



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101090987 B

(45) 授权公告日 2010. 11. 17

(21) 申请号 200580044991. 2

C22C 38/38 (2006. 01)

(22) 申请日 2005. 11. 29

C21D 6/00 (2006. 01)

(30) 优先权数据

审查员 闫晓明

11/027, 334 2004. 12. 29 US

(85) PCT申请进入国家阶段日

2007. 06. 27

(86) PCT申请的申请数据

PCT/US2005/043255 2005. 11. 29

(87) PCT申请的公布数据

W02006/071437 EN 2006. 07. 06

(73) 专利权人 MMFX 技术股份有限公司

地址 美国加利福尼亚州

(72) 发明人 G · J · 库辛斯基 G · 托马斯

(74) 专利代理机构 上海专利商标事务所有限公

司 31100

代理人 余颖

(51) Int. Cl.

C22C 38/18 (2006. 01)

C22C 38/34 (2006. 01)

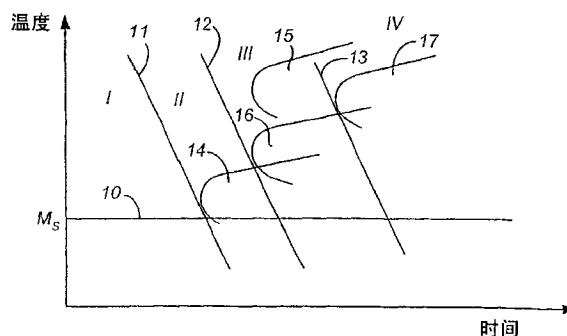
权利要求书 1 页 说明书 7 页 附图 5 页

(54) 发明名称

高强度四相合金钢

(57) 摘要

具有高强度、高延展性和抗腐蚀综合特性的碳素钢,其微结构含有铁素体区和马氏体-奥氏体区,铁素体内部含有碳化物沉淀但在不同相之间的界面处没有。因此,所述微结构含有四相:被奥氏体薄膜(2)隔开的马氏体板条(1),含有碳化物沉淀(4)的铁素体区(3)。某些实施方式中,微结构还含有无碳化物的铁素体区。



1. 生产高强、高延展、抗腐蚀碳素钢的方法,包括:

(a) 将合金组合物加热至这样的温度,该温度高得足以形成含有无马氏体的奥氏体相的起始微结构,所述合金组合物的马氏体转变起始温度为至少 330℃ 且由铁与合金元素构成,所述合金元素由 0.03-0.35% 碳,1.0-11.0% 铬,至多 2.0% 锰和可选的 0.1-3% 硅构成;

(b) 冷却所述起始微结构,冷却的条件使得起始微结构转化为含奥氏体、铁素体和碳化物的中间微结构,所述中间微结构包含相邻的奥氏体相和铁素体相,铁素体内部分散有碳化物沉淀,但相边界处没有碳化物沉淀;

(c) 冷却所述中间微结构,冷却的条件使得中间微结构转化为包含马氏体、奥氏体、铁素体和碳化物的最终微结构,所述最终微结构包含马氏体-奥氏体区,与马氏体-奥氏体区相邻的铁素体区和分散于铁素体区内部的碳化物沉淀,所述马氏体-奥氏体区由马氏体板条和与之交替排列的奥氏体薄膜构成,所述马氏体板条与所述奥氏体薄膜之间的界面处或者所述铁素体区与所述马氏体-奥氏体区之间的界面处没有碳化物沉淀。

2. 如权利要求 1 所述的方法,所述碳化物沉淀的最长尺寸为 150nm 或更小。

3. 如权利要求 1 所述的方法,所述碳化物沉淀的最长尺寸为 50-150nm。

4. 如权利要求 1 所述的方法,所述起始微结构由奥氏体构成。

5. 如权利要求 1 所述的方法,所述合金组合物的马氏体转变起始温度为至少 350℃。

6. 如权利要求 1 所述的方法,所述起始微结构不含碳化物。

7. 如权利要求 1 所述的方法,所述合金元素还包含 0.1-3% 硅。

8. 一种由铁和合金元素构成的合金碳素钢,所述合金元素由 0.03-0.35% 碳,1.0-11.0% 铬,至多 2.0% 锰和可选的 0.1-3% 硅构成,所述合金碳素钢具有由马氏体-奥氏体区,与马氏体-奥氏体区相邻的铁素体区和分散于铁素体区内部的碳化物沉淀组成的微结构,所述马氏体-奥氏体区由马氏体板条和与之交替排列的奥氏体薄膜构成,所述马氏体板条与所述奥氏体薄膜之间的界面处或者所述铁素体区与所述马氏体-奥氏体区之间的界面处没有碳化物沉淀。

9. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述微结构还包含无碳化物沉淀的铁素体区。

10. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述马氏体-奥氏体区不含碳化物沉淀。

11. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述微结构由马氏体-奥氏体区,与马氏体-奥氏体区相邻的铁素体区和分散于铁素体区内部的碳化物沉淀构成,所述马氏体-奥氏体区由马氏体板条和与之交替排列的奥氏体薄膜构成,所述马氏体板条与所述奥氏体薄膜之间的界面处或者所述铁素体区与所述马氏体-奥氏体区之间的界面处没有碳化物沉淀。

12. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述合金元素还包含 0.1-3% 硅。

13. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述微结构包含直径为 10 微米或更小的晶粒,各晶粒包含马氏体-奥氏体区和与之相邻的铁素体区。

14. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述碳化物沉淀的最长尺寸为 150nm 或更小。

15. 如权利要求 8 所述的合金碳素钢,所述碳化物沉淀的最长尺寸为 50-150nm。

高强度四相合金钢

[0001] 发明背景

[0002] 1. 发明领域

[0003] 本发明涉及合金钢领域,尤其是高强度、高硬度、抗腐蚀和高延展性合金钢。本发明还涉及对合金钢进行加工使之具有一定的微结构并由此赋予该合金钢以特定物理特性和化学特性的方法。

[0004] 2. 技术背景

[0005] 以下美国专利和已公开的国际专利申请记载了具有马氏体相与奥氏体相复合微结构的高强度高硬合金钢,所有这些文献以引用的方式插入本文作为本申请文件的一部分。

[0006] 4,170,497 (Gareth Thomas 和 Bangaru V. N. Rao),1979 年 10 月 9 授权,1977 年 8 月 24 申请;

[0007] 4,170,499 (Gareth Thomas 和 Bangaru V. N. Rao),1979 年 10 月 9 日授权,1978 年 9 月 14 日申请,是上述 1977 年 8 月 24 申请的部分继续申请;

[0008] 4,619,714 (Gareth Thomas, Jae-Hwan Ahn 和 Nack-Joon Earn),1986 年 10 月 28 日授权,1984 年 11 月 29 日申请,是 1984 年 8 月 6 日申请的部分继续申请;

[0009] 4,671,827 (Gareth Thomas, Nack J. Kim 和 Ramamoorthy Ramesh),1987 年 6 月 9 日授权,1985 年 10 月 11 日申请,

[0010] 6,273,968 B1 (Gareth Thomas),2001 年 8 月 14 日授权,2000 年 3 月 28 日申请;

[0011] 6,709,534 B1 (Grzegorz J. Kusinski, David Pollack 和 Gareth Thomas),2004 年 3 月 23 日授权,2001 年 12 月 14 日申请;

[0012] 6,746,548 (Grzegorz J. Kusinski, David Pollack 和 Gareth Thomas),2004 年 6 月 8 日授权,2001 年 12 月 14 日申请;

[0013] WO 2004/046400 A1 (MMFX Technologies Corporation ;Grzegorz J. Kusinski 和 Gareth Thomas, inventors),2004 年 6 月 3 日公开。

[0014] 微结构是决定合金钢特性的重要因素。所述合金的强度和硬度不仅取决于合金元素的选择及含量,还取决于微结构中的晶相和它们的排布。用于某些环境的合金要求具有高强度和高硬度,有些还要求具有高延展性。特性的最佳组合往往需包含相互抵触的特性,这是因为贡献某一项特性的某些合金元素、微结构特征或这两者可能干扰另一项特性。

[0015] 上述文献中揭示的合金是具有马氏体板条和奥氏体薄膜交替排列微结构的合金碳素钢。在有些情况下,马氏体中分散有自回火产生的碳化物沉淀。马氏体板条和奥氏体薄膜交替排列的排布方式被称为“位错化板条”结构,或简称为“板条”结构,这种排布方式是如下形成的:先将合金加热至奥氏体温度范围,然后冷却至马氏体转变起始温度 M_s 以下,所述马氏体转变起始温度即马氏体相开始形成的温度。这最后的冷却步骤使合金进入这样一个温度范围,即在该范围内奥氏体转化为马氏体-奥氏体板条结构,同时伴以诸如铸造、热处理、压延和锻造等标准冶金过程以形成所需形状的产品并进一步将板条结构调整成板条与薄膜交替的排布。这样的板条结构比孪晶马氏体更好,因为板条与薄膜交替排列的结构具有更高的硬度。上述专利还揭示:所述结构中马氏体区内的过量碳会在冷却过程中沉

淀,形成渗碳体(碳化铁, Fe_3C)。这一沉淀过程即所谓的“自回火”。专利' 968 揭示:可通过限制合金元素的选择使得马氏体转变起始温度 M_s 达到 350°C 或以上来避免自回火。某些合金中,自回火产生的碳化物增加钢的硬度,而在另一些合金中则限制硬度提高。

[0016] 板条结构形成既硬且韧的高强度合金钢,需要具有抗裂缝扩展性能和足够成形性的合金钢从而可用这样的钢制作出工程部件。控制马氏体相获得板条结构而非孪晶结构是达到必要的强度和硬度水平最有效的手段之一,同时,残留奥氏体薄膜则提高合金钢的延展性和成型性。可通过仔细选择合金组成(这会影响 M_s 值)和控制冷却过程以获得板条微结构而非孪晶结构。

[0017] 影响合金钢强度和硬度的另一因素是溶解气体的存在。具体地说已知氢气会造成脆化,还会降低延展性和承重能力。已知,断裂破坏和突变性脆性破坏会在低于合金钢屈服值的应力下发生,尤其是在管线钢和结构钢中。氢气易沿着钢晶粒的边缘扩散,并与钢材内的碳结合成甲烷气。所述气体在晶粒边缘的小隙内聚集,形成引起裂缝的压力。加工过程中去除合金钢中氢气的方法之一是真空脱气,通常在 1 至 150 托(torr)的压力下对熔融态的钢进行脱气。某些情形下(例如小工厂生产的钢,电弧炉操作、钢包冶金台操作),对熔融钢进行脱气在经济上不可行,此外,真空度不够,或者未采用真空。这些情形下,氢气是通过焙热处理来去除的。这种处理的典型条件是 $300\text{--}700^\circ\text{C}$ 和数小时(例如 12 小时)的加热时间。这可以去除溶解氢,但却会造成碳化物沉淀。因为碳化物沉淀是从被碳超饱和的相中驱除碳所引起的,因此沉淀发生在不同相之间或晶粒之间的界面上。这些地方的沉淀降低了合金钢材的延展性,并成为腐蚀易发位点。

[0018] 许多情况下,碳化物沉淀是很难避免的,尤其是,因为形成多相钢必定涉及通过加热或冷却进行的相转化,而且各相内的碳饱和水平各不相同。所以,延展性差和易腐蚀常常成为难以控制的问题。

[0019] 发明概述

[0020] 现已发现,可制造出高强度、延展性好、抗腐蚀且碳化物沉淀所致受损风险低的碳素钢和合金钢,所述方法包括形成铁素体区域与马氏体-奥氏体板条区域(含有交替排列的马氏体板条与奥氏体薄膜的区域)的组合结构,碳化物沉淀的成核位置位于铁素体区域内。这些成核位置将碳化物沉淀引导至铁素体区域内部,由此避免相边界或晶粒边界处的沉淀。所述方法开始时先形成基本无马氏体的奥氏体相或无马氏体的奥氏体相与铁素体(各为不同的相)的组合。然后,通过冷却奥氏体相将部分奥氏体转化为铁素体,同时允许碳化物在新形成的铁素体内沉淀。这一新形成的铁素体相含有非位于相边界处的少量碳化物沉淀,被称为“低碳贝氏体”。然后,将所得的混合相(奥氏体、低碳贝氏体,有时还有铁素体)冷却至马氏体转变起始温度以下的温度,从而将奥氏体转化为含马氏体和奥氏体的板条结构。所以,最后所得的微结构是板条结构与低碳贝氏体组合微结构,或者是板条结构、低碳贝氏体与(无碳化物)铁素体组合的微结构,这种微结构可以通过连续冷却或通过冷却与热处理相组合来获得。低碳贝氏体形成过程中形成的碳化物沉淀可保护微结构在后续冷却和其他热力学处理过程中在相边界或晶粒边界处不形成碳化物沉淀。本发明的基本内容既包括所述方法,也包括由此方法生产的多相合金。使氮化物、碳氮化物或其他沉淀形成于铁素体内也可获得类似的效果,此时铁素体作为成核位置,防止更多的上述物质沉淀在相边界或晶粒边界。

[0021] 以下将进一步阐述本发明的特征、目的、优点和实施方式。

附图说明

[0022] 图 1 是本发明钢合金之一的动力学转化 - 温度 - 时间相图。

[0023] 图 2 是本发明与图 1 中不同的另一钢合金的动力学转化 - 温度 - 时间相图。

[0024] 图 3 是本发明的一种冷却过程以及所得微结构各阶段 (图 1 的合金钢) 的示意图。

[0025] 图 4 是另一种非本发明冷却过程以及对应的微结构各阶段 (图 1 的合金钢) 的示意图。

[0026] 图 5 是本发明的一种冷却过程以及所得微结构各阶段 (图 2 的合金钢) 的示意图。

[0027] 图 6 是非本发明冷却过程以及对应的微结构各阶段 (图 2 的合金钢) 的示意图。

[0028] 发明详述及优选实施方式

[0029] “碳化物沉淀”指碳的化合物形成的簇或相,所述化合物主要为 Fe_3C (渗碳体),通式为 M_xC_y (其中,“M”代表金属元素,“x”和“y”的值取决于该金属元素),所述的簇或相是独立于奥氏体相、马氏体相和铁素体相晶格之外的独立相。当铁素体相的体内存在碳化物沉淀时,这些沉淀被铁素体所包围但不是铁素体晶格的一部分。在相边界或其他边界“基本上没有碳化物沉淀”表示:即使在这些边界存在有碳化物沉淀,也因其含量甚微而不至于明显导致合金易腐蚀或不利于合金的延展性。“无碳化物”在此表示没有碳化物沉淀,但不一定没有碳原子。

[0030] 由内含少量碳化物沉淀但在相边界处没有碳化物沉淀的铁素体构成的晶相又称为“低碳贝氏体”。这些低碳贝氏体相内的碳化物沉淀以最长尺寸以约 150nm 或更小为佳,最好约 50-150nm。“最长尺寸”指沉淀的最长线性维度。对于例如类球形沉淀来说,最长尺寸即直径,而对矩形或长形沉淀来说,最长尺寸指最长边的长度,或者,根据具体形状,指对角线的长度。低碳贝氏体需区别于“高碳贝氏体”,后者指铁素体中所含碳化物沉淀的尺寸总体上大于低碳贝氏体所含碳化物沉淀的尺寸,且沉淀不在铁素体内部而在晶粒边界或相边界或不仅在铁素体内部还出现在晶粒边界或相边界处。“相边界”指不同相之间的界面,包括板条马氏体与薄膜奥氏体之间的界面以及马氏体 - 奥氏体区域与铁素体区域之间的界面或者马氏体 - 奥氏体区域于低碳贝氏体区域之间的界面。形成高碳贝氏体的冷却速度低于低碳贝氏体,形成温度则高于低碳贝氏体。本发明力求不产生含高碳贝氏体的微结构。

[0031] 本发明所用的合金组合物是马氏体转变起始温度 M_s 约 330°C 或以上 (350°C 或以上更佳) 的组合物。虽然笼统地说合金元素对 M_s 有影响,但影响最强的是碳,通常通过控制合金的含碳量至最多为 0.35% 来将 M_s 控制在合适范围内。本发明优选实施方式中,含碳量约为 0.03% - 0.35%,更好的优选实施方式中,含碳量约为 0.05% - 0.33%,以上所述均为重量百分比。

[0032] 如上所述,本发明既适用于碳素钢也适用于合金钢。“碳素钢”一般指总合金元素含量不超过 2% 的钢,“合金钢”则指合金元素含量更高的钢。本发明优选合金组合物中,铬含量至少约 1.0%,以约 1.0% - 11.0% 为佳。本发明的部分合金中还可以包含锰,如果存在,含量最多为约 2.5%。本发明部分合金中可以包含的另一合金元素是硅,如果存在,含量以约 0.1% - 3% 为佳。本发明各种实施方式中其他合金元素还包括例如镍、钴、铝和氮,它们可以单独存在也可以组合存在。还可以存在有微合金元素,例如钼、铌、钛和钒。本段中

的百分比均为重量百分比。

[0033] 本发明的中间微结构和最终微结构都含有至少 (in minimum) 两个空间上和结晶学上都不同的区域。部分实施方式中,中间结构中的所述两个区域是低碳贝氏体(含有少量碳化物沉淀分散在铁素体内部的铁素体)和奥氏体,最终结构中的所述两个区域是低碳贝氏体区域和马氏体-奥氏体板条区域。另一些实施方式中,在贝氏体形成之前先形成一初步结构,该初步结构含有铁素体晶粒(无碳化物)和奥氏体晶粒(无马氏体且无碳化物)。然后,将该初步结构冷却,首先得到中间结构(含铁素体、低碳贝氏体和奥氏体),然后得到最终结构。所述最终结构中,保留了无碳化物铁素体晶粒和低碳贝氏体区域,而其余的无马氏体且无碳化物的奥氏体晶粒则被转化为马氏体-残留奥氏体(交替排列的板条和薄膜)结构和低碳贝氏体晶粒。

[0034] 每一上述结构中,所述晶粒、区域和不同的相形成一连续的质体。单个晶粒的大小不重要,可有较大差异。为了获得最佳效果,晶粒的直径(或者其他特征性线性尺寸)通常约为 2-100 微米,以约 5-30 微米为佳。在奥氏体晶粒已转化为马氏体-奥氏体板条结构的最终结构中,马氏体板条一般宽约 0.01-0.3 微米,以约 0.05-0.2 微米为佳,马氏体板条之间的奥氏体薄膜的宽度一般小于马氏体板条。低碳贝氏体晶粒相对于奥氏体相或马氏体-奥氏体相的含量也可有较大差异,这些相对含量对本发明来说并不重要。然而,大多数情况下,当奥氏体或马氏体-奥氏体晶粒占微结构的约 5-95%(以约 15-60%为佳,约 20-40%最佳)时,效果最佳。本段中的百分比均为体积而非重量百分比。

[0035] 虽然本发明包括具有上述微结构的合金而不限以何冶金步骤获得该结构的合金,但优选某些加工方法。对某些微结构来说,加工方法由混合形成既定组成合金所需的合适组分开始,然后在合适的温度经充分长的时间将所得组合物均质化(“均热”)以得到均匀的、基本上没有马氏体的奥氏体结构,并且所有元素和组分均以固溶体的形式存在。所述温度将是高于奥氏体重结晶温度的温度,具体温度取决于合金的组成。然而,合适的温度对本领域技术人员来说一般是显而易见的。大多数情况下,在 850℃-1200℃(以 900-1100℃为佳)均热,效果最佳。可选择性地在此温度对合金进行压延、锻造或压延和锻造。

[0036] 一旦形成奥氏体,就以一定的冷却速度将合金组合物冷却至一在中间范围内但仍高于马氏体转变起始温度的温度,使得一部分奥氏体转化为低碳贝氏体,其余仍为奥氏体。这两相的相对含量随冷却到达的温度和合金元素含量的不同而不同。如前所述,这两相的相对含量对本发明来说不重要,可有所不同,但有优选范围。

[0037] 在冷却进入马氏体区域之前奥氏体向低碳贝氏体的转化由冷却速度来控制,即温度-时间图所示冷却过程中奥氏体降低所达的温度,降温过程的耗时,以及组合物停留于给定温度的时间。合金在相对高温的保持时间延长时将形成铁素体,先是无碳化物的铁素体,然后是碳化物含量高的铁素体,结果形成被称为珠光体和高碳贝氏体的相边界处有碳化物的含碳化物铁素体相。最好能避免形成珠光体和高碳贝氏体,所以,通过足够快的冷却来进行奥氏体的部分转化,冷却速度应快到足以使得奥氏体转化为单纯铁素体或低碳贝氏体(含有分散于铁素体内部的少量碳化物的铁素体)。然后,以足够高的速度进行继所述两种转化中的任何一种之后的冷却,速度应高到足以避免形成珠光体和高碳贝氏体。

[0038] 本发明部分实施方式中,如前所说,最终结构在低碳贝氏体和马氏体-奥氏体板条结构区域之外还包含单纯铁素体晶粒。该最终结构形成过程的一个早期阶段是一个奥氏

体相与单纯铁素体相共存的阶段。这一阶段可通过两种途径获得：通过均热完全奥氏体化之后通过冷却将部分奥氏体转化为单纯铁素体，或者通过有控制地加热合金组分直接形成奥氏体-铁素体组合。在上述两种情况的任何一种中，一待这一早期阶段形成后立即将其冷却从而将部分奥氏体转化为低碳贝氏体，单纯铁素体区域则基本没有改变。然后，进一步高速冷却，冷却速度应高到足以仅仅使得奥氏体转化为板条结构而不至于进一步引起单纯铁素体或低碳贝氏体区域内的转化。这是如下实现的：先通过部分奥氏体转化为低碳贝氏体对应的时间-温度区，然后进入其余奥氏体转化为板条结构对应的时间-温度区。当加工过程不包括早期形成单纯（无碳化物）铁素体区域，得到的将是包括低碳贝氏体区域和马氏体-奥氏体板条结构区域的最终微结构，它不含单纯铁素体且在不同区域边界处也没有碳化物沉淀。当加工过程包括早期形成单纯（无碳化物）铁素体区域，得到的将是包括单纯铁素体、低碳贝氏体区域和马氏体-奥氏体板条结构区域的最终微结构，同样，在不同区域边界处也没有碳化物沉淀。

[0039] “相邻”在此用于描述共享边界的区域。许多情况下，共享的边界是一平面或至少具有长且相对较平的形状。前文所述的压延和锻造步骤易产生平面或至少长且相对较平的边界。这样，这些情况下的“相邻”区域也是长形的且基本为平面。

[0040] 形成含碳化物沉淀的铁素体相但不形成珠光体和高碳贝氏体（在相边界上有相对较多碳化物沉淀的铁素体）所需的适当的冷却速度可从各种合金的动力学转化-温度-时间相图上看。该相图的纵轴代表温度，横轴代表时间，相图中的曲线表示各相所在的区域，这些相或者单独存在或者与一个或多个其他相组合。这些图是现有技术，很容易在已公开的文献中查到。前文所述的 Thomas 的美国专利 6,273,968B1 中就有一张典型的这样的图。另有两图参见图 1 和图 2。

[0041] 图 1 和图 2 是被选来阐述本发明的两种合金的动力学转化-温度-时间相图。形成不同相的温度和时间区域在图中以曲线表示，这些曲线即各区域的边界，表示各相自该边界开始形成。两图中，马氏体转变起始温度 M_s 以水平线 10 表示，从该水平线上方至水平线下方的冷却将使得奥氏体转化为马氏体。两图中，所有曲线以外（球形外侧）并且 M_s 线以上的区域代表全奥氏体相。图中所示各相边界线的位置会因合金组成而变动。有些情况下，一种元素的微变也会使得其中一个区域向左、右、上或下发生明显的漂移。某些改变会导致一个或多个区域完全消失。因此，例如，铬含量改变 2% 或锰含量略微改变可能引起类似于这两图之间差异的改变。方便起见，将各图分成 I、II、III 和 IV 四个区，以斜线 11、12 和 13 分隔。曲线绘出的相区是低碳贝氏体区 14，单纯（无碳化物）铁素体区 15，高碳贝氏体区 16 和珠光体区 17。

[0042] 在图 1 和图 2 合金中，如果加工过程的开始阶段是完全奥氏体化，而且完全奥氏体化之后的冷却路径维持在 I 区，则冷却过程将只产生马氏体-奥氏体板条结构（马氏体板条与奥氏体薄膜交替排列）。在这两种情况下，如果冷却过程保持在 II 区，即第一反斜线 11 和第二反斜线 12 之间，则合金将通过低碳贝氏体区 14，在该区域内，部分奥氏体相将转化为低碳贝氏体相（即，含有少量碳化物沉淀分散于铁素体内部的铁素体）并与其余奥氏体共存。随着冷却继续并穿越 M_s ，所述低碳贝氏体相将保持不变，而其余的奥氏体将转化为马氏体-奥氏体板条结构。结果是本发明的四相微结构。

[0043] 如果图 1 或图 2 的合金以较慢的速度从最初的全奥氏体开始冷却，冷却路径将进

入 III 区。在图 1 合金中,足够慢的冷却速度将循一进入单纯铁素体区 15 的冷却路径进行,该区域内,此时部分奥氏体将转化为单纯(无碳化物)铁素体晶粒并与其余奥氏体共存。由于图 1 中各相的位置,一旦通过单纯铁素体区 15 的冷却产生了单纯铁素体晶粒,则进一步冷却形成的合金将通过高碳贝氏体区 16,此时会有大量的碳化物沉淀形成于相边界。具体就该合金而言,要避免这一点只能通过将冷却温度加快到既不进入单纯铁素体区 15 也不进入高碳贝氏体区 16。穿越 M_s 的最后冷却将剩余奥氏体转化为马氏体-奥氏体板条结构。

[0044] 在图 2 合金中,单纯铁素体相 15 和高碳贝氏体相 16 的相对位置发生了改变。该合金中,不象图 1 合金,单纯铁素体区 15 的“鼻子”或最左端迁移至高碳贝氏体区 16 的“鼻子”的左侧,这样,可以设计出可形成单纯铁素体但不会随着向马氏体转变起始温度以下冷却而形成高碳贝氏体的冷却路径。在这两个相图的合金中,如果合金在中间温度的保持时间长到足以使得冷却路径穿越珠光体区 17,则将形成珠光体。冷却曲线离珠光体区 17 和高碳贝氏体区 16 越远,在铁素体内部之外的区域(即不是在图中区域 14 内发生沉淀的区域)形成碳化物沉淀的可能性就越小。再次强调的是,以上所述图中的曲线位置只是说明性的。这些位置会随着合金组成的进一步改变而改变。不论如何,只有当到达单纯铁素体区 15 的时间早于到达高碳贝氏体区 16 的时间,才可能形成具有单纯铁素体区和低碳贝氏体区而无高碳贝氏体区的微结构。这在图 2 合金中是这样,在图 1 合金中则不然。

[0045] 具体的冷却过程在后面的附图中进行了说明。图 3 和图 4 显示的是对图 1 合金进行的冷却过程,图 5 和图 6 显示的是对图 2 合金进行的冷却过程。每个过程中,图的上方为合金的转化-温度-时间相图,下方为冷却过程中不同时刻的微结构。

[0046] 图 3(针对图 1 合金)中,冷却过程显示为两个步骤,从全奥氏体(γ)阶段 21 开始(以坐标点 21a 表示),冷却至中间阶段 22(以坐标点 22a 表示),最后到达最终阶段 23(以坐标点 23a 表示)。虚线 24 表示从全奥氏体阶段 21 至中间阶段 22 的冷却速度,虚线 25 表示从中间阶段 22 至最终阶段 23 的冷却速度。中间阶段 22 由奥氏体(γ)31 和与之相邻的低碳贝氏体(含有位于铁素体内部的碳化物沉淀 33 的铁素体 32)构成。在最终阶段 23 中,奥氏体区已经转化为马氏体-奥氏体板条结构,所述板条结构由马氏体板条 34 和与之交替排列的奥氏体薄膜 35 构成。

[0047] 图 4 的冷却过程不同于图 3,也不在本发明范围之内。该冷却过程与本发明冷却过程的区别在于:图 4 所示过程的最终阶段 26 和相应的点 26a 是经过虚线 27 所示的路径达到的,该路径经过高碳贝氏体区 16。如前所说,高碳贝氏体含有位于晶粒边界和相边界处的碳化物沉淀。这些相间沉淀对合金的抗腐蚀性和延展性不利。

[0048] 类似地,图 5 和图 6 显示两种不同的冷却过程,但是针对图 2 合金的。图 5 的冷却在全奥氏体区内开始,保持在该区内,直至到达点 41a,此过程中,微结构是全奥氏体 41。由于单纯铁素体区 15 和高碳贝氏体区 16 的相对位置,因此可以选择这样的冷却路径,即在早于图 1 合金的时间点并且在早于高碳贝氏体 16 最早开始形成的时间点通过单纯铁素体区 15。在相同的点 42a 处,部分奥氏体已转化为单纯铁素体,由此形成中间微结构 42,其中含有奥氏体(γ)44 和单纯铁素体(α)晶粒 43。由于该合金“转化-温度-时间”相图上各相区的相对位置,可以足够快的速度从该中间阶段冷却至马氏体转变起始温度 10 以下,所述速度快到足以避免穿越高碳贝氏体区 16。这样的冷却如虚线 44 所示,先经过低碳贝氏体区 14 使部分奥氏体转化为低碳贝氏体 46,然后穿越马氏体转变起始温度,形成马氏体-奥

氏体板条结构 47。这些转化过程中,无碳化物铁素体区 43 保持不变,但最终结构 45 除了马氏体-奥氏体板条结构 47 和低碳贝氏体区 46 之外还含有单纯铁素体区 43。

[0049] 图 6 的冷却过程不同于图 5,且不在本发明范围之内。区别在于,图 6 中继转化为中间阶段 42 之后的冷却沿路径 51 进行,该路径在穿越马氏体转变起始温度 10 形成最终微结构 52、52a 之前经过高碳贝氏体区 16。在高碳贝氏体区 16 中,相边界处形成了碳化物沉淀 53。和图 4 中的最终微结构一样,这些相间沉淀对合金的抗腐蚀性和延展性不利。

[0050] 以下实施例仅用于阐述本发明。

[0051] 实施例 1

[0052] 对含 9% 铬、1% 锰和 0.08% 碳的合金钢来说,以高于约 5°C / 秒的速度从奥氏体相开始冷却将形成不含碳化物沉淀的马氏体-奥氏体板条微结构。如果采用较低的速度,即约 1-0.15°C / 秒的速度,所得合金钢将具有马氏体板条与奥氏体薄膜交替区域并含有低碳贝氏体区(铁素体内部含有少量碳化物沉淀的铁素体晶粒)的微结构,但相界面处无碳化物沉淀,这样的合金钢属于本发明范围之内。如果冷却速度进一步降至低于约 0.1°C / 秒,所得的微结构将含有微精珠光体(屈氏体),且相边界有碳化物沉淀。少量碳化物沉淀是可允许的,但本发明的优选实施方式尽可能减少了这些沉淀。

[0053] 具有按照本实施例不进入高碳贝氏体区或珠光体区而形成的微结构的合金一般将具有以下机械性质:屈服强度:90-120ksi;拉伸强度:150-180ksi;延展率:7-20%。

[0054] 实施例 2

[0055] 对含 4% 铬、0.5% 锰和 0.08% 碳的合金钢来说,以高于 100°C / 秒的速度从奥氏体相开始冷却将形成不含碳化物沉淀的马氏体-奥氏体板条微结构。如果采用较低的速度,即低于 100°C / 秒但高于 5°C / 秒的速度,所得合金钢将具有马氏体板条与奥氏体薄膜交替区域并含有低碳贝氏体区(铁素体内部含有少量碳化物沉淀的铁素体晶粒)的微结构,但相界面处无碳化物沉淀,这样的合金钢属于本发明范围之内。如果冷却速度进一步降至 5-0.2°C / 秒,所得微结构将含有高碳贝氏体,在相边界处有碳化物沉淀,这样的微结构不在本发明范围之内。这可以通过采用慢速冷却接快速冷却来避免。当冷却速度低于 0.33°C / 秒时会形成微精珠光体(屈氏体)。同样,少量碳化物沉淀是可允许的,但本发明的优选实施方式尽可能减少了这些沉淀。

[0056] 用其他合金钢组合物可获得类似的效果。例如,含 4% 铬、0.6% 锰和 0.25% 碳且如上所述制得的没有形成高碳贝氏体的合金钢将具有以下机械性质:屈服强度:190-220ksi;拉伸强度:250-300ksi;延展率:7-20%。

[0057] 以上是仅为说明本发明而进行的描述。可按照本发明的基本构思对合金组成加工过程及条件的各项参数进行修改。这种修改对应本领域技术人员来说是显而易见的,因而属于本发明范围之内。权利要求中的“包含”表示广义的“包括”,不排除包括其他元素的可能。

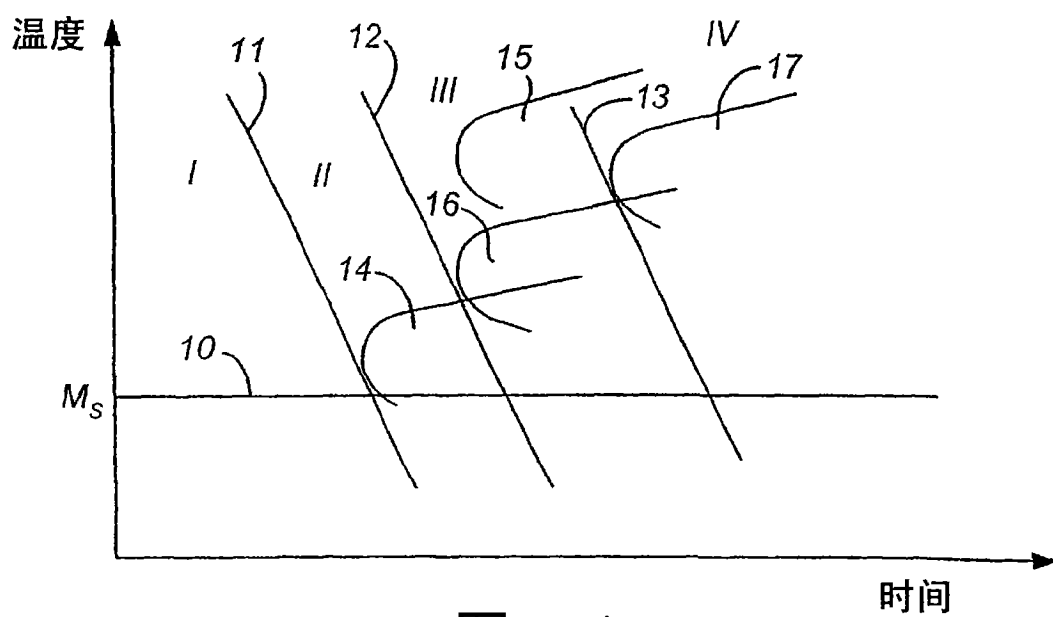


图 1

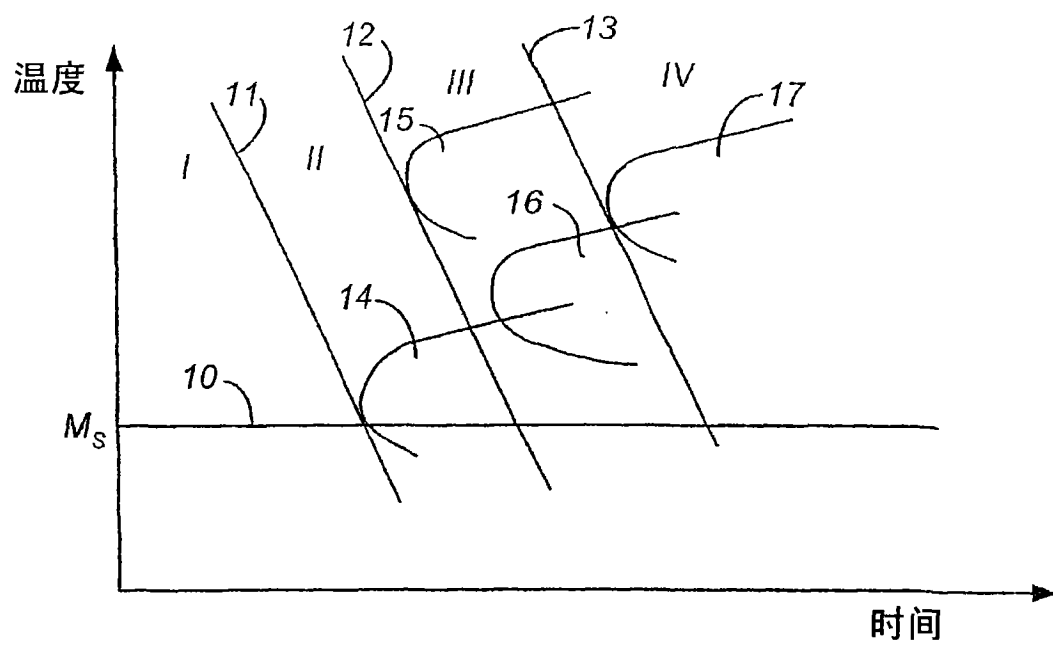


图 2

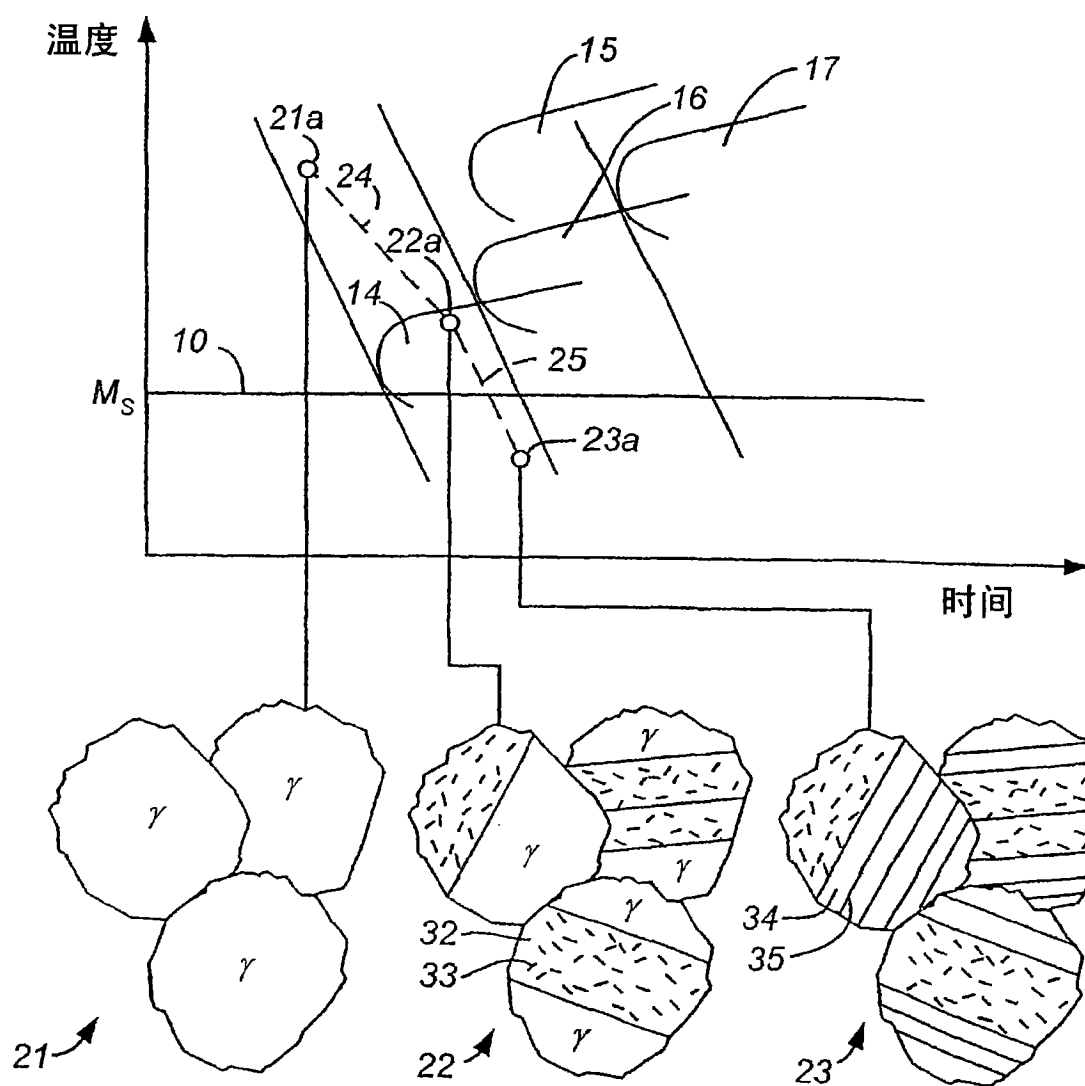


图 3

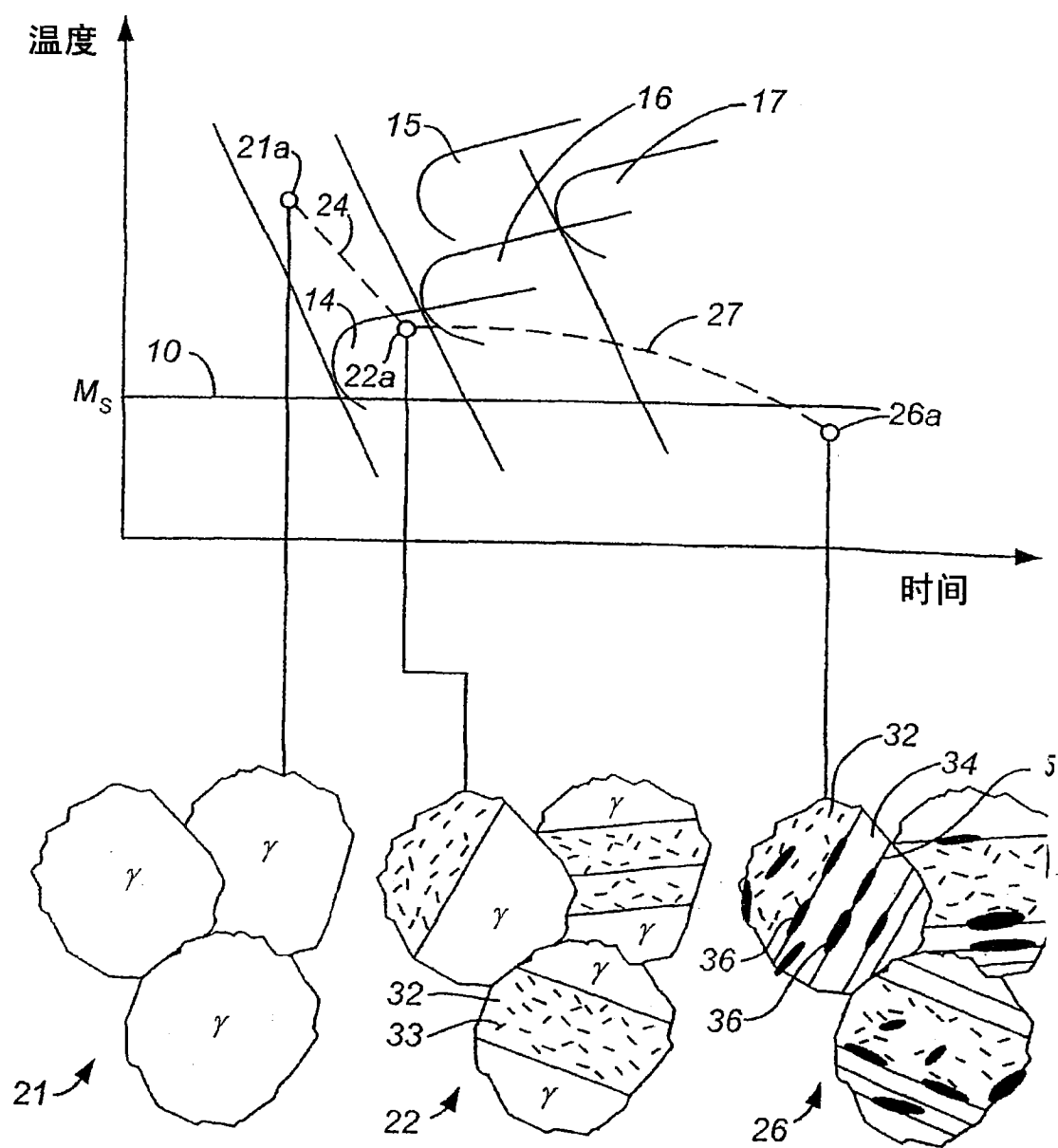


图 4

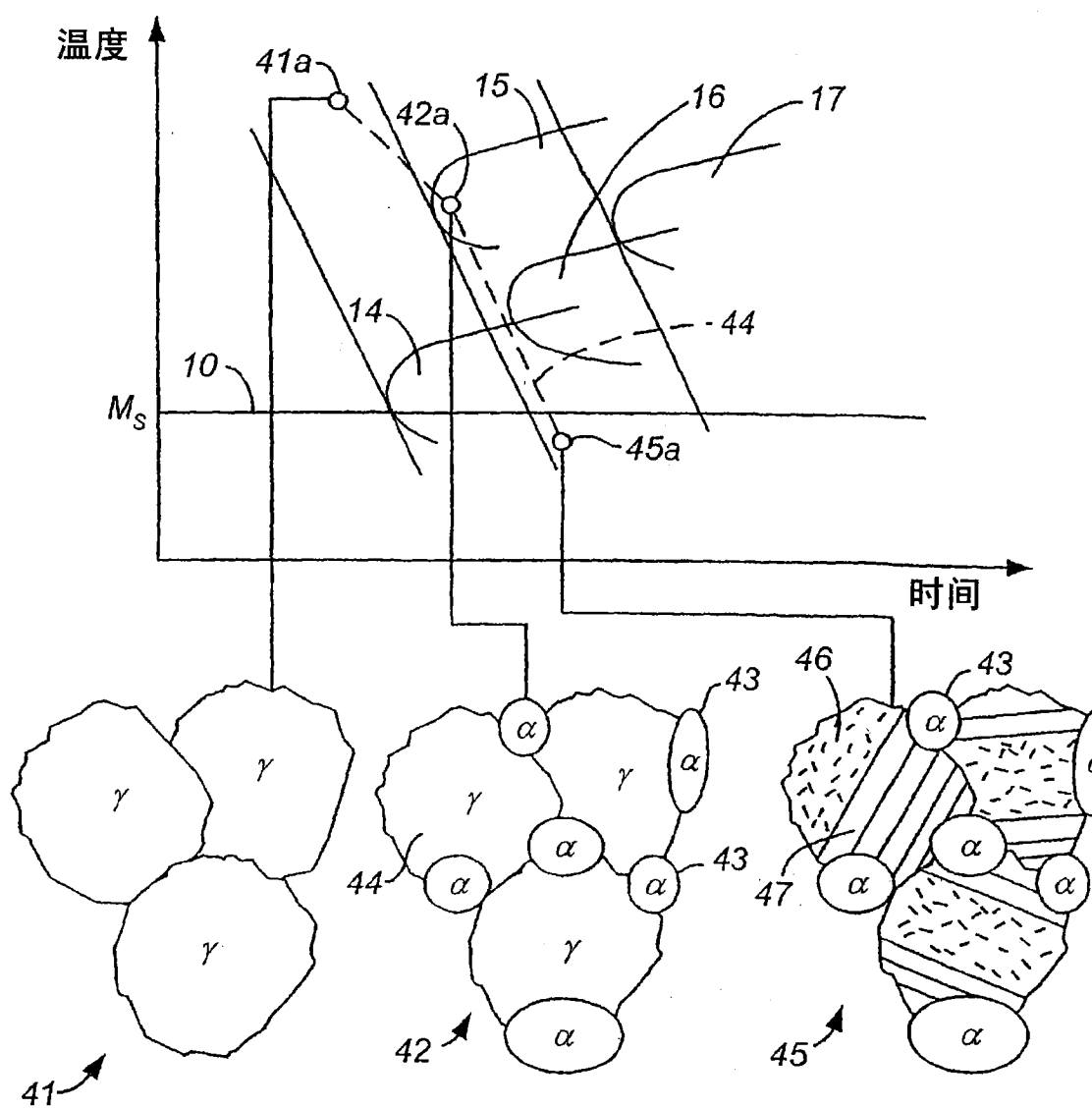


图 5

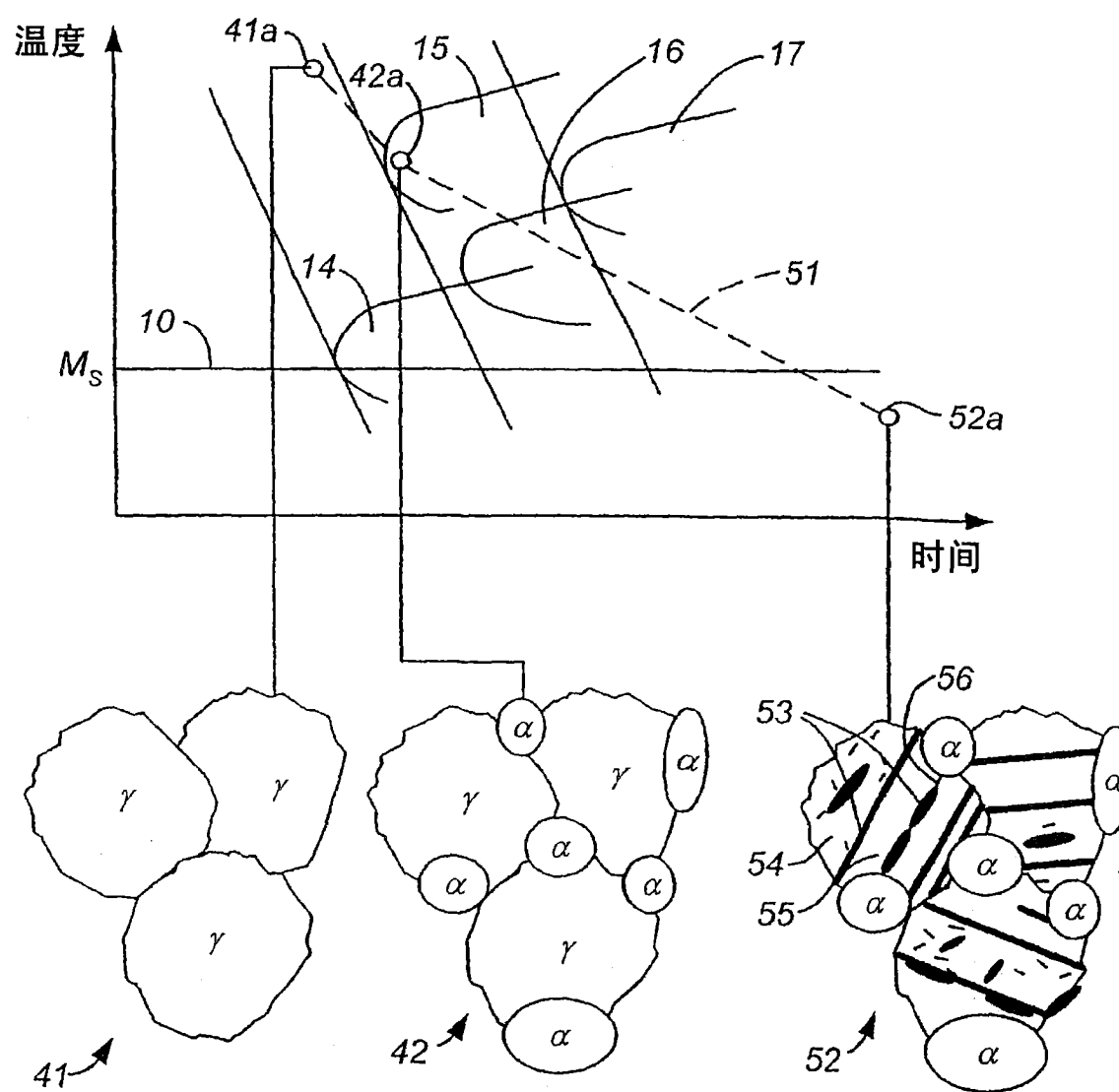


图 6