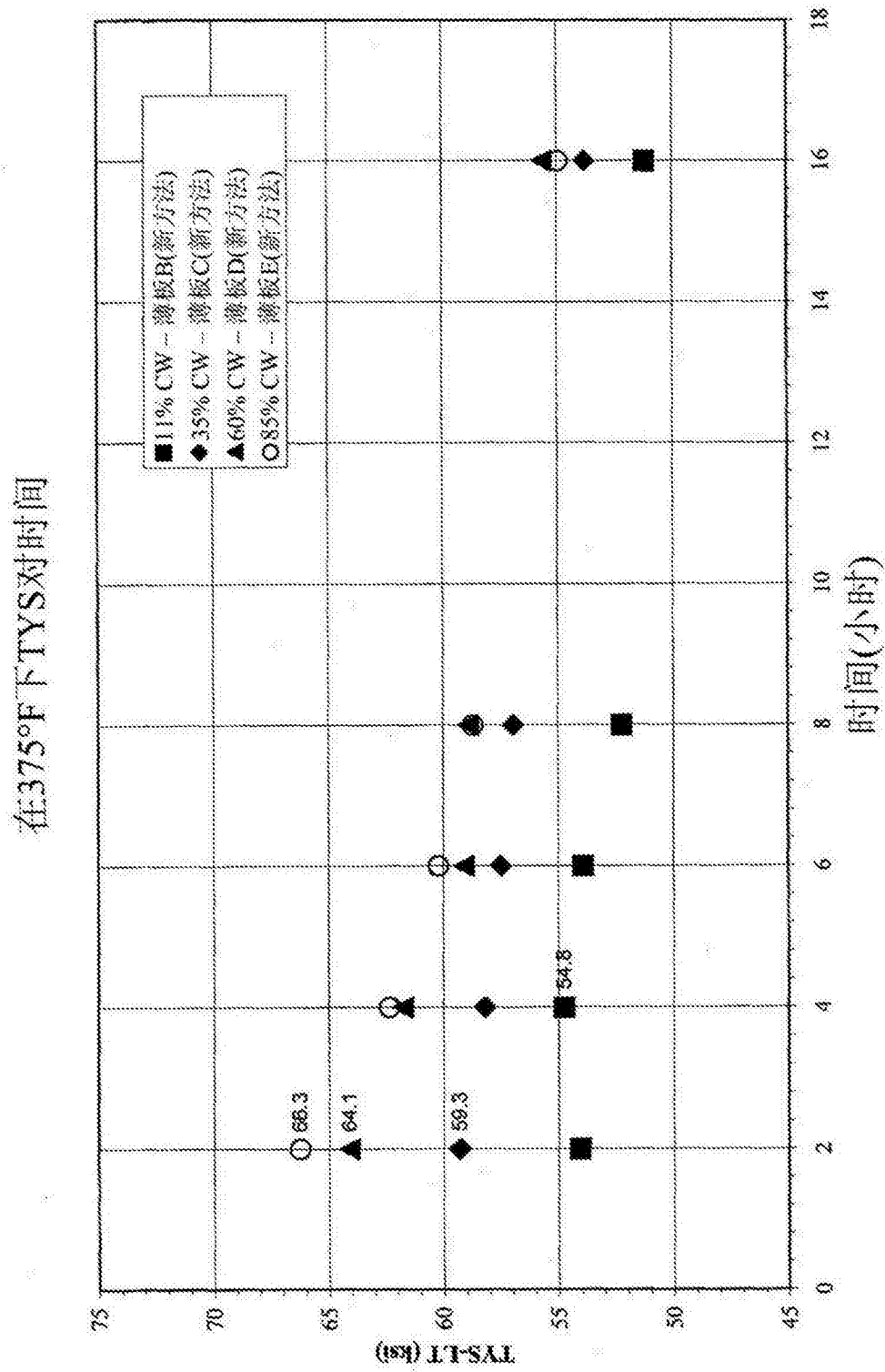


图17

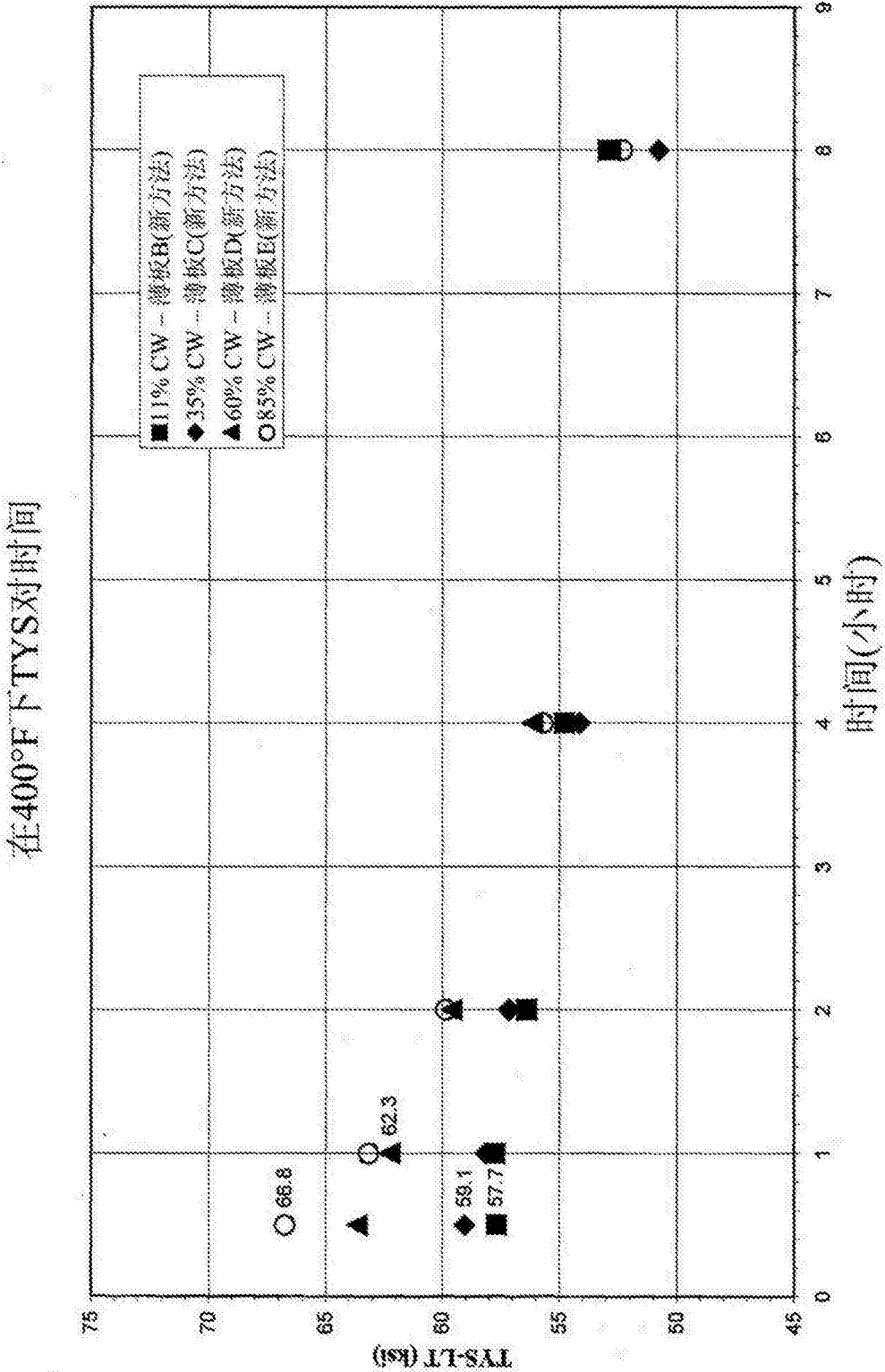


图18

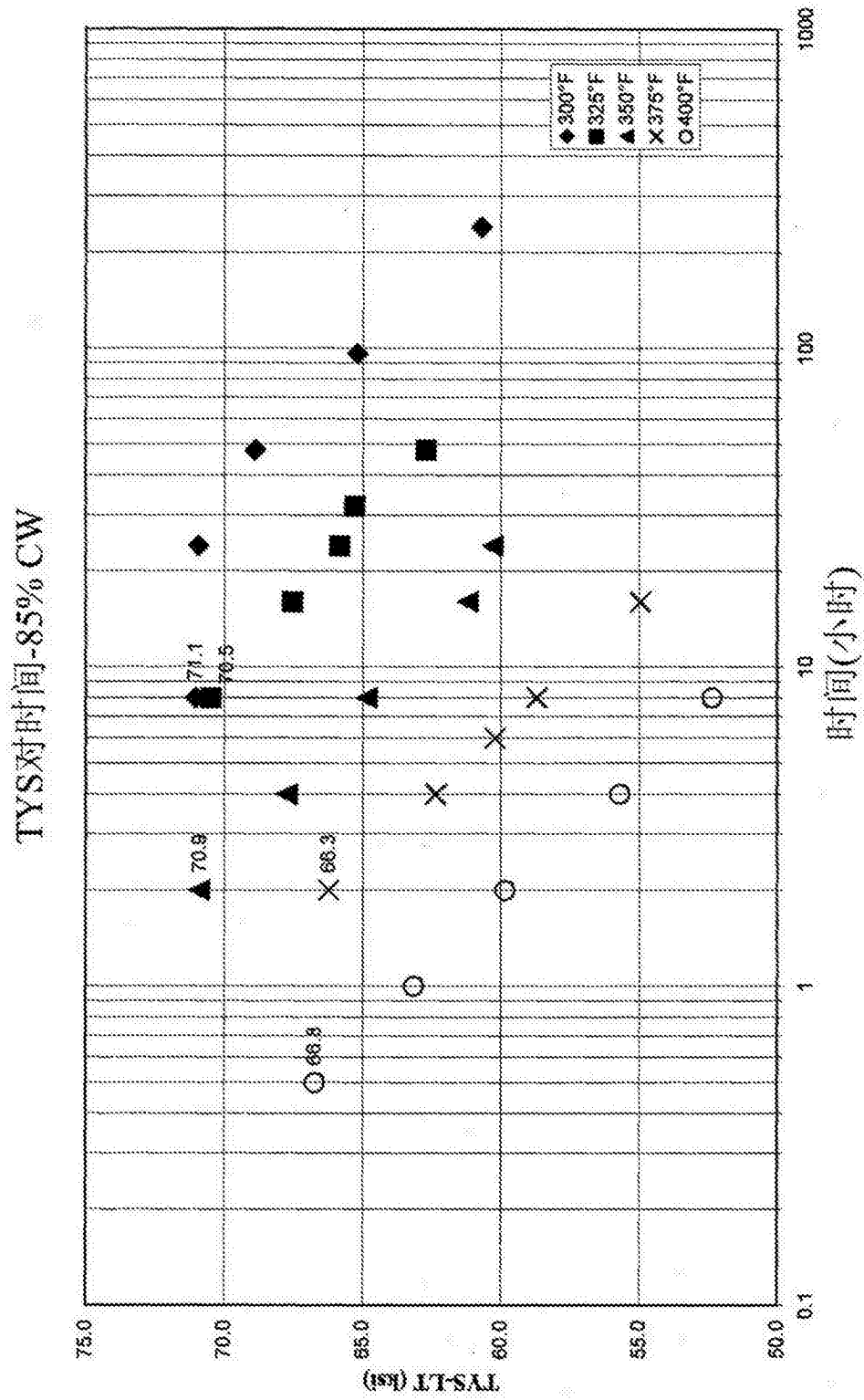


图19

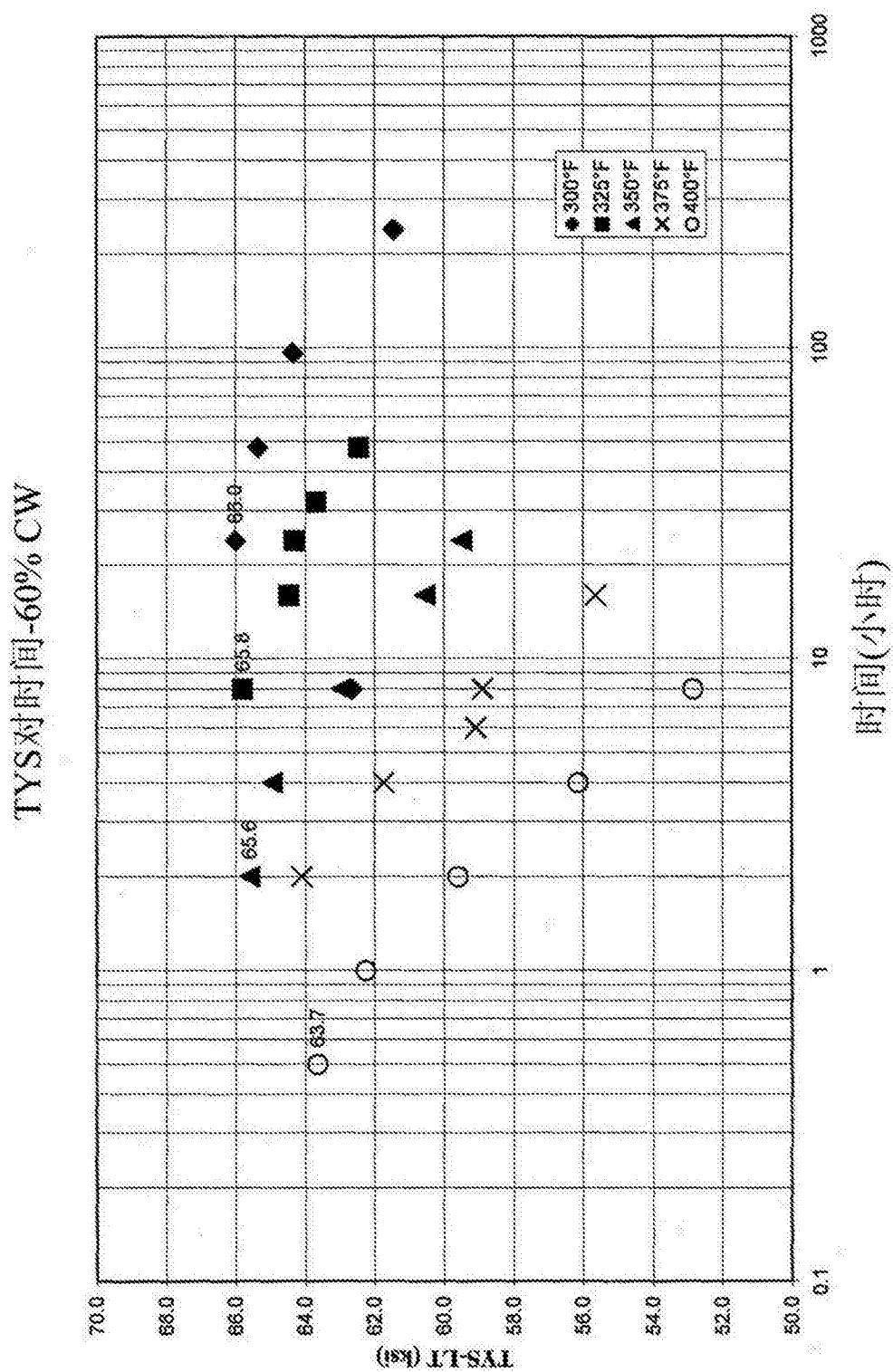


图20

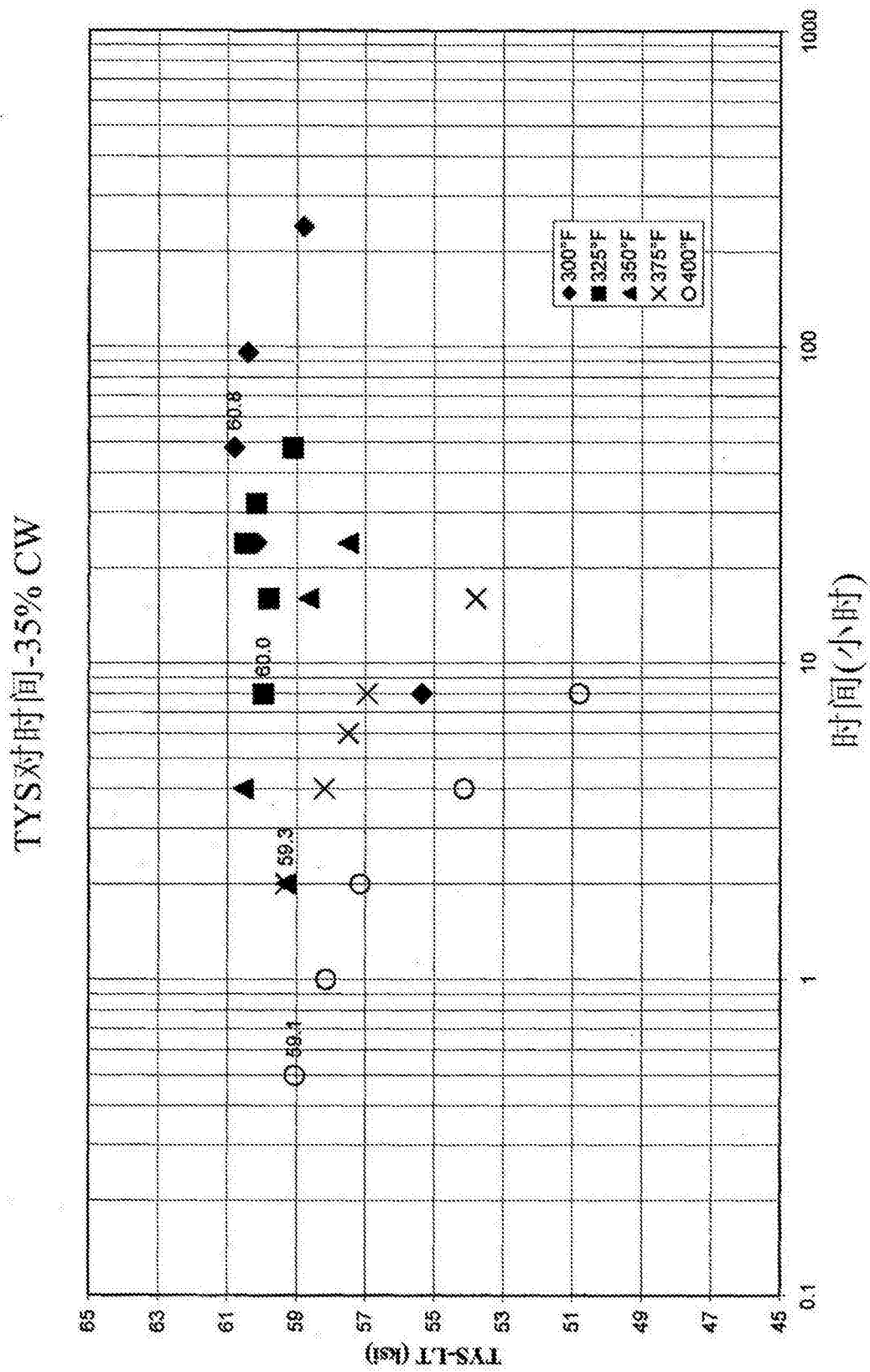


图21

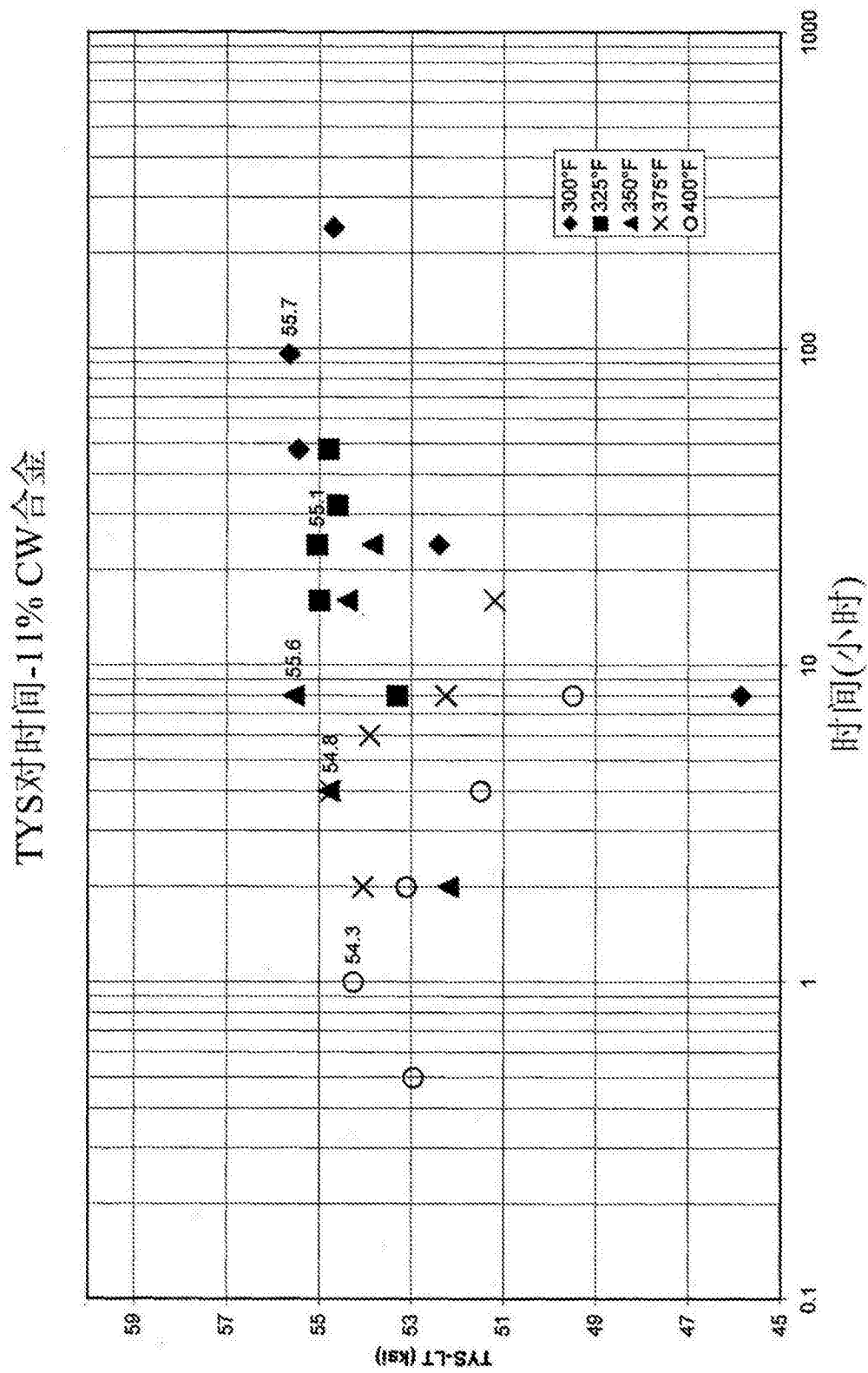


图22

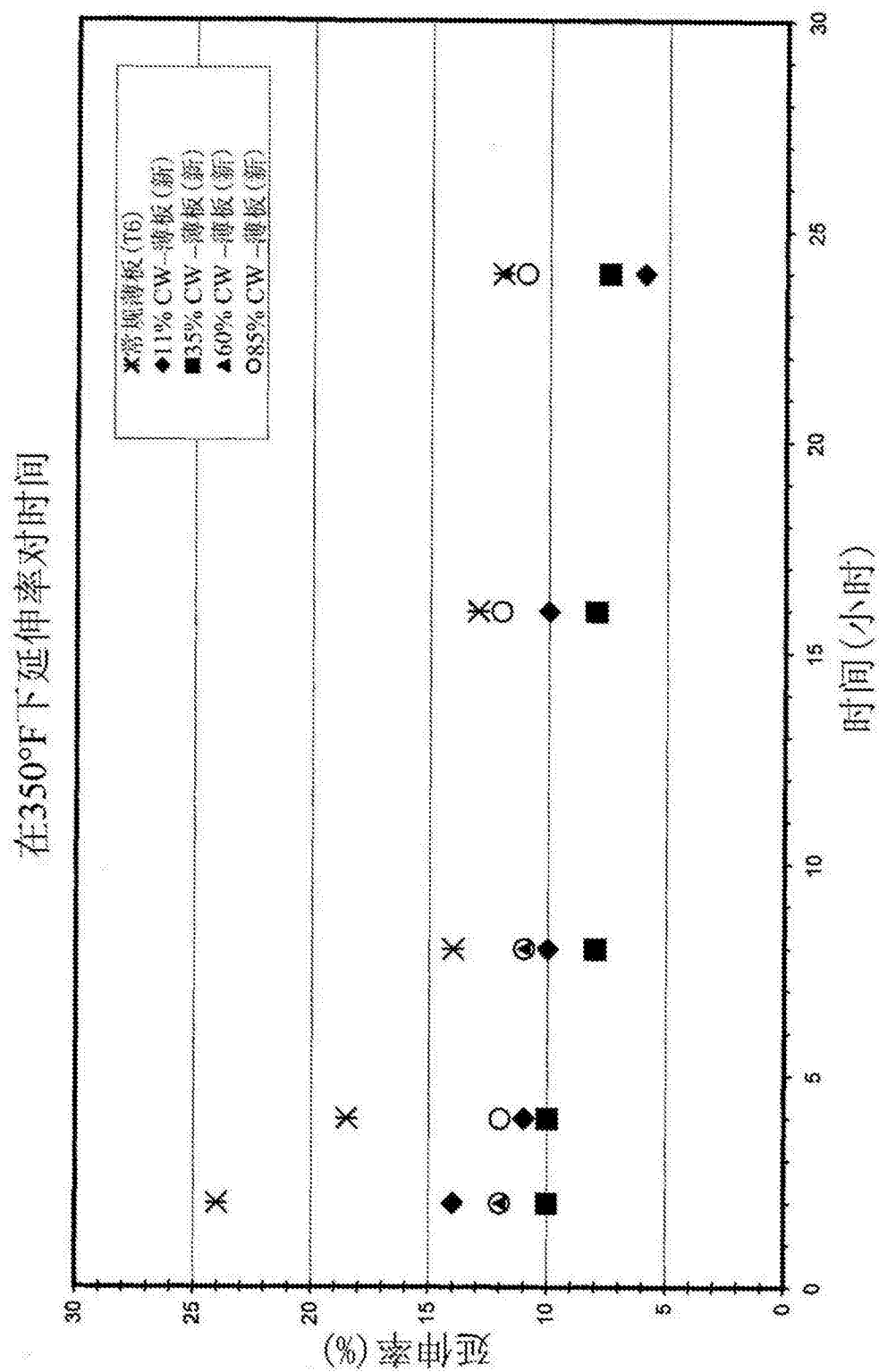


图23

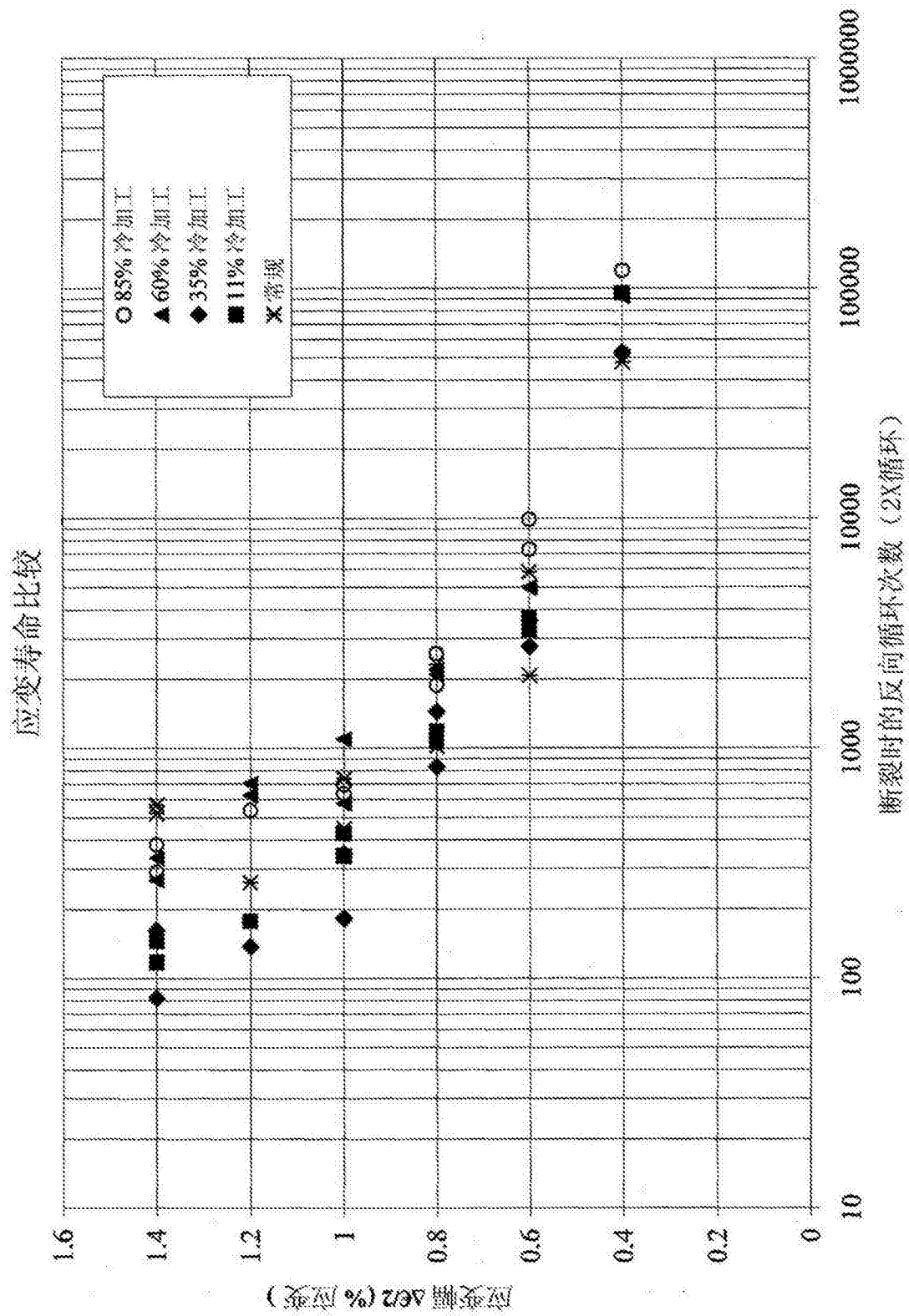


图24

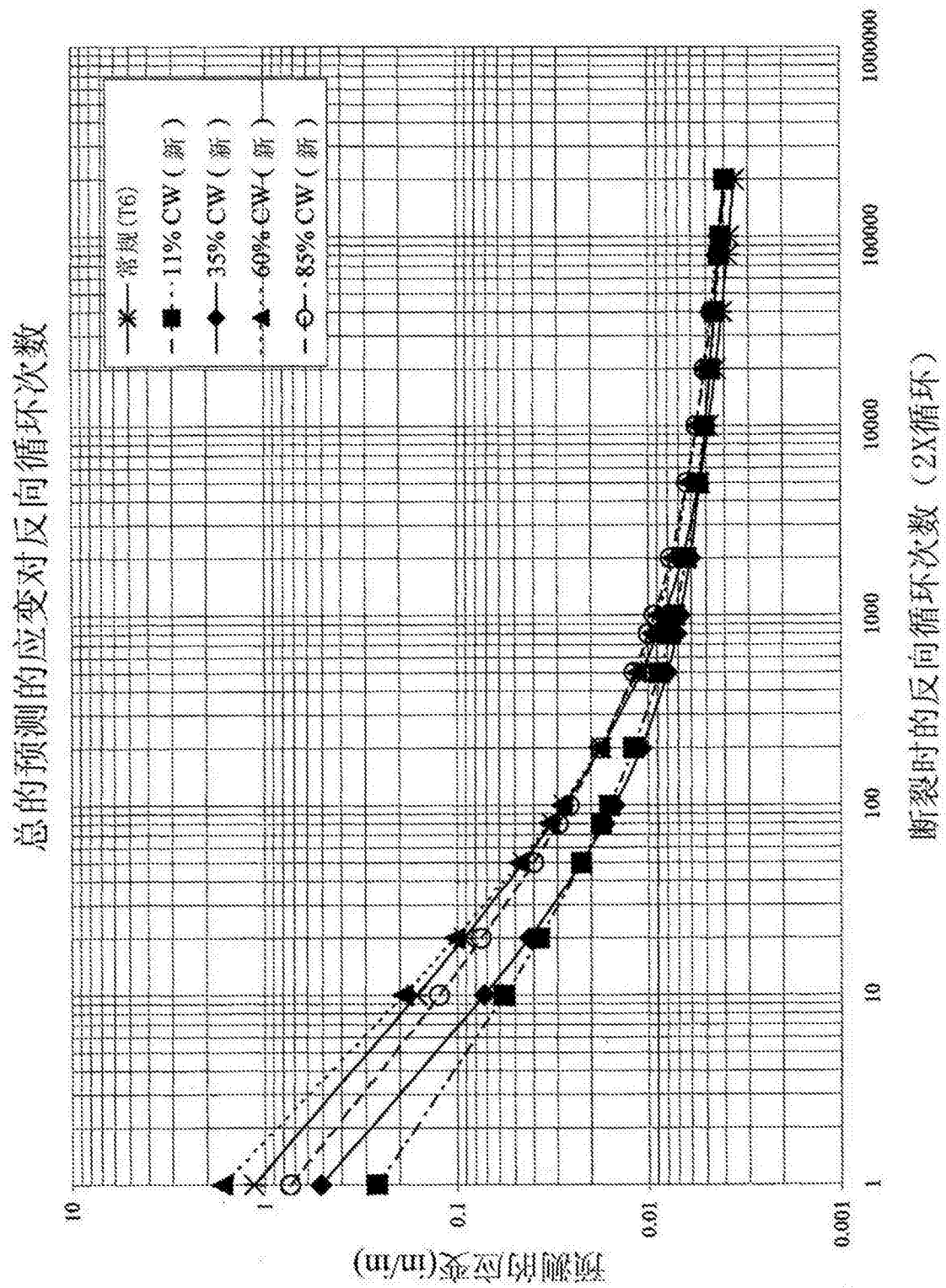


图25

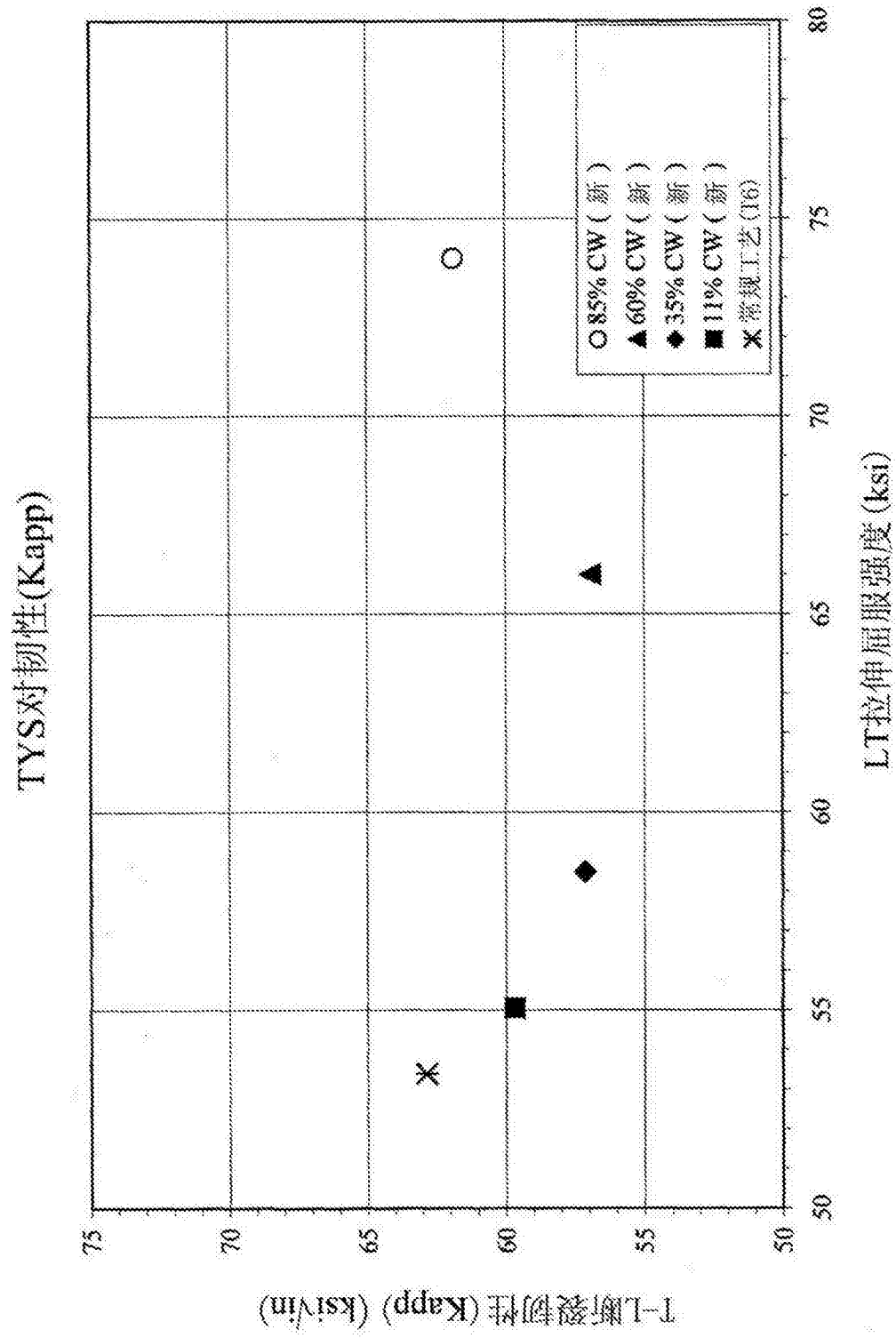


图26

在325°F下处理的6013合金的TYS

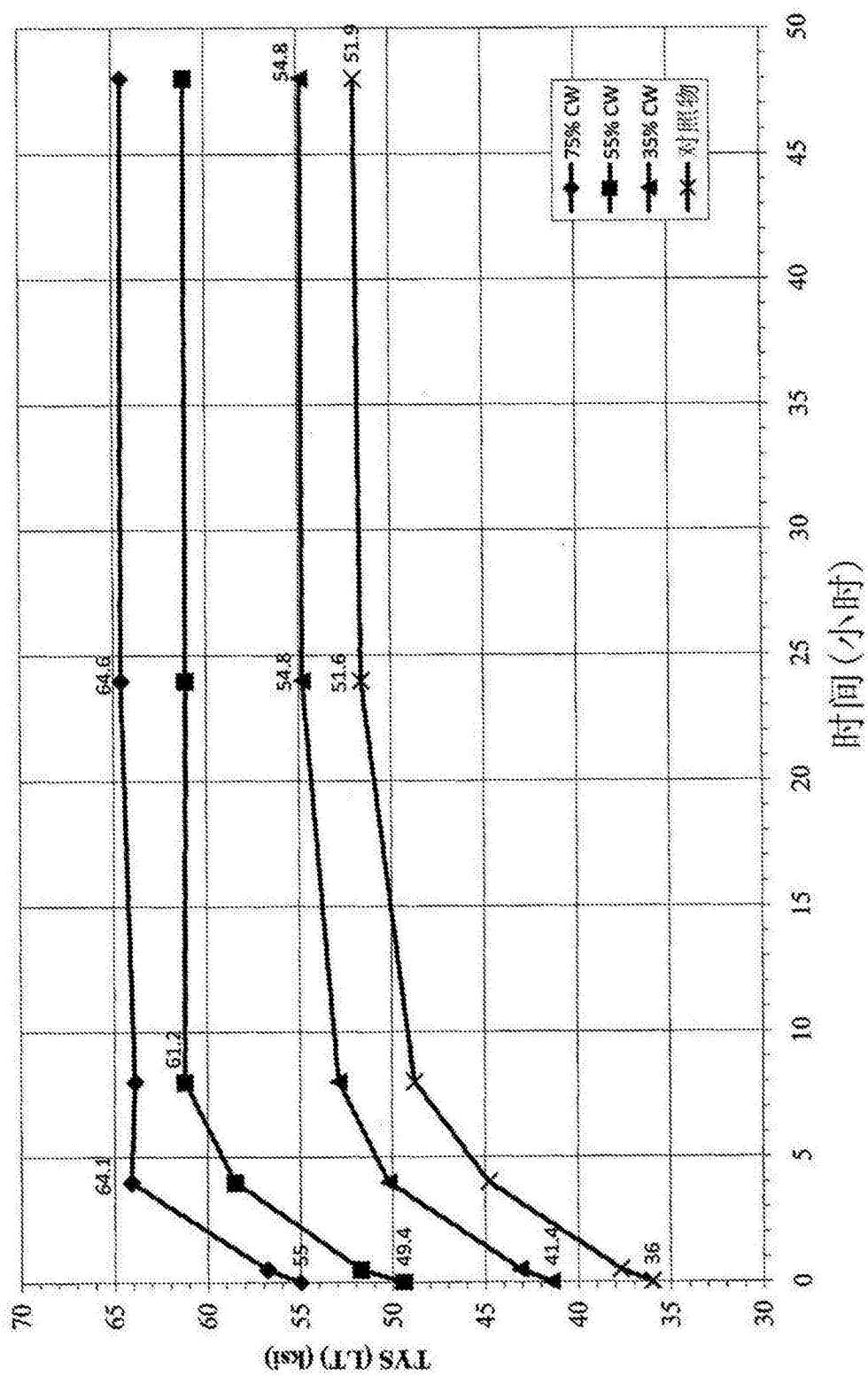


图27

在350°F下处理的6013合金的TYS

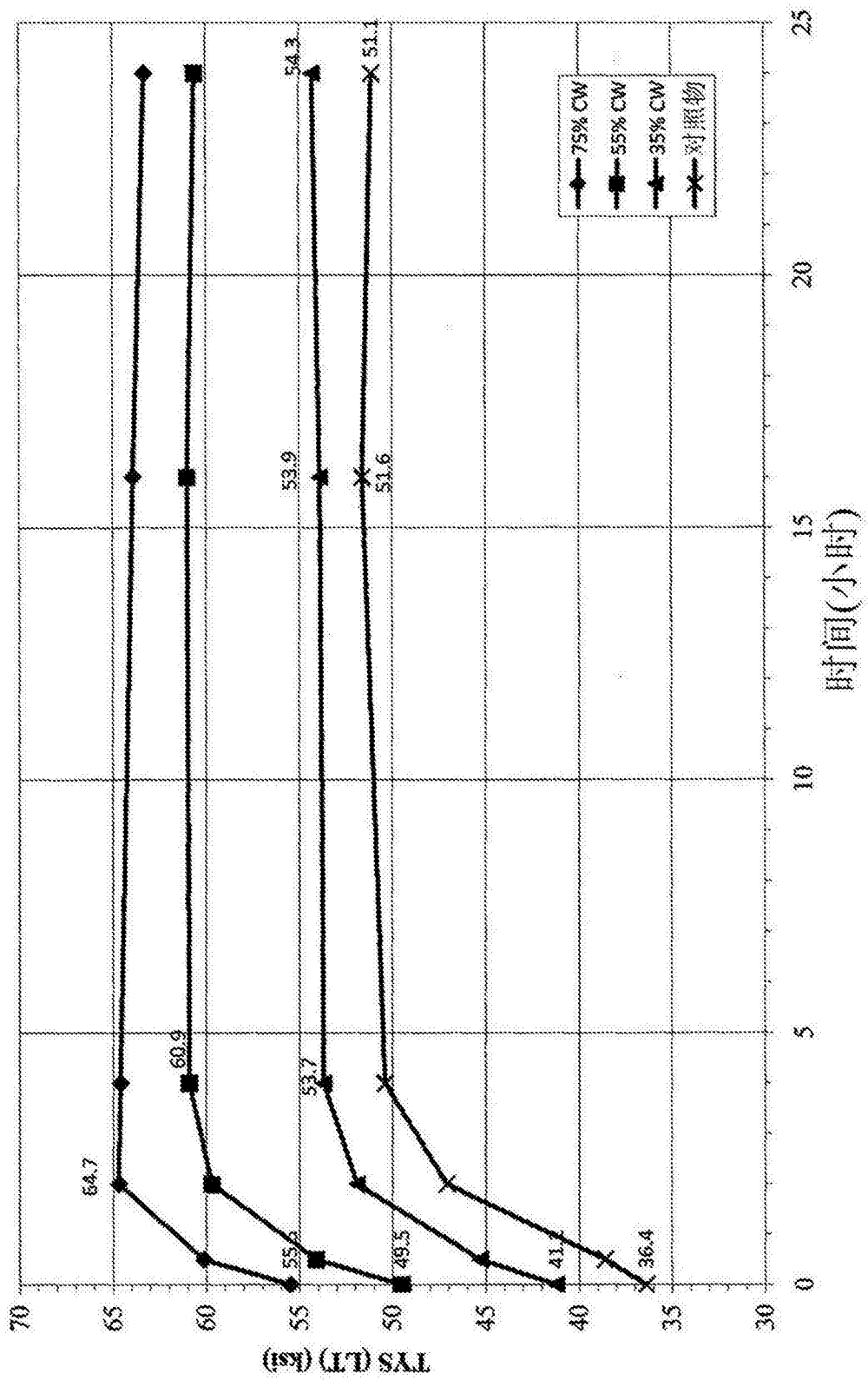


图28

在375°F下处理的6013合金的TYS

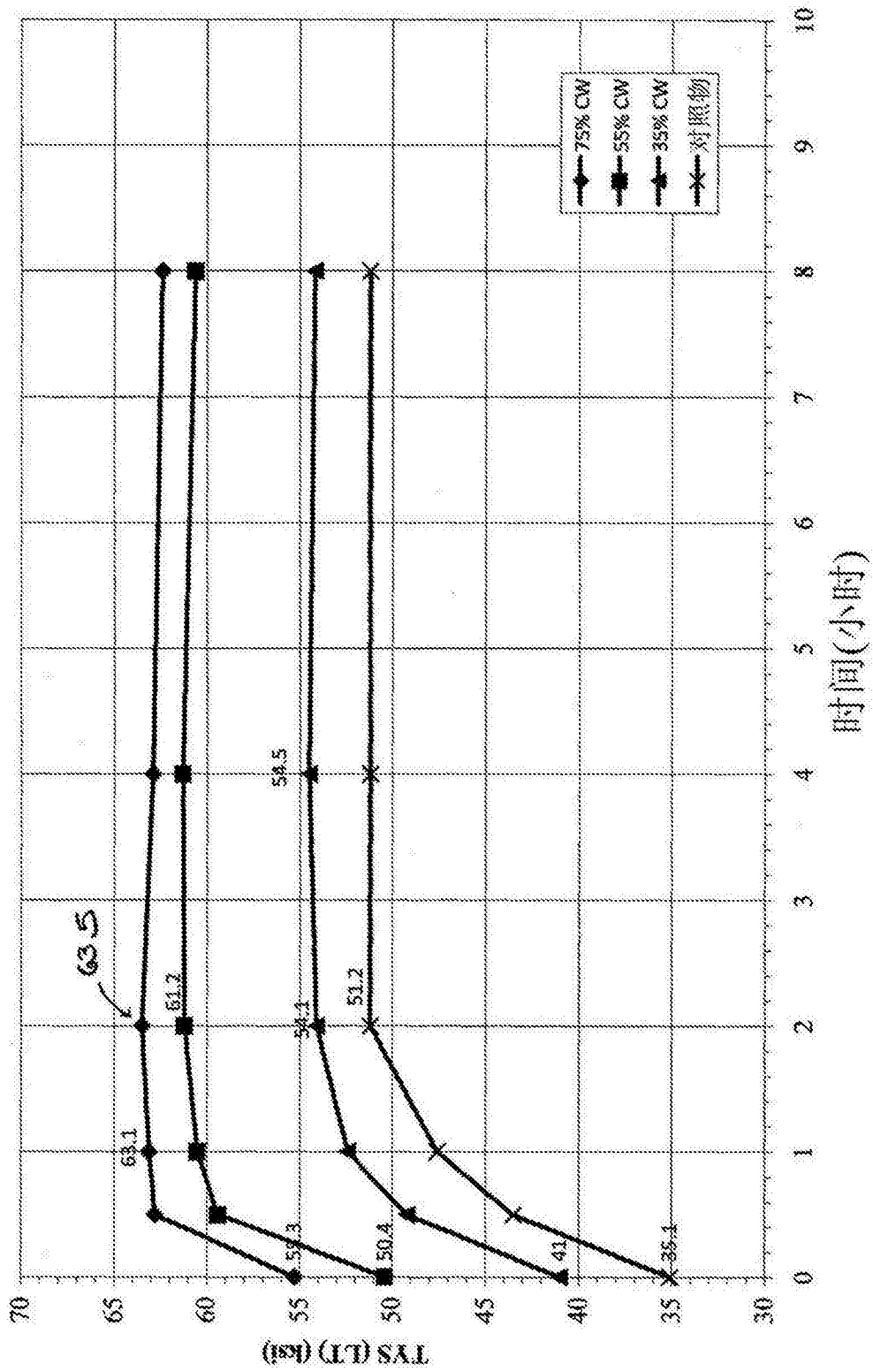


图29

在325°F下处理的6013合金的UTS

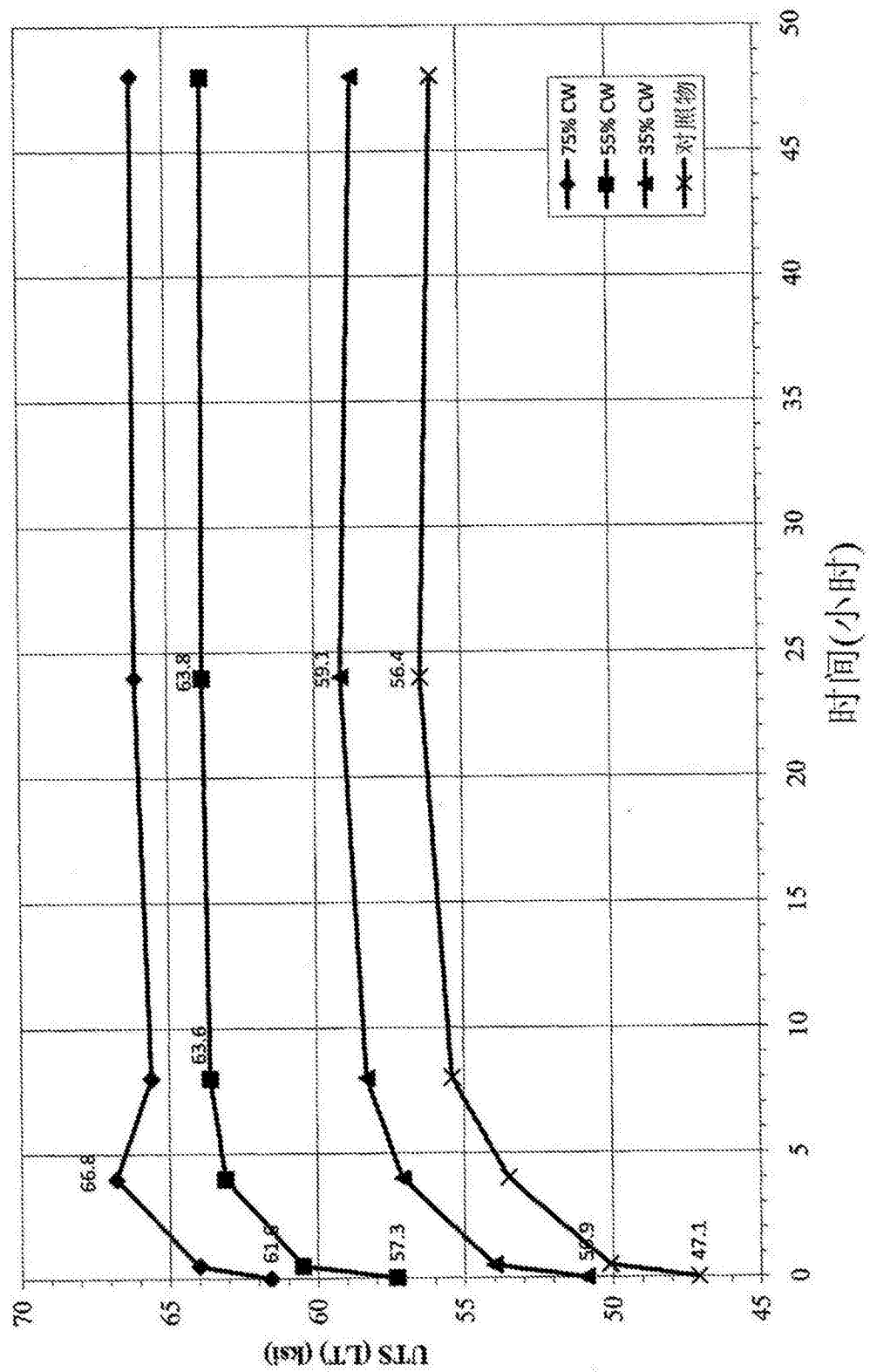


图30

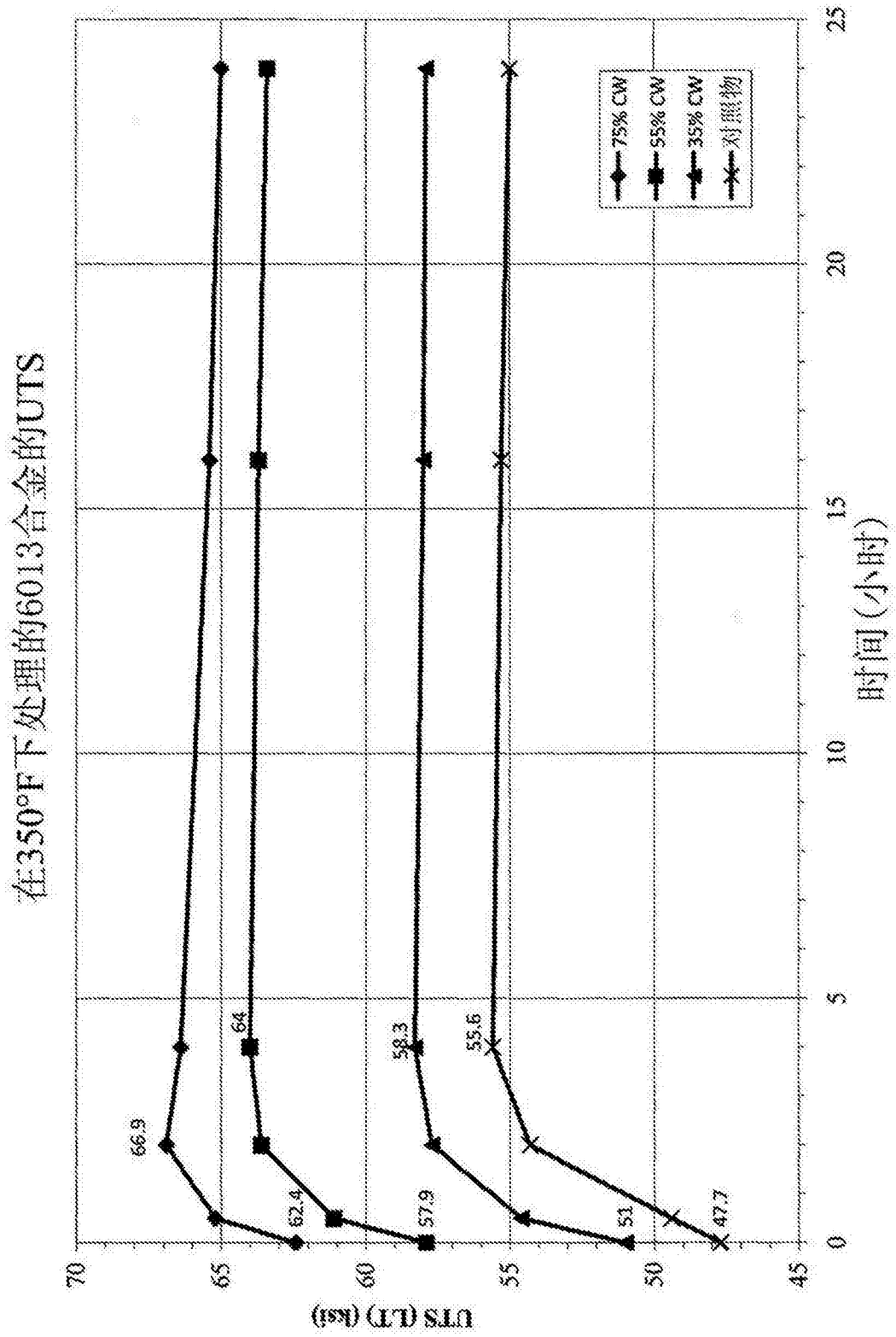


图31

在375°F下处理的6013合金的UTS

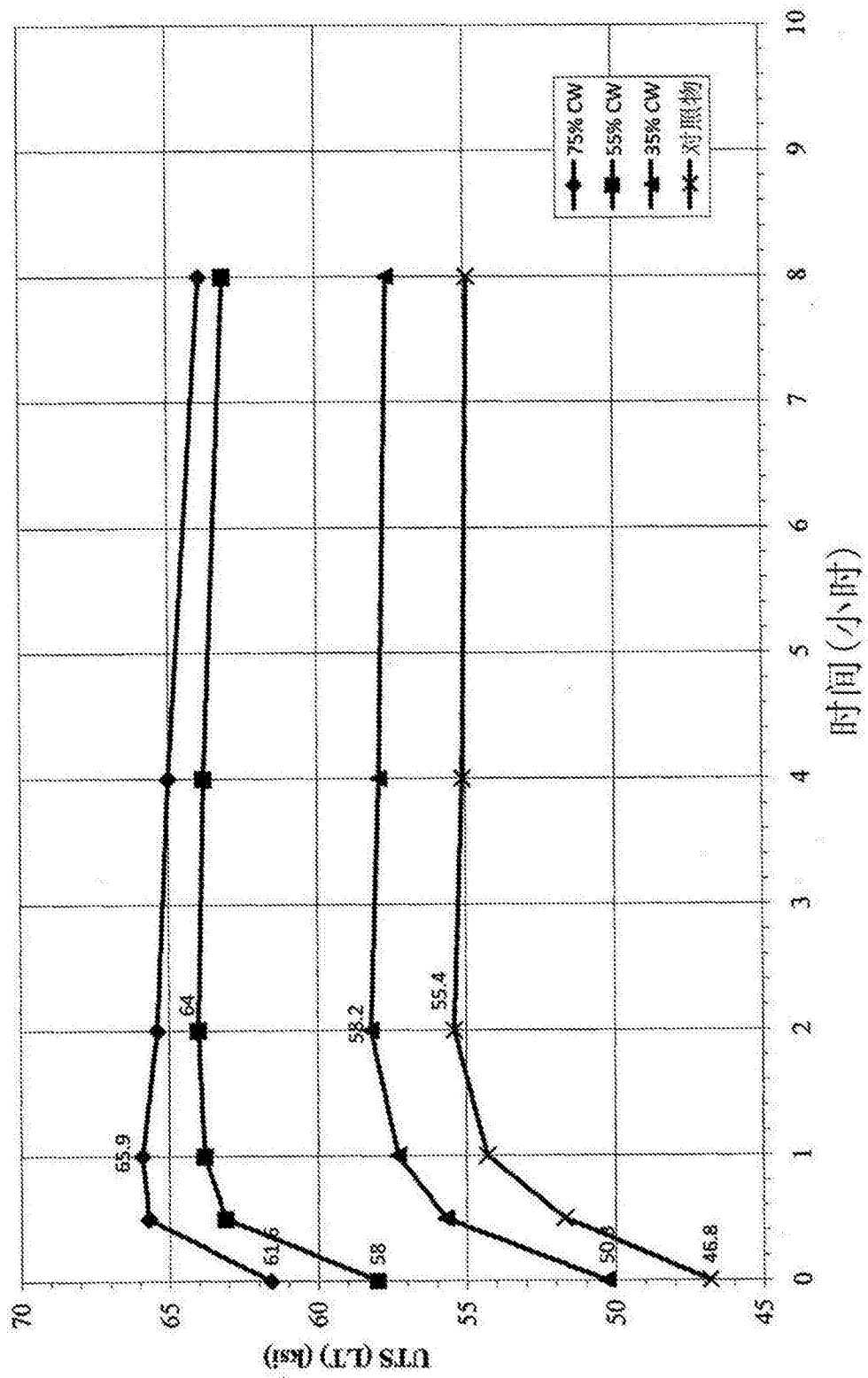


图32

在325°F下处理的6013合金的延伸率

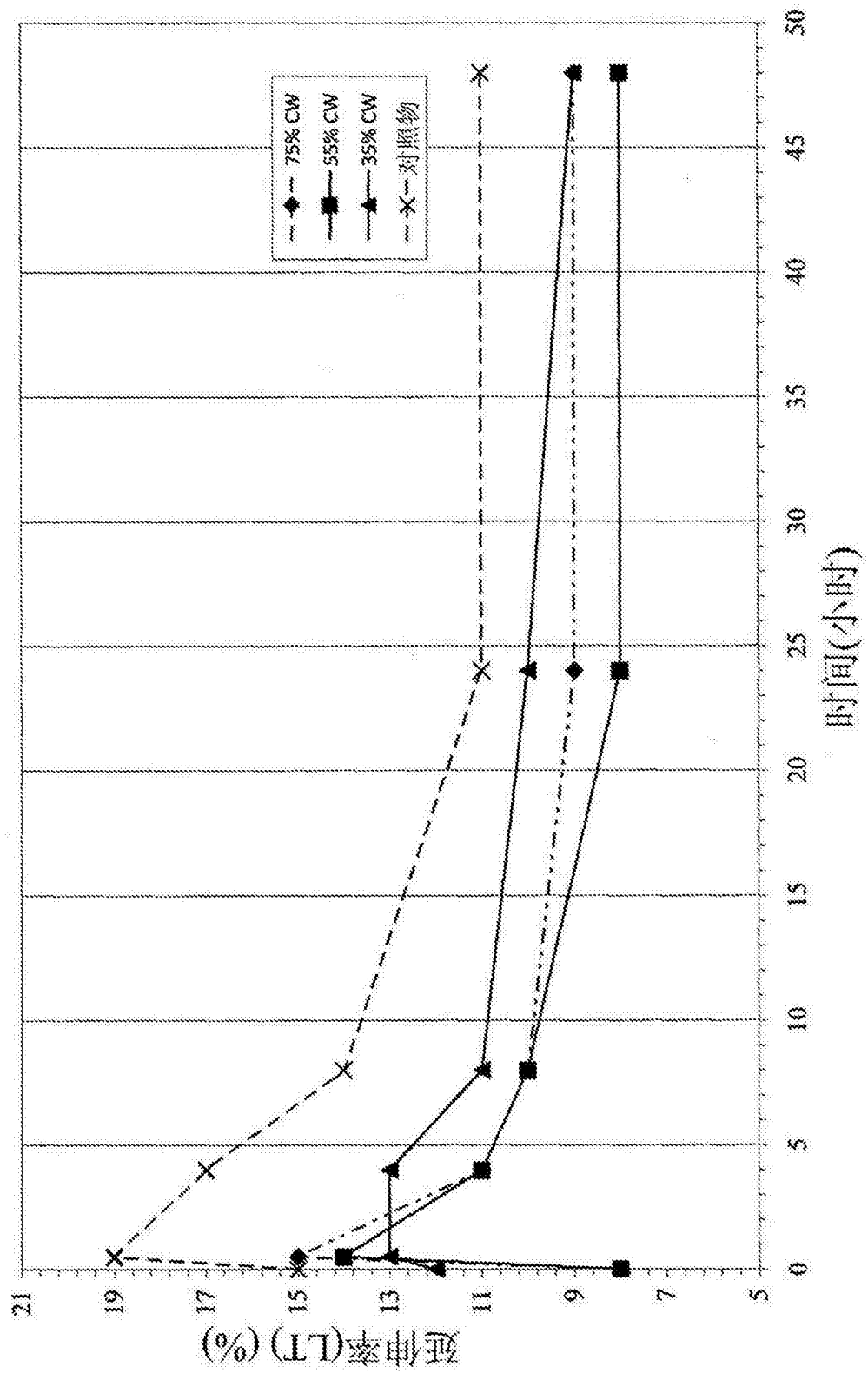


图33

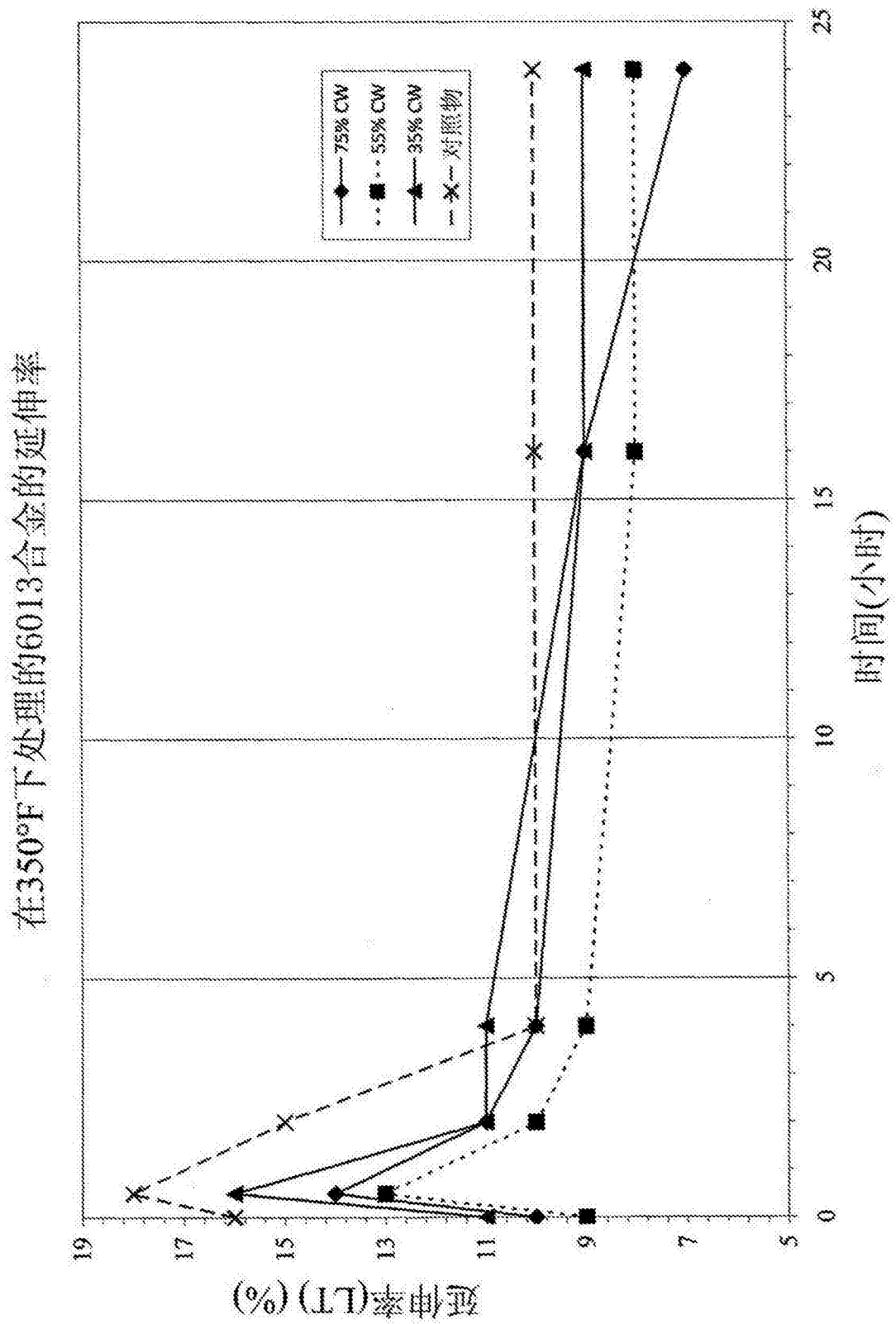


图34

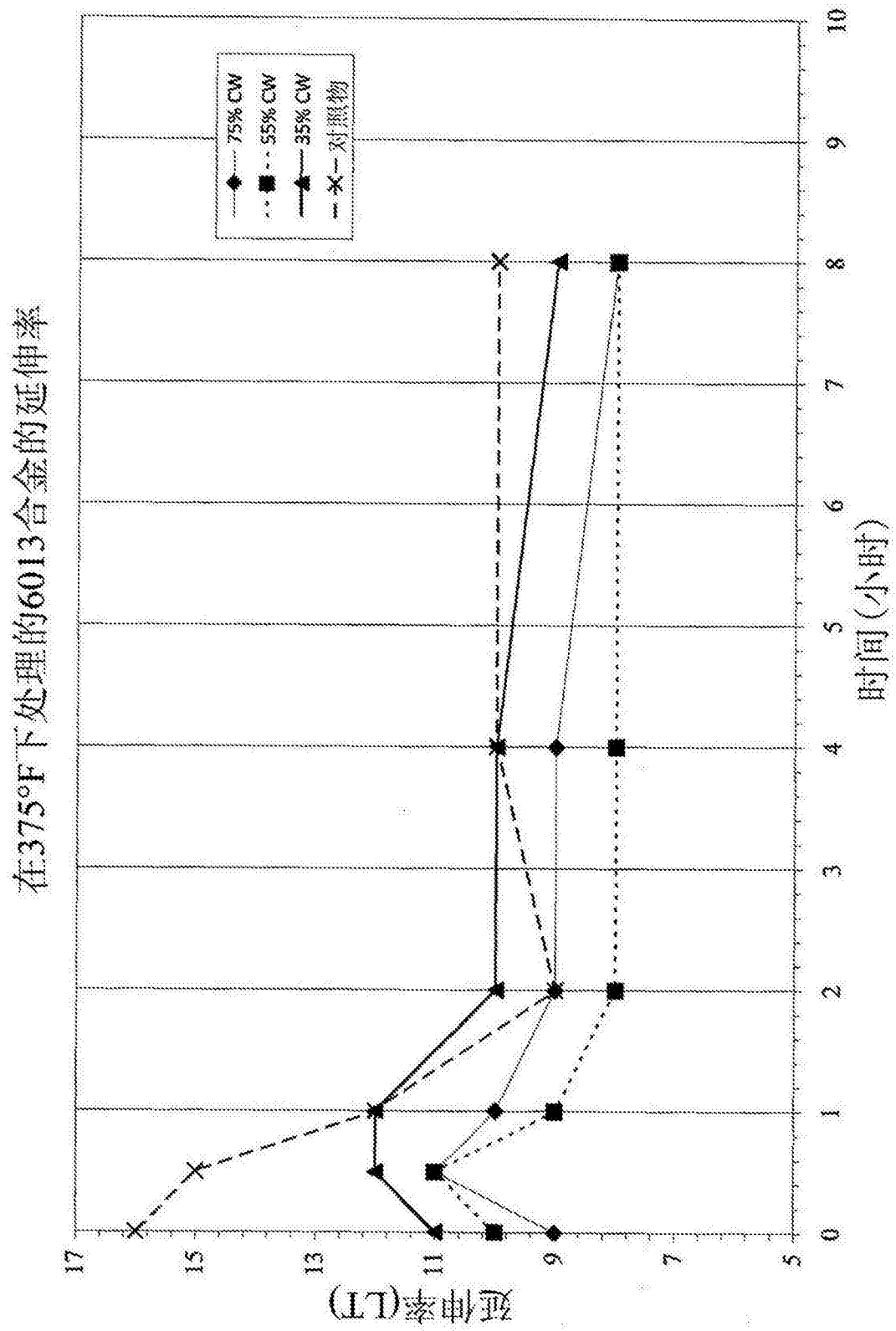


图35

在325°F下热处理的6061合金

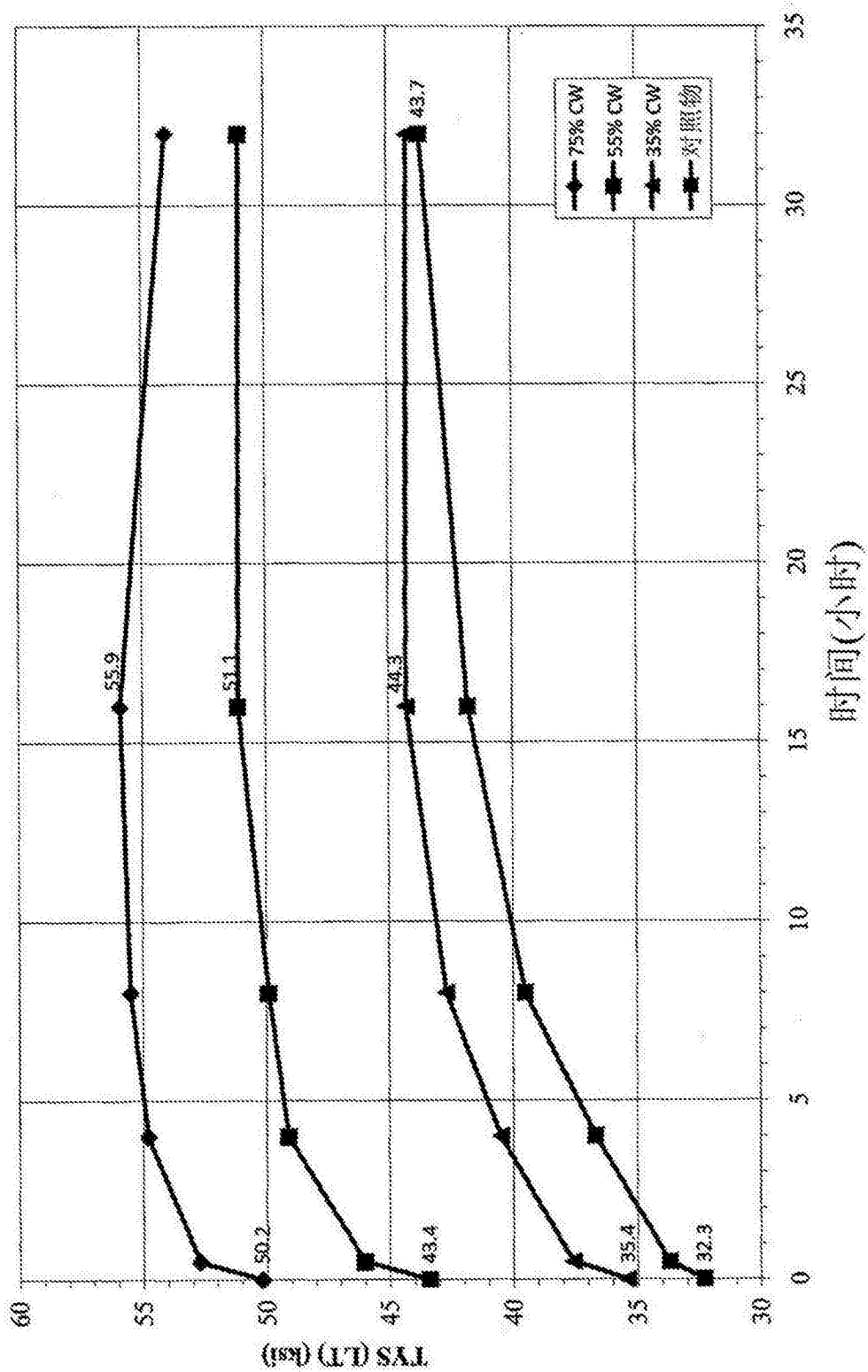


图36

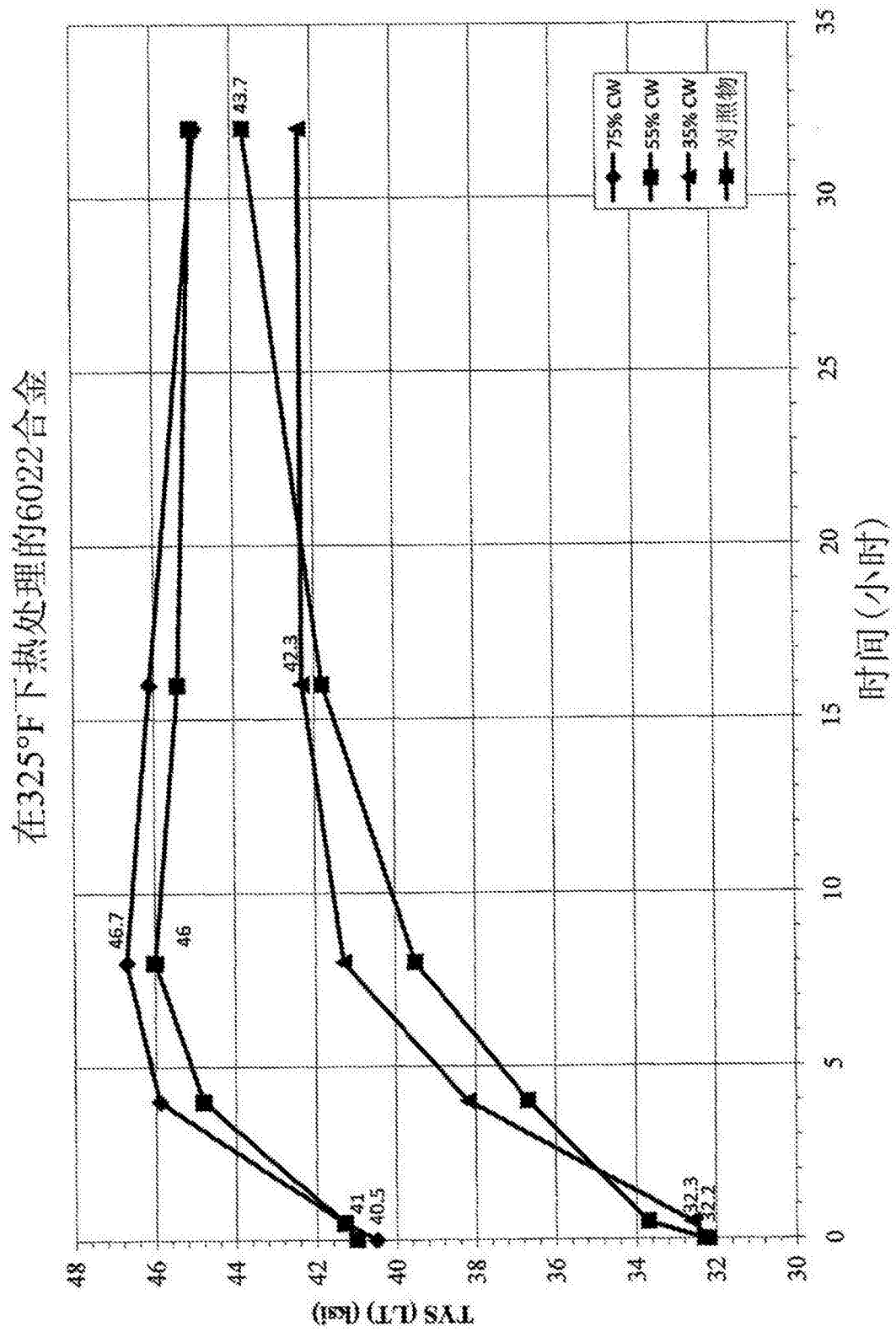
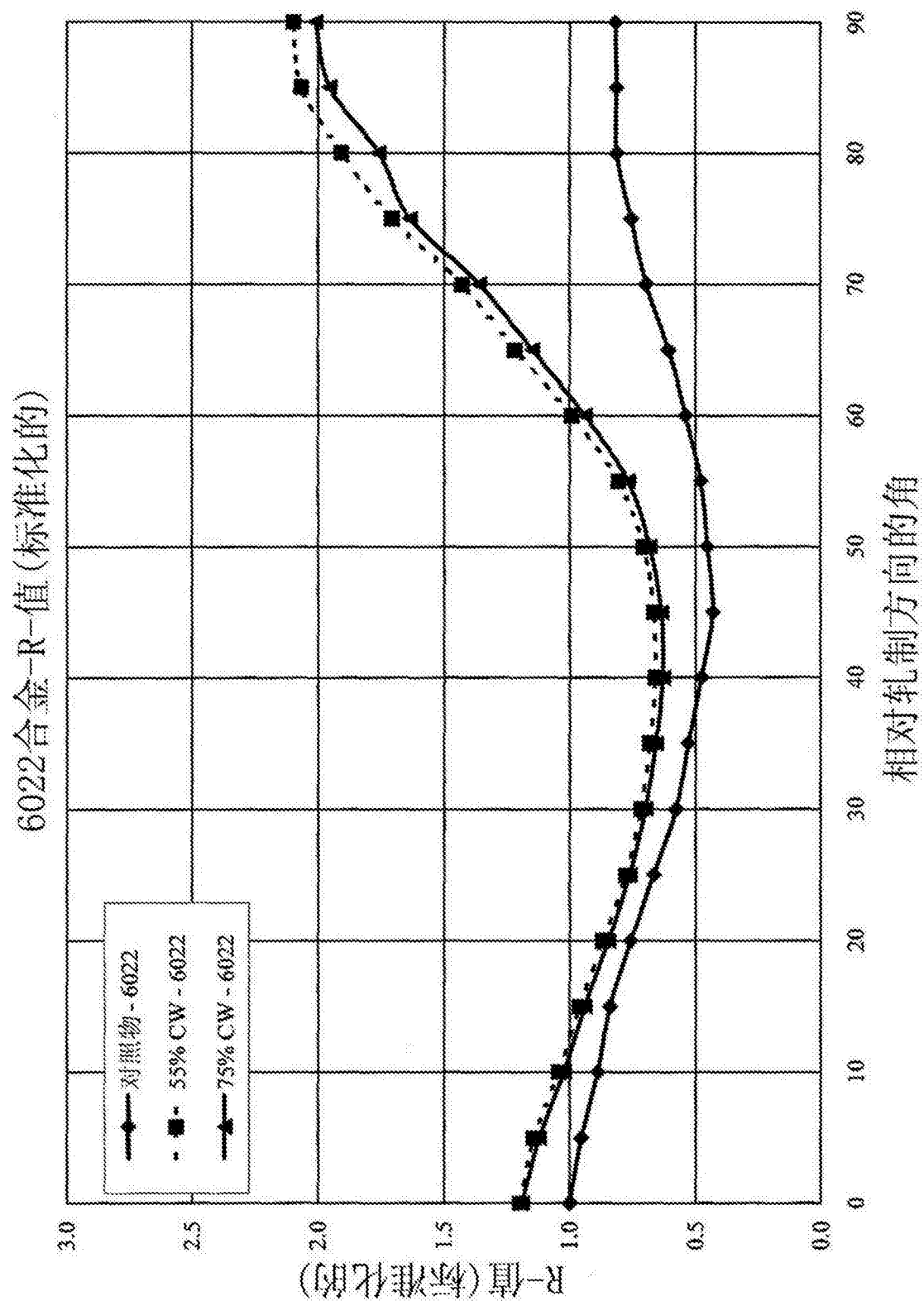


图37



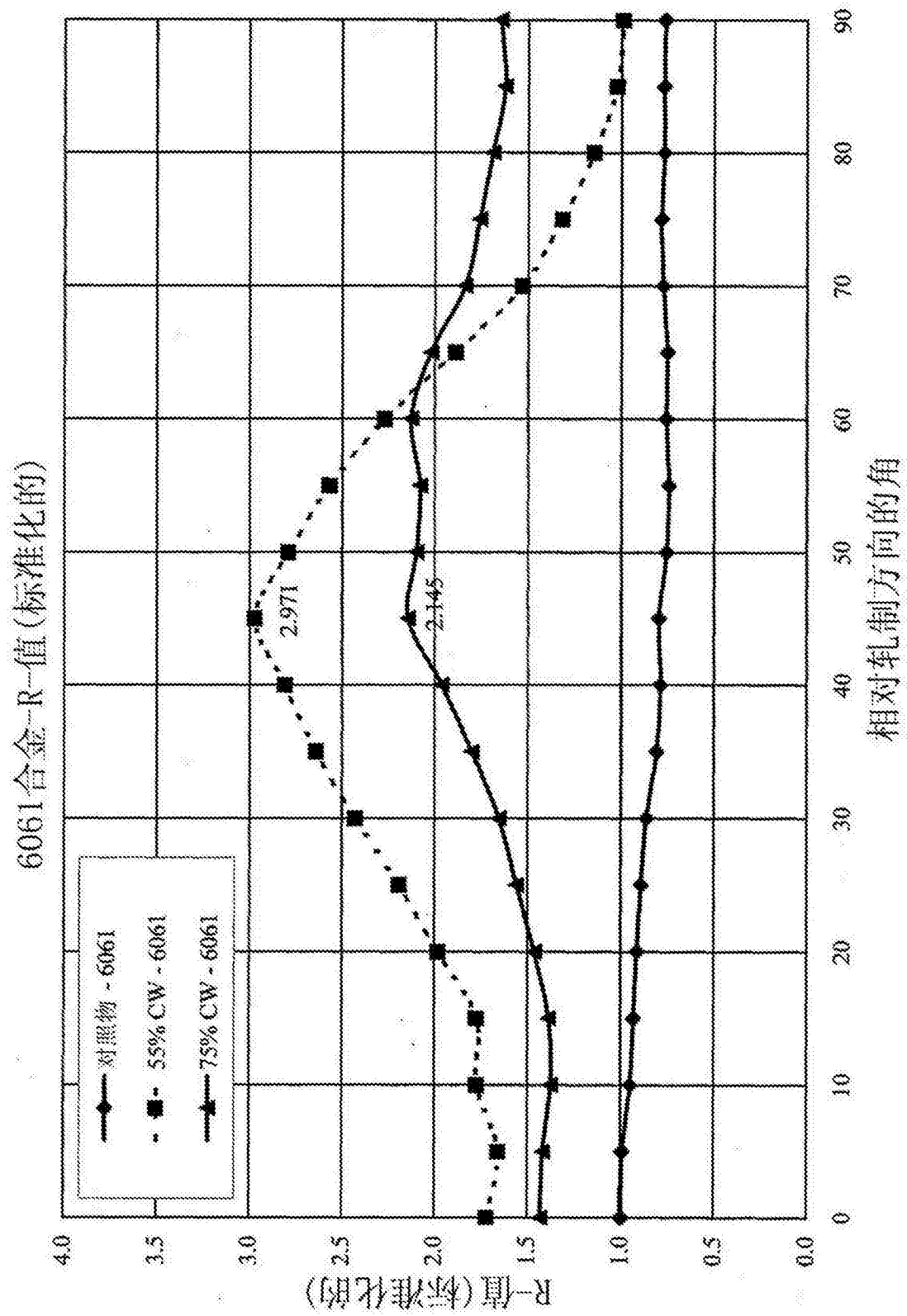


图39

在325°F下处理的高Mg-6xxx合金的TYS (0.08英寸薄板)

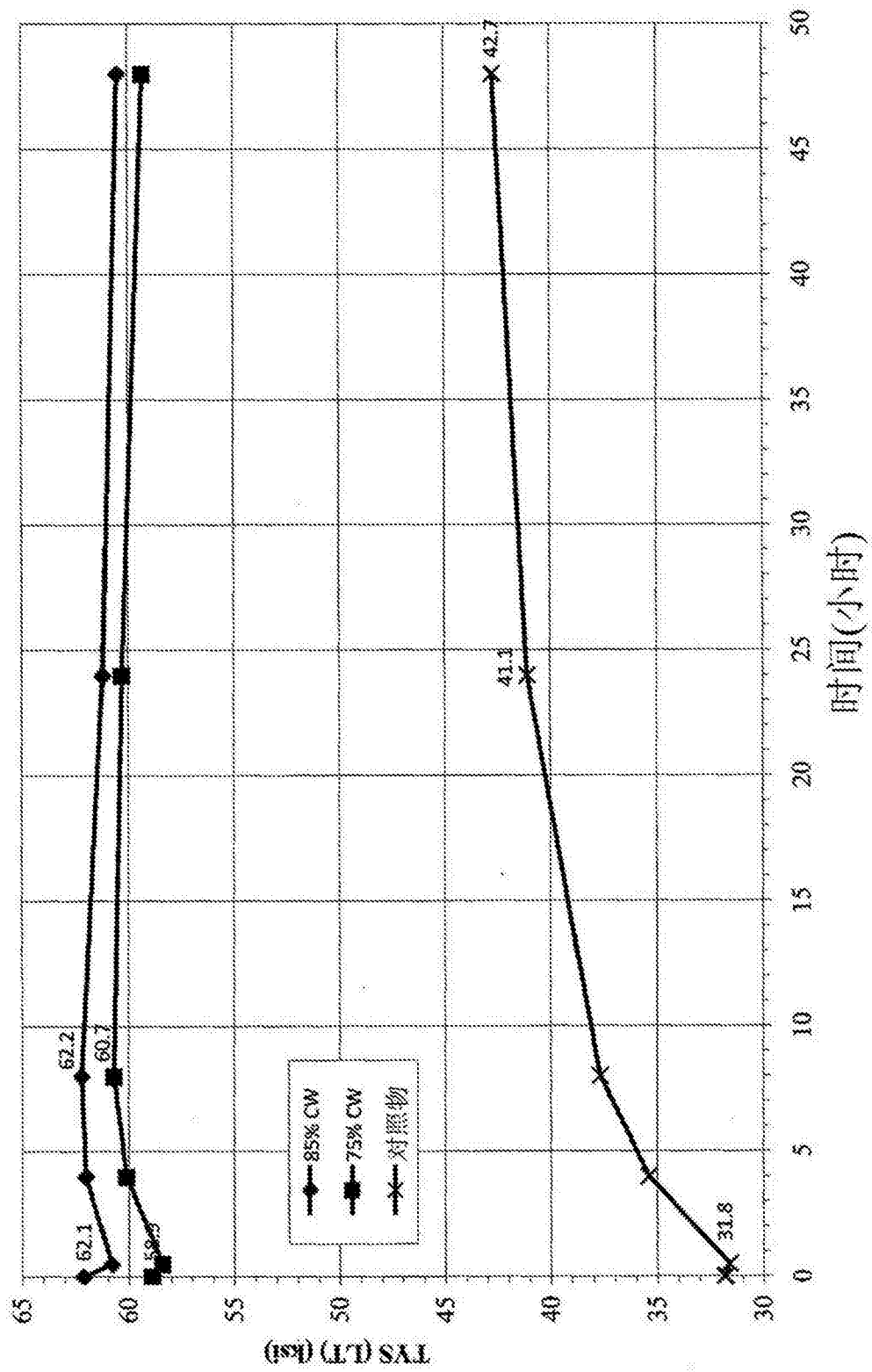


图40

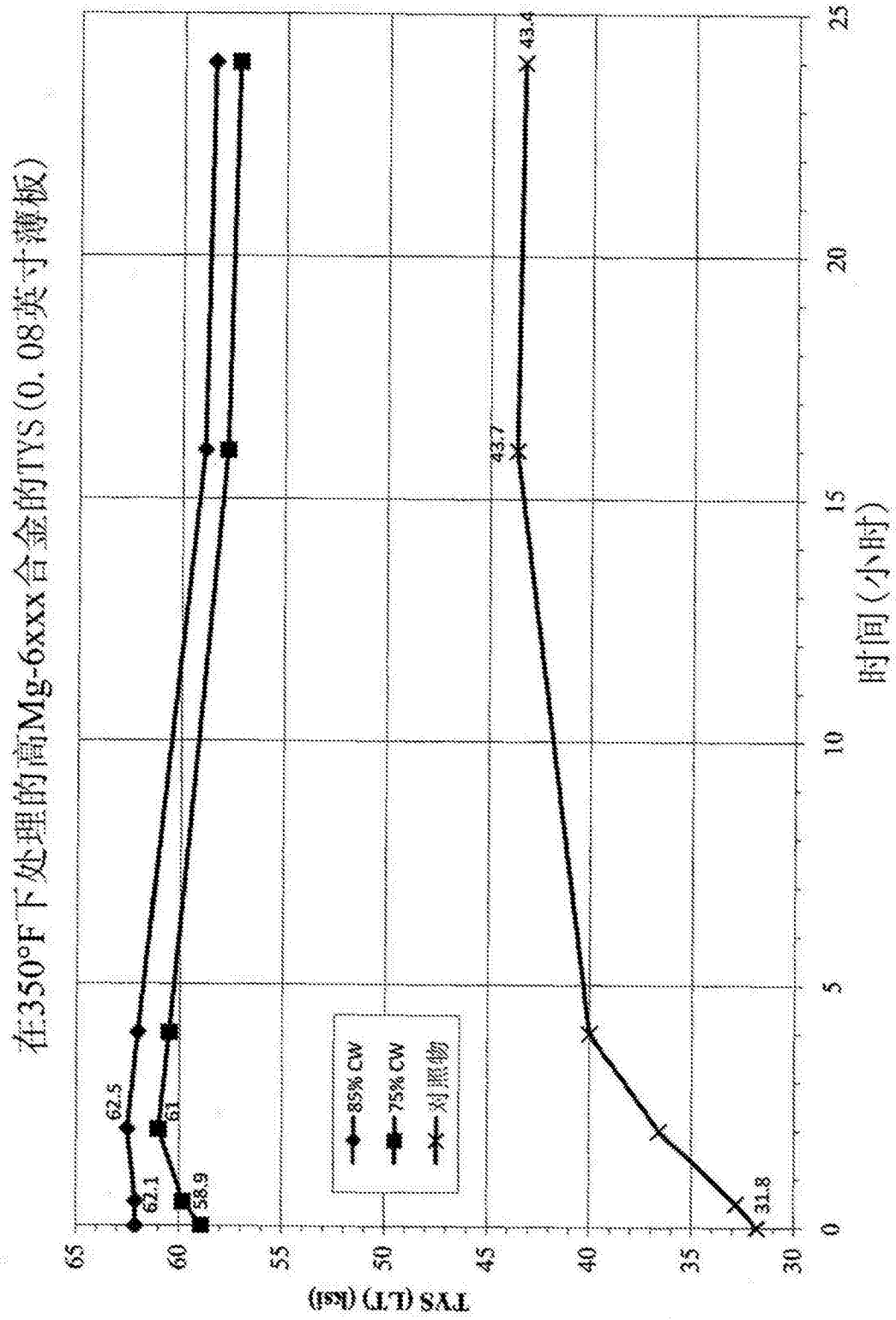


图41

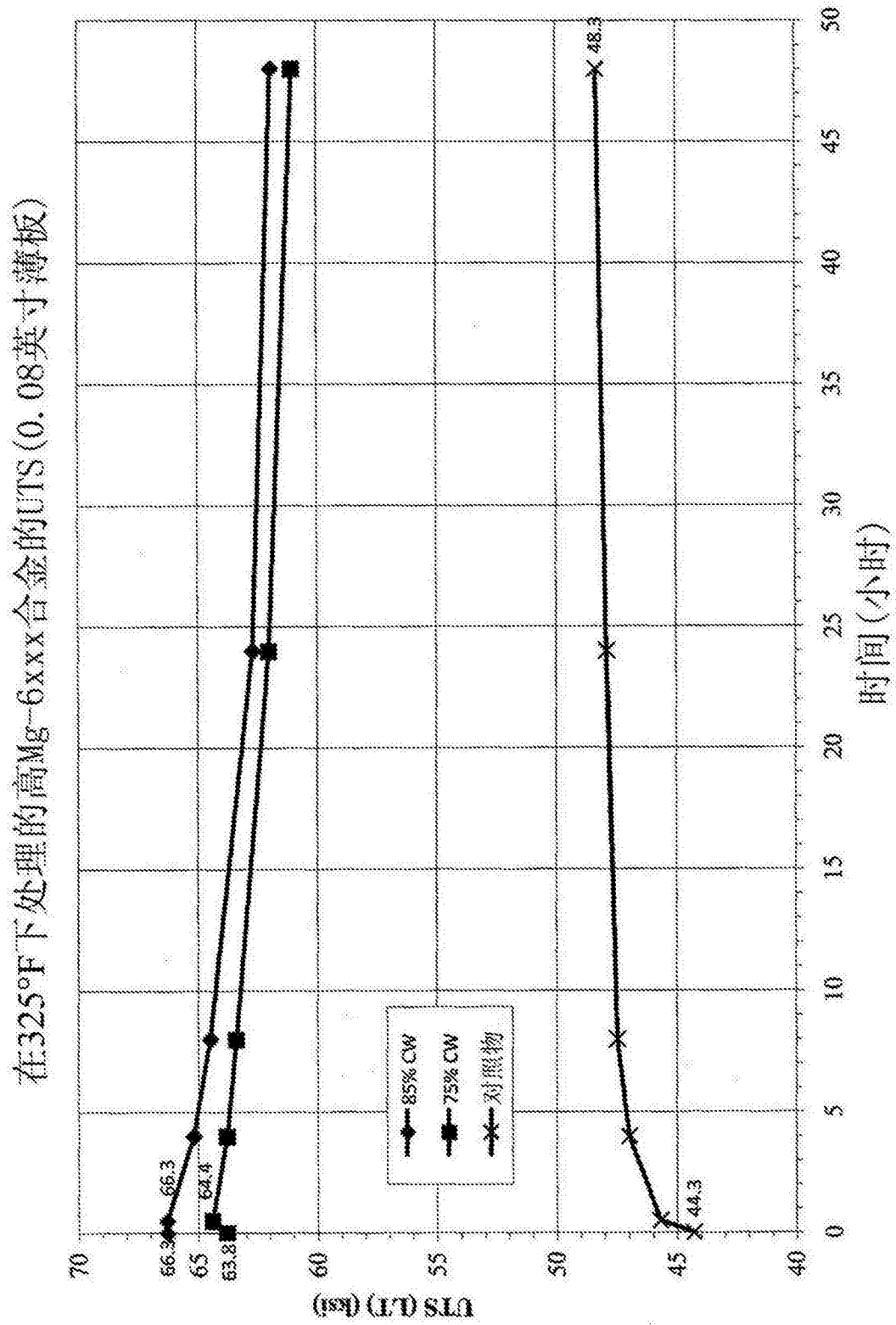


图42

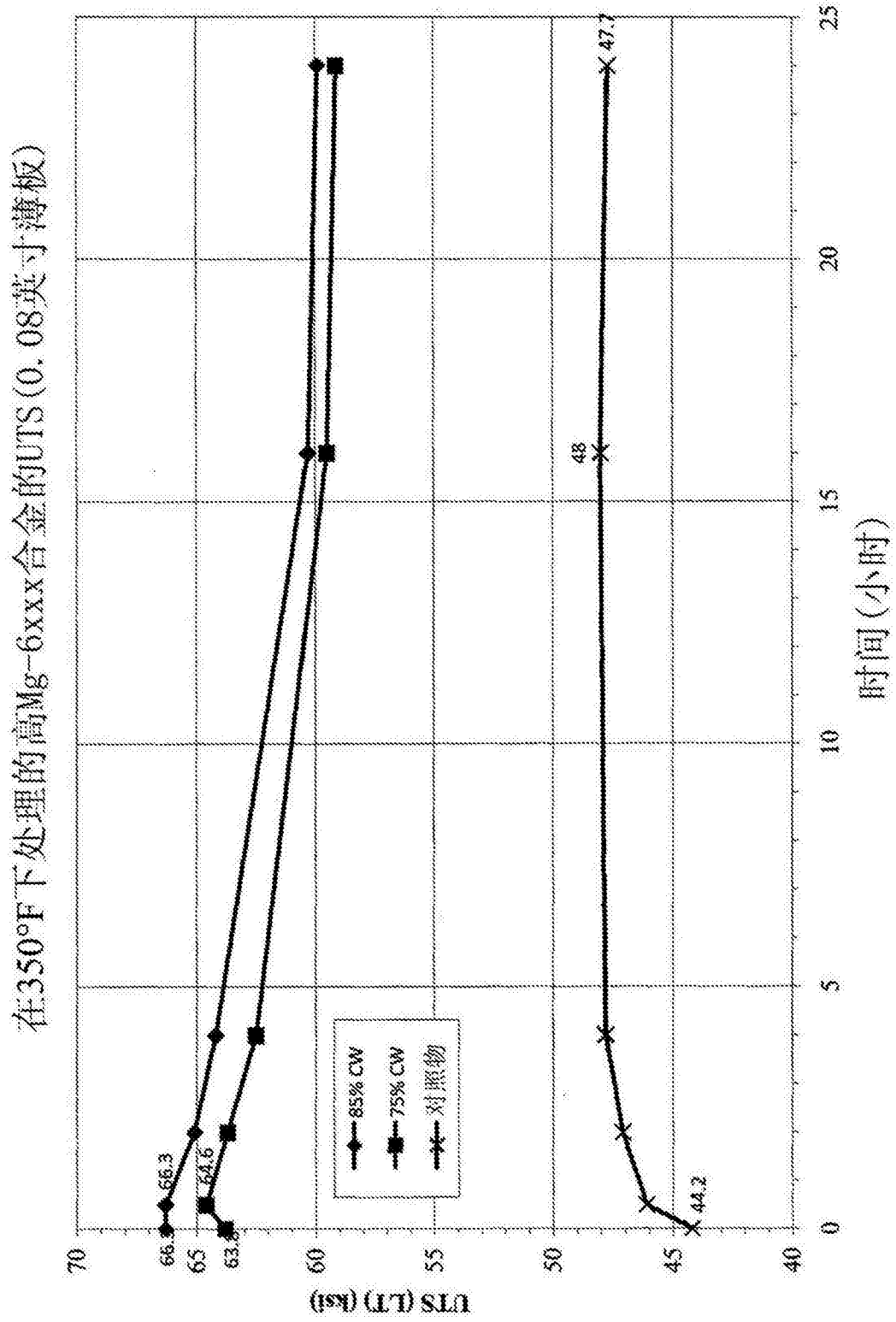


图43

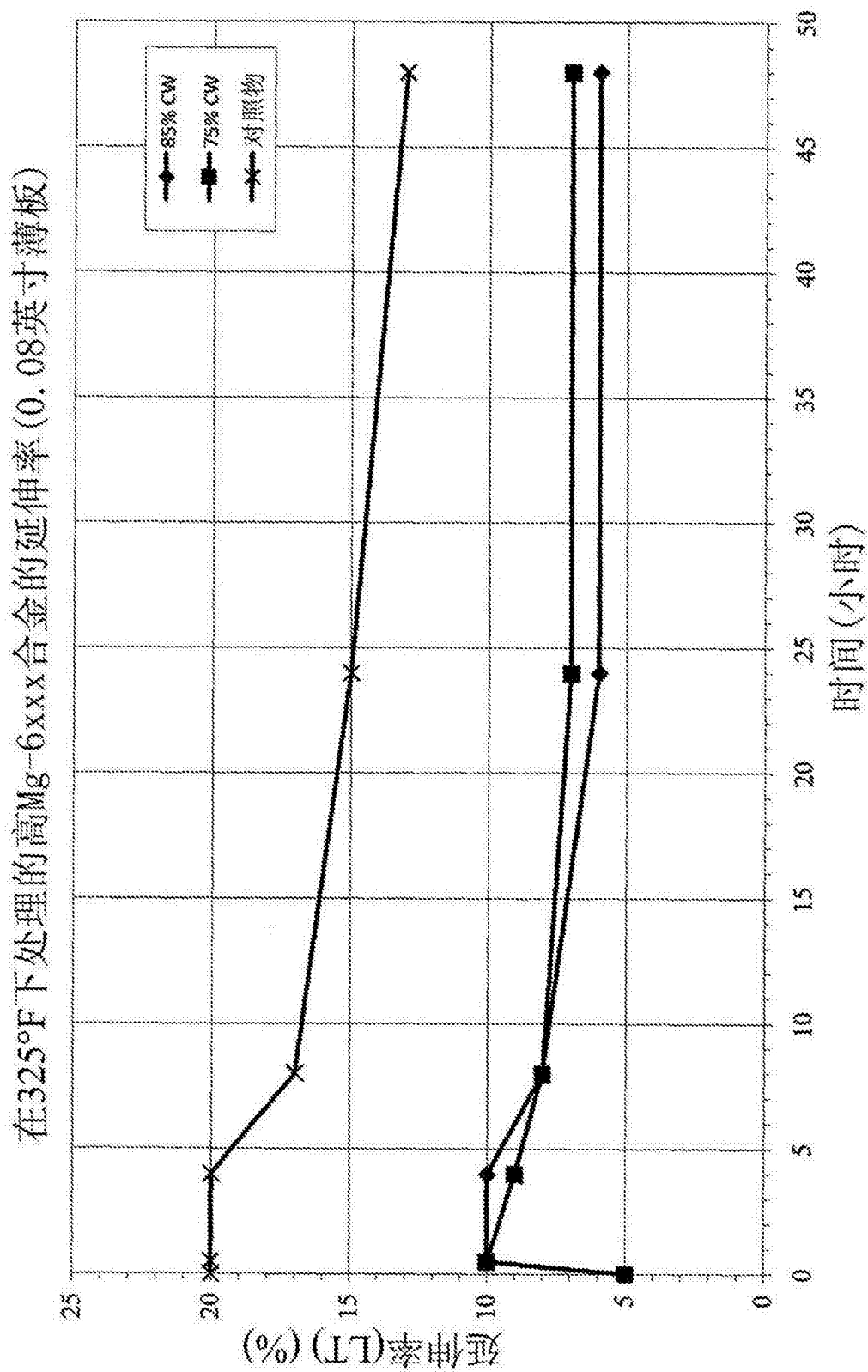


图44

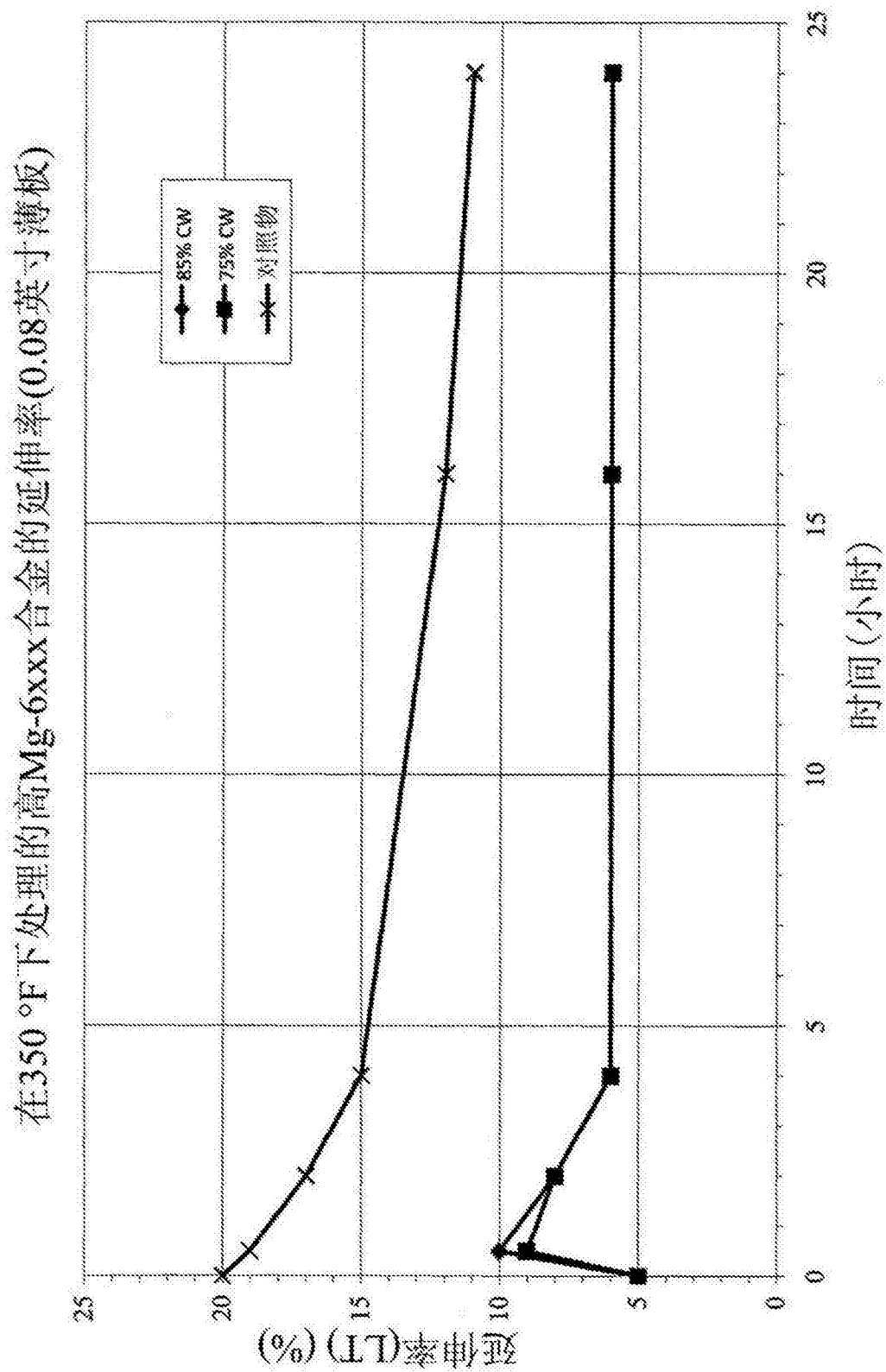


图45

在325°F下处理的高Mg-6xxx合金的TYS(0.375英寸板材)

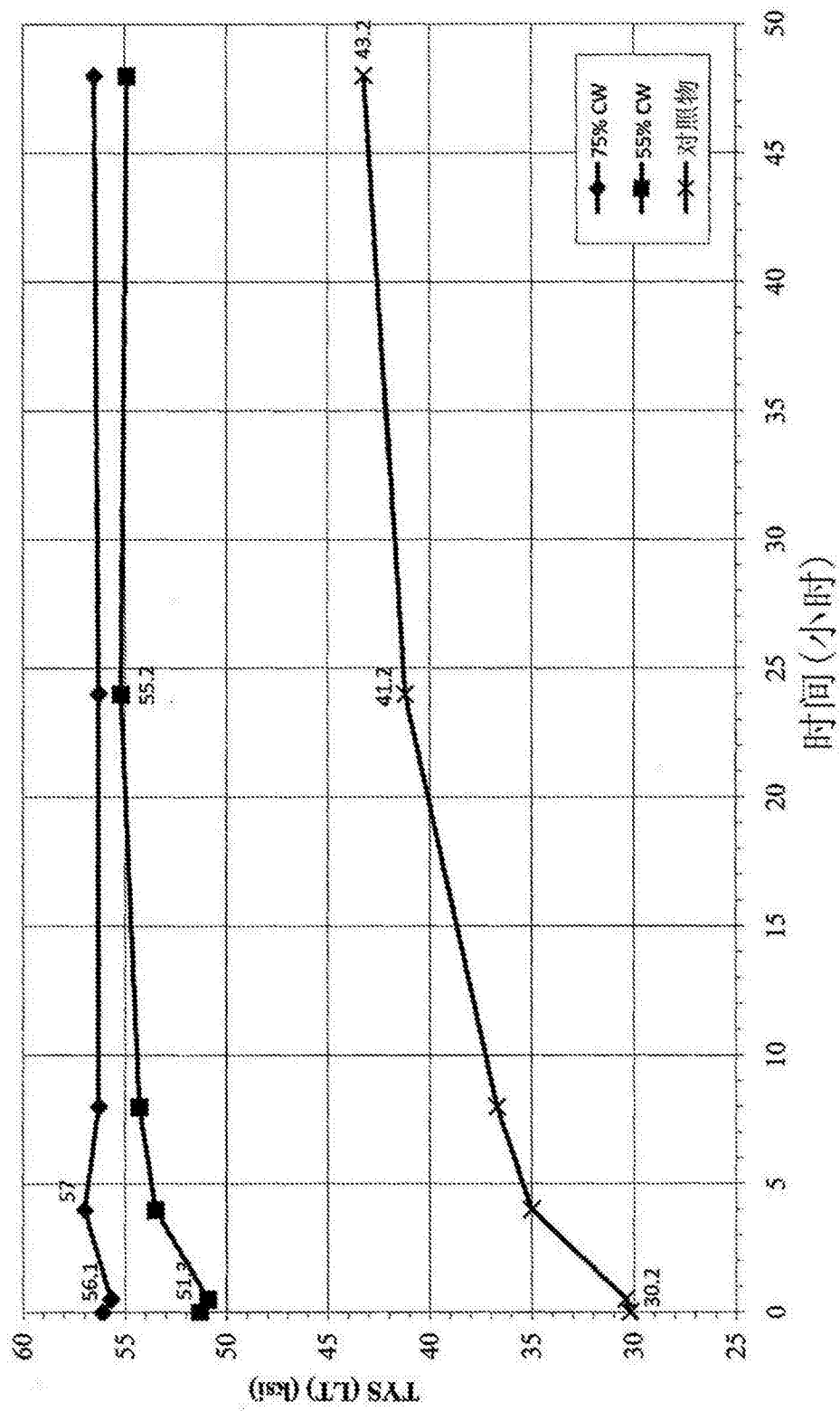


图46

在350°F下处理的高Mg-6xxx合金的TYS (0.375英寸板材)

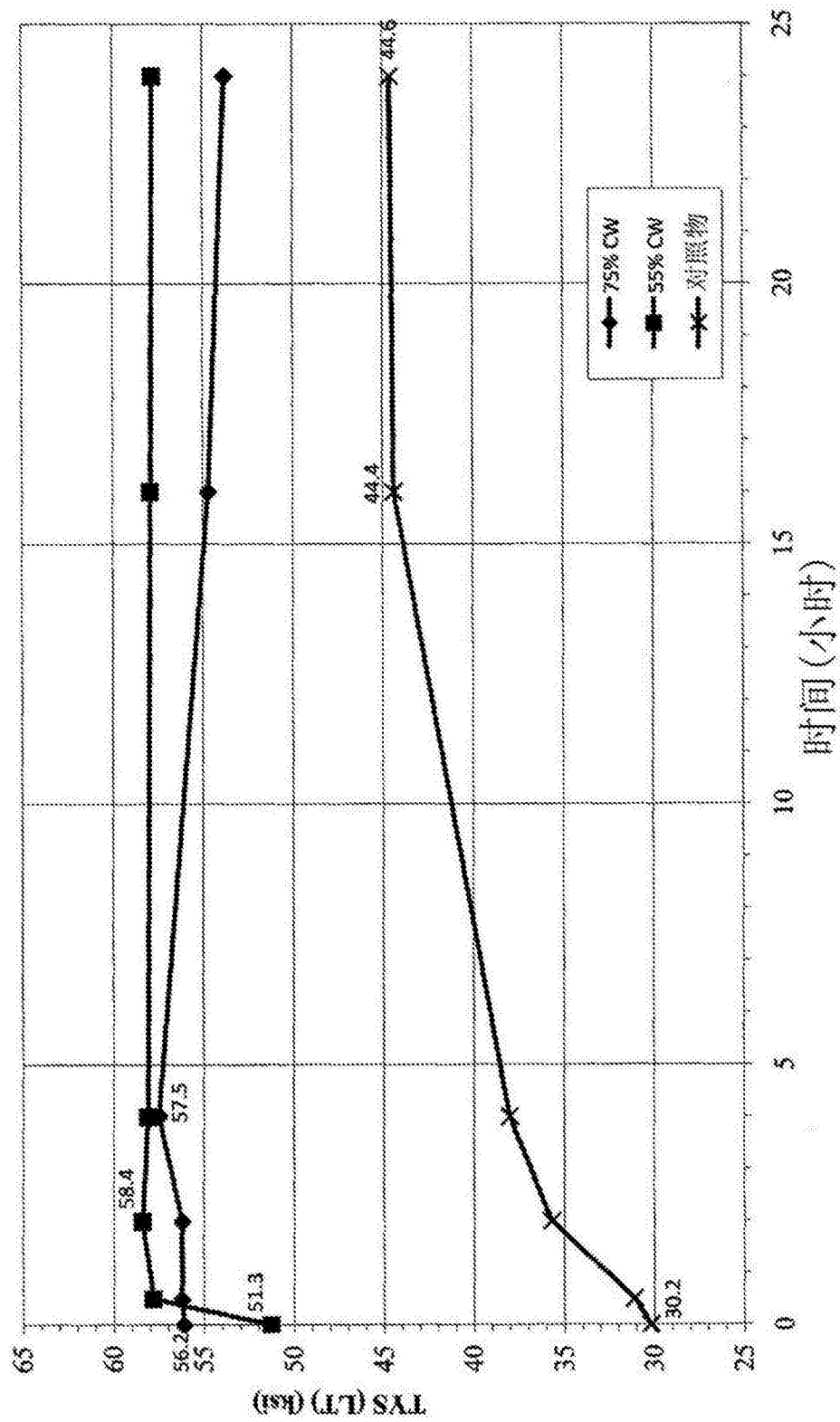


图47

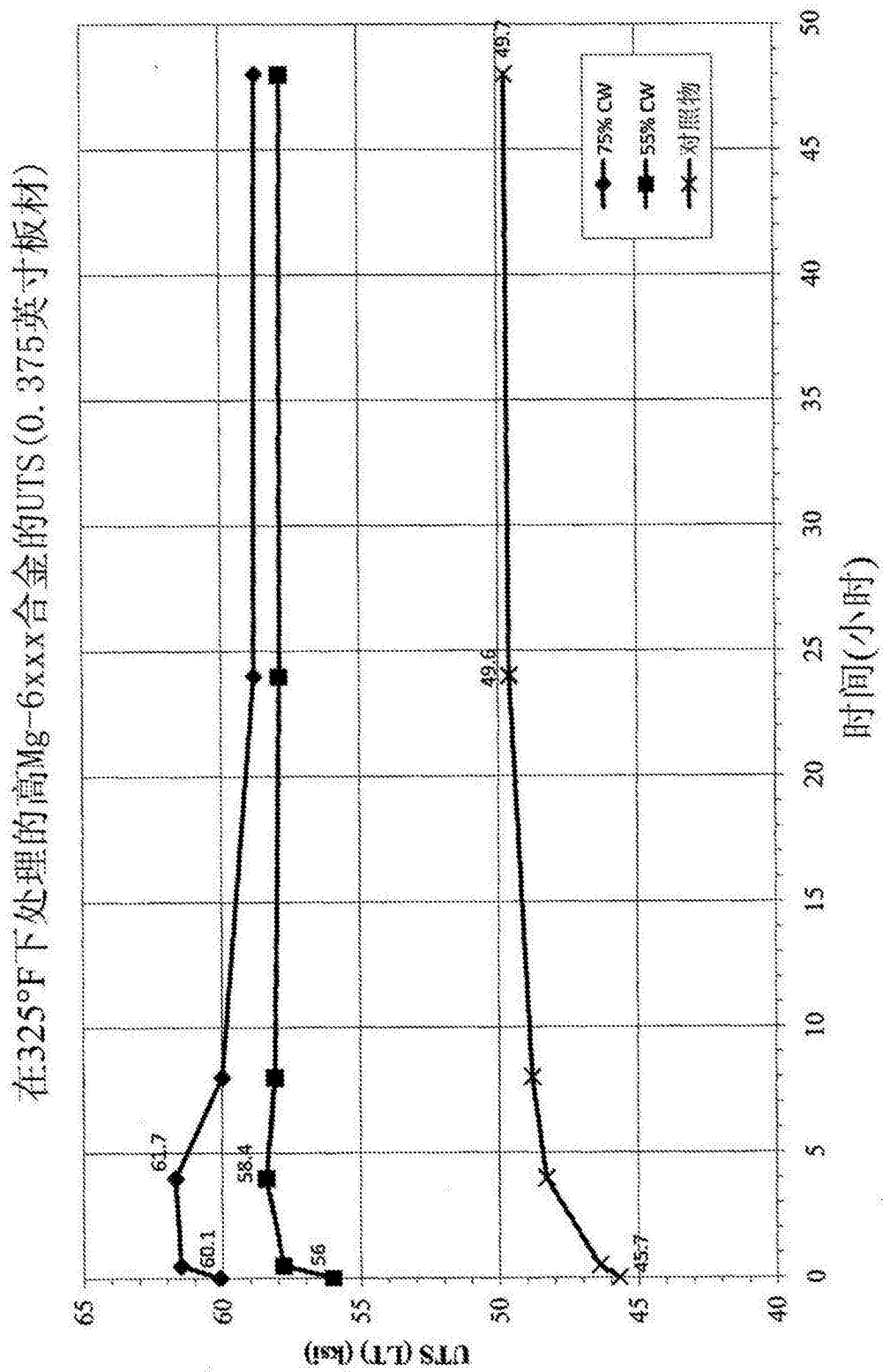


图48

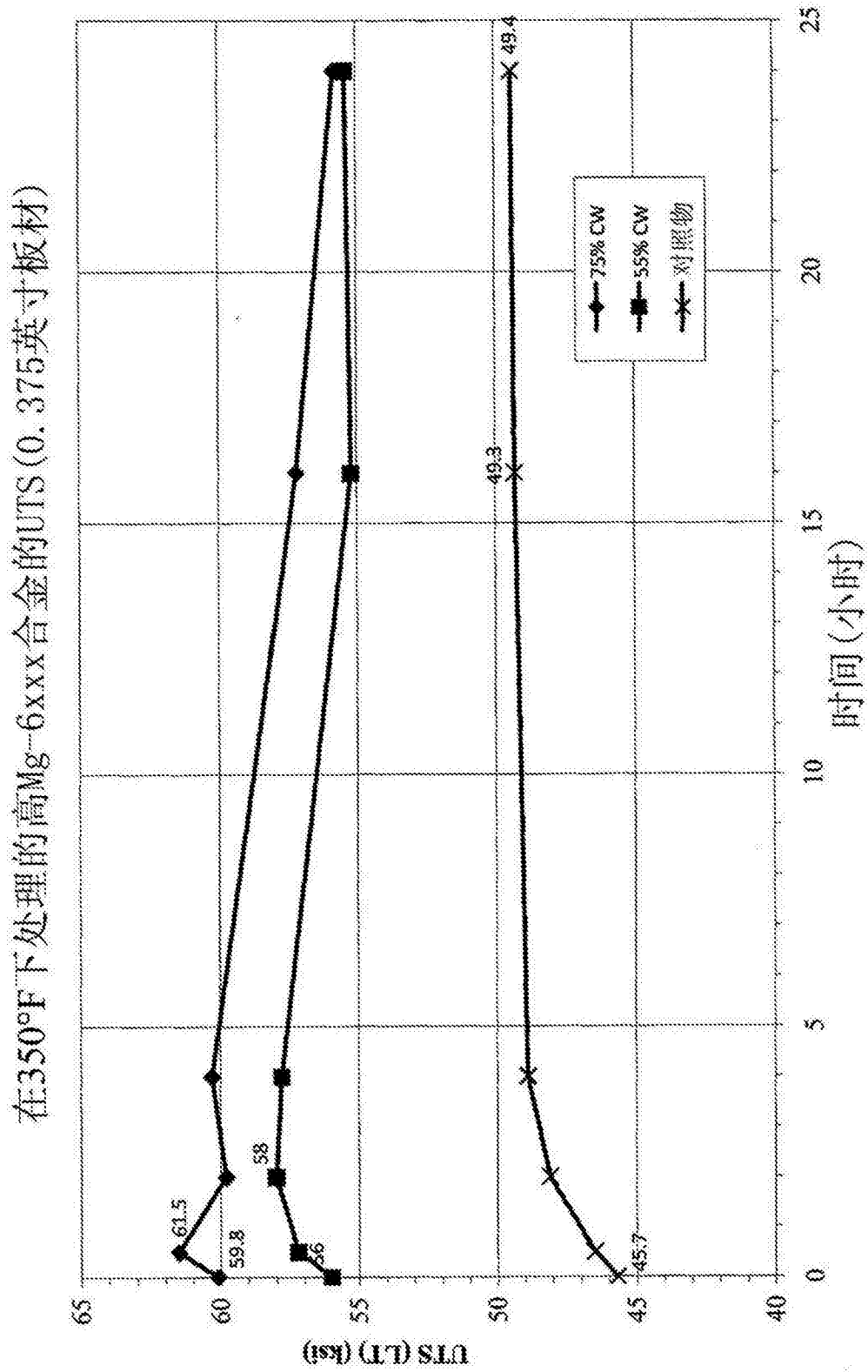


图49

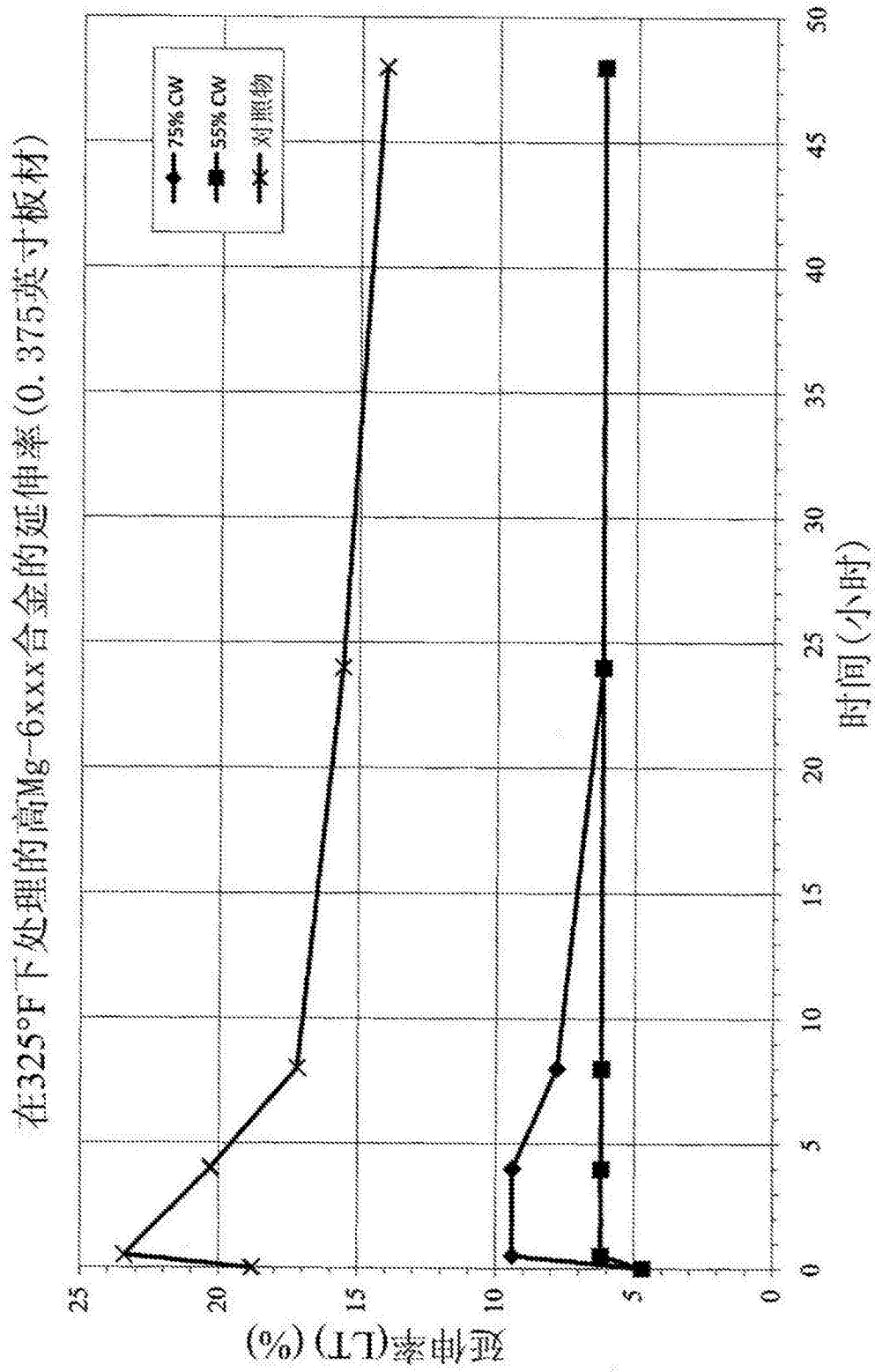


图50

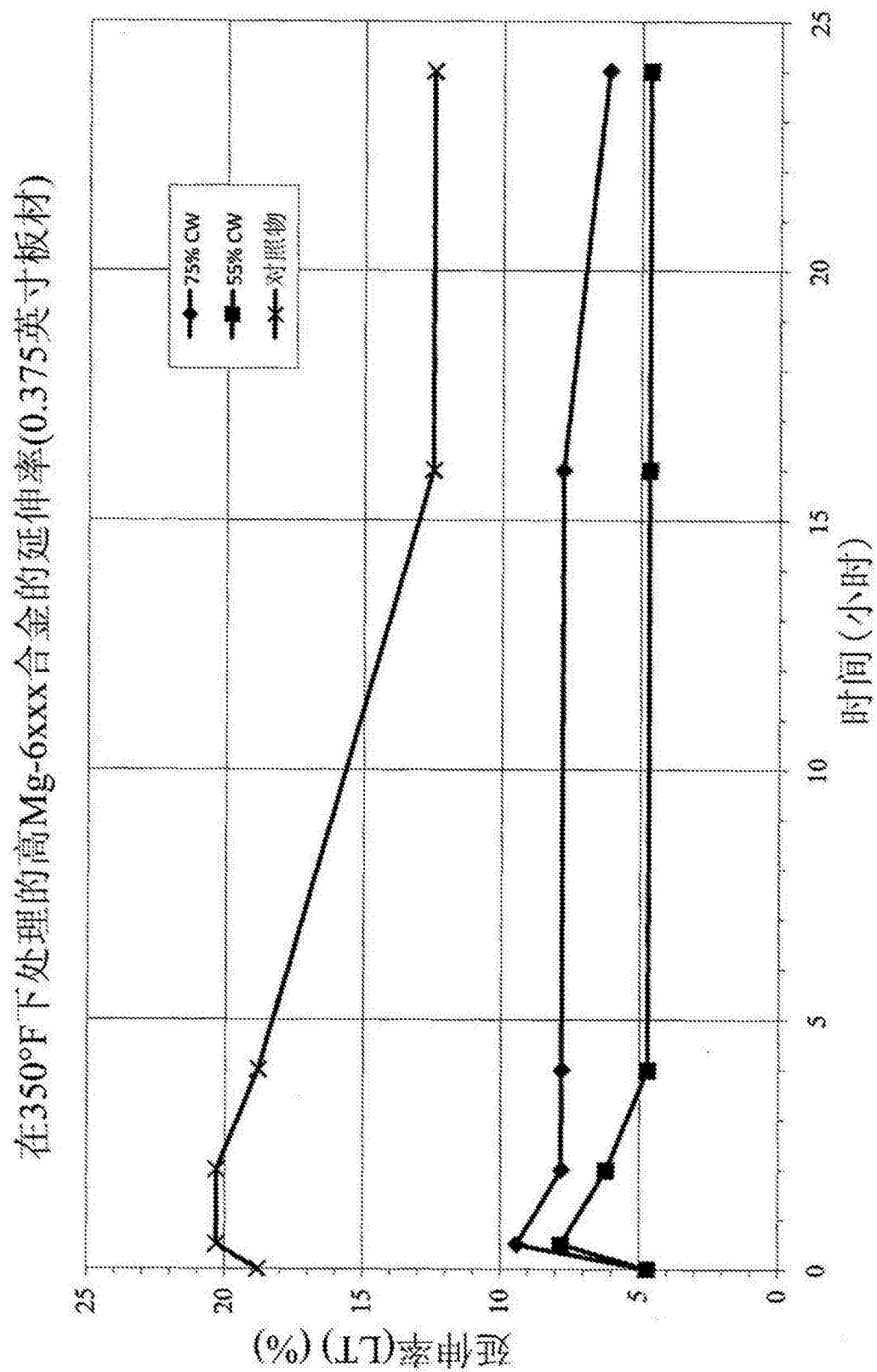


图51