



# (12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104641006 B

(45)授权公告日 2018.02.13

(21)申请号 201380033764.4

(22)申请日 2013.05.28

(65)同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 104641006 A

(43)申请公布日 2015.05.20

(30)优先权数据  
61/651,992 2012.05.25 US

(85)PCT国际申请进入国家阶段日  
2014.12.25

(86)PCT国际申请的申请数据  
PCT/US2013/042952 2013.05.28

(87)PCT国际申请的公布数据  
W02013/188100 EN 2013.12.19

(73)专利权人 加里·M·科拉  
地址 美国密歇根州

(72)发明人 加里·M·科拉

(74)专利代理机构 中原信达知识产权代理有限  
责任公司 11219

代理人 刘慧 杨青

(51)Int.Cl.  
G21D 1/20(2006.01)  
G21D 1/22(2006.01)

(56)对比文件  
US 2010163140 A1,2010.07.01,权利要求  
1,说明书第9-10,31段,图1-6.

US 2010132854 A1,2010.06.03,权利要求  
1-2,8-9,13,说明书第14段.

RU 2321668 C2,2008.04.10,全文.

CN 1128052 A,1996.07.31,全文.

CN 101705345 A,2010.05.12,全文.

CN 1745189 A,2006.03.08,全文.

审查员 张建升

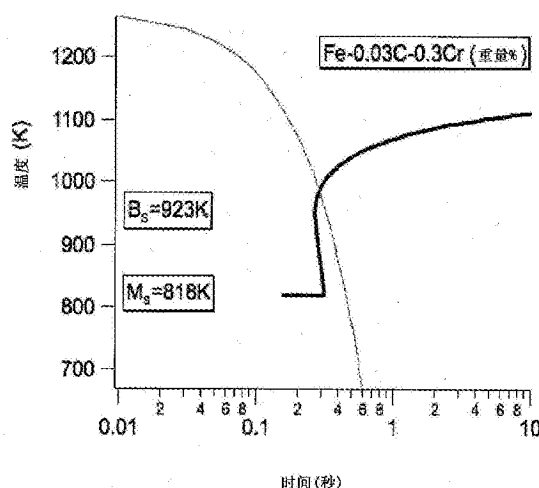
权利要求书1页 说明书8页 附图11页

## (54)发明名称

含碳化物的铁基合金的微处理和微结构

## (57)摘要

本文提供了用于微处理铁基合金以将其转变和/或成形的工艺和装置,以及通过微处理所述铁基合金来处理低碳钢、中碳钢和高碳钢和其它铁基合金以至少形成可含有马氏体、贝氏体和未溶解的碳化物并且还可含有包括贝氏体、聚结贝氏体、针状铁素体、残留奥氏体和/或马氏体以及其组合的部分的多元钢微结构的混合微结构而获得的所得材料。



1. 一种用于将具有奥氏体转变温度的含碳化物的铁基合金转变为多相高强度钢的金属处理方法,该方法包括:

提供含碳化物的铁基合金的前体材料;

从低于奥氏体转变温度至高于该奥氏体转变温度的所选温度,以149°C/秒至2760°C/秒的速率将所述合金加热到至少1000°C,以在局部化奥氏体晶粒尺度上在高多重性的异质化学中达到0.01重量%到0.05重量%的碳和0.2重量%到0.5重量%的铬;

以200°C/秒至3000°C/秒的速率立即淬灭所述合金,由此发生多种转变为多种奥氏体子相,和至少产生含有马氏体、贝氏体和未溶解的碳化物并且还含有多元钢微结构的混合微结构,该多元钢微结构包括贝氏体、聚结贝氏体、针状铁素体、残留奥氏体和/或马氏体及其组合的部分。

2. 根据权利要求1所述的方法,其中提供铁基合金的步骤通过包含选自以下的至少一种碳化物成形剂来完成:铬、钼、钒、硅、铝、硼、钨、钛,及其组合。

3. 根据权利要求1所述的方法,其中提供铁基合金的步骤通过提供球化状态中的铁基合金来完成。

4. 根据权利要求1所述的方法,其中淬灭步骤可以通过采用至少一种以下的淬火介质几乎瞬间完成:水浴、水雾、冷却成型模具、风刀、开放空气对流、最终操作冷却连续模具、最终阶段冷却线模具、淬火液压成形、熔融盐、油、蒸汽、受热气溶体、冷却淬火辊,以及这些方法的组合。

5. 根据权利要求1所述的方法,其中提供铁基合金以单一快速淬火操作获得纳米尺寸片晶贝氏体,所述单一快速淬火操作花费不到10秒从高于下限奥氏体温度降至低于下限马氏体温度。

## 含碳化物的铁基合金的微处理和微结构

[0001] 相关申请的交叉引用

[0002] 本申请要求美国临时专利申请No.61/651,992和美国实用新型专利申请No.12/485,785的权益,其以引用的方式并入本文中。

### 技术领域

[0003] 本发明涉及经过处理的铁基合金,并且更具体地涉及用于将其转变和/或成形的工艺以及通过微处理所述铁基合金来处理低碳钢、中碳钢和高碳钢与其它金属成分和其它铁基合金以至少形成含有马氏体、贝氏体和未溶解的碳化物并且还可含有包括贝氏体、聚结贝氏体、珠光体、铁素体、针状铁素体、残留奥氏体和/或马氏体以及其组合的部分的多元钢微结构的混合微结构而由此获得的各种微结构材料。

### 背景技术

[0004] 传统上,冶金学家希望利用低品质金属例如低碳钢,并通过廉价的处理(包括退火、淬火和回火等)将其转变为高品质钢和更理想的产品。以前的尝试获得成功非常有限,因为它们并不总是产生理想的产品。其它尝试由于高的加工成本或需要最终结合过多的昂贵的合金化而不能大规模进行。

[0005] 高强度钢的加工一般需要资本密集型设备、高费用、昂贵且危险的加热流体(例如淬火油和淬火盐),以及回火/退火工艺,其包括使用熔炉、加热设备和来自浇注熔融钢的余热。这些淬火程序旨在将钢的硬度提高到所期望的值。贝氏体和马氏体可通过这些工艺制造并且对于某些高强度应用来说是非常理想的材料,因为它们一般具有约20以上的洛氏C硬度(Rockwell C hardness)。硬度增加与拉伸强度的可比较的增加相关。

[0006] 典型的先进高强度钢一般包括贝氏体和/或马氏体相。贝氏体一般是由铁素体与碳化物的组合构成的针状钢,其展现相当大的韧性,同时组合了高强度与高延展性。从历史上看,虽然通过漫长的奥氏体回火热循环利用奥氏体回火在商业上制备贝氏体,但贝氏体是一种非常理想的产品。贝氏体钢的一个实用优点是,在贝氏体转变发生后,无需进一步热处理就可获得相对高的强度水平以及足够的延展性。这样的钢当以低碳合金制造时很容易焊接。已发现贝氏体抗回火并且可形成在与焊接金属相邻的热影响区中,从而降低裂纹的发生率并提供脆性较小的焊缝。此外,具有较低碳含量的这些钢倾向于提高焊接性并降低由于转变而产生的应力。当在中碳钢和高碳钢中形成奥氏体回火的贝氏体时,由于较高的碳等效含量而导致焊接性降低。

[0007] 另一种常规的高强度钢成分马氏体是由碳在铁的体心四方晶格中的硬质过饱和固溶体构成的另一种针状微结构。它通常是在被称为马氏体转变或剪切转变的相转变期间形成的亚稳态过渡结构,在所述相转变中,较大的奥氏体化钢工件可被淬火至在马氏体转变范围内的温度并保持在所述温度下以达到整体均衡的温度,然后冷却至室温。较薄截面的马氏体通常是在水中淬火。由于化学过程在较高温度下加速,因此马氏体易于通过施加热而回火至低得多的强度。在一些合金中,通过加入干扰渗碳体晶核形成的元素例如钨来

降低这种作用,但这种现象往往反而被利用。因为淬火可能难以控制,所以大部分钢经过淬火产生过多的马氏体,然后回火以逐渐降低其强度,直到实现适用于预期应用的硬度/延展性结构。

### 发明内容

[0008] 根据本发明,利用最小的成本、时间和精力,将呈条带、片、棒、板、线、管、型材、工件等形式的低等级铁合金转变为多相高强度钢。可通过实施本发明来实现双相和更多元的材料。由于将铁基合金从上限奥氏体化温度加热至峰值所选温度的持续时间短,以及能够快速实现部分贝氏体微结构,因此这种方法已被称为“快速贝氏体加工”。

[0009] 提供用于极其快速地微处理低碳铁基合金的方法和装置以及由那些合金制造并含有那些合金的物品。铁基或铁合金/物品在微处理之前开始具有含有碳化物的第一微结构,并且通过在所述合金/物品的至少一部分上快速加热和快速冷却成高强度钢而转变为第二多元微结构。

[0010] 公开了一种用于快速微处理铁基合金以形成至少一个相的高强度合金的方法,其中所述方法包括向具有第一微结构的铁基合金提供奥氏体转变温度的步骤。这种第一微结构能够通过以极高速率例如300°F/秒至5000°F/秒从低于奥氏体转变温度快速加热至高于奥氏体转变温度的所选温度而转变为具有包括上述相的第二微结构的铁基合金。由于在上限奥氏体化温度之上缺乏时间使含碳化物的铁基合金中的合金元素均质化,因此已知这种第二微结构是异质的。对于给定合金来说,由于通过快速加热引起的热循环的持续时间短,因此传统的奥氏体转变温度升高。这种升高的奥氏体化温度在一定程度上是由于在个别奥氏体晶粒中的钢内存在的多种合金浓度的奥氏体化温度的平均化。因为不同的碳浓度具有不同的上限奥氏体化温度,所以在大多数先前奥氏体晶粒中存在的碳浓度将对奥氏体化温度具有最大影响。含有极低碳浓度的主要由铁素体构成的铁基合金将具有最接近于纯铁中的铁素体的相对高的上限奥氏体化温度。

[0011] 这种加热步骤包括将铁基合金从低于上限奥氏体化温度的温度开始几乎立即加热至高于其奥氏体转变温度的所选温度。然后,一旦达到峰值所选温度,就在与加热单元相邻的淬火单元中,在铁基合金的至少一部分上,将合金基本上立即淬火,在高温下无任何实质性保温期,最通常是在极快的速率、即300°F/秒至5,000°F/秒下。在一些情况下,需要较慢或间断的淬火来制定含碳化物的铁基合金的连续冷却转变或时间温度转变。这个程序在所期望的区域中形成至少一个相的高强度合金,取决于进行处理的位置。极其快速的淬火将形成至少一个相的高强度合金,如下文更充分描述。

[0012] 淬火可通过各种方法和装置几乎瞬间完成,包括水浴、水雾、冷却成型模具、风刀、开放空气对流、最终操作冷却连续模具、最终阶段冷却线模具、冷却辊成型模具和淬火液压成形等。通过使用熔融盐、油、蒸汽、受热气溶体、冷却淬火辊和本领域技术人员已知的许多其它机构,较慢或间断的冷却是可能的。与淬火方法无关,需要在达到峰值所选加热温度后基本上立即开始淬火以限制碳迁移、碳化物溶解和合金均质化。

### 附图说明

[0013] 对于本发明的预期范围和各种实施方案的性质和优点的进一步理解,应参考下列

详细描述,并且当结合附图进行时,其中相同的部件是以相同的附图标记给出,并且其中:

- [0014] 图1A是根据本发明加工的贝氏体的FEGSEM显微照片;
- [0015] 图1B是根据本发明加工的贝氏体的FEGSEM显微照片;
- [0016] 图2A是在加工管的内壁的典型温度测量结果的曲线图;
- [0017] 图2B是根据本发明的工艺的冷却循环时间/温度曲线图;
- [0018] 图2C是模拟奥氏体晶粒随时间发展的加热和冷却循环;
- [0019] 图3是温度对温度微分的转变分析曲线图;
- [0020] 图4A是原材料的机械异质性分析;
- [0021] 图4B是快速加工的材料类似分析;
- [0022] 图5是伸长率对峰值加热温度的曲线图;
- [0023] 图6是各种材料实施例的应力对应变的曲线图;
- [0024] 图7A是钢在快速贝氏体加工之前和之后的光学和SEM图像;
- [0025] 图7B是快速贝氏体加工的钢的透射电子显微镜图像;
- [0026] 图8示出模拟的初始边界条件;
- [0027] 图9A、9B、9C和9D是在不同的加热速率下建模的渗碳体溶解;
- [0028] 图10是在室温下和在1000°C下的浓度梯度[C和Cr];以及
- [0029] 图11是Fe-0.03C-0.3Cr重量%铁基合金的连续冷却图。

### 具体实施方式

[0030] 根据本发明,公开了一种新的金属处理方法,其通过极其快速地加热金属、接着立即将材料快速淬火而导致将低等级铁基合金转变为高强度钢。所得钢是至少马氏体、贝氏体、铁素体和下文更详细讨论的其它结构的异质组成。

[0031] 就此而言,我们的实验显示,在快速奥氏体化之后紧接着快速淬火已证实形成双重硬度微结构,如附图中所说明。实验显示,具有AISI4130名称的材料的快速加工得到约525和625维氏硬度(Vickers hardness)的多个硬度峰。硬度的组合已通过单一传感器差热分析得到证实,其显示在单一淬火操作期间两个温度范围发生转变。在AISI 4130中,在水淬火期间从1202°F至1022°F和此外从860°F至680°F发生转变。

[0032] 尽管对于这种双重冷却转变的现象未充分理解,但存在多种理论。第一种是钢被快速加热并且还没有发生碳流平。因此,在个别的晶粒大小尺度下存在多种碳和合金浓度。前者的铁素体区域含有最少的碳,而前者的珠光体和含碳化物的区域具有丰富的碳。碳富集区域转变为马氏体,而碳匮乏区域转变为贝氏体。在快速贝氏体加工完成后,先前的碳化物通常几乎完整存在。

[0033] 另一种可能的理论是当奥氏体转变为纳米尺度片晶时存在上限转变温度。在冷却期间发生的第二转变是片晶聚结成较大的片。

[0034] 这种双重转变概念使我们得到了本发明的另一个方面。由于存在双重转变,可允许第一转变发生,而停止第二转变。例如,将铁基合金快速加热至所选峰值温度,几秒钟后,在低于第一转变结束温度但高于第二转变开始温度的淬火介质中将铁合金淬火。所述材料将完成第一转变,但推迟第二转变。

[0035] 这可造成例如形成第一阶段的快速贝氏体,例如,仅纳米非聚结贝氏体相,但是留

下显著量的另一个相,可能是残留奥氏体,或一些其它的奥氏体子产物。然后可使材料从第一转变结束温度(即1022°F)与第二转变开始温度(即860°F)之间的温度降低。注意到所提供的温度是来自基于4130化学钢的异质性的实验。对于具有不同化学性质的其它钢合金,第一和第二转变开始和结束温度将不同并且为本领域技术人员所公知。

[0036] 已知不同的钢合金具有不同的最佳峰值加热温度以获得最大延展性结果。当峰值加热温度较高时,具有较少碳的钢将保持最高延展性,而当峰值加热温度不够高时,具有较多碳的钢将保持最高延展性。在碳为0.035重量%的1008普通碳钢的情况下,当钢达到的峰值加热温度为2225-2275°F时,金属板的A50伸长率优化为8%至10%。在碳为0.41重量%的4140铬钼钢的情况下,当钢达到的峰值加热温度为1925-1975°F时,金属板的A50伸长率得到优化。对于碳含量介于上述两种实例之间的钢,实验已发现存在最佳峰值温度的几乎线性关系,因此当加热至1950-2000°F时,0.30重量%碳钢获得最好的结果。当加热至2025-2075°F时,具有0.20重量%碳的钢获得最好的结果。当加热至2125-2175°F时,具有0.10重量%碳的钢获得最好的结果。通过线性内插,可确定优选的延展性峰值加热温度。正因为如此,0.15重量%碳钢将因此具有2075°F-2125°F的优选峰值加热温度。当处理在珠光体/铁素体状态中或在球化状态中的钢时,这些最佳峰值温度适用。已经过冷轧并且随后未充分归一化/退火而因此保持硬化的钢,由于赋予其的应力而将能量储存于其中。在这些情况下,最佳峰值加热温度可从上述规定的峰值加热温度降低多达100-200°F。

[0037] 已发现,加入已知为强碳化物成形剂的合金元素有益于最终微结构的机械性质。这些合金元素包括(但不限于)铬、钼、钒、硅、铝、硼、钨和钛。将两个基于普通碳的1020钢板进行快速贝氏体加工。钢化学性质中的唯一显著差异是一种加入有0.33重量%的铬。在几秒钟内将钢快速加热至2050°F。在达到峰值2050°F后,在水雾中将钢淬火至室温。在1500-1600MPa下测试的具有0.33重量%铬的改性1020具有9%至10%A50伸长率。在1350-1450MPa下测试的普通碳1020钢(无铬)具有7.5%至8.5%A50伸长率。考虑到唯一实验差异在于改性1020化学结构中具有0.33重量%铬,由于向1020合金中加入铬,机械性质的改进可归因于存在碳化铬和碳化钼。类似地,比较1050普通碳钢与6150铬钒合金钢。在快速加工至1900°F后,6150钢具有比普通碳1050钢高约1%至2%百分点的伸长率。快速加工的6150的强度也具有比快速加工的1050高100MPa的屈服强度和高150MPa的极限拉伸强度。已发现,典型的是,市售普通碳钢一旦经过快速贝氏体加工就具有7.5%至9.5%总伸长率。含有碳化物成形合金的钢趋向于过量的9-11%以上的总伸长率。快速贝氏体加工的4140钢产生1600MPa屈服强度、2100MPa拉伸强度和10%总A50伸长率。当使用完整1/2"宽度A50试样在1/4"厚度下测试4130时,在1500MPa屈服强度和1900MPa极限拉伸强度下产生11-12%总A50伸长率。

[0038] 还发现,先前微结构的球化有益于增强快速贝氏体加工的钢的机械性质。据认为,通过将碳组织进球体中,球化会进一步限制碳迁移,已知球体是关于表面积在几何上最有效的容量存储方式。通过经由球化限制碳迁移,可控制贝氏体的百分比。在钢中形成纹理以控制先前奥氏体晶粒大小和与元素迁移的相互作用的其它方法已证明是有益的。例如,在4130钢的情况下,针对穿甲弹和其它小型武器弹,发现热的条纹状4130具有比75%球化4130低10-15%的防弹性。

[0039] 在快速贝氏体加工之前,需要控制初始微结构来实现这些独特的微结构。使用计

算热力学和动力学模型评价了上述假说。在这种模型中,考虑了含有铁素体(a)和渗碳体(M<sub>3</sub>C)的系统。假定线性加热速率为1、10和100Ks<sup>-1</sup>,计算奥氏体生长动力学。计算显示,在Fe-C系统的情况下,在10Ks<sup>-1</sup>下发生Fe<sub>3</sub>C的快速溶解。相比而言,即使在1Ks<sup>-1</sup>下,M<sub>3</sub>C(富集Cr)的溶解速率也是缓慢的。上述结果支持所提出的在快速贝氏体加工期间的微结构演化机理。

[0040] 本发明的第一个方面在于提供一种廉价、快速且简单的方法来制造含有可观百分比的纳米尺寸片晶贝氏体且同时具有纳米尺寸的马氏体板条的一些所期望机械性质的低碳、中碳或高碳铁基合金。尽管其它的热机械加工技术需要漫长的热加工来获得多元的贝氏体-马氏体微结构,但快速贝氏体加工可利用单一快速淬火操作来进行,其花费不到10秒从高于下限奥氏体温度降至低于下限马氏体温度。本文阐明的其它较长持续时间方法可提供其它所期望的冶金结果,条件是在达到峰值加热温度后基本上立即发生低于贝氏体结束温度的第一淬火步骤。

[0041] 本发明的第二方面是提供用于微处理低碳、中碳或高碳铁基合金以获得其中贝氏体和马氏体散布在相同的先前奥氏体晶粒内的所期望量的快速贝氏体加工的多元微结构材料的方法和装置。对于不同的应用,经过微处理的低碳、中碳或高碳铁基合金可具有不同的厚度,并且可容易焊接,同时具有高拉伸强度,以及将材料降至最小和降低重量的能力。本发明关于升高的淬火中断温度的一个方面是使用在这个温度下可为熔融盐、超热气体或加热油等的淬火介质。这个方面造成由熔融盐引起的第一铁基合金转变,但温度高于第二转变起始温度,以使得熔融盐的温度减缓第二转变。在初始减缓后,通过连续冷却转变或时间温度转变而有意地在熔融盐中发生所有其它的铁合金转变。从这个温度(在4130钢的情况下低于1022°F),可以如下方式将钢冷却,其中利用发生的最小进一步转变或转变为一些其它所期望的奥氏体子相,使残留奥氏体降至环境温度。

[0042] 本发明的另一个方面涉及加热和淬火装置。其它先前提交的关于装置的专利申请使用单个或多个加热和淬火头来冷却材料。本发明方法使用单一加热单元来加热多片材料。例如,矩形感应线圈可使材料通过其中并加热线圈的内部和外部。如果线圈具有适当尺寸,则矩形管可在线圈内部被加热,而其它片、例如棒料片可同时在感应加热线圈的外部被加热。

[0043] 本发明的另一个方面涉及材料的间断片的加热。例如,条带可具有从其形状除去多个切口。这些片可在柔软状态下制造,然后快速贝氏体加工成其最终硬度状态。有时,当这样的条带被加热时,接近切口的边缘将集中受热并熔融拐角。本发明的本方面将允许类似材料的塞子保持在间断处以吸热。这将因此防止熔融拐角。即使当未使用塞子时,由于加热和淬火如此之快,因此成形的铁基合金的拐角未熔融。

[0044] 快速加热、淬火、再加热和淬火的讨论于我在2008年6月16日提交的先前专利申请中,所述申请以引用的方式并入本文中,其提及铁基合金成分。所述方法还可应用于金属的轧制条带。已使用了被称为淬火和配分的类似热技术。淬火和配分技术在几分钟内将钢奥氏体化以流平碳,溶解碳化物并使钢中的合金分布均质化,淬火和配分然后淬火至低于马氏体开始温度,保持在所述低于马氏体开始温度或再加热恰好高于马氏体开始温度,然后淬火至环境温度。这样保温的原因是碳的配分以在最终产品中达到所期望量的残留奥氏体。淬火和配分技术的另一个方面是在几分钟内将钢奥氏体化,淬火至低于马氏体开始

温度,再加热高于马氏体开始温度和贝氏体结束温度,然后在发生所期望量的转变后淬火至环境温度。本创新是淬火/配分技术的新技术。对于快速淬火和配分,所有方面都与常规的淬火和配分相同,其中例外为使用快速加热循环的快速性。在极高速率例如300°F/秒至5000°F/秒下快速加热,一旦达到峰值奥氏体化温度,就起始淬火。相比于传统的淬火和配分的新颖之处在于异质的、非均质化的、奥氏体化钢被淬火。如前关于铁基合金部件、条带或部分,加热器将钢快速奥氏体化,将材料淬火以制定高于马氏体结束温度的转变,利用第二加热器或加热的淬火介质来保温或再加热至低于奥氏体温度以稳定或转变现有的微结构,然后利用第二次淬火来淬火至室温。已知这样的方法可提供所期望量的残留奥氏体。

[0045] 取决于下文所述和要求保护的处理的安置,所得高强度钢可包括由聚结贝氏体、上贝氏体、下贝氏体、马氏体、铁素体、残留奥氏体、珠光体、铁素体、针状铁素体和/或其双重或多元相组合构成的所得高强度材料的至少一部分。

[0046] 可制造多元相材料,例如紧邻铁素体和珠光体定位的马氏体和贝氏体。通过仅以不同型式淬火,以使得可在被加热后的物品的表面和/或横截面上的所期望区域中制造一种型式的高强度钢,而在相同工件中实现这些高度需要的多元相材料。通过仅淬火特定区域,在需要时有可能在多个位置中实现多个材料相。

[0047] 首先组合参考图1A和图1B,可见快速贝氏体包括展现高度需要的强度、延展性和韧性的组合的贝氏体片晶或片的双模型分布。本发明的快速加工可产生几乎无扭曲的平板、棒、片和直管。如这些附图中可见,微结构在微结构的双模型分布内产生细晶粒结构,其得到令人惊讶的强度和延展性。

[0048] 参看图2A,示出绘制温度(°C)对时间(秒)的曲线图以说明当在其中一个试管的内壁处理时的冷却循环。这个内壁的典型温度测量结果显示,存在非常低的温度/时程比。在这个特定实施例中,利用AISI 4130板金属管具有较低的温度/时程比。

[0049] 现参看图2B,示出温度对时间的曲线图,除了常规的连续退火温度/时程之外,其还显示快速加工温度/时程比。显然,连续退火的温度/时程比远大于快速加工的比率。

[0050] 图2C示出了在快速贝氏体加工热循环期间的奥氏体生长。区域I显示先前的奥氏体晶粒。区域II显示奥氏体生长。区域III显示异质奥氏体晶粒。区域IV显示在相同的先前奥氏体晶粒内的贝氏体与马氏体的多元混合物。

[0051] 图3示出了温度(°C)对温度变化(°C)的分析。这种分析显示了在冷却期间在1022°F与1202°F之间以及680°F至860°F的转变。这种分析表明,我们拥有两种不同的转变条件,导致非常局部的微结构异质性,但在宏观尺度上显示均质性。

[0052] 现同时参看图4A和图4B,可见两种机械异质性分析显示,根据本发明,在原材料与快速加工的材料之间存在两种不同的微结构区域。这些发现与先前的分析一致,显示在快速加工程序期间的两次独立的转变。图A与图B都是归一化频率对硬度的曲线图,其示出了硬度的分布。图4A示出基体金属硬度分布非常细长,而已经由快速加工进行加工的材料在更宽泛的硬度分布上展示高硬度区以及低硬度区。

[0053] 现参看图5,本发明的另一个方面用已经快速加工的AISI 1010材料进行了充分加强地说明。这个曲线图显示伸长率对峰值快速温度,示出最高伸长率出现在峰值快速温度1180°C下,具有7.9%的A50伸长率。在1010°C的峰值快速温度下,伸长率百分比为5.6。高于1180°C的温度具有低于7.9%的伸长率。在中等至较大晶粒大小下可见最佳伸长率,这与晶



粒细化的直觉想法相反。这种材料的化学组成(重量百分比)为0.10C、0.31Mn、小于0.01Si、硫、磷,和99.41铁。

[0054] 参看图6,其为拉伸强度(KSI)对拉伸应变(百分比)的曲线图。关于在回火至在400至700℃范围内的不同温度后被改性以包括0.32重量%铬的快速贝氏体加工的AISI 1020的实例,显示具有不同宽度(英寸)的8个实例。这个实验示出,即使在932°F下回火300秒后,快速加工的AISI 1020+Cr仍将保持其“淬火时”拉伸强度的79%。此外,在小于5秒的回火下,伸长率未降低±5%。

[0055] 在图7A中,提供了初始样品(铁素体和碳化物)和最终快速加工样品(板条形态和碳化物)样品的微结构。为了从理论观点验证机理和所观察的微结构,进行了扩散控制的生长建模。在图7A中是在快速加工之前和之后来自光学和背散射电子成像的微结构图像。矩形标记了扫描电子显微镜图像的位置。在图7B中,透视电子显微镜揭示了从先前的奥氏体晶粒边界生长的贝氏体槽轮,其证实了上文假说。

#### [0056] 再奥氏体化动力学建模

[0057] 使用购自Thermo-Calc Software, Inc. (McMurray, PA)的DICTRA软件来模拟在快速加热条件期间的再奥氏体化动力学。所述软件使用临界评价的热动力学和动力学数据预测了相转变期间的界面速度。

[0058] 使用两种条件来评价再奥氏体化条件。在第一条件中,考虑到渗碳体( $Fe_3C$ )在Fe-C系统中的溶解。

[0059] 在第二条件中,在Fe-C-Cr系统中考虑了富Cr渗碳体( $M_3C$ )的溶解。对于典型的4130钢,基于本体Cr和C浓度(0.3重量%C和0.88重量%Cr)在1292°F(球化温度)下计算了铁素体和渗碳体的初始组成。模拟的边界条件示意性示于图8中。在1、10和100 $Ks^{-1}$ 的速率下从1292°F加热至1832°F进行模拟。使得在( $\alpha/M_3C$ )界面处形成奥氏体并生长至渗碳体和铁素体中。

#### [0060] $Fe_3C$ 的溶解动力学:

[0061] 在1和10 $Ks^{-1}$ 的加热速率下,前两次模拟显示,渗碳体完全溶解至 $\alpha$ -铁素体中,甚至在晶核形成和奥氏体生长至铁素体中之前(图9A和图9B)。当以100 $Ks^{-1}$ 的速率加热时,渗碳体不具有足够的时间来完全溶解至铁素体中(图9C)。因此,奥氏体形成于渗碳体-奥氏体界面处并生长至渗碳体与铁素体二者中。有趣的是,即使在这种条件下,在铁素体被奥氏体消耗之前,渗碳体完全充分溶解。这些情况允许更多时间使奥氏体的碳完全均质化。

#### [0062] $M_3C$ 的溶解动力学:

[0063] 在Fe-Cr-C系统中进行类似的DICTRA模拟。在这些计算中,对于所有加热速率(包括1 $Ks^{-1}$ )都可见缓慢的溶解。本领域技术人员也已经报道了在富集Cr下的类似缓慢溶解。来自1 $Ks^{-1}$ 的结果的细节呈现于图9D中。图9D示出了渗碳体的最小溶解和奥氏体在铁素体渗碳体界面处的晶核形成。然而,即使在达到1000℃后,渗碳体的溶解也是不完全的。在室温下和在1000℃下的浓度梯度[C和Cr]比较于图10中。随着温度缓慢增加,奥氏体缓慢地消耗铁素体。在这些条件下,在界面处以及在新近形成的奥氏体内产生了大的Cr浓度峰。当分析碳浓度分布图时,显然碳扩散实际上受到Cr扩散和界面的控制。这将在低碳奥氏体下产生潜在的富Cr奥氏体的情形。

[0064] 在快速加工期间的中间步骤中,根据本发明,碳迁移和碳化物溶解得到许多不同

的钢的共存组成。这些共存组成可由于在所处理材料的整个本体上在原子水平上出现的局部加热梯度而存在。可通过使用具有约0.01至约0.05重量%的碳和约0.2至约0.5重量%的铬的合金而在某种程度上预测这些组成。例如,如果使用例如含有0.40重量%的碳和0.90重量%的铬的4140钢,则可控制且可能的是,在局部化奥氏体晶粒尺度上,在高多重性的异质化学中可达到0.02重量%的碳和0.3重量%的铬。此外,例如可预期,利用具有0.02重量%碳和0.3重量%铬的1002钢,在延长的奥氏体化和均质化后,接着以在200°C/秒与3000°C/秒之间的速率快速淬火,将得到几乎100%贝氏体微结构。

[0065] 在含碳化物的铁基合金前体材料中使用0.01至0.05重量%碳和0.2至0.5重量%铬和在200°C/秒与3000°C/秒之间的淬火速率的这种组合产生至少包括贝氏体的异质微结构。优选用水进行淬火。

[0066] 使用质量平衡标准,本体奥氏体的组成在用1000°C/秒的冷却速率淬火后将含有0.01-0.03重量%C和0.33重量%Cr。使用由英国剑桥大学的Dr.Harry Bhadeshia开发的模型来计算这种奥氏体的所得CCT图表(图11)。当计算结果与来自快速加工的冷却速率(1000°Cs<sup>-1</sup>)重叠时,显示贝氏体的形成是可能的。同时,具有接近于碳化物界面的Cr和C富集区域的本体区域应能够转变为马氏体,因为这个区域的T<sub>0</sub>温度(相同组成的铁素体的自由能量下的温度相当于奥氏体)是730°C。这些结果支持在存在有碳化物的球化钢或其它钢的快速加工期间获得贝氏体、马氏体和碳化物的混合微结构的可行性。重要的是注意到,应考虑到不同的初始微结构条件(即珠光体、准平衡渗碳体和其它合金元素)的进一步评价并且存在实施快速贝氏体加工方法的不同结果的可能性。

[0067] 工业适用性

[0068] 本发明可用于金属处理行业并且特别可用于以大批量加工来加工和制造高强度钢的钢处理应用中。

[0069] 已出于说明和描述的目的呈现了本发明的优选方面的前述描述。其不打算详尽的或将本发明局限于所公开的确切形式。鉴于关于特定方面的上述教导,明显的修改或改变是可能的。选择并描述所述方面以最佳说明本发明的原理和其实际应用,从而使得本领域技术人员能够在各种方面且在如适于所涵盖的特定用途的各种修改下最好地利用本发明。预期本发明的范围是由权利要求书来限定。

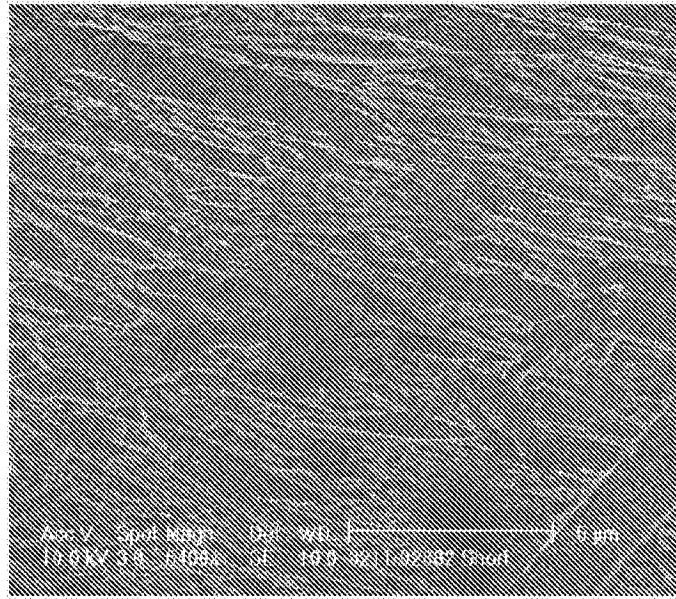


图1A

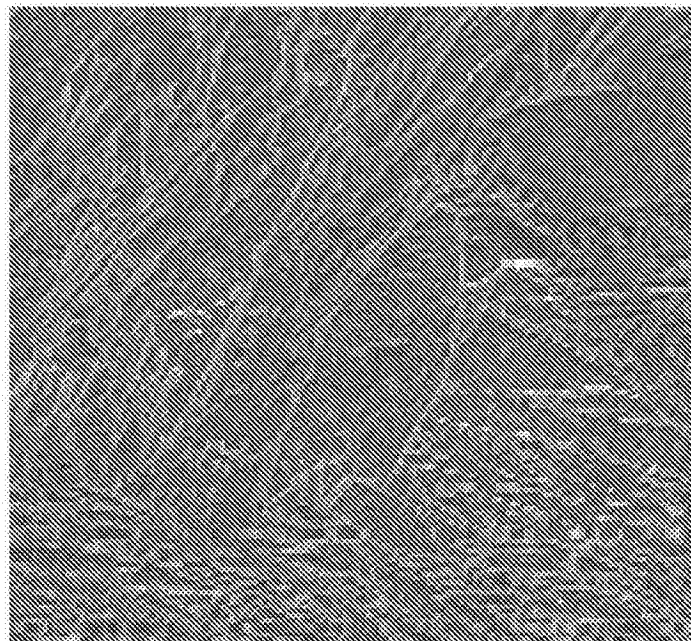


图1B

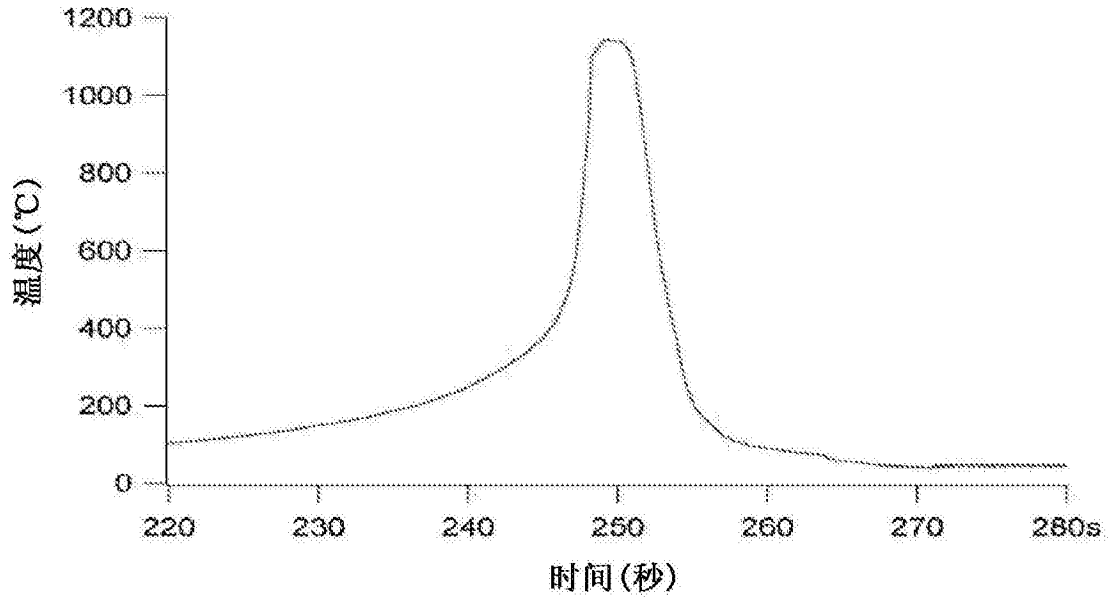


图2A

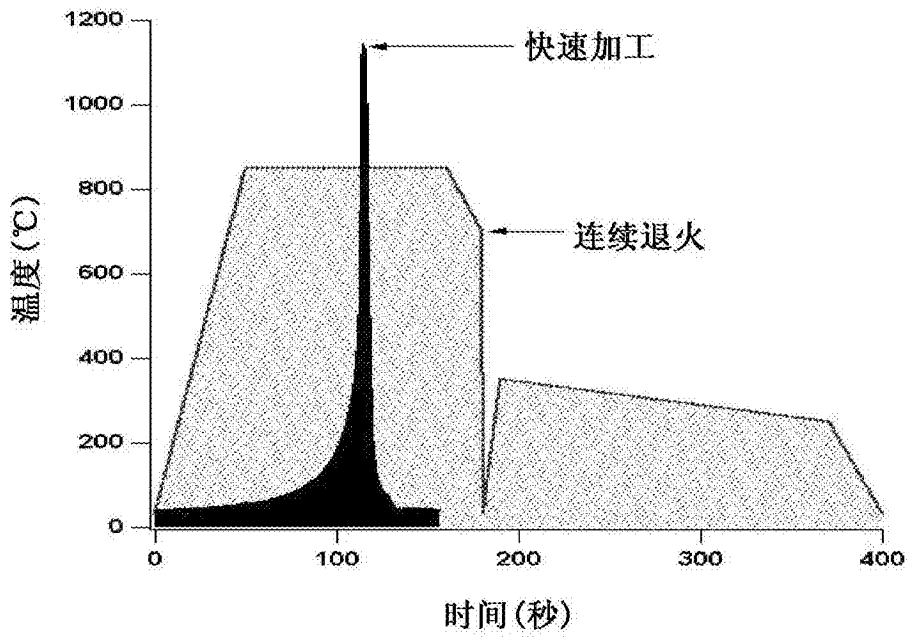


图2B

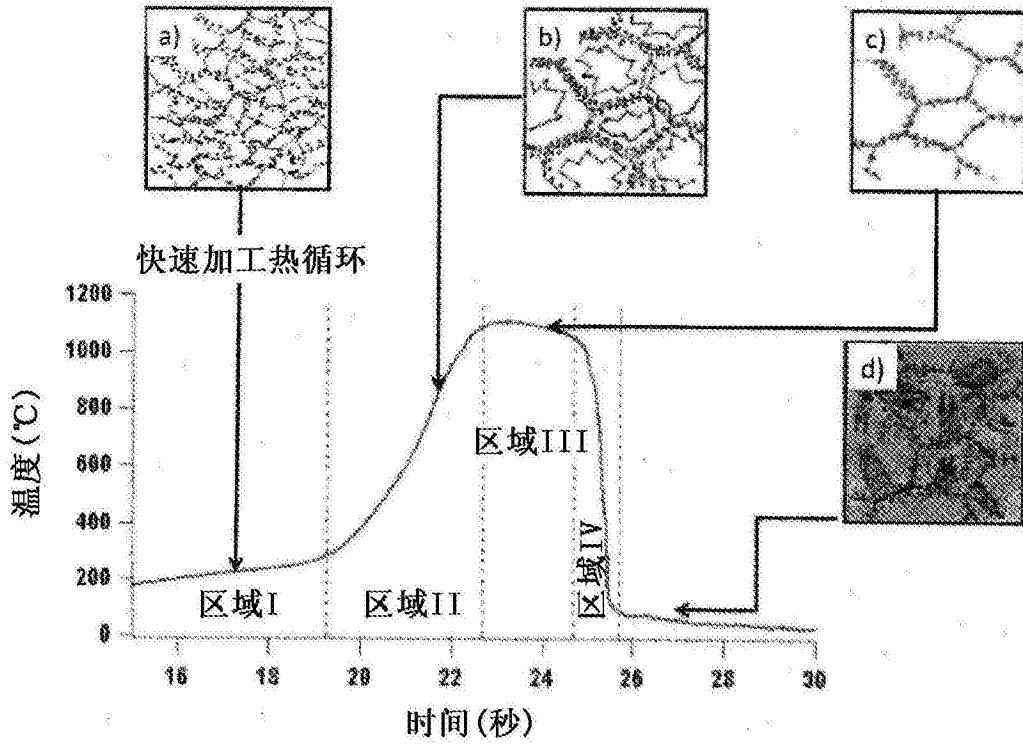


图2C

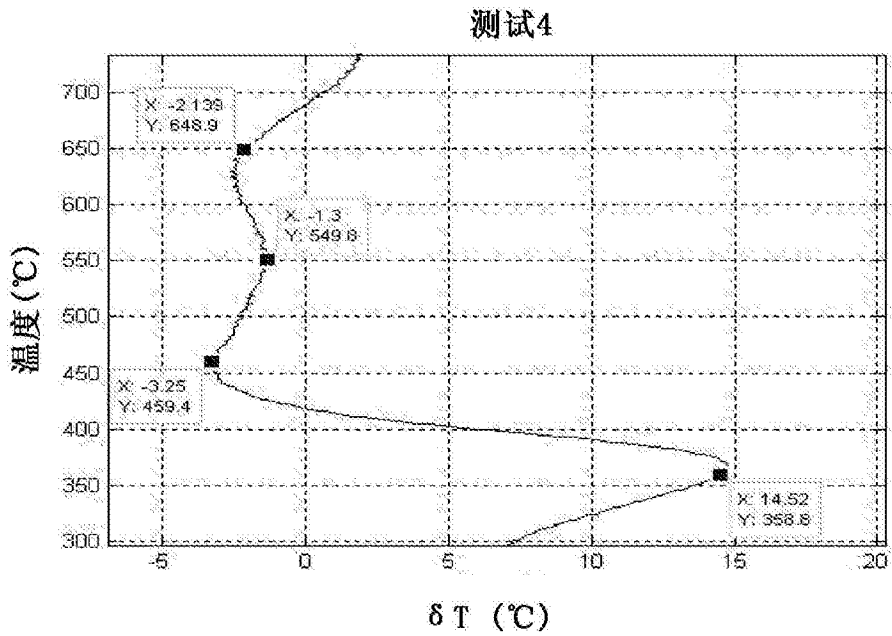


图3

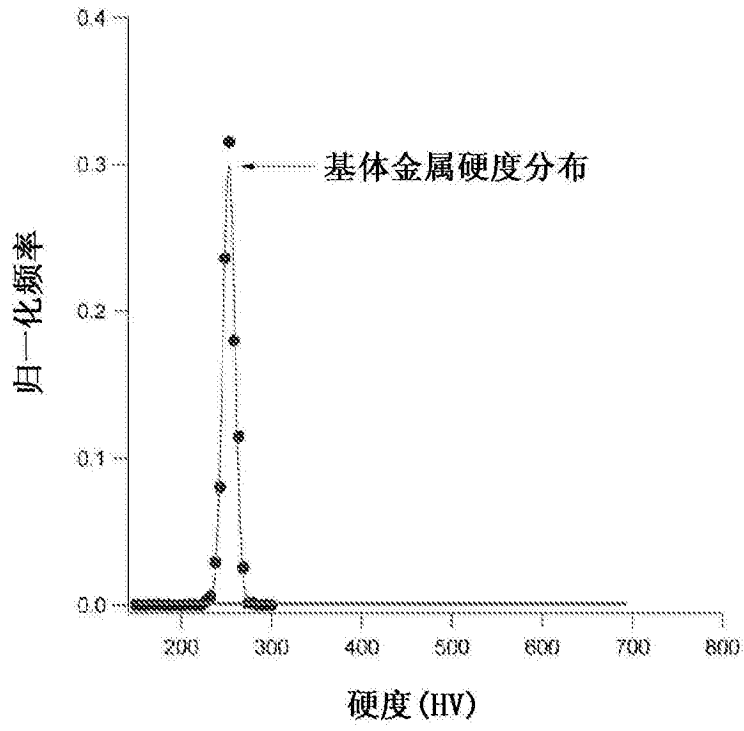


图4A

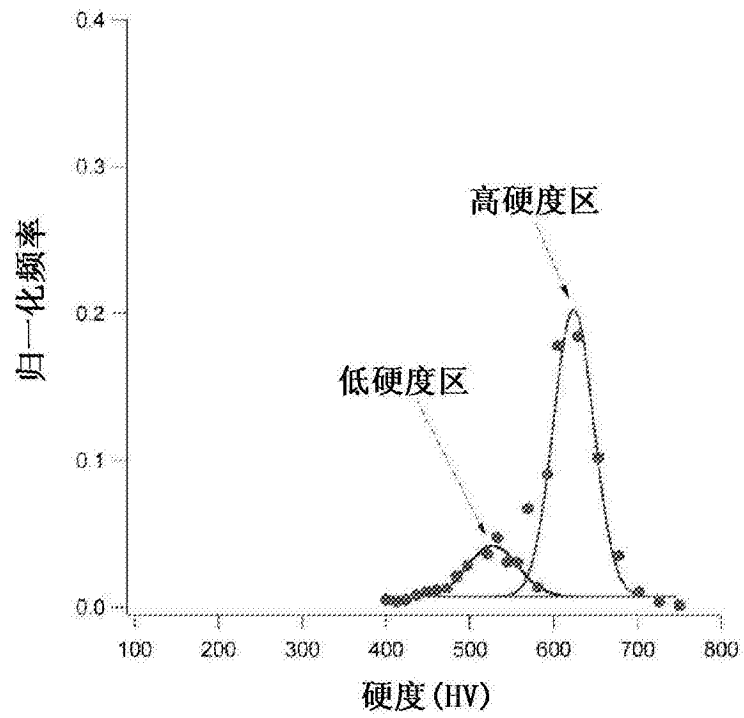


图4B

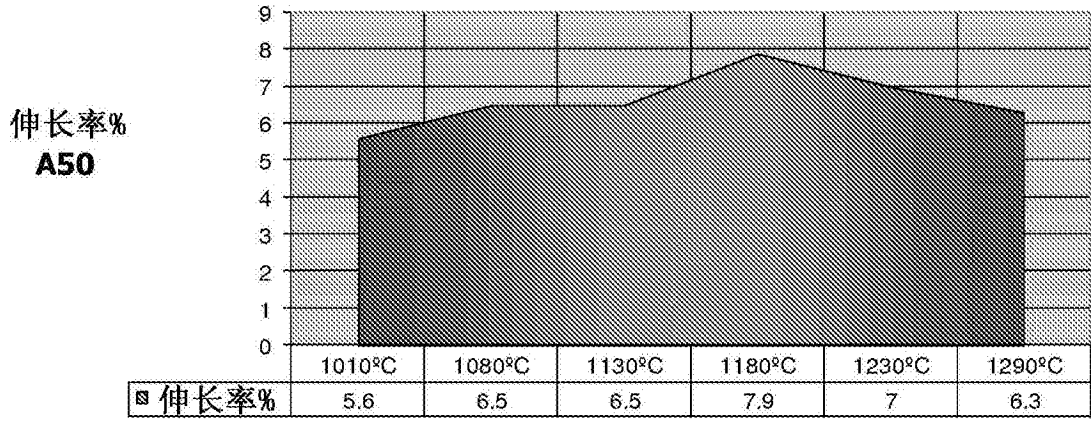


图5

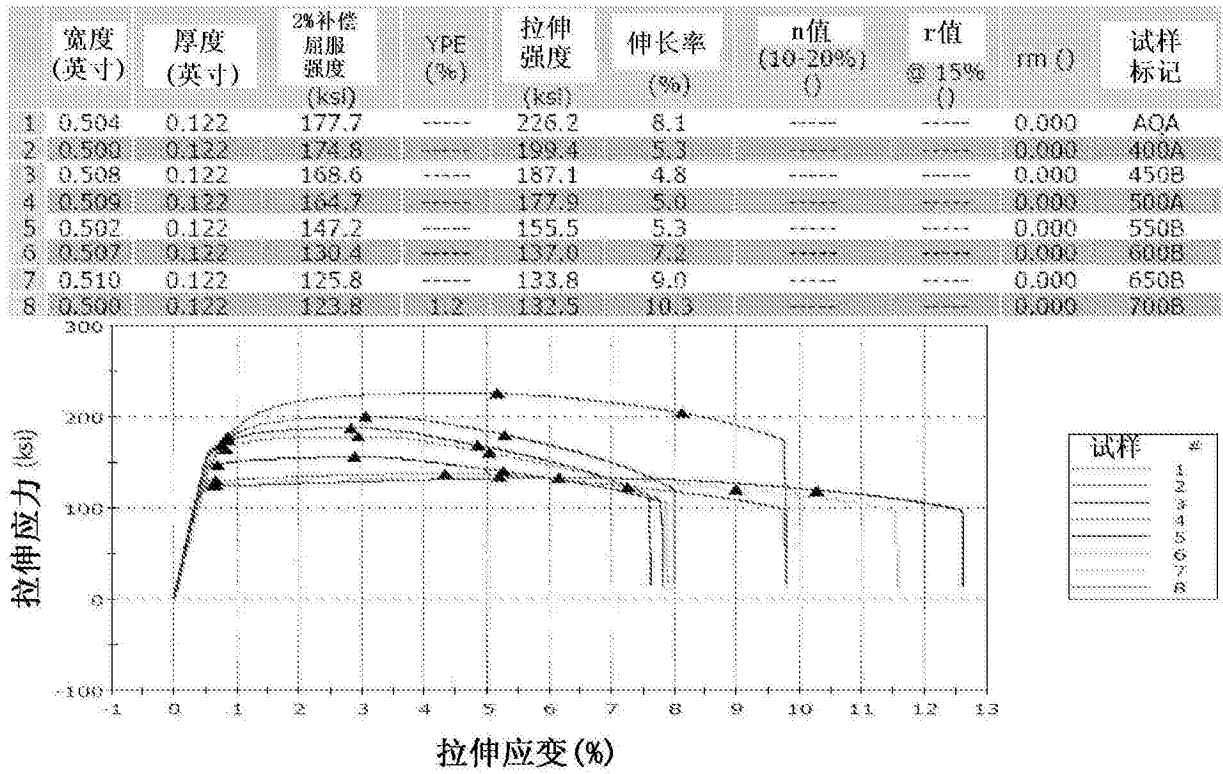
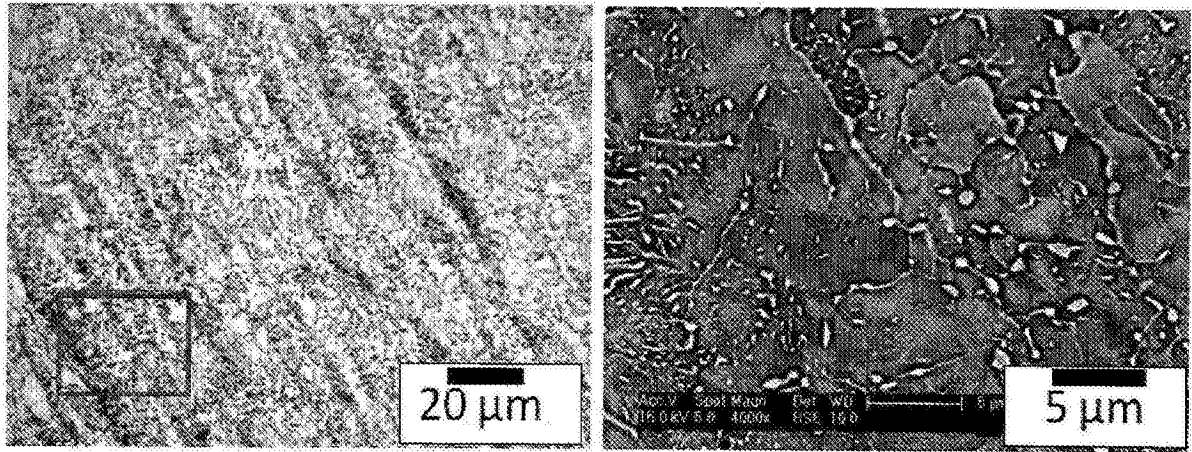


图6

快速加工之前



快速加工之后

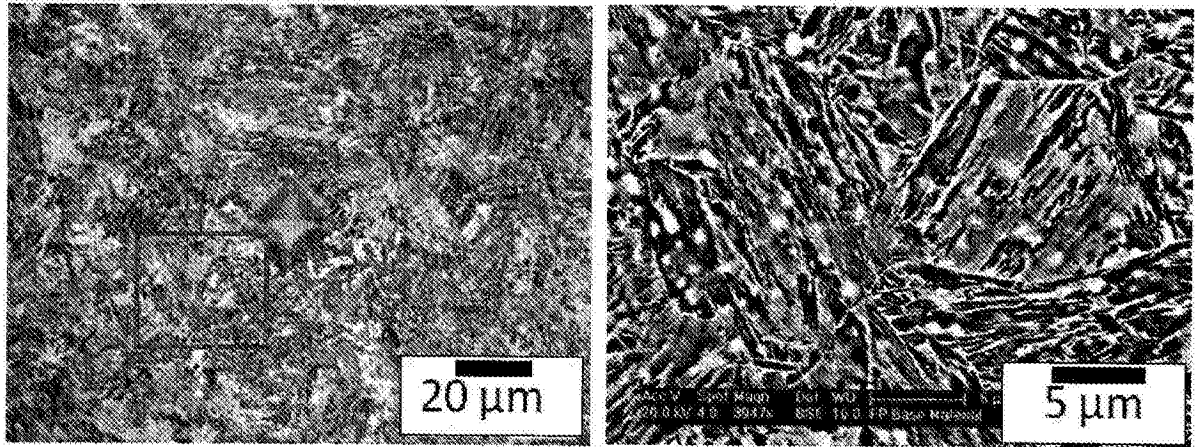


图7A



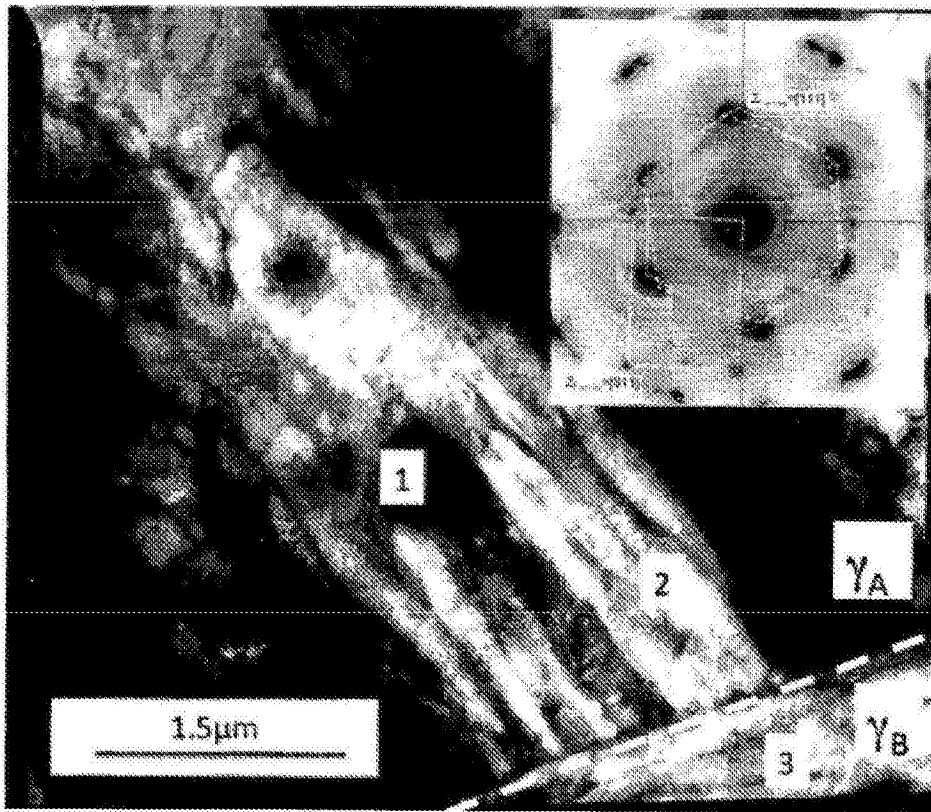


图7B

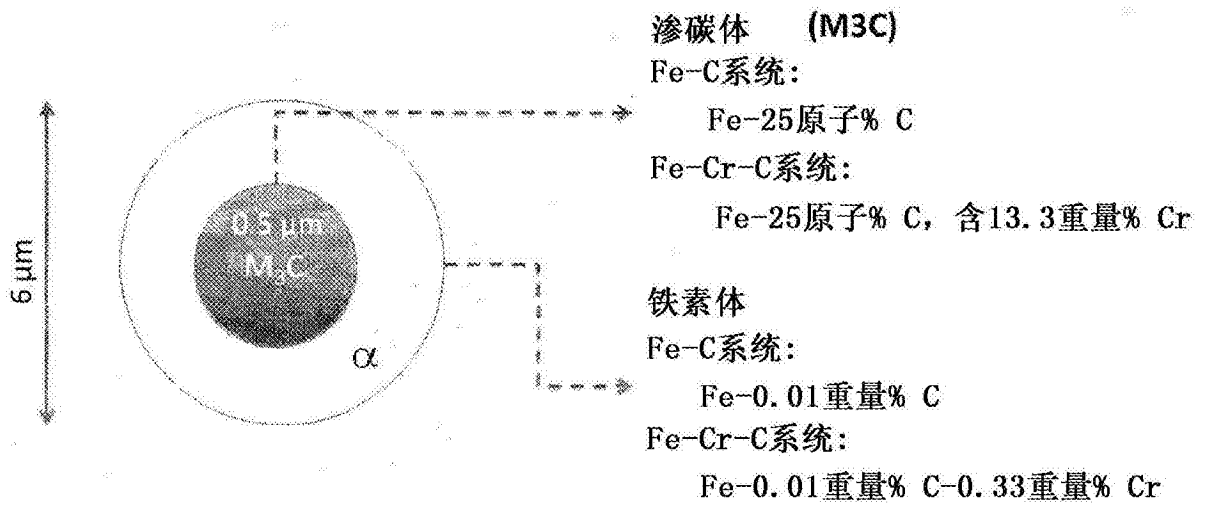


图8

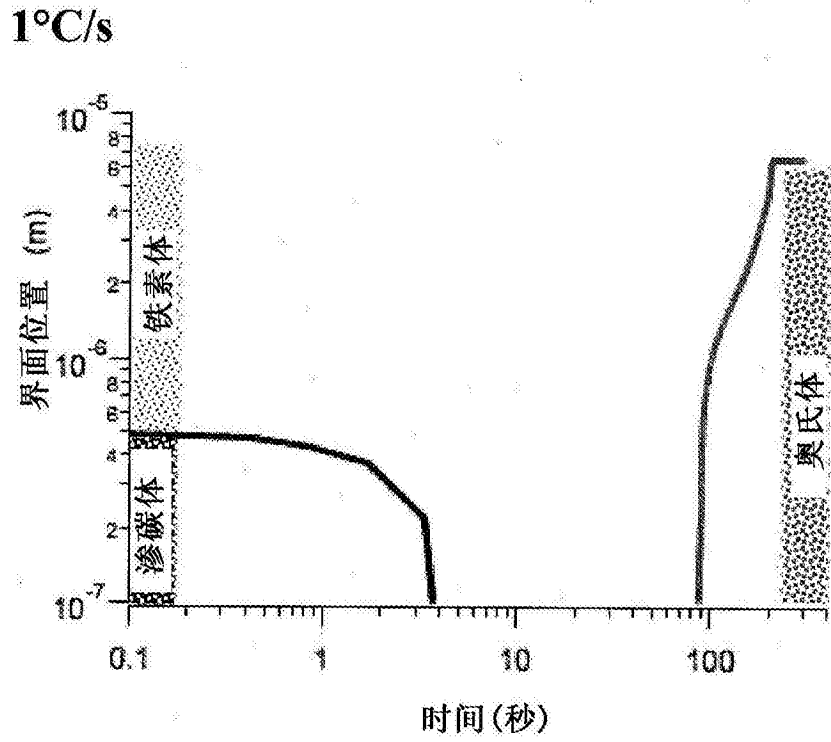


图9A

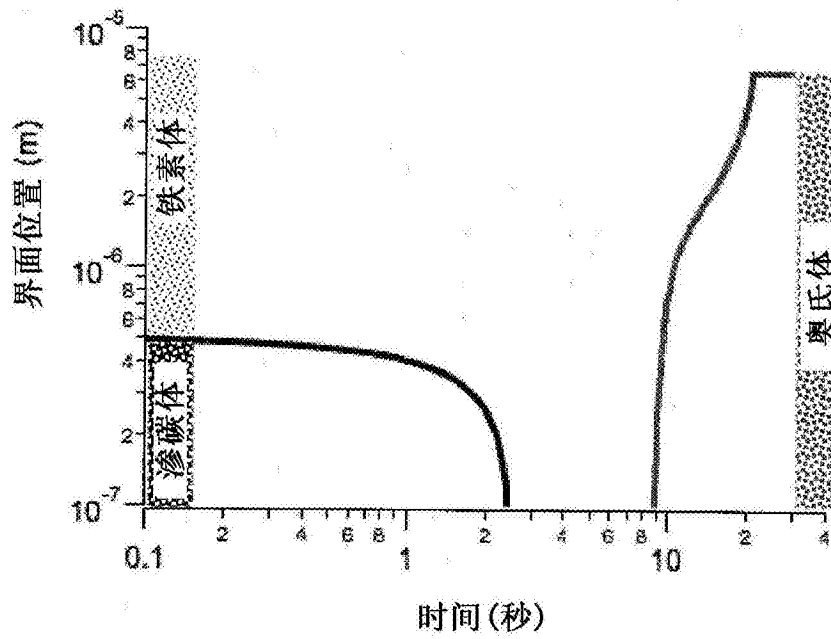


图9B

100°C/s

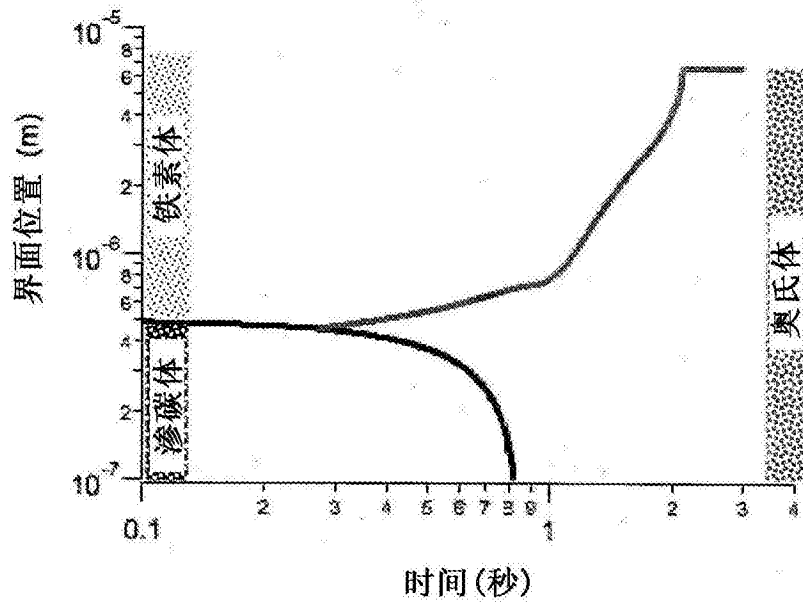


图9C

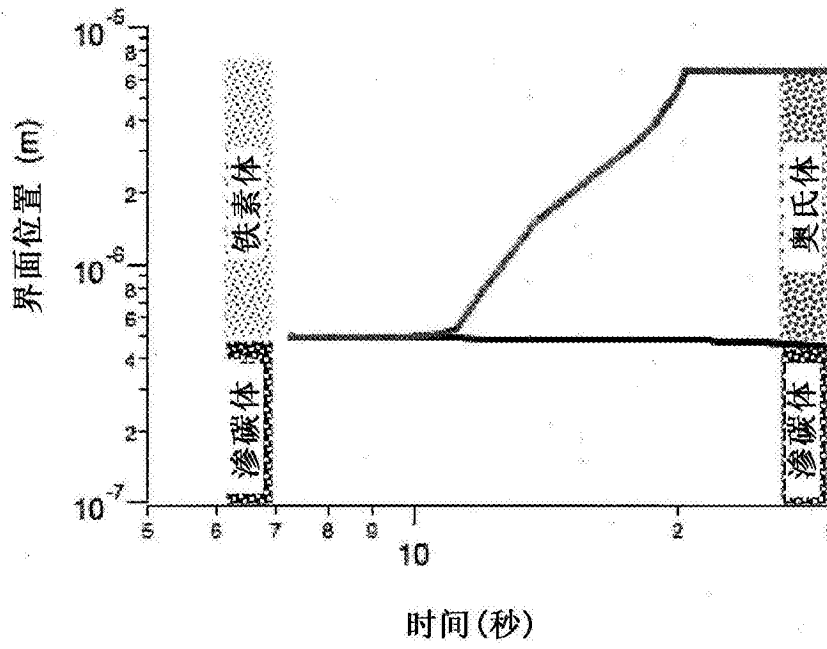


图9D

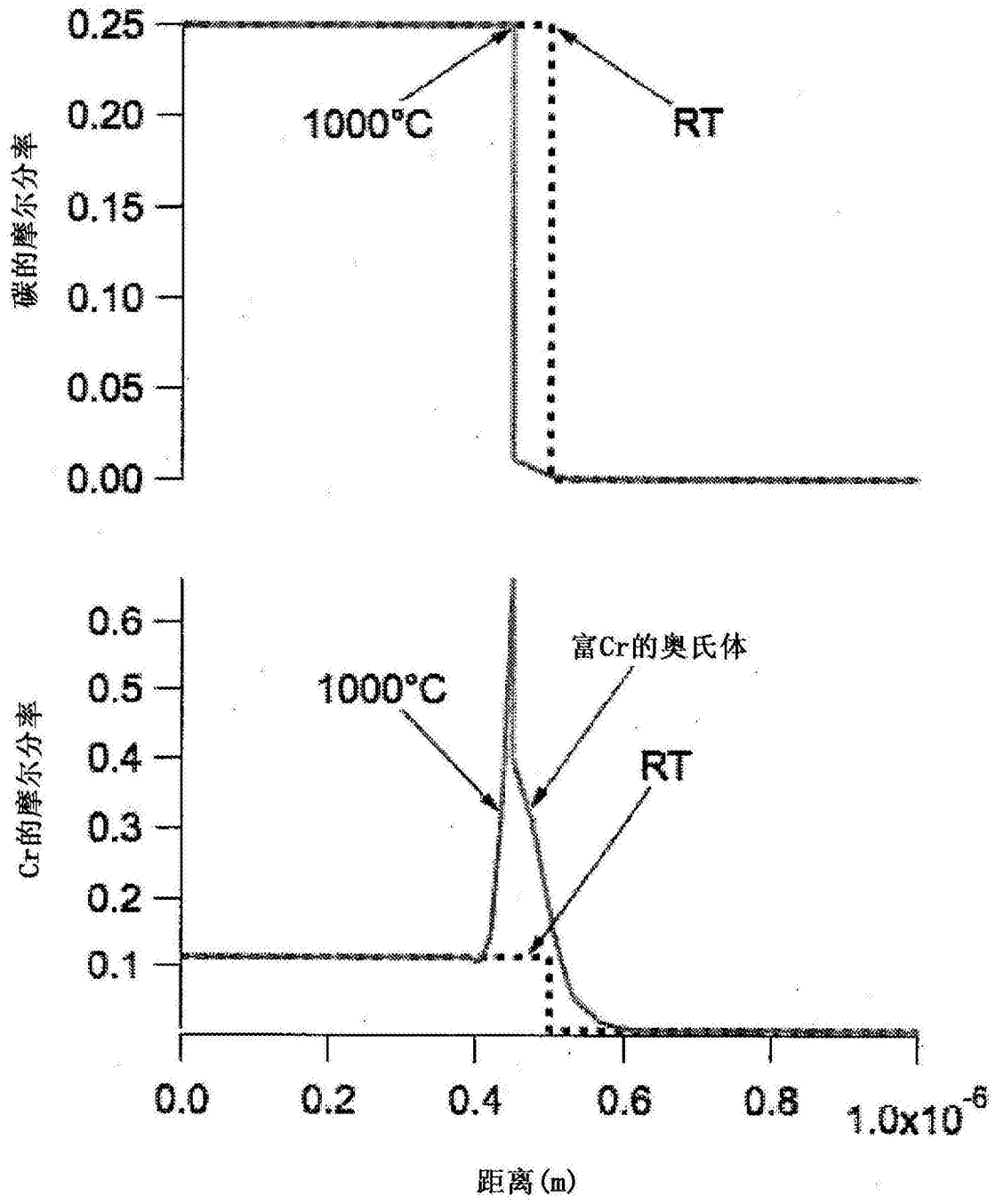


图10

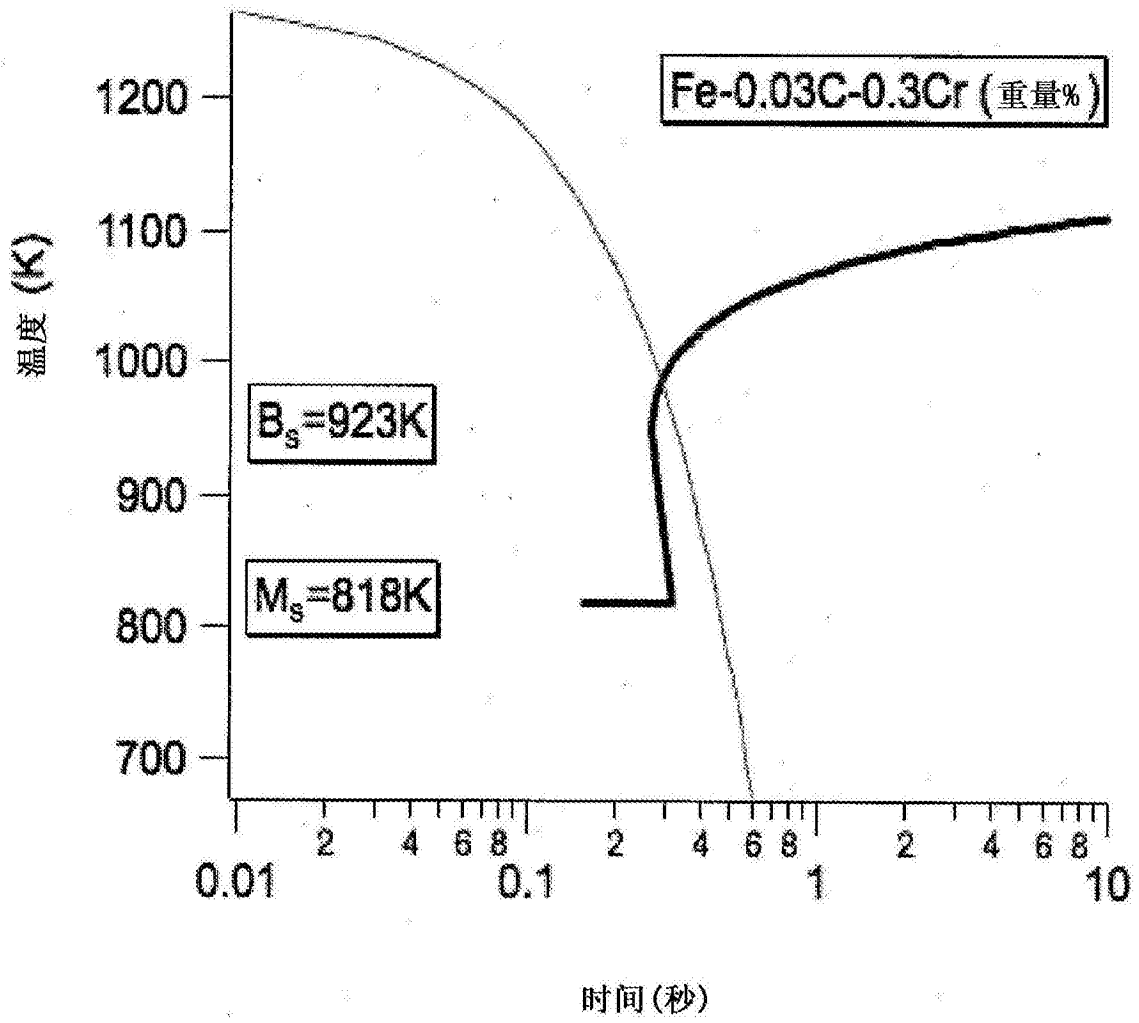


图11