



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101809181 B

(45) 授权公告日 2013. 11. 13

(21) 申请号 200880109526. 6

C21D 8/00(2006. 01)

(22) 申请日 2008. 08. 01

(56) 对比文件

(30) 优先权数据

60/953, 269 2007. 08. 01 US

GB 874488 A, 1961. 08. 10, 说明书表 8 及权利要求书.

(85) PCT申请进入国家阶段日

2010. 03. 30

审查员 张辉

(86) PCT申请的申请数据

PCT/US2008/071931 2008. 08. 01

(87) PCT申请的公布数据

W02009/018522 EN 2009. 02. 05

(73) 专利权人 ATI 资产公司

地址 美国俄勒冈州

(72) 发明人 罗纳德·E·贝利

托马斯·R·帕拉伊尔

格兰·J·斯维亚特克

(74) 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

11105

代理人 张平元

(51) Int. Cl.

C22C 38/00(2006. 01)

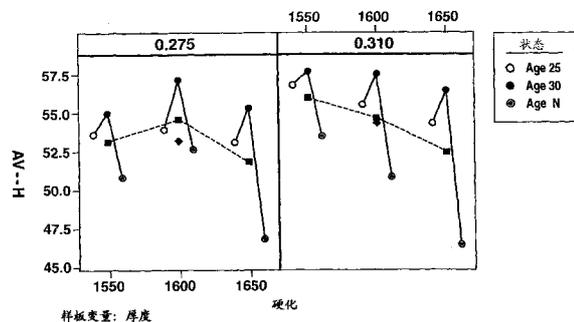
权利要求书3页 说明书20页 附图11页

(54) 发明名称

高硬度、高韧性铁基合金和其制备方法

(57) 摘要

本文一个方面涉及具有高硬度和有利水平的多重攻击弹道抗性的低合金钢,同时具有最小的裂纹扩展,赋予适用于军事装甲应用的弹道性能水平。本发明的钢的某些实施方案具有的硬度超过 550HBN 且相对于常规军事规格显示高水平的抗弹道穿透性。



1. 具有大于 550HBN 且小于 700HBN 的硬度和有利的多重攻击弹道抗性的铁基合金, 该合金包含, 基于总合金重量以重量百分比计: 0.48 至 0.52 碳; 0.15 至 1.00 锰; 0.15 至 0.45 硅; 0.95 至 1.70 铬; 3.30 至 4.30 镍; 0.35 至 0.65 钼; 0.0008 至 0.0030 硼; 0.001 至 0.015 铈; 0.001 至 0.015 镧; 不大于 0.002 硫; 不大于 0.015 磷; 不大于 0.10 氮; 偶存的杂质; 和余量的铁,

其中该铁基合金从奥氏体化温度空气冷却且具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与在规格 MIL-DTL-46100E 下所需的  $V_{50}$  一样大。

2. 权利要求 1 所述的合金, 其中该合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大。

3. 权利要求 1 所述的合金, 其中该合金的硬度大于 550HBN 且小于 675HBN。

4. 权利要求 1 所述的合金, 其中该合金具有的硬度至少为 600HBN 且小于 675HBN。

5. 权利要求 1 所述的合金, 其包含至少 0.20 锰。

6. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 0.80 锰。

7. 权利要求 1 所述的合金, 其包含至少 0.20 硅。

8. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 0.40 硅。

9. 权利要求 1 所述的合金, 其包含至少 1.00 铬。

10. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 1.50 铬。

11. 权利要求 1 所述的合金, 其包含至少 3.75 镍。

12. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 4.25 镍。

13. 权利要求 1 所述的合金, 其包含至少 0.40 钼。

14. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 0.60 钼。

15. 权利要求 1 所述的合金, 其包含至少 0.0015 硼。

16. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 0.0025 硼。

17. 权利要求 1 所述的合金, 其包含不大于 0.010 磷。

18. 权利要求 1 所述的合金, 其中该合金具有的硬度至少为 600HBN 且小于 700HBN, 且该合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大。

19. 选自装甲板、装甲片和装甲棒的装甲轧制产品, 其中该轧制产品为具有大于 550HBN 且小于 700HBN 的硬度和有利的多重攻击弹道抗性的铁基合金, 该合金包含, 基于总合金重量以重量百分比计: 0.48 至 0.52 碳; 0.15 至 1.00 锰; 0.15 至 0.45 硅; 0.95 至 1.70 铬; 3.30 至 4.30 镍; 0.35 至 0.65 钼; 0.0008 至 0.0030 硼; 0.001 至 0.015 铈; 0.001 至 0.015 镧; 不大于 0.002 硫; 不大于 0.015 磷; 偶存的杂质; 和余量的铁,

其中该铁基合金从奥氏体化温度空气冷却且具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与在规格 MIL-DLT-46100E 下所需的  $V_{50}$  一样大。

20. 权利要求 19 所述的装甲轧制产品, 其中该合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大。

21. 权利要求 19 所述的装甲轧制产品, 其中该合金的硬度大于 550HBN 且小于 675HBN。

22. 权利要求 19 所述的装甲轧制产品, 其中该合金具有的硬度至少为 600HBN 且小于 675HBN。

23. 权利要求 19 所述的装甲轧制产品,其中该合金具有的硬度至少为 600HBN 且小于 700HBN,且该合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大。

24. 包含具有大于 550HBN 且小于 700HBN 的硬度和有利的多重攻击弹道抗性的铁基合金的制品,该合金包含,基于总合金重量以重量百分计 :0.48 至 0.52 碳 ;0.15 至 1.00 锰 ;0.15 至 0.45 硅 ;0.95 至 1.70 铬 ;3.30 至 4.30 镍 ;0.35 至 0.65 钼 ;0.0008 至 0.0030 硼 ;0.001 至 0.015 铈 ;0.001 至 0.015 镧 ;不大于 0.002 硫 ;不大于 0.015 磷 ;不大于 0.10 氮 ;偶存的杂质 ;和余量的铁,

其中该铁基合金从奥氏体化温度空气冷却且具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与在规格 MIL-DLT-46100E 下所需的  $V_{50}$  一样大。

25. 权利要求 24 所述的制品,其中该制品选自装甲车辆、装甲外壳和装甲的移动设备的元件。

26. 制备选自装甲板、装甲片和装甲棒的装甲轧制产品的方法,该装甲轧制产品的硬度大于 550HBN 且小于 700HBN,该方法包括 :

提供合金,其包含,基于总合金重量以重量百分比计 :0.48 至 0.52 碳 ;0.15 至 1.00 锰 ;0.15 至 0.45 硅 ;0.95 至 1.70 铬 ;3.30 至 4.30 镍 ;0.35 至 0.65 钼 ;0.0008 至 0.0030 硼 ;0.001 至 0.015 铈 ;0.001 至 0.015 镧 ;不大于 0.002 硫 ;不大于 0.015 磷 ;偶存的杂质 ;和余量的铁 ;

通过在至少 1500° F(815°C) 的温度加热合金至少 30 分钟而使合金奥氏体化,所述时间为在所述温度的时间 ;和

从奥氏体化温度空气冷却该合金,使得该合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与在规格 MIL-DLT-46100E 下所需的  $V_{50}$  一样大。

27. 权利要求 26 所述的方法,其中冷却该合金使得合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大。

28. 权利要求 26 所述的方法,其中冷却该合金使得合金具有的硬度大于 550HBN 且小于 675HBN。

29. 权利要求 26 所述的方法,其中冷却该合金使得合金具有的硬度至少为 600HBN 且小于 675HBN。

30. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含至少 0.20 锰。

31. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含不大于 0.80 锰。

32. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含至少 0.20 硅。

33. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含不大于 0.40 硅。

34. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含至少 1.00 铬。

35. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含不大于 1.50 铬。

36. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含至少 3.75 镍。

37. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含不大于 4.25 镍。

38. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含至少 0.40 钼。

39. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含不大于 0.60 钼。

40. 权利要求 26 所述的方法,其中该合金包含至少 0.0015 硼。

41. 权利要求 26 所述的方法, 其中冷却该合金使得合金具有的硬度至少为 600HBN 且小于 700HBN, 且使得合金具有的  $V_{50}$  弹道极限至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大。

## 高硬度、高韧性铁基合金和其制备方法

[0001] 相关申请的交叉引用

[0002] 本申请根据 35 U. S. C. § 119(e) 要求 2007 年 8 月 1 日提交的同时待审的美国临时专利申请序列号 60/953, 269 的优先权。

### 背景技术

#### 技术领域

[0003] 本发明涉及硬度大于 550HBN 且在标准弹道测试显示相当大的和出人意料的抗穿透性的铁基合金, 且涉及包括该合金的装甲和其它制品。本发明进一步涉及加工某些铁基合金的方法以改善抗弹道 (ballistic) 穿透性。

[0004] 背景技术的描述

[0005] 通常设置装甲板 (armor plate)、装甲片 (armor sheet) 和装甲棒 (armor bar) 以保护构造物对抗猛烈发射的射弹 (projectile)。尽管装甲板、装甲片和装甲棒通常在军事领域作为保护其中的人员和财产的手段使用, 例如, 车辆和机械军备, 但这些产品也具有各种民用用途。这些用途包括, 例如, 用于装甲的民用车辆的护罩和防护爆炸特性的外壳。装甲由多种材料制成, 包括例如, 聚合物、陶瓷和金属合金。因为装甲经常安装在移动制品上, 装甲重量通常为重要因素。而且, 制备装甲的费用会是巨大的, 且因此特别与引进的装甲合金、陶瓷和专用聚合物相关。因此, 需要提供较低成本且能有效代替现有装甲的替代物, 且不显著增加获得所需弹道性能 (抗穿透性) 水平所需的装甲重量。

[0006] 而且, 面对不断增长的反装甲威胁, 美国军队多年以来一直增加坦克和其它战斗用车辆使用的装甲量, 导致车辆重量的明显增加。继续这种趋势将会严重不利地影响运输性, 方便的通过桥 (portable bridge-crossing) 的能力, 以及装甲战车的机动性。在过去十年美国军队采取了一种策略以能够非常迅速地动员其战车和其它装甲资产至世界上任何需要的区域。因此, 对增加的战车重量的关心已占据非常重要的位置。因此, 美国军队已研究了众多可能的替代品, 重量较轻的装甲材料, 如某些钛合金, 陶瓷, 和混合瓷砖 / 聚合物 - 基质复合物 (PMCs)。

[0007] 普通钛合金装甲的实例包括 Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V ELI 和 Ti-4Al-2.5V-Fe-0。钛合金相对较常规轧制的均匀钢装甲提供许多优点。钛合金相比轧制的均匀钢和铝合金对宽范围的弹道威胁具有高质量功效, 且还提供有利的抗多重攻击 (multi-hit) 弹道穿透性的能力。钛合金还显示通常较高的强度对重量比例, 以及相当强的耐腐蚀性, 通常导致较低的资产维护费用。钛合金可以现有的制造设备方便制造, 且钛碎屑和碾磨返料可被再熔化且以工业规模再循环。尽管这样, 钛合金确实具有缺点。例如, 通常需要防剥落衬层, 且与从材料制备钛装甲板和制备产物相关的成本 (例如, 切削加工和焊接成本) 比轧制的均匀钢装甲明显高。

[0008] 尽管 PMCs 提供一些优点 (例如, 面对化学威胁不脱落, 消音操作环境, 和对抗球体和碎片弹道威胁的高质量功效), 它们也具有许多缺点。例如, 制造 PMC 组件的成本比从轧

制的均匀钢或钛合金制造组件的成本高,且 PMC 不能由现有的制备设备方便制备。而且,PMC 材料的非破坏性测试可能不会像合金装甲的测试一样先进。而且,PMC 的抗多击弹道穿透性的能力和自动承载能力可受结构变化而不利影响,该结构变化是由于初始射弹袭击产生的。此外,对 PMC 装甲覆盖的战车内的人会有炮火和烟雾危害,且 PMC 商业制造和再循环能力还未良好建立。

[0009] 当选择装甲材料时,金属合金经常是选择的材料。金属合金提供相当大的多击保护,通常相对引进的陶瓷、聚合物和复合物是便宜制备的,且可易于制造为用于装甲战车和移动军备系统的组件。通常认为在装甲应用中使用具有非常高硬度的材料是有利的,因为当碰撞较高硬度的材料时射弹更易于破碎。装甲应用中使用的某些金属合金可易于加工成高硬度,其通常通过从非常高的温度淬火该合金实现。

[0010] 因为轧制的均匀钢合金通常比钛合金便宜,实质性努力已集中于修改现有装甲应用中使用的轧制的均匀钢的组成和加工,因为即使弹道性能的增加改善也是显著的。例如,改善的弹道威胁性能可使得允许减少装甲覆盖厚度而不损失功能,从而降低装甲系统的总重量。因为高系统重量是金属合金系统相对例如,聚合物和陶瓷装甲的主要缺点,改善弹道威胁性能可使得合金装甲相对引进的装甲系统更有竞争性。

[0011] 在最近 25 年,已开发了较轻重量的金属包层 (clad) 和复合钢装甲。这些复合装甲中的一些,例如,与冶金结合至韧性、耐穿透的钢基层的高硬度钢的前面层组合。该高硬度钢层用于破碎射弹,而韧性的底层用来防装甲破裂、破碎、或剥落。形成这种类型的复合装甲的常规方法包括将两种类型钢的叠层板辊压接合。复合装甲的一个实例为 **K12<sup>®</sup>** 装甲板,其为双重硬度、辊压接合的复合装甲板,获自 ATI Allegheny Ludlum, Pittsburgh, Pennsylvania。 **K12<sup>®</sup>** 装甲板包括高硬度的前面和较软的背面。 **K12<sup>®</sup>** 装甲板的两个面都为 Ni-Mo-Cr 合金钢,但前面包含的碳含量比背面高。 **K12<sup>®</sup>** 装甲板与常规的均匀装甲板相比具有优异的弹道性能特性且满足或超过众多政府、军队和民用装甲应用的弹道需求。尽管金属包层和复合钢装甲提供了众多优点,但附加的加工包括包层或辊压接合工艺,这必然增加装甲系统的成本。

[0012] 较便宜的低合金含量钢也用于某些装甲应用。由于与碳、铬、钼和其它元素合金化,且由于使用合适的加热、淬火和回火步骤,可制备一些具有非常高硬度特性 (大于 550BHN (Brinell 硬度数)) 的低合金钢装甲。该高硬度钢通常称为“600BHN”钢。表 1 提供装甲应用中使用的 600BHN 钢的多个实例的组成的组成和机械特性。MARS 300 和 MARS 300Ni+ 由法国公司 Arcelor 制备。ARMOX 600T 装甲获自 SSAB Oxelosund AB, Sweden。尽管 600HBN 钢装甲的高硬度对破裂或压扁射弹非常有效,这些钢的显著缺点是它们非常脆,且当对抗例如,装甲穿孔射弹进行弹道测试时易于破裂。该材料的破裂对提供多重攻击弹道抗性的能力是有问题的。

[0013] 表 1

[0014]

合金	C	Mn	P (最大)	S (最大)	Si	Cr	Ni	Mo	屈服强度 (Mpa)	抗拉强度 (Mpa)	伸长 (%)	BHN (最小)

Mars 300	0.45- 0.55	0.3- 0.7	0.012	0.005	0.6- 1.0	0.4 (最大)	4.5 (最大)	0.3-0.5	$\geq 1,300$	$\geq 2,000$	$\geq 6\%$	578- 655
Mars 300Ni+	0.45- 0.55	0.3- 0.7	0.01	0.005	0.6- 1.0	0.01- 0.04	3.5- 4.5	0.3-0.5	$\geq 1,300$	$\geq 2,000$	$\geq 6\%$	578- 655
Armox 600	0.47 (最大)	1.0 (最大)	0.010	0.005	0.1- 0.7	1.5 (最大)	3.0 (最大)	0.7 (最大)	1,500 (典型)	2,000 (典型)	$\geq 7\%$	570- 640

[0015] 根据上述内容,有利的是提供改善的钢装甲材料,其具有在 600HBN 范围的硬度且具有相当大的多重攻击弹道抗性 (multi-hit ballistic resistance) 和降低的裂纹扩展。

### 发明内容

[0016] 根据本发明一个非限制性方面,提供具有有利的多重攻击弹道抗性、硬度大于 550HBN 的铁基合金,且该合金包括,基于总合金重量以重量百分计:0.48 至 0.52 碳;0.15 至 1.00 锰;0.15 至 0.45 硅;0.95 至 1.70 铬;3.30 至 4.30 镍;0.35 至 0.65 钼;0.0008 至 0.0030 硼;0.001 至 0.015 铈;0.001 至 0.015 镧;不大于 0.002 硫;不大于 0.015 磷;不大于 0.010 氮;铁;和偶存的杂质。

[0017] 根据本发明另一非限制性方面,提供合金轧制产品,例如,板、棒或片,其具有的硬度大于 550HBN,且包括,基于总合金重量以重量百分计:0.48 至 0.52 碳;0.15 至 1.00 锰;0.15 至 0.45 硅;0.95 至 1.70 铬;3.30 至 4.30 镍;0.35 至 0.65 钼;0.0008 至 0.0030 硼;0.001 至 0.015 铈;0.001 至 0.015 镧;不大于 0.002 硫;不大于 0.015 磷;不大于 0.010 氮;铁;和偶存的杂质。

[0018] 根据本发明另一非限制性方面,提供选自装甲板、装甲棒和装甲片的装甲轧制产品,其具有大于 550HBN 的硬度和满足或超过在规格 MIL-DTL-46100E 下的性能需求的  $V_{50}$  弹道极限(防护)。在某些实施方案中,该装甲轧制产品还具有以下  $V_{50}$  弹道极限,其至少与比在规格 MIL-A-46099C 下的性能需求小 150 英尺/秒的  $V_{50}$  弹道极限一样大,同时具有最小的裂纹扩展 (crack propagation)。该轧制产品为包含以下的合金,基于总合金重量以重量百分计:0.48 至 0.52 碳;0.15 至 1.00 锰;0.15 至 0.45 硅;0.95 至 1.70 铬;3.30 至 4.30 镍;0.35 至 0.65 钼;0.0008 至 0.0030 硼;0.001 至 0.015 铈;0.001 至 0.015 镧;不大于 0.002 硫;不大于 0.015 磷;不大于 0.010 氮;铁;和偶存的杂质。

[0019] 本发明另一方面涉及制备具有有利的多重攻击弹道抗性(同时具有最小的裂纹扩展)和硬度大于 550HBN 的合金的方法,且其中该轧制产品为以下合金,其包含,基于总合金重量以重量百分计:0.48 至 0.52 碳;0.15 至 1.00 锰;0.15 至 0.45 硅;0.95 至 1.70 铬;3.30 至 4.30 镍;0.35 至 0.65 钼;0.0008 至 0.0030 硼;0.001 至 0.015 铈;0.001 至 0.015 镧;不大于 0.002 硫;不大于 0.015 磷;不大于 0.010 氮;铁;和偶存的杂质。该合金通过将合金加热至至少 1500° F 的温度并保持至少 30 分钟(在该温度的时间)而奥氏体化。然后将合金从奥氏体化温度冷却,该冷却方式不同于从奥氏体化温度冷却装甲合金的常规方式,且相对合金以常规方式冷却时曲线的路径该冷却方式改变合金冷却曲线的路径。优选地,从奥氏体化温度冷却合金使合金具有的  $V_{50}$  弹道极限满足或超过在规格 MIL-DTL-46100E 下所需的  $V_{50}$ 。

[0020] 更优选地,从奥氏体化温度冷却该合金使合金具有的  $V_{50}$  弹道极限不小于下述  $V_{50}$ :

比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$ , 同时具有最小的裂纹扩展。换句话说, 该  $V_{50}$  弹道极限优选至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  一样大, 同时具有最小的裂纹扩展。

[0021] 根据本发明的方法的一个非限制性实施方案, 冷却合金的步骤包括从奥氏体化温度同时冷却合金的多个板, 且这些板彼此接触设置。

[0022] 本发明的其它方面涉及包含本发明的合金实施方案的制品。该制品包括, 例如, 装甲车辆、装甲外壳和装甲移动设备的元件。

[0023] 附图简述

[0024] 根据本发明的合金、制品和方法的某些特征和优点可通过参考附图更好的理解, 其中:

[0025] 图 1 为按以下加工的某些实验板样品的  $HR_C$  硬度对奥氏体化处理加热温度的函数的示图;

[0026] 图 2 为按以下加工的某些非限制性实验板样品的  $HR_C$  硬度对奥氏体化处理加热温度的函数的示图;

[0027] 图 3 为按以下加工的某些非限制性实验板样品的  $HR_C$  硬度对奥氏体化处理加热温度的函数的示图;

[0028] 图 4、5 和 7 为在从奥氏体化温度冷却过程中使用的测试样品的设置的图示;

[0029] 图 6 为某些测试样品的超过所需最低的  $V_{50}$  速度的  $V_{50}$  速度 (按照 MIL-A-46099C) 对回火实践的函数的示图;

[0030] 图 8 和 9 为在从奥氏体化温度冷却某些测试样品的步骤中样品温度随时间的示图;

[0031] 图 10 和 11 为在从奥氏体化温度冷却的过程中使用的测试样品的设置的示图; 和

[0032] 图 12-14 为从奥氏体化温度冷却的多个实验样品的样品温度随时间的示图, 在本文讨论。

[0033] 在考虑以下本发明的合金制品和方法的某些非限制性实施方案的详细描述后, 读者将理解上述细节以及其它。在进行或使用本文所述的合金、制品和方法后, 读者也会理解某些其它细节。

[0034] 某些非限制性实施方案的详细描述

[0035] 在本文非限制性实施方案的描述中, 除了在操作实施例或另有所述, 所有表示成分和产品的量或特征、加工条件等的数字应理解为在所有情形下通过术语“约”修饰。因此, 除非另有相反描述, 以下说明书中的任何数字参数为近似值, 其可根据人们想要在本发明的合金和制品中获得的所需特性而改变。至少, 且不是为了将相同观念的申请限制于权利要求的范围, 各数字参数应至少根据报告的有效数字和使用常用的舍入技术的数而解释。

[0036] 任何所述的在此引入作为参考的专利、出版物或其它公开材料 (以其整体或部分), 仅达到以下程度, 引入的材料不与本发明中现有定义、陈述、或其它公开材料相冲突。同样地, 且达到所需的程度, 本文所述的内容代替任何在此引入作为参考的冲突的材料。任何所述的在此引入作为参考但与现有定义、陈述、或其它公开材料相冲突的材料或其部分, 仅以以下程度引入, 其不在引入的材料和现有公开材料之间产生冲突。

[0037] 本发明部分涉及低合金钢,其具有显著的硬度并显示相当大的和出人意料的多重攻击弹道抗性水平,同时具有最小的裂纹扩展,赋予适用于军事装甲应用的抗弹道穿透性水平。根据本发明的钢的某些实施方案显示硬度值超过 550HBN 且当按照 MIL-DTL-46100E 评估(且优选还按照 MIL-A-46099C 评估)时显示相当大的抗弹道穿透性水平。相对于某些现有的 600BHN 钢装甲板材料,根据本发明的合金的某些实施方案当相对装甲穿孔射弹测试时明显不易于破裂和穿透。该合金的某些实施方案还具有证实的弹道性能,该弹道性能与某些高合金装甲材料如 K-12<sup>®</sup> 装甲板的性能相当。根据本发明的钢合金的某些实施方案的弹道性能是完全出人意料得到的,例如,与某些常规 600BHN 钢装甲材料相比,所述合金的低合金含量和合金相对适中的硬度。更具体地,出人意料地观察到尽管根据本发明的合金的某些实施方案显示相对适中的硬度(其可通过以较缓慢的冷却速率从奥氏体化温度冷却合金而提供),该合金样品显示相当好的弹道性能,其至少与 K-12<sup>®</sup> 装甲板的性能相当。该令人惊讶且非显而易见的发现与常规观点完全相反,该常规观点是增加钢装甲板材料的硬度可改善弹道性能。

[0038] 根据本发明的钢的某些实施方案包括低含量的残余元素硫、磷、氮和氧。而且,钢的某些实施方案可包含一种或多种铈、镧和其它稀土金属的浓缩物。不被任何具体操作理论束缚,本发明者认为这些稀土添加剂用于结合合金中存在的一部分硫、磷和/或氧,以使这些残余物不太可能在晶界中聚集和降低材料的多重攻击弹道抗性。还认为硫、磷和/或氧在钢的晶界中的聚集可促进高速碰撞时的晶粒间分离,导致碰撞射弹的材料破裂和可能的穿透。本发明的钢的某些实施方案也包含较高的镍含量,例如 3.30 至 4.30 重量%,以提供相对坚韧的基质,从而显著改善弹道性能。

[0039] 除了开发独特的合金系统,本发明者还进行了研究,在以下讨论,以确定如何加工本发明的钢以改善硬度和弹道性能,该硬度和弹道性能按照已知的军事规格 MIL-DTL-46100E 和 MIL-A-46099C 评估。本发明者还将本发明的钢样品经受各种温度,该温度预期使钢中溶解碳化物颗粒并使之扩散,并在钢中得到合理的均匀性程度。该测试的目的是确定不产生过度渗碳或导致过度和不可接受的晶粒生长的热处理温度,过度渗碳或导致过度和不可接受的晶粒生长将降低材料韧性从而降低弹道性能。在某些方法中,将钢板横向辊轧以提供一定程度的各向同性。

[0040] 还进行了以下试验,其评估以不同速率从奥氏体化温度冷却并因此具有不同硬度的样品的弹道性能。本发明者的测试还包括回火试验和冷却试验,其用来评估如何更好的促进多重攻击弹道抗性同时具有最小的裂纹扩展。按照 MIL-DTL-46100E 和 MIL-A-46099C 通过确定各种测试样品的  $V_{50}$  弹道极限评估样品,使用 7.62mm(.30 口径) 装甲穿孔射弹。本发明者的合金的详情按以下研究。

#### [0041] 1. 制备实验合金板

[0042] 制备用于低合金钢装甲的新组合物。本发明者推断该合金组合物优选应包含较高的镍含量和低含量的硫、磷和氮残余元素,且应以促进均匀性的方式加工成板形式。通过 AOD 或 AOD 和 ESR 制备多种具有表 2 所示的实验化学组成的合金锭。表 2 表明所需的最小和最大,优选最小和优选最大(若有的话),和合金成分的目标含量,以及制备的合金的实际组成。合金的余量包括铁和偶存的杂质。可作为偶存的杂质存在的元素的非限制性实例

包括铜、铝、钛、钨和钴。其它潜在的偶存的杂质（其可由原料和 / 或通过合金加工衍生）对冶金领域技术人员是已知的。合金组成在表 2 中报导, 且更一般地在本文报导, 除非另有所述重量百分比基于总合金重量。而且, 在表 2 中, “LAP” 是指“尽可能低”。

[0043] 表 2

[0044]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Ce	La	V	W	Ti	Co	Al	N	B
最小	.48	.15	-	-	.15	.95	3.30	.35	.001	.001	-	-	-	-	-	-	.0008
最大	.52	1.00	.015	.002	.45	1.70	4.30	.65	.015	.015	.05	.08	.05	.05	.020	.010	.0024
优选最小	-	.20	-	-	.20	1.00	3.75	.40	-	-	-	-	-	-	-	-	.0015
优选最大	-	.80	.010	-	.40	1.50	4.25	.60	-	-	-	-	-	-	-	-	.0025
目标	.50	.50	LAP	LAP	.30	1.25	4.00	.50	-	-	LAP	LAP	LAP	LAP	LAP	LAP	.0016
实际*	.50	.53	.01	.0006	0.4	1.24	4.01	.52	-	.003	.01	.01	.002	.02	.02	.007	.0015

[0045] \* 分析显示该组合物还包含 0.09 铜, 0.004 铌, 0.004 锡, 0.001 锆和 92.62 铁。

[0046] 锭表面使用常规操作研磨。然后将锭加热至约 1300° F (704°C), 使平衡, 在该第一温度保持 6 至 8 小时, 以约 200° F/小时 (93°C / 小时) 加热至约 2050° F (1121°C), 且在该第二温度每英寸厚度保持约 30 分钟。然后将锭热轧至 7 英寸 (17.8cm) 厚度, 末端切头, 且如果需要, 再加热至约 2050° F (1121°C), 然后另外热轧至约 1.50-2.50 英寸 (38.1-63.5cm) 厚度的 reslabs。使用常规操作将 reslabs 应力消除退火, 然后将板坯 (slab) 表面鼓风 (blast) 清理且精轧成厚度为约 0.310 英寸 (7.8mm) 或约 0.275 英寸 (7mm) 的长板。然后将长板完全退火, 鼓风清理, 压平并剪切以形成厚度为约 0.310 英寸 (7.8mm) 或约 0.275 英寸 (7mm) 的多个单独的板。

[0047] 在某些情况下, 将 reslabs 再加热至轧制温度, 紧接着获得最终厚度 (finished gauge) 所需的最终轧制步骤。更具体地, 将板样品按表 3 所示最终轧制。对按表 3 所示最终轧制的 0.0275 和 0.310 英寸 (7 和 7.8mm) 厚度 (标称) 的板样品进行测试以评估优化表面硬度和弹道性能特性的可能热处理参数。

[0048] 表 3

[0049]

近似厚度, 英寸 (mm)	热轧加工参数
0.275 (7)	以 0.5 再加热板坯约 10 分钟, 然后轧制成最终厚度
0.275 (7)	在紧接轧制成最终厚度前没有再加热

0.310(7.8)	以 0.6 再加热板坯约 30 分钟,然后轧制成最终厚度
0.310(7.8)	在紧接轧制成最终厚度前没有再加热

[0050] 2. 硬度测试

[0051] 将上述部分 1 制备的板进行奥氏体化处理和硬化步骤,切成三分之一以形成样品用于进一步测试,且任选进行回火处理。该奥氏体化处理包括加热样品至 1550-1650° F(843-899°C),保持 40 分钟(在该温度的时间(time-at-temperature))。硬化包括从奥氏体化处理温度空气冷却该样品或在油中淬火该样品至室温(“RT”)。将源自各奥氏体化和硬化的板的三个样品中的一个保持在硬化状态(as-hardened state)用于检测。通过在 250° F(121°C)或 300° F(149°C)保持 90 分钟(在该温度的时间)将从各奥氏体化和硬化的板切下的剩余两个样品回火退火(temper annealed)。为减少评估样品硬度所需的时间,所有样品初始使用 Rockwell C(HR<sub>C</sub>) 试验而非 Brinell 硬度试验测试。还检测在硬化状态显示最高 HR<sub>C</sub> 值的两个样品以确定硬化状态的 Brinell 硬度(BHN)(即,在任何回火处理前)。表 4 列出在 250° F(121°C)或 300° F(149°C)回火的样品的奥氏体化处理温度、淬火类型、厚度和 HR<sub>C</sub> 值。表 4 还表明是否将试验中使用的板在紧接轧制成最终厚度前进行再加热。此外,表 4 列出在硬化状态显示最高 HR<sub>C</sub> 值的未回火的、硬化状态的样品的 BHN 硬度。

[0052] 表 4

[0053]

奥氏体化退火温度(° F)	冷却类型	再加热	厚度	硬化状态的 HR <sub>C</sub>	硬化状态的 BHN	250° F 退火后的 HR <sub>C</sub>	300° F 退火后的 HR <sub>C</sub>
1550	空气	否	0.275	50	--	54	54
1550	空气	否	0.310	53	--	58	57
1550	空气	是	0.275	50	--	53	56
1550	空气	是	0.310	50	--	55	57
1550	油	否	0.275	48	--	54	56
1550	油	否	0.310	53	--	58	58
1550	油	是	0.275	59	624	52	53
1550	油	是	0.310	59	--	55	58
1600	空气	否	0.275	53	587	54	57
1600	空气	否	0.310	48	--	56	57

1600	空气	是	0.275	54	--	56	57
1600	空气	是	0.310	50	--	57	58
1600	油	否	0.275	53	--	54	57
1600	油	否	0.310	52	--	55	58
1600	油	是	0.275	51	--	51	58
1600	油	是	0.310	53	--	53	58
1650	空气	否	0.275	46	--	54	56

## [0054]

奥氏体化退火温度 (° F)	冷却类型	再加热	厚度	硬化状态的 HR <sub>c</sub>	硬化状态的 BHN	250° F 退火后的 HR <sub>c</sub>	300° F 退火后的 HR <sub>c</sub>
1650	空气	否	0.310	46	--	53	56
1650	空气	是	0.275	48	--	53	57
1650	空气	是	0.310	48	--	54	56
1650	油	否	0.275	47	--	52	55
1650	油	否	0.310	46	--	54	57
1650	油	是	0.275	46	--	55	54
1650	油	是	0.310	47	--	57	58

[0055] 表 5 提供表 4 中包含的样品在硬化状态和在 250° F (121°C) 或 300° F (149°C) 回火退火 90 分钟 (在该温度的时间) 后的平均 HR<sub>c</sub> 值。

[0056] 表 5

## [0057]

奥氏体化退火温度 (° F)	硬化状态的平均 HR <sub>c</sub>	250° F 退火后的平均 HR <sub>c</sub>	300° F 退火后的平均 HR <sub>c</sub>
1550	52	55	56
1600	52	55	57
1650	47	54	56

[0058] 通常, Brinell 硬度按照规格 ASTM E-10, 通过将特定直径的硬钢或碳化物球形式的压头 (indenter) 以特定负载施加于样品表面并测量测试后的凹痕 (indentation) 直径

进行测定。该 Brinell 硬度数或“BHN”通过将使用的压头负载（千克）除以凹痕的实际表面积（平方毫米）而获得。该结果为压强（pressure）测量，但当报告 BHN 值时很少提及单位。

[0059] 在评估钢装甲样品的 Brinell 硬度数时，使用台式机器以将 10mm 直径的碳化钨球压头压进试样的表面。该机器施加 3000 千克的负载，通常保持 10 秒。当球收缩后，测量所得圆形压痕的直径。根据下式计算 BHN 值：

$$[0060] \quad \text{BHN} = 2P / [\pi D(D - (D^2 - d^2)^{1/2})],$$

[0061] 其中 BHN = Brinell 硬度数；P = 施加的负载（千克）；D = 球形压头的直径（mm）；且 d = 所得压头压痕的直径（mm）。

[0062] 可在装甲板的表面区域进行多个 BHN 测试且各个测试可能产生稍有不同的硬度数。硬度的变化可能是因为板的局部化学成分和显微组织的微小改变，因为即使均匀装甲也不是完全均匀的。硬度测量的微小变化也可能是由于测量样品上的压头压痕的直径的误差产生。即使预期到任何单一样品的硬度测量的变化，BHN 值经常以范围提供，而不是单个数值。

[0063] 如表 4 所示，对样品测量的最高 Brinell 硬度为 624 和 587。那些特别的硬化状态的样品在 1550° F(843°C) (BHN 624) 或 1600° F(871°C) (BHN587) 奥氏体化。该两个样品的一个被油淬火 (BHN 624)，另一个通过空气冷却，且该两个样品中仅有一个 (BHN 624) 在轧制成最终厚度前再加热。

[0064] 通常，观察到使用回火退火趋向于增加样品硬度，使用 300° F(149°C) 的回火温度导致在各奥氏体化温度更大的硬度增加。而且，观察到增加奥氏体化温度通常趋向于降低获得的最终硬度。这些关系在图 1 中图解，其显示在硬化状态（“AgeN”）或在 250° F(121°C)（“Age25”）或 300° F(149°C)（“Age30”）回火后的 0.275 英寸（7mm）样品（左图）和 0.310 英寸（7.8mm）样品（右图）的平均 HR<sub>C</sub> 硬度作为奥氏体化温度的函数。

[0065] 图 2 和 3 考虑到淬火类型和是否将 reslabs 在轧制成 0.275 和 0.310 英寸（7 和 7.8mm）标称最终厚度前再加热对硬度的影响。图 2 显示在硬化状态（“AgeN”）或在 250° F(121°C)（“Age25”）或 300° F(149°C)（“Age30”）回火后以下样品的 HR<sub>C</sub> 硬度对奥氏体化温度的函数：非再加热的 0.275 英寸（7mm）样品（左上图），再加热的 0.275 英寸（7mm）样品（左下图），非再加热的 0.310 英寸（7.8mm）样品（右上图）和再加热的 0.310 英寸（7.8mm）样品（右下图）。类似的，图 3 显示在硬化状态（“AgeN”）或在 250° F(121°C)（“Age25”）或 300° F(149°C)（“Age30”）回火后以下样品的 HR<sub>C</sub> 硬度对奥氏体化温度的函数：空气冷却的 0.275 英寸（7mm）样品（左上图），油淬火的 0.275 英寸（7mm）样品（左下图），空气冷却的 0.310 英寸（7.8mm）样品（右上图），和油淬火的 0.310 英寸（7.8mm）样品（右下图）。在各奥氏体化温度处理并满足图 2 和 3 中各图相应条件的样品的平均硬度在各图中绘制成矩形数据点，且各图中的各个数据点通过虚线连接以更好的显现任何趋势。图 2 和 3 中各幅图考虑的所有样品的总体平均硬度在各幅图中以菱形数据点绘制。

[0066] 关于图 2，通常观察到轧制成最终厚度前的再加热的硬度影响较小，且相对其它变量的影响不明显。例如，具有最高两个 Brinell 硬度的样品中仅有一个在轧制成最终厚度前再加热。关于图 3，通常观察到奥氏体化热处理后使用空气冷却和油淬火产生的任何硬度差异是很小的。例如，具有最高两个 Brinell 硬度的样品中仅有一个在轧制成最终厚度前

以板形式再加热。

[0067] 已确定实验合金样品在奥氏体化退火后包含高浓度的残留奥氏体。更大的板厚度和更高的奥氏体化处理温度倾向于产生更大的残留奥氏体水平。而且,观察到至少一部分奥氏体在回火退火过程中转化为马氏体。任何在回火退火处理后存在的未回火的马氏体会降低最终材料的韧性。为更好的保证最佳韧性,推断可使用另外的回火退火以进一步将任何残留奥氏体转化为马氏体。基于本发明者的观察,至少约 1500° F (815°C),更优选至少约 1550° F (843°C) 的奥氏体化温度显示出对于有关获得高硬度评估的制品是满意的。

### [0068] 3. 弹道性能测试

[0069] 几个标称厚度为 0.275 英寸 (7mm) 的 18x18 英寸 (45.7x45.7cm) 试验样板按上述部分 1 制备,然后进一步按以下论述加工。然后将样板按下述进行弹道性能测试。

[0070] 将按部分 1 制备的 8 个试验样板进一步按以下加工。该 8 个样板在 1600° F (871°C) 奥氏体化 35 分钟 (+/-5 分钟),通过空气冷却至室温,并测试硬度。在 1600° F (871°C) 奥氏体化的 8 个样板中的一个的 BHN 硬度在空气冷却后在奥氏体化状态、未回火的 (“硬化状态”) 状态测定。该硬化状态的样板显示约 600BHN 的硬度。

[0071] 将在 1600° F (871°C) 奥氏体化和空气冷却的 8 个样板中的 6 个分为三组,每组两个,且每组在 250° F (121°C),300° F (149°C),和 350° F (177°C) 中的一个温度下回火 90 分钟 (+/-5 分钟),空气冷却至室温,并测试硬度。将该三组回火的样板的每一组中的一个样板 (共三个样板) 留出,且剩余三个回火的样板以其初始 250° F (121°C),300° F (149°C),或 350° F (177°C) 回火温度再次回火 90 分钟 (+/-5 分钟),空气冷却至室温,并测试硬度。这 6 个样板在下表 6 中通过样品 ID 号 1 至 6 区别。

[0072] 将在 1600° F (871°C) 奥氏体化并空气冷却的 8 个样板中的一个浸入 32° F (0°C) 冰水中保持约 15 分钟,然后移除并测试硬度。然后将样板在 300° F (149°C) 回火 90 分钟 (+/-5 分钟),空气冷却至室温,浸入 32° F (0°C) 冰水中保持约 15 分钟,然后移除并测试硬度。然后将样品在 300° F (149°C) 再次回火 90 分钟 (+/-5 分钟),空气冷却至室温,再次置于 32° F (0°C) 冰水中保持约 15 分钟,然后再次移除并测试硬度。该样板参考表 6 中的 ID 号 7。

[0073] 将按上述部分 1 制备的三个另外的试验样板进一步按以下加工,然后进行弹道性能测试。将该三个样板的每一个在 1950° F (1065°C) 奥氏体化 35 分钟 (+/-5 分钟),使之空气冷却至室温,并测试硬度。再将该三个样板的每一个在 300° F 回火 90 分钟 (+/-5 分钟),空气冷却至室温,并测试硬度。然后将该三个回火的、空气冷却的样板中的两个在 300° F (149°C) 再次回火 90 分钟 (+/-5 分钟),空气冷却,然后测试硬度。然后将再次回火的样板中的一个低温冷却至 -120° F (-84°C),使之温热至室温,并测试硬度。这三个样板通过表 6 中的 ID 号 9-11 标识。

[0074] 通过使用 7.62mm (.30 口径)M2AP 射弹按照 MIL-DTL-46100E 评估  $V_{50}$  弹道极限 (防护) 而单独评估表 6 中标识的 11 个样板的弹道性能。该  $V_{50}$  弹道极限是计算的射弹速度,在该速度射弹穿透装甲试验样板的概率为 50%。

[0075] 更精确地,在美国军事订货规格 MIL-DTL-46100E (“装甲、板、钢、锻制品、高硬度”) 下,该  $V_{50}$  弹道极限 (防护) 为 6 个恰当的碰撞速度 (fair impact velocities) 的平均速度,该 6 个恰当的碰撞速度包括三个导致完全穿透的最低射弹速度和三个导致部分穿透的

最高射弹速度。在测定  $V_{50}$  中使用的最低和最高速度之间允许 150 英尺 / 秒 (fps) 的最大差异。在最低完全穿透速度比最高部分穿透速度少的量多于 150fps 时, 该弹道极限基于 10 个速度 (导致完全穿透的 5 个最低速度和导致部分穿透的 5 个最高速度)。当使用 10 个一轮 (ten-round) 过度差异的弹道极限时, 该速度差异必须减少至最低部分水平, 且尽可能与 150fps 接近。在测定  $V_{50}$  弹道极限 (防护) 时使用正常的向上和向下开火方法, 所有速度校正为击中速度。如果计算的  $V_{50}$  弹道极限小于比所需最低值高 30fps 的值, 且如果存在 30fps 或更大的间隙 (高的部分穿透速度低于低的完全穿透速度), 则按需要继续射弹开火以减少间隙至 25fps 或更小。

[0076] 对试验样板计算的  $V_{50}$  弹道极限可与具体厚度的试验样板的所需最低的  $V_{50}$  进行比较。如果试验样板的计算的  $V_{50}$  超过所需最低的  $V_{50}$ , 则可以说该试验样板已“通过”必要的弹道性能标准。板装甲的最小  $V_{50}$  弹道极限值在各种美国军队规格中列出, 包括 MIL-DTL-46100E 和 MIL-A-46099C (“装甲板、钢、辊压接合的、DNAL 硬度 (0.187 英寸至 0.700 英寸, 包括端点”) )。

[0077] 表 6 列出 11 个弹道试验样板的每一个的以下信息: 样品 ID 号; 奥氏体化温度; 从奥氏体化处理 (“硬化状态”) 冷却至室温后的 BHN 硬度; 回火处理参数 (如果使用的话); 从回火温度冷却至室温后的 BHN 硬度; 再次回火处理参数 (如果使用的话); 从再次回火温度冷却至室温后的 BHN 硬度; 以及按照 MIL-DTL-46100E 和按照 MIL-A-46099C 的样板的计算弹道极限  $V_{50}$  和所需最低  $V_{50}$  弹道极限之间的差异 (fps)。表 6 中的正  $V_{50}$  差异值 (例如, “+419”) 表明样板的计算  $V_{50}$  弹道极限超过要求的  $V_{50}$  指示的程度。负差异值 (例如, “-44”) 表明样板的计算  $V_{50}$  小于按照指示的军事规格要求的  $V_{50}$  指示的程度。

[0078] 表 6

[0079]

ID	奥氏体化温度 (° F)	硬化状态的硬度 (BHN)	回火 (分钟 @° F)	回火后的硬度 (BHN)	再次回火 (分钟 @° F)	再次回火后的硬度 (BHN)	再次回火 (分钟 @° F)	再次回火后的硬度 (BHN)	$V_{50}$ 与 46100E (fps) 比较	$V_{50}$ 与 46099C (fps) 比较
1	1600	600	90@250	600	NA	NA	NA	NA	+419	+37
2	1600	600	90@250	600	90@250	600	NA	NA	+341	-44
3	1600	600	90@300	600	NA	NA	NA	NA	+309	-74
4	1600	600	90@300	600	90@300	600	NA	NA	+346	-38
5	1600	600	90@350	578	NA	NA	NA	NA	+231	-153

6	1600	600	90@ 350	578	90@ 350	578	NA	NA	+240	-144
7	1600	600	15@ 32	600	90@300 +AC+	600	90@300 +AC+	600	+372	-16

[0080]

ID	奥氏体化温度 (° F)	硬化状态的硬度 (BHN)	回火 (分钟 @° F)	回火后的硬度 (BHN)	再次回火 (分钟 @° F)	再次回火后的硬度 (BHN)	再次回火 (分钟 @° F)	再次回火后的硬度 (BHN)	V <sub>50</sub> 与 46100E (fps) 比较	V <sub>50</sub> 与 46099C (fps) 比较
					15@32		15@32			
8	1950	555	90@ 300	555	NA	NA	NA	NA	+243	-137
9	1950	555	90@ 300	555	90@ 300	555	NA	NA	+234	-147
10	1950	555	90@ 300	--	90@ 300	--	-120	--	--	--

[0081] 8 个由实验合金构成的另外的 18x18 英寸 (45.7x45.7cm) (标称) 试验样板, 编号为 12-19, 按照上述部分 1 所述的制备。各样板标称为 0.275 英寸 (7mm) 或 0.320 英寸 (7.8mm) 厚度。将 8 个样板中的每一个通过在 1600° F (871°C) 加热 35 分钟 (+/-5 分钟) 进行奥氏体化处理, 然后空气冷却至室温。对样板 12 在硬化状态 (冷却状态, 没有回火处理) 评估对抗 7.62mm (.30 口径) M2AP 射弹的弹道性能。将样板 13-19 进行表 7 中所列的单独的回火步骤, 空气冷却至室温, 然后按与上述样板 1-11 相同的方式评估弹道性能。表 7 中所列的每个回火时间为近似值, 且实际为所列持续时间 +/-5 分钟的范围。表 8 列出试验样板 12-19 每一个的计算的 V<sub>50</sub> 弹道极限 (性能), 以及对于表 7 所列的具体样板厚度按照 MIL-DTL-46100E 和 MIL-A-46099C 的所需最低的 V<sub>50</sub>。

[0082] 表 7

[0083]

ID	厚度 (英寸)	未回火	在 175° F 回火 60 分钟	在 200° F 回火 60 分钟	在 225° F 回火 60 分钟	在 250° F 回火 30 分钟	在 250° F 回火 60 分钟	在 250° F 回火 90 分钟	在 250° F 回火 120 分钟
12	0.282	X							
13	0.280		X						

[0084]

14	0.281			X					
15	0.282				X				
16	0.278					X			
17	0.278						X		
18	0.285							X	
19	0.281								X

[0085] 表 8

[0086]

样品 ID	计算的 $V_{50}$ 弹道极限 (fps)	按照 MIL-DTL-46100E 的最小 $V_{50}$ 弹道极限 (fps)	按照 MIL-A-46099C 的最小 $V_{50}$ 弹道极限 (fps)
12	2936	2426	2807
13	2978	2415	2796
14	3031	2421	2801
15	2969	2426	2807
16	2877	2403	2785
17	2915	2403	2785
18	2914	2443	2823
19	2918	2421	2801

[0087] 轧制产品（例如，板、棒、片形式）可由本发明的合金通过采纳上述意见和结论的加工步骤制备以优化合金的硬度和弹道性能。本领域技术人员应理解，“板”产物的厚度至少为 3/16 英寸且宽度至少为 10 英寸，且“片”产物的厚度不大于 3/16 英寸且宽度至少为 10 英寸。本领域技术人员将易于理解不同常规轧制产品，如板、片和棒之间的差异。

[0088] 4. 冷却测试

[0089] a. 试验 1

[0090] 将具有表 2 所示的实际化学组成的 0.275x18x18 英寸样品组按以下加工，其通过在  $1600 \pm 10^\circ \text{F}$  ( $871 \pm 6^\circ \text{C}$ ) 加热样品 35 分钟  $\pm 5$  分钟而进行奥氏体化循环，然后使用不同方法冷却至室温以影响冷却路径。然后将冷却的样品回火一定的时间，并使之空气冷却至室温。将样品进行 Brinell 硬度测试和弹道测试。在规格 MIL-DTL-46100E 下满足需求的弹道  $V_{50}$  值是理想的。优选地，通过弹道  $V_{50}$  值评估的弹道性能不小于比在规格 MIL-A-46099C

下所需的  $V_{50}$  值小 150 英尺 / 秒的值。通常, MIL-A-46099C 需要明显更大的  $V_{50}$  值, 该值通常比在 MIL-DTL-46100E 下所需的值大 300-400fps。

[0091] 表 9 列出通过将样品垂直摆放在冷却台 (cooling rack) 上从奥氏体化温度冷却的样品的硬度和  $V_{50}$  结果, 且样品具有 1 英寸间隔, 并使样品在静止空气室温环境中冷却至室温。图 4 显示这些样品堆叠设置的图示。

[0092] 表 10 提供使用与表 9 相同的一般冷却条件和相同的垂直样品摆放设置从奥氏体化温度冷却的样品的硬度和  $V_{50}$  值, 但其中冷却风扇使室温空气围绕样品循环。因此, 表 10 中列出的样品从奥氏体化温度冷却的平均速率超过表 9 中列出的样品的平均速率。

[0093] 表 11 列出水平设置在冷却台上且与相邻样品接触堆叠的静止空气冷却的样品的硬度和  $V_{50}$  结果, 所述与相邻样品接触堆叠为了影响样品从奥氏体化温度的冷却速率。表 11 中包含的  $V_{50}$  值在图 6 中绘制为回火实践的函数。对表 11 的样品使用四个不同的堆叠设置。在一个设置中, 示于图 5 的顶部, 两个样品彼此接触放置。在另一设置中, 示于图 5 的底部, 三个样品彼此接触放置。图 8 为按图 5 的顶部和底部所示堆叠的样品的冷却曲线的示图。图 7 显示两个另外的堆叠设置, 其中当从奥氏体化温度冷却时四个板 (顶部) 或五个板 (底部) 彼此接触放置。图 9 按图 7 的顶部和底部所示堆叠的样品的冷却曲线的示图。对于表 11 列出的各样品, 表的第二栏表明堆叠设置中关联的样品总数。可预期的是到围绕样品循环空气 (相对于在静止空气中冷却) 和设置彼此接触的不同数量的样品, 如表 9, 10 和 11 中的样品, 影响各种样品的冷却曲线的形状。换句话说, 预期到冷却曲线遵循的具体途径 (即, 曲线的“形状”) 因表 9, 10 和 11 中样品的不同设置而不同。例如, 在与其它样品接触冷却的样品的冷却曲线的一个或多个区域的冷却速率可小于相同冷却曲线区域中垂直摆放的、间隔分开的样品的冷却速率。相信样品冷却的不同导致样品显微组织的不同, 其出人意料地影响样品的抗弹道穿透性, 如下所述。

[0094] 表 9-11 表明那些表中列出的各样品使用的回火处理。表 9-11 中的  $V_{50}$  结果以相对于在规格 MIL-A-46099C 下具体测试样品尺寸所需最低的  $V_{50}$  速度的差异 (英尺 / 秒 (fps)) 列出。作为实例, “-156” 的值是指按照军事规格使用 7.62mm (.30 口径) 穿甲弹药评估的样品的  $V_{50}$  比在军事规格下的所需值小 156fps, 且 “+82” 的值是指该  $V_{50}$  速度超过所需值 82fps。因此, 大的、正的差异值是最理想的, 因为它们反映超过在军事规格下所需的  $V_{50}$  的抗弹道穿透性。表 9 中报告的  $V_{50}$  值是估算的, 因为该靶标板在弹道测试中破裂 (破碎)。表 9 和 10 中列出的样品的弹道结果经历较高的破裂发生率。

[0095] 表 9- 静止空气冷却, 样品以 1 英寸间隔垂直摆放

[0096]

样品	回火处理 (° F 温度 / 在该温度的 时间 / 冷却)	$V_{50}$ (46099C) (fps)	奥氏体化后的 平均硬度 (HBN)	回火后的平均 硬度 (HBN)
79804AB1	200/60/AC	--	712	712
79804AB2	200/60/AC+ 350/60/AC	-- +3	712 712	712 640

79804AB3	200/60/AC	--	712	704
79804AB4	200/60/AC	--	712	712
79804AB5	225/60/AC	--	712	712
79804AB6	225/60/AC	--	712	704
79804AB7	225/60/AC	--	712	712
79804AB8	400/60/AC	-155	712	608
79804AB9	500/60/AC	-61	712	601
79804AB10	600/60/AC	-142	712	601

[0097] 表 10- 风扇冷却, 样品以 1 英寸间隔垂直摆放

[0098]

样品	回火处理 (° F 温度 / 在该温度的时间 / 冷却)	V <sub>50</sub> (估算的) (46099C) (fps)	奥氏体化后的平均硬度 (HBN)	回火后的平均硬度 (HBN)
79373AB1	200/60/AC	-95	712	675
79373AB2	200/120/AC	-47	712	675
79373AB3	225/60/AC	+35	712	668
79373AB4	225/120/AC	-227	712	682
79373AB5	250/60/AC	+82	712	682
79373AB6	250/120/AC	+39	712	682
79373AB7	275/60/AC	+82	712	682
79373AB8	275/120/AC	+13	712	675
79373AB9	300/60/AC	-54	712	675

[0099] 表 11- 静止空气冷却, 堆叠的样品

[0100]

样品	堆叠 (样品板号)	回火处理 (° F 温度 / 在该温度的时间 / 冷却)	V <sub>50</sub> (46099C) (fps)	奥氏体化后的平均硬度 (HBN)	回火后的平均硬度 (HBN)

79804AB3	2	225/60/AC	+191	653	653
79804AB4	2	225/60/AC	+135	653	653
79804AB1	3	225/60/AC	+222	640	627
79804AB5	3	225/60/AC	+198	640	640
79804AB6	3	225/60/AC	+167	627	627
79804AB7	4	225/60/AC	+88	646	646
79373DA1	4	225/60/AC	+97	601	601
79373DA2	4	225/60/AC	-24	601	601
79373DA3	4	225/60/AC	+108	620	607
79373DA4	5	225/60/AC	+114	627	614
79373DA5	5	225/60/AC	+133	627	601
79373DA6	5	225/60/AC	+138	620	601
79373DA7	5	225/60/AC	+140	620	614
79373DA8	5	225/60/AC	+145	614	621

[0101] 表 11 中列出的样品的硬度值明显小于表 9 和 10 的样品的硬度值。相信该差异是由于当将样品从奥氏体化温度冷却时将样品彼此接触放置的结果,其相对表 9 和 10 和图 4 中提及的“空气淬火的”样品改变了样品的冷却曲线。还认为表 11 中的样品使用的较缓慢的冷却可使得在从奥氏体化温度冷却至室温的过程中自动回火该材料。

[0102] 如上所述,常规观念是增加钢装甲的硬度增强装甲对抗破裂弹道射弹的能力,从而可改善例如通过  $V_{50}$  速度测试评估的弹道性能。表 9 和 10 中的样品的组成与表 11 中的组成相同,除了从奥氏体化温度的冷却方式外以基本相同的方式处理。因此,在制备钢装甲材料方面普通技术的人员将预期降低表 11 中样品的表面硬度将不利影响抗弹道穿透性,且导致相对表 9 和 10 中的样品具有较低的  $V_{50}$  速度。相反,本发明者发现表 11 中的样品出人意料地显示明显改善的抗穿透性,具有较低的破裂发生率同时保持正的  $V_{50}$  值。考虑到当从奥氏体化温度冷却后回火钢时实验中弹道特性的明显改善,相信在工厂规模的操作中在从奥氏体化温度冷却后在 250-450° F,且优选在约 375° F 回火约 1 小时是有利的。

[0103] 表 11 中的平均  $V_{50}$  速度比在 MIL-A-46099C 下样品所需的  $V_{50}$  速度大 119.6fps。因此,表 11 中的实验数据显示根据本发明的钢装甲的实施方案具有的  $V_{50}$  速度接近或超过在 MIL-A-46099C 下的所需值。相反,表 10 中所列的以更高速率冷却的样品的平均  $V_{50}$  比在该规格下的所需值仅大 2fps,且该样品经历不可接受的多重攻击破裂抗性 (multi-hit crack

resistance)。已知 MIL-A-46099C 的  $V_{50}$  速度需求比在规格 MIL-DTL-461000E 下的所需值高约 300-400fps, 根据本发明的某些钢装甲实施方案也接近或满足在 MIL-DTL-46100E 下的所需值。尽管并不限制本发明, 该  $V_{50}$  速度优选不小于比在 MIL-A-46099C 下的所需值小 150 英尺 / 秒的值。换句话说, 该  $V_{50}$  速度优选至少与比在规格 MIL-A-46099C 下所需的  $V_{50}$  小 150 英尺 / 秒的  $V_{50}$  一样大, 同时具有最小的裂纹扩展。

[0104] 表 11 的实施方案的平均抗穿透性能相当好, 且相信至少与某些昂贵的高合金装甲材料或 K-12<sup>®</sup> 双重硬度装甲板相当。总之, 尽管表 11 中的钢装甲样品比表 9 和 10 中的样品具有明显更低的表面硬度, 但它们出人意料地显示明显更大的抗弹道穿透性, 同时具有降低的裂纹扩展发生率, 且与某些特级高合金装甲合金的抗弹道性相当。

[0105] 不希望被具体理论束缚, 本发明者相信根据本发明的钢装甲的独特组成和从奥氏体化温度冷却装甲的非常规方法对于提供具有出人意料的高抗穿透性的钢装甲是重要的。本发明者观察到表 11 中样品的相当好的弹道性能不仅是由于相对表 9 和 10 中样品具有较低的硬度。事实上, 如下表 12 所示, 表 9 中某些样品具有的回火后硬度与表 11 中样品的回火后硬度基本上相同, 但表 11 中的样品 (其从与表 9 和 10 中的样品不同的奥氏体化温度冷却) 具有明显更高的  $V_{50}$  速度, 同时具有较低的破裂发生率。因此, 不希望被任何具体操作理论束缚, 相信表 11 中抗穿透性的明显改进可能是由于出人意料且明显的显微组织变化, 该变化是在非常规方式冷却过程发生的, 且另外使材料在冷却至室温过程自动回火。

[0106] 尽管在本试验中通过将样品在冷却台上以水平方向彼此接触而将冷却曲线从常规空气淬火步骤的冷却曲线进行改变, 基于本文讨论的本发明者的观察, 相信其它改变常规冷却曲线的手段可用于有利地影响本发明合金的弹道性能。有利改变合金冷却曲线的可能方式的实例包括在从奥氏体化温度冷却合金的全部或部分步骤中, 在可控的冷却区或用隔热材料如 Kaowool 材料覆盖合金从奥氏体化温度冷却。

[0107] 表 12

表 9 - 选择的样品		表 11 - 选择的样品	
回火后的平均硬度(HBN)	$V_{50}$ (46099C) (fps)	回火后的平均硬度(HBN)	$V_{50}$ (46099C) (fps)
640	+3	640	+198
608	-155	607	+108
601	-61	601	+97
601	-142	601	-24
		601	+133
		601	+138

[0109] 根据装甲应用中高硬度获得的优点, 根据本发明的低合金钢优选具有至少 550HBN

的硬度。基于上述测试结果和本发明者的观察,根据本发明的钢优选的硬度大于 550HBN 且小于 700HBN,且更优选大于 550HBN 且小于 675。根据一个特别优选的实施方案,根据本发明的钢的硬度至少为 600HBN 且小于 675HBN。硬度很可能在弹道性能的建立中发挥重要作用。然而,根据本方法制备的实验装甲合金还从显微组织变化得到它们出人意料的良好抗穿透性,该显微组织变化是由于非常规方式冷却样品产生的,该非常规方式的冷却将样品的冷却曲线从特征为将样品在空气中从奥氏体化温度冷却的常规步骤的曲线进行改变。

[0110] b. 试验 2

[0111] 进行实验以研究从奥氏体化温度冷却的合金冷却曲线的具体变化,其至少部分是本发明合金的抗弹道穿透性出人意料改善的原因。将两组(每组三块)具有表 2 所示实际化学成分的 0.310 英寸样品板加热至  $1600 \pm 10^{\circ} \text{F}$  ( $871 \pm 6^{\circ} \text{C}$ ) 奥氏体化温度,保持 35 分钟  $\pm 5$  分钟。将该两组以不同设置安置在炉(furnace) 支架(tray) 上以影响样品从奥氏体化温度的冷却曲线。在图 10 所示的第一设置中,将三块样品(号 DA-7, DA-8 和 DA-9) 垂直摆放,在样品间具有 1 英寸的最小间隔。第一热电偶(称为“通道(channel)1”)置于摆放的样品的中间样品(DA-8) 的表面。第二热电偶(通道 2)置于外板(DA-7) 的外面(即,不面对中间板)。在第二设置中,如图 11 所示,将三块样品彼此接触水平堆叠,且样品号 DA-10 在底部,样品号 BA-2 在顶部,且样品号 BA-1 在中间。第一热电偶(通道 3)置于底部样品的顶面,且第二热电偶(通道 4)置于顶部样品的底面(与中间样品的顶面相对)。在各样品设置加热至且保持在奥氏体化温度后,将样品支架从炉上移去并使之在静止空气中冷却直到样品低于  $300^{\circ} \text{F}$  ( $149^{\circ} \text{C}$ )。

[0112] 在将样品从奥氏体化温度冷却至室温后在各样品的拐角部位评估硬度(HBN),且在各奥氏体化样品在  $225^{\circ} \text{F}$  ( $107^{\circ} \text{C}$ ) 回火 60 分钟后再次评估。结果示于表 13。

[0113] 表 13

[0114]

样品	在从奥氏体化温度冷却后样品 拐角处的硬度(HBN)				回火处理后样品拐角处的硬度 (HBN)			
垂直堆叠								
DA-7	653	601	653	653	653	627	601	627
DA-8	627	601	653	627	653	627	653	653
DA-9	653	653	653	627	601	627	601	627
水平堆叠								
DA-10 (底部)	653	653	627	627	653	627	601	653
BA-1 (中间)	653	653	653	653	682	682	653	653
BA-2 (顶部)	712	653	653	653	653	653	653	653

[0115] 图 12 中所示的冷却曲线显示在通道 1-4 的每一个记录的样品温度,记录时间为从样品刚从奥氏体化炉去除直达到约 200-400° F (93-204°C) 的温度范围。图 12 还显示合金可能的连续冷却转化 (CCT) 曲线,表明当合金从高温冷却时合金的各种相区域。图 13 显示图 11 的冷却曲线的一部分的详细示图,其包括以下区域,其中通道 1-4 的各冷却曲线与理论的 CCT 曲线交叉。同样,图 14 显示图 12 所示的在 500-900° F (260-482°C) 样品温度范围内的冷却曲线和 CCT 曲线的一部分。通道 1 和 2 的冷却曲线 (垂直摆放的样品) 类似于通道 3 和 4 的曲线 (堆叠的样品)。然而,通道 1 和 2 的曲线与通道 3 和 4 的曲线的路径不同,且在冷却曲线的早期部分尤其是这样 (在冷却步骤的开始时)。随后,通道 1 和 2 的曲线的形状反映比通道 3 和 4 更快的冷却速率。例如,在其中单独的通道冷却曲线首次与 CCT 曲线交叉的冷却曲线区域,通道 1 和 2 的冷却速率 (垂直摆放的样品) 为约 136° F/分 (75.6°C/分),且对于通道 3 和 4 (堆叠的样品) 分别为约 98° F/分 (54.4°C/分) 和约 107° F/分 (59.4°C/分)。如所预期的,通道 3 和 4 的冷却速率降至介于涉及两个叠层板 (111° F/分 (61.7°C/分)) 和 5 个叠层板 (95° F/分 (52.8°C/分)) 的冷却试验测定的冷却速率之间,如上所述。两个堆叠的板 (“2P1”) 和 5 个堆叠的板 (“5P1”) 的冷却试验的冷却曲线还显示在图 12-14 中。

[0116] 图 12-14 所示的通道 1-4 的冷却曲线表明所有冷却速率没有明显不同。然而,如图 12 和 13 所示,各个曲线最初在不同点与 CCT 曲线交错,表明不同的转变量,该不同的转变量可明显影响样品的相对显微组织。CCT 曲线交点的变化很大程度是由样品在高温时发生的冷却程度决定的。因此,在样品从炉移去后较短期间发生的冷却的量可显著影响样品的最终显微组织,且这又会提供或有助于本文讨论的抗弹道穿透性的出人意料的改善。因此,该实验证实样品从奥氏体化温度冷却的方式可影响合金显微组织,且这至少是根据本发明的装甲合金的改善的弹道性能的部分原因。

[0117] 根据本发明的钢装甲将提供相当大的价值,因为它们可显示与特级的高合金装甲合金至少相当的弹道性能,同时包含明显较低含量的昂贵合金成分例如,镍、钼和铬。在给出本发明的钢装甲实施方案的性能和成本优点的情况下,相信这种装甲相对许多现有的装甲合金具有非常大的进步。

[0118] 根据本发明制备的合金板和其它轧制产品可用于常规装甲应用。这些应用包括,例如,装甲的护罩和其它用于战车、军备 (armaments)、装甲的门和外壳的组件,和其它需要或受益于防止射弹袭击、爆炸弹道波和其它高能量攻击的制品。根据本发明的合金的这些可能应用的实例仅是作为实例提供,并非包括本发明合金可以使用的所有领域。本领域技术人员在阅读本发明后,将易于识别本文所述合金的其它应用。可以相信本领域技术人员将能够基于本领域的现有技术从本发明的合金制造所有这些制品。因此,本文无需进一步讨论这些制品的制造过程。

[0119] 尽管上述说明书仅必要地提供有限数量的实施方案,本领域技术人员将理解本领域技术人员可对本发明的合金、方法和制品进行各种改变,且所有这些变化将保持在本文以及所附权利要求所述的原则和范围内。本领域技术人员也应理解可对上述实施方案进行改变,而不偏离其广泛的发明构思。因此,应理解本发明不限于公开的具体实施方案,而是预期覆盖权利要求限定的本发明原则和范围内的变化。

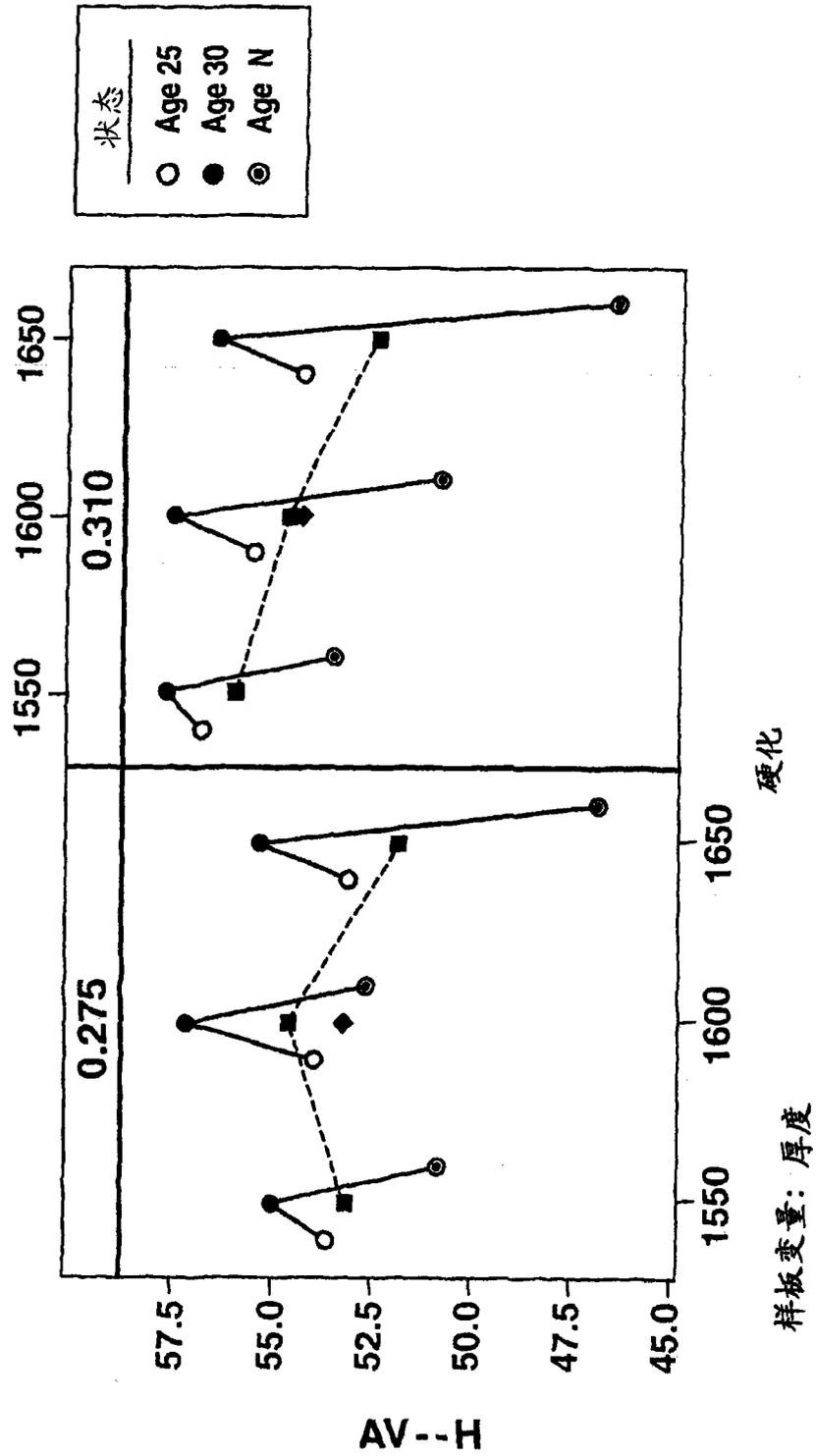


图 1

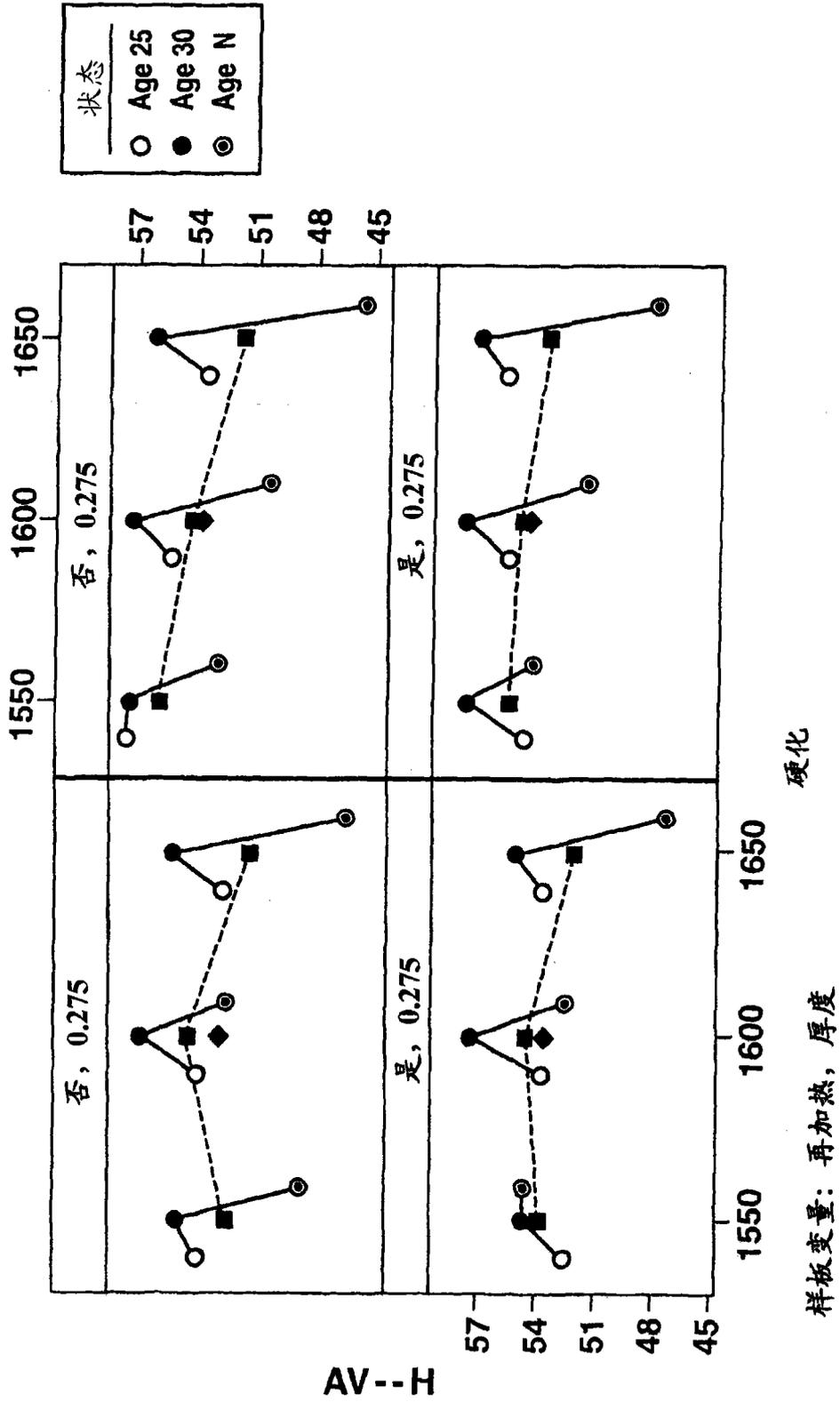
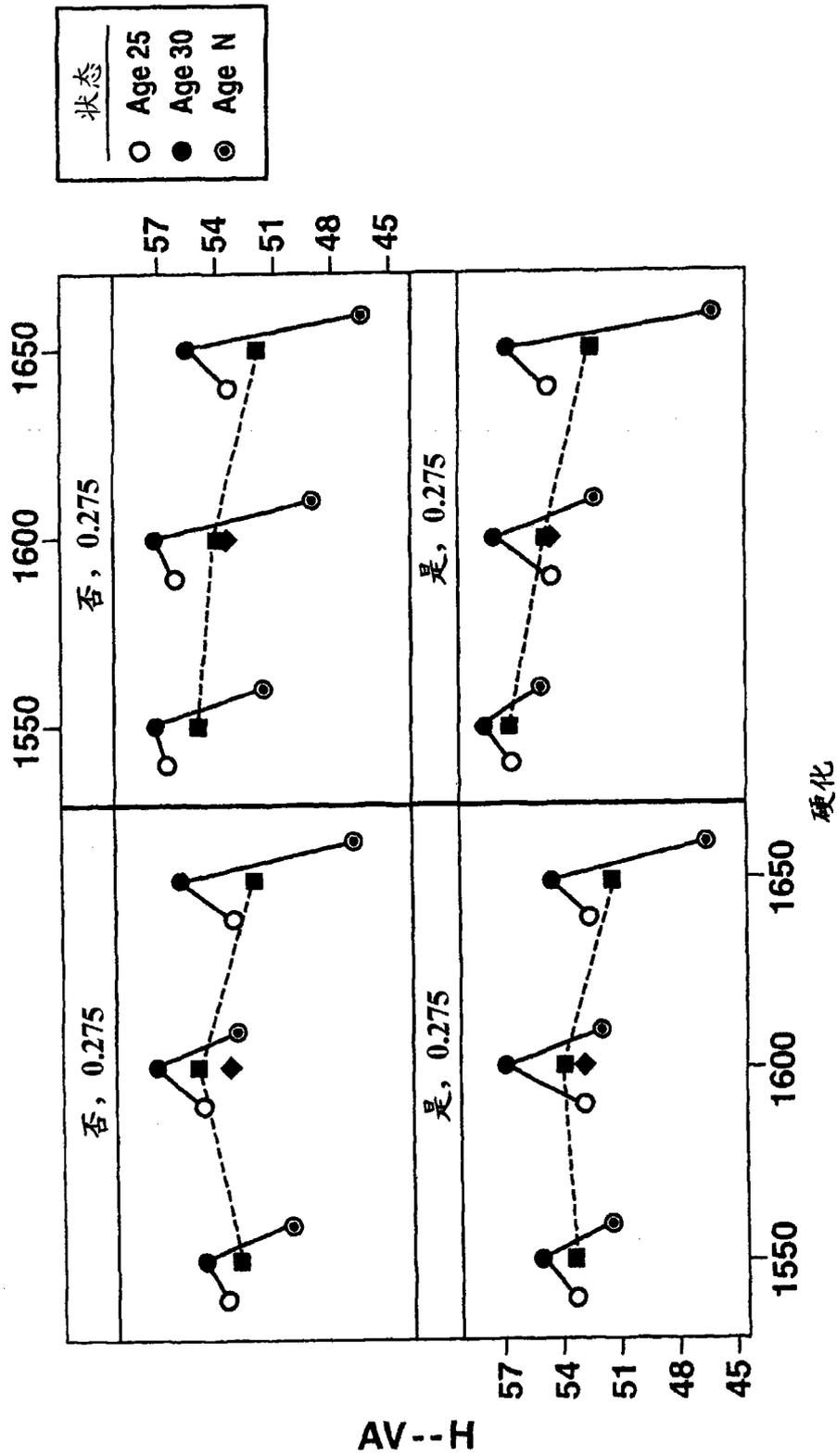


图 2



样板变量: 淬火, 厚度

AV--H

图 3

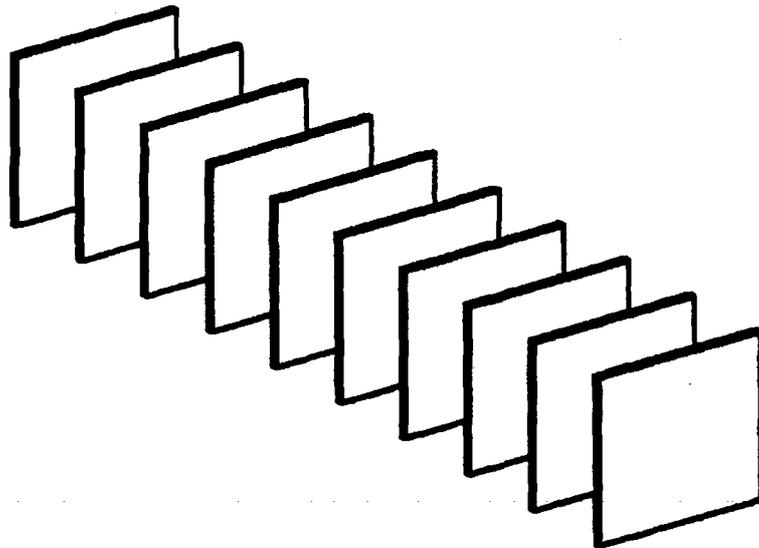


图 4

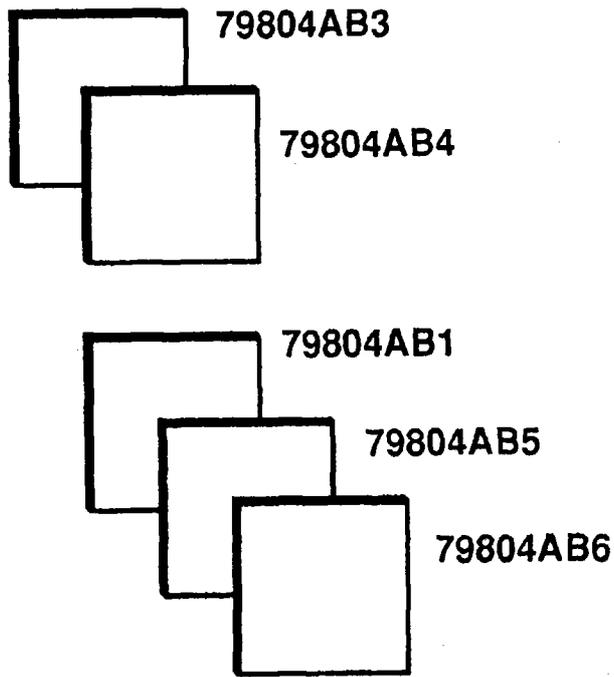


图 5

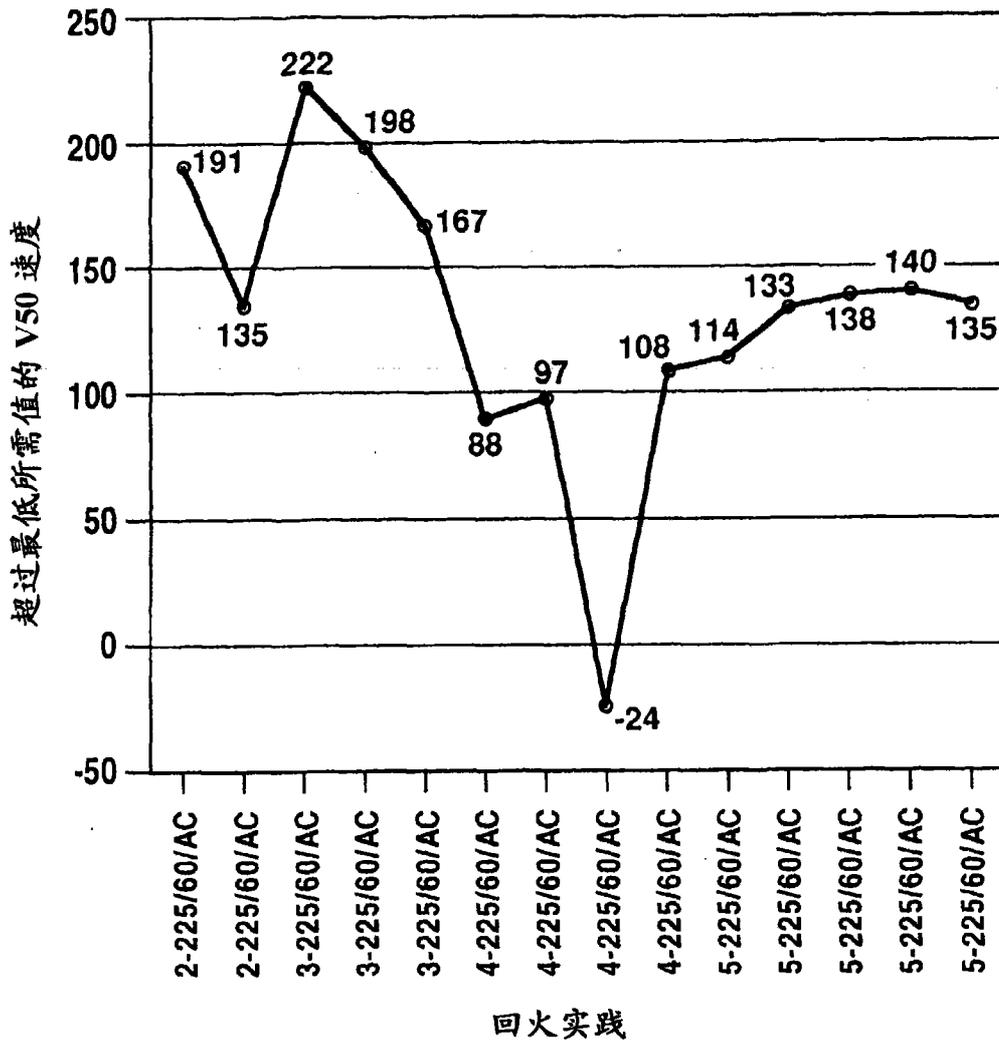


图 6



图 7

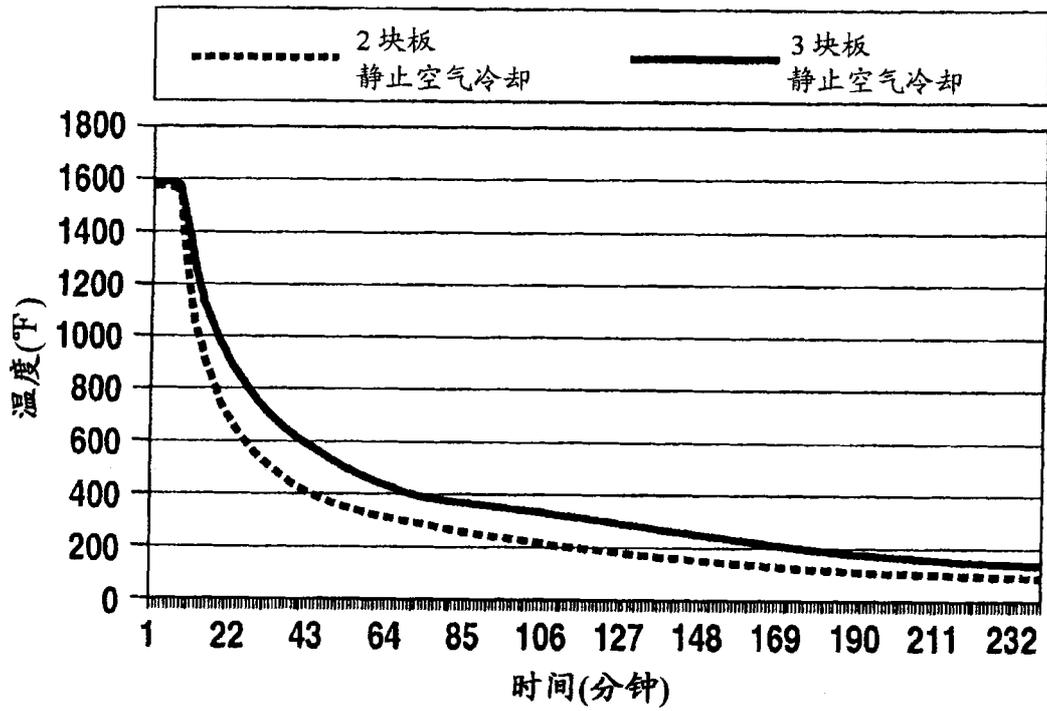


图 8

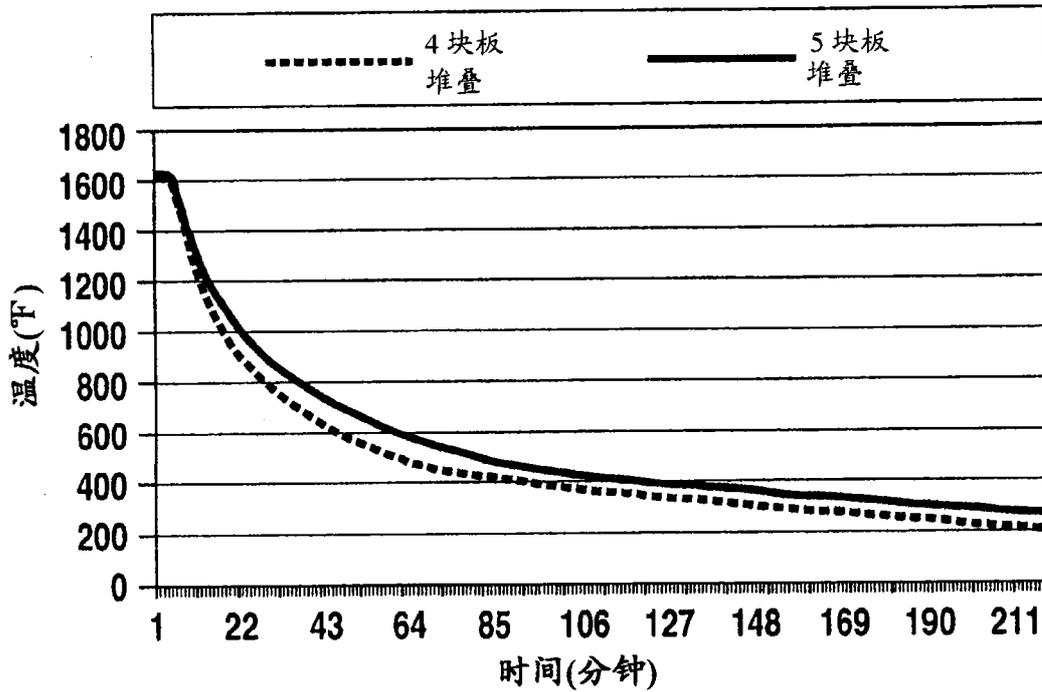


图 9

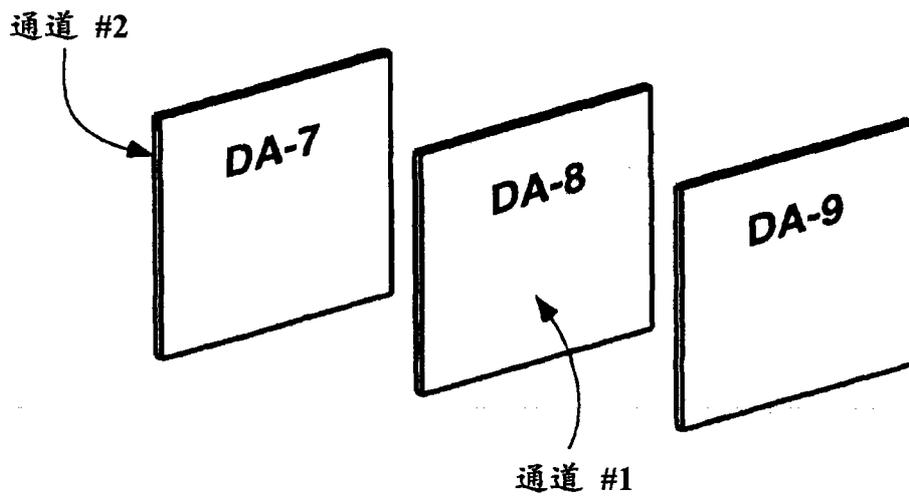


图 10

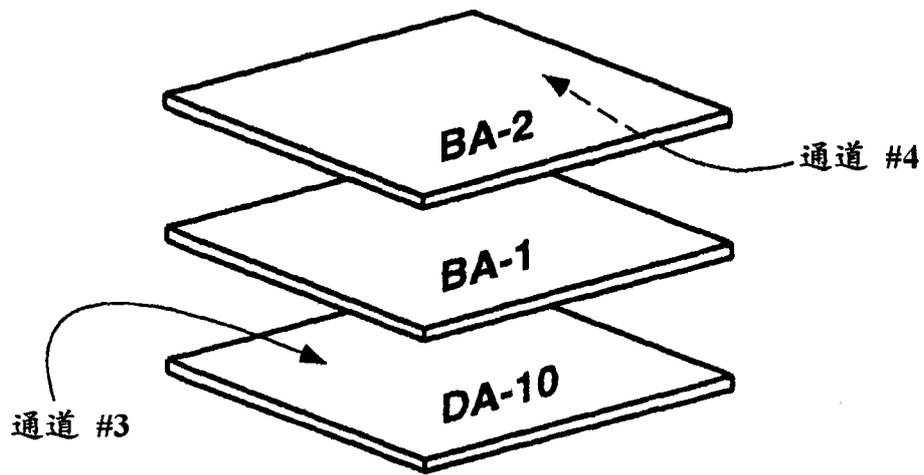


图 11

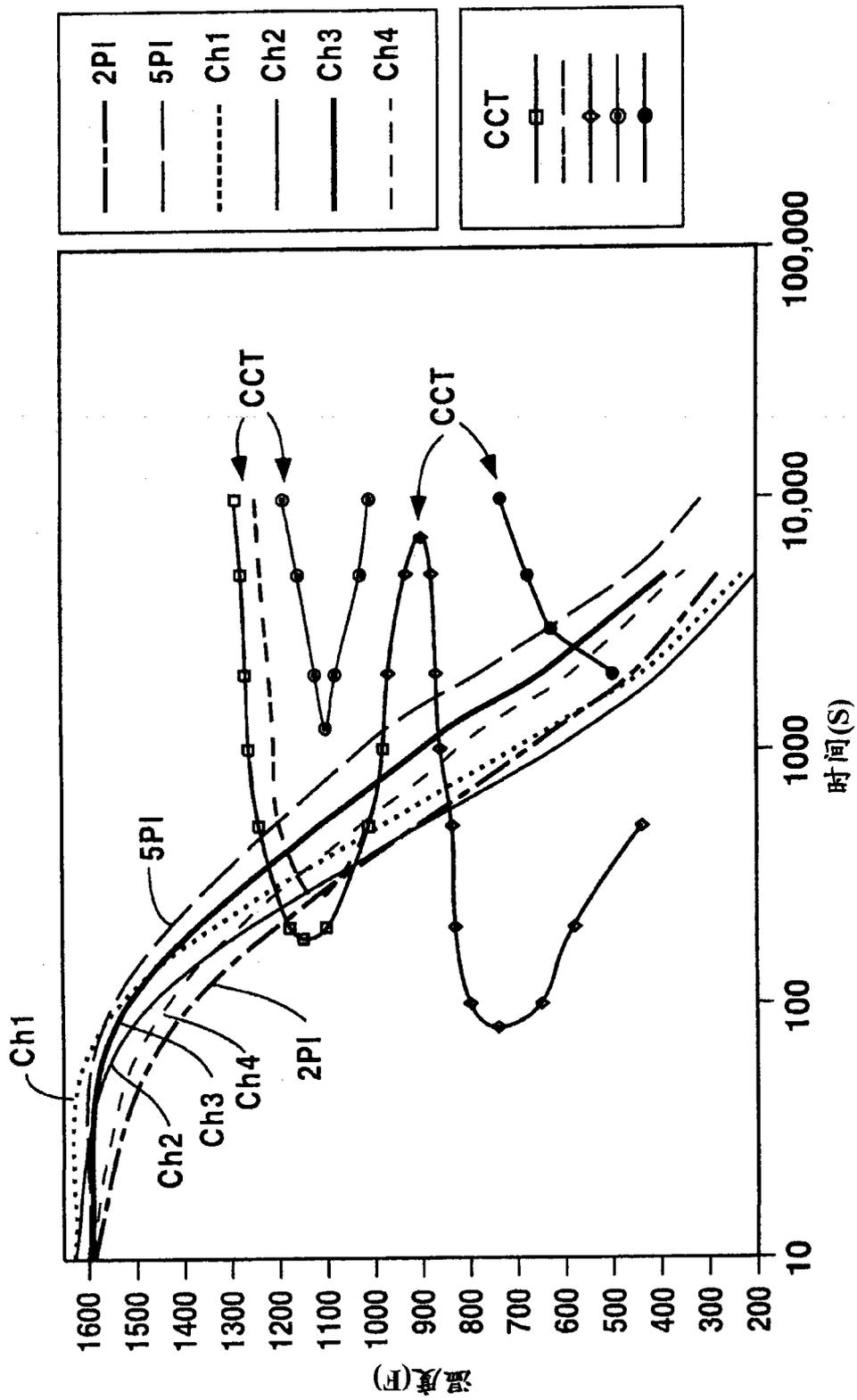


图 12

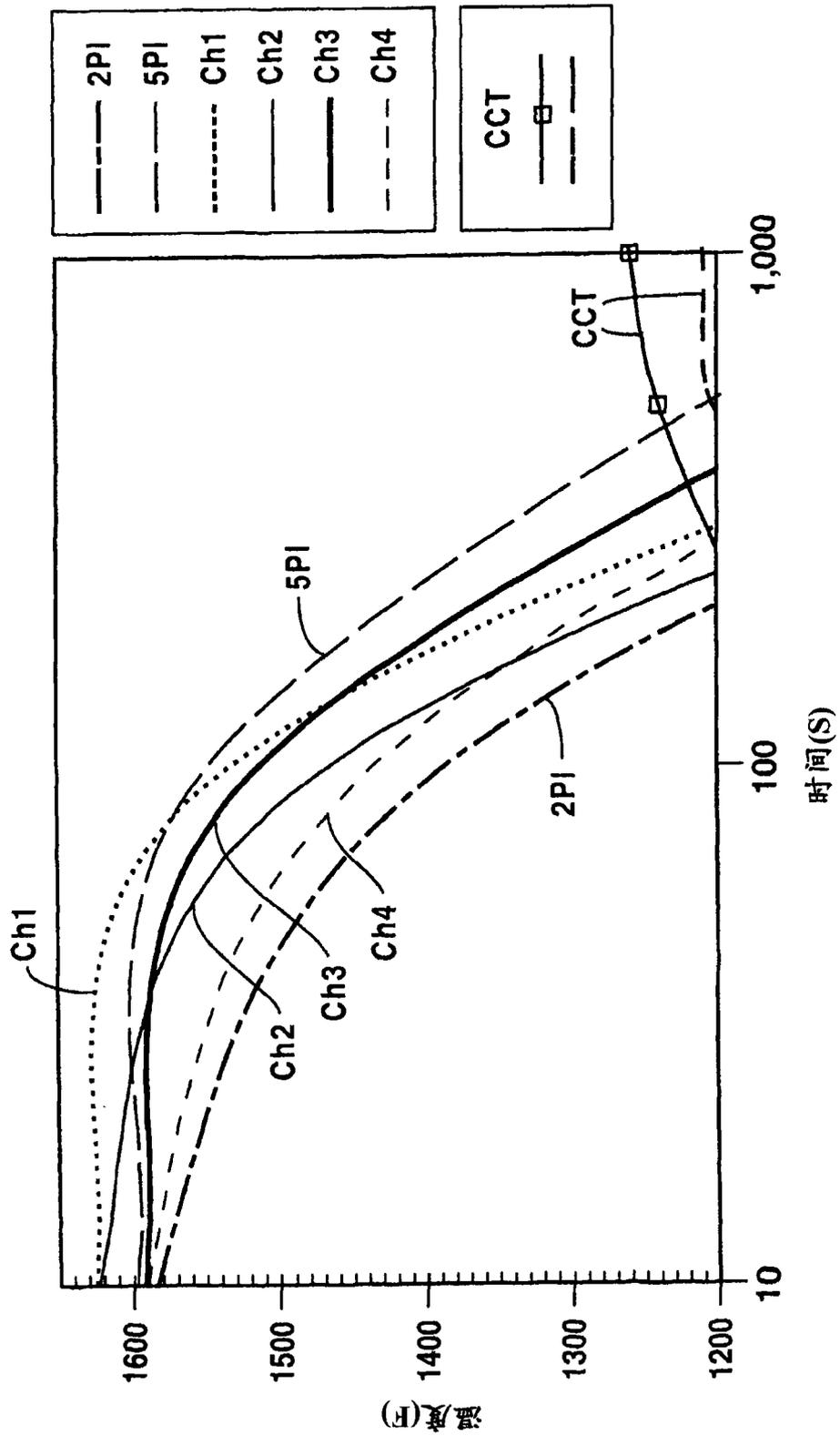


图 13

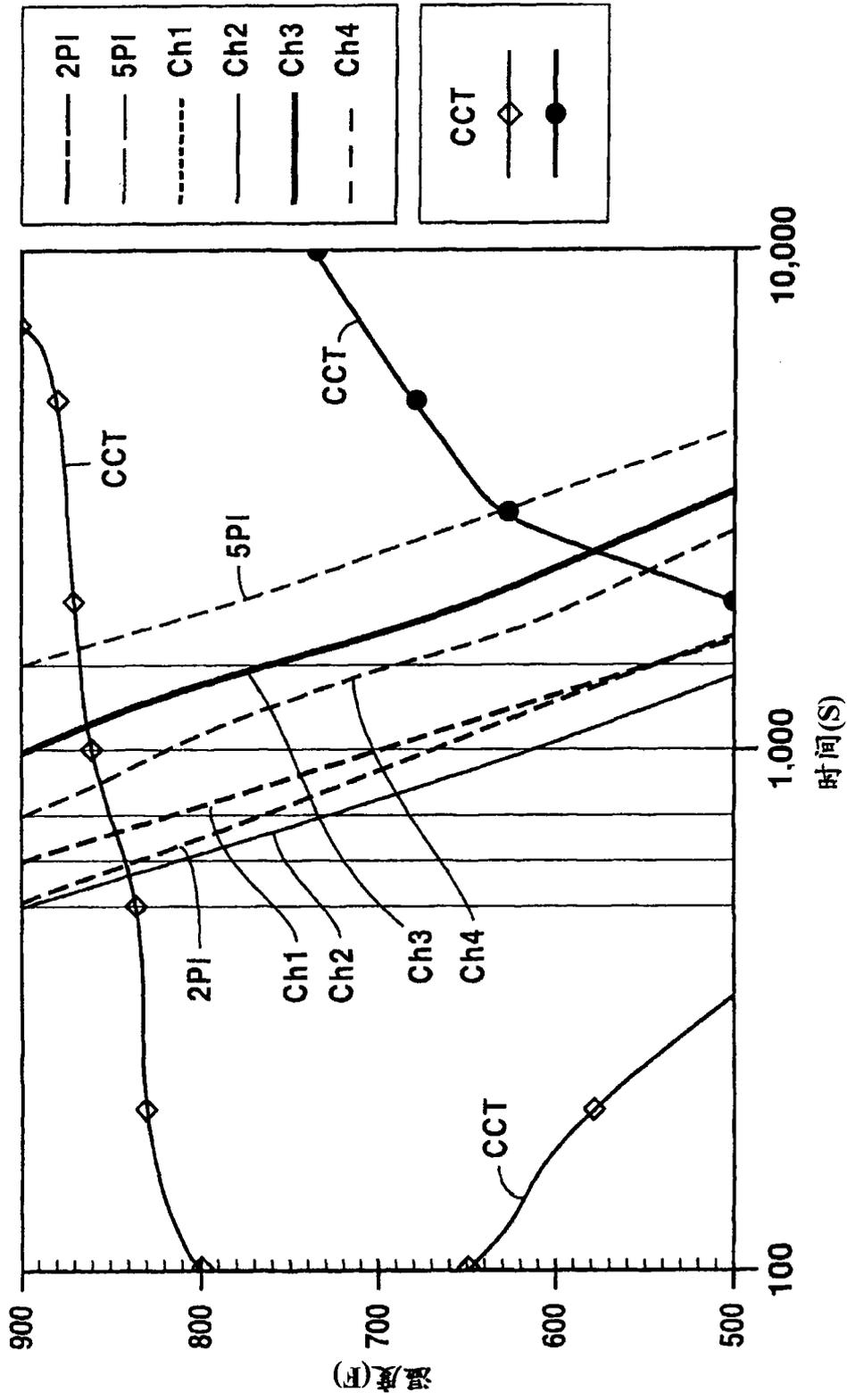


图 14