I279444

公告本

發明專利說明書

（本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫）

※ 申請案號：P3103290

※ 申請日期：P3.2.11　　※IPC 分類：C21D5/14

壹、發明名稱：（中文/英文）

加工性優異之鑄鐵片及其製造方法

CAST IRON AND CAST IRON SLAB HAVING EXCELLENT FORMABILITY AND A METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

貳、申 請 人：（共 1 人）

姓名或名稱：（中文/英文）

新日本製鐵股份有限公司 / NIPPON STEEL CORPORATION

代表人：（中文/英文）

平尾隆 / HIRAO, TAKASHI

住居所或營業所地址：（中文/英文）

日本國東京都千代田區大手町二丁目 6 番 3 號

6-3, OTEMACHI 2-CHOME, CHIYODA-KU, TOKYO 100-8071, JAPAN

國　籍：（中文/英文）

日本 / JAPAN

參、發明人：（共 2 人）

姓　名：（中文/英文）

1.山村英明 / YAMAMURA, HIDEAKI

2.大橋渡 / OHASHI, WATARU

住居所地址：（中文/英文）

1.~2.日本國千葉縣富津市新富 20-1

20-1, SHINTOMI, FUTTSU-SHI, CHIBA 293-8511 JAPAN

國　籍：（中文/英文）

日本 / JAPAN

肆、聲明事項：

☐ 本案係符合專利法第二十條第一項☐第一款但書或☐第二款但書規定之期間，其日期為： 年 月 日。

◎本案申請前已向下列國家（地區）申請專利 ☑ 主張國際優先權：

【格式請依：受理國家（地區）；申請日；申請案號數 順序註記】

1. 日本； 2003.02.12； 特願 2003-033201
2. 日本； 2003.07.29； 特願 2003-203083
3. 日本； 2004.01.09； 特願 2004-004357
4.
5.

☐ 主張國內優先權(專利法第二十五條之一)：

【格式請依：申請日；申請案號數 順序註記】

1.
2.

☐ 主張專利法第二十六條微生物：

☐ 國內微生物 【格式請依：寄存機構；日期；號碼 順序註記】

☐ 國外微生物 【格式請依：寄存國名；機構；日期；號碼 順序註記】

☐ 熟習該項技術者易於獲得，不須寄存。

玖、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本發明係有關於一種加工性良好之鑄鐵、鑄鐵鑄片及其製造方法。

【先前技術】

發明背景

強韌鑄鐵，有添加Mg、Ca、及Ce等石墨球化劑，並經過石墨球化處理所得到之延性鑄鐵或緻密蠕蟲狀鑄鐵(以下稱為C/V鑄鐵)，及對以白生鐵化鑄造所得到之白生鐵進行熱處理而得到之可鍛鑄鐵等。

前述C/V鑄鐵中，石墨並非完全球化，而是以中間型之塊狀等之石墨之狀態存在。又，可鍛鑄鐵之鑄造性優良，且，可藉進行熱處理而具有如鋼般之延性，及強韌之特性，因此，於作為機械構造用材料上佔有重要之地位。該可鍛鑄鐵分成白心可鍛鑄鐵、黑心可鍛鑄鐵、及具有特殊之基體者等。

其中，以黑心可鍛鑄鐵作為可鍛鑄鐵鑄物，並且依原樣鑄造時，會呈現白生鐵組織，由於其脆且硬，因此，於製造步驟中會進行利用退火之石墨化處理。

該退火條件會依照很多其他鑄造要因來決定不同之時間及溫度，但通常該退火步驟包括兩階段之退火步驟。其第一階段退火係利用900~980℃之溫度，且需要10至20小時，並藉該處理完全分解游離之雪明碳體，而第二階段退火係組合以直接之石墨化為目的之700~760℃之溫度範圍之徐冷與使波來體中之雪明碳體

石墨化之700~730℃之範圍之長時間處理來進行。如前述般，日本鋼鐵協會，「第3版　鋼鐵手冊，第V卷　鑄造、鍛造、粉末冶金」，第115~116頁，1982年中有記載全退火步驟所需之時間通常為20~100小時左右。

延性鑄鐵或可鍛鑄鐵可作某程度之軋製，且，可望藉著軋製已鑄造之鑄片使其形成鑄鐵厚板或鑄鐵薄板、鑄鐵棒等軋製鑄鐵，以使用於各種用途。然而該等鋼鐵可軋製之條件狹窄，僅適用於限定之用途。

又，得到軋製用之素材之鑄片之方法，通常是使用於砂模等鑄模注入熔融金屬來得到鑄片之鑄造法，但有時為了要提昇生產性，可進行連續鑄造。

然而，前述文獻之方法，需要花費長時間在可鍛鑄鐵鑄物之石墨化處理，因此生產性極差，又，因長時間之加熱，表面會產生氧化、脫碳等，因此，為了防止前述不良現象產生，必須於非氧化環境氣體下加熱，因而有處理成本增加之問題。再者，儘管退火週期恰當，於處理後析出之石墨卻沒有球化，因此，不能說是具有可充分地滿足之特性之石墨化處理。特別，於強度、延性均衡或疲勞強度方面，與普通之灰鑄鐵相比之下，並不具有可鍛鑄鐵之優勢性，最好更進一步由這些特性面來改進。

相對於此，日本專利公開公報7-138636號中，有以短時間進行石墨化處理之方法，然而於處理後析出之石墨卻尚未完全球化。又，對延性鑄鐵或可鍛鑄鐵進行軋製所得到之軋製鑄鐵中，由於在軋製時石墨成為薄片狀並層狀地分布，因此，加工性惡化。

再者，通常鑄鐵之連續鑄造中，為了防止鑄疵之生成等，係

使用石墨之模，然而，由於白鑄鐵之固液共存領域廣，因此不易連續鑄造，且會如美國專利第4074747號所示般，僅有極少一部份進行了連續鑄造。

另外，如日本專利第3130670號公報所示般，藉雙輥鑄造機進行白生鐵化鑄造而形成薄板狀，再將其熱處理，製造由可鍛鑄鐵構成之薄板鑄鐵板，亦可作為強韌薄板鑄鐵板之製造方法，但由於該情況亦與製造可鍛鑄鐵之情況相同，會形成塊狀之石墨，且石墨尚未充分球化，因此具有加工性不足之缺點。

【發明內容】

發明概要

本發明係著眼於如前述之情況而製成者，且目的在於提供一種於不進行需要極大熱能及長時間之熱處理之情況下，加工性優異之強韌之鑄鐵、鑄鐵鑄片、及可有效率地製造前述鑄鐵、鑄鐵鑄片之製造方法。此外，本發明中所謂鑄鐵、鑄片，包含有鑄鐵其本身、以薄帶連鑄法等得到之鑄出之鑄鐵片、及軋製前述鑄鐵及鑄鐵片所得到之軋製鑄鐵片。其要旨如下。

(1)一種加工性優異之鑄鐵片，係由構成白鑄鐵之成分系所構成之鑄鐵，且，該鑄鐵內部有外表面之一部份或全體由肥粒鐵覆蓋之球狀或延伸狀石墨單獨或複合地分散存在。

(2)如第(1)項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述球狀石墨或延伸狀石墨係以50個/mm^2之密度分散。

(3)第(1)項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述球狀石墨或延伸狀石墨之寬度係0.4mm以下，且長度為50mm以下。

(4)如第(1)項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述鑄鐵中之肥

第1圖係本發明之實施例之製品板之金屬組織照片。第1(a)圖係顯示發明例NO.1a之組織之金屬組織照片，第1(b)圖係顯示發明例NO.1b之組織之金屬組織照片，而第1(c)圖係顯示比較例NO.1之組織之金屬組織照片。

第2圖係本發明之實施例之製品板中之石墨之放大照片，第2(a)圖係發明例No.1a之石墨之放大照片，而第2(b)圖係發明例No.1b之石墨之放大照片。

第3圖係本發明之實施例之製品板經過硝酸浸蝕液腐蝕後之金屬組織照片，第3(a)圖係顯示發明例No.1a之金屬組織之照片，第3(b)圖係顯示發明例No.1b之金屬組織之照片，而第3(c)圖係顯示發明例No.2b之金屬組織之照片。

第4圖係顯示本發明之實施形態之連續鑄造機之圖。

【實施方式】

較佳實施例之詳細說明

本發明人等創新發現鑄造於白鑄鐵成分之熔鐵添加有球狀化劑之鑄鐵來形成鑄片，並於軋製該鑄片後進行加熱處理，藉此可製成軋製之鑄鐵，且球狀石墨分散之加工性優異之球狀石墨鑄鐵。

具體而言，於白鑄鐵成分之鑄鐵之熔融金屬添加球狀化劑後，進行鑄造所得到之鑄出之鑄片組織中，沒有觀察到石墨。接著，對該鑄片以較低之溫度熱軋後，再以較高之溫度加熱處理而得到之鑄鐵之組織中，則有觀察到球狀石墨組織。將該鑄鐵彎曲加工時，得知加工性非常良好。該鑄鐵中之球狀石墨之外表面之一部份或全體覆蓋有肥粒鐵，且得知該肥粒鐵相多之鑄鐵之加工

性良好。以上之結果，於薄板、厚板、條等各種形狀之鑄鐵中相同。

又，本發明人等創新發現了當鑄鐵中之前述石墨並非以球狀分散，而是延伸之石墨分散時，會得到良好之加工性，且防震性或吸音性良好，又，鑄造於白鑄鐵成分之熔鐵添加有球狀化劑之熔融金屬來形成鑄片，並軋製其鑄片，藉此可製造延伸之石墨分散之鑄鐵。

具體而言，於白鑄鐵成分之鑄鐵之熔融金屬中添加球狀化劑後，進行鑄造所得到之鑄造鑄片之組織中，沒有觀察到石墨。接著，將該鑄片以較高之溫度熱壓軋所得到之鑄鐵之組織中，觀察到有延伸之石墨分散之組織。將該鑄鐵彎曲加工時，可輕易地加工，且防震性或吸音性優異。該鑄鐵中之延伸之石墨之外表面之一部份或全體覆蓋有肥粒鐵，且得知該肥粒鐵相多之鑄鐵之加工性良好。以上之結果於薄板、厚板、條等各種形狀之鑄鐵中亦相同。

於在途中中斷了熱軋製之軋製鑄片之組織中，觀察到球狀石墨及球狀石墨已延伸之石墨，並確認了於經過軋製所得到之鑄鐵板中觀察到的延伸之石墨，係於加熱或軋製鑄片時析出之球狀之石墨因軋製而延伸者。

本發明係基於前述知識見解而製成者。以下，針對本發明作詳細之說明。

首先，針對本發明之構成白鑄鐵之成分之鑄鐵中，分散有多數球狀石墨者作說明。即，如前述之鑄鐵，係軋製後之鑄鐵，且可舉薄板鑄鐵、厚板鑄鐵、及條鑄鐵等作為例子。所謂條鑄鐵，

係意指棒材、線材、軌材、或具有山形、I形、與H形等截面之型材、樁材等。又，使用鑄模壁面與鑄片同時移動之連續鑄造機，於不進行軋製之情況下得到之鑄鐵亦可包含於薄板鑄鐵中。利用習知技術，並不會形成如前述性狀之鑄鐵，且，利用得到如本發明之性狀，可確保非常良好之加工性。

以下，舉薄板鑄鐵之例作說明。

前述薄板鑄鐵板係鑄造於白鑄鐵成分之熔鐵添加有球狀化劑之鑄鐵來形成鑄片，並軋製該鑄片後進行加熱處理所得到者。製造方法之詳細內容後述。

本發明之球狀石墨中，所謂球狀並非意指完整之球體，表面可有凹凸，又，一部份可為平面部。

接著，針對構成白鑄鐵之成分作說明。C與Si係用以得到白鑄鐵之最重要之元素，且，會對石墨化速度有巨大之影響。C與Si以質量%計，最好為(%C)≦4.3－(%Si)÷3、C≧1.7%，滿足(%C)≦4.3－1.3x (%Si)、C≧1.7%時，成為白鑄鐵。於此，(%C)係表示白鑄鐵中之C之質量%，而(%Si)係表示白鑄鐵中之Si之質量%。由於C之含量少於1.7質量%時，無法得到白鑄鐵，因此，需於1.7質量%以上之範圍。

又，為了確保加工性，球狀石墨之個數密度係以分散成50個/mm^2以上為佳。球狀石墨之個數密度小於50個/mm^2時，加工性稍微惡化。

該球狀石墨之大小並沒有特別規定，然而通常大多為圓相當直徑之0.4mm以下。

又，為了確保加工性，最好增加覆蓋石墨之外表面之肥粒鐵

量，且，鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率最好為70%以上(容量基礎)，且更以80~90以上(容量基礎)為佳。鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率少於70%(容量基礎)時，加工性稍微降低。

於此，鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率，係利用求出鑄鐵截面中之肥粒鐵之面積率來算出。又，前述面積率可藉影像解析等求出。

再者，鑄鐵成分係以含有Cr≧0.1質量%、Ni≧0.1質量%之一種以上為佳。此係因為藉含有Cr或Ni，可控制製造時之石墨之生成。即，Cr具有於鑄造時防止石墨化之作用，而Ni具有於加熱處理時促進石墨化之作用。然而，由於Cr及Ni之含量小於0.1質量%時，不易得到其效果，因此，Cr、Ni都以含量0.1質量%以上為佳。此外，上限值並沒有特別限定，然而可考慮成本或所要求之加工性等適當地作設定。

分散之球狀石墨，係與球狀化劑元素之氧化物、硫化物、氮化物或其複合化合物之粒子之1種以上複合。其中，所謂球狀化劑係意指於製造球狀石墨鑄鐵時使用之球狀化劑之Fe-Si-Mg、Fe-Si-Mg-Ca、Fe-Si-Mg-REM、Ni-Mg等，沒有特別限定。

存在有球狀化劑元素時，會於鑄鐵中生成球狀化劑中之元素與鐵中之氧、硫、氮化合而生成之氧化物、硫化物、氮化物及其複合化合物之粒子，並以此作為核，於軋製後之加熱處理時析出球狀石墨，而生成與該等粒子之1種以上複合之球狀石墨。

球狀化劑之具體元素中，Mg、Ca、及稀土類元素(REM)於促進球狀化之效果較佳。其中，尤以Mg之效果最大，因此最佳。故，球狀化劑係以含有Mg、Ca、及稀土類元素之物質為佳。

前述球狀化劑不管是單一元素，或是多數元素之混合物，都

可發揮其效果。

接著，本發明之薄板，係於由構成白鑄鐵之成分構成之鑄鐵之薄板中，分散有球狀化劑元素之氧化物、硫化物、氮化物或其複合化合物之1種以上之粒子者。

前述薄板鑄鐵板，係鑄造於白鑄鐵成分之熔鐵中添加有球狀化劑之鑄鐵來形成鑄片，再軋製該鑄片所得到之於進行軋製後之加熱處理前之薄板鑄鐵板。有關製造方法之詳細內容，後述。

由於該薄板鑄鐵板尚未經過加熱處理，因此，球狀石墨尚未析出。故，係於由構成白鑄鐵之成分所構成之鑄鐵之薄板中，分散有球狀化劑元素之氧化物、硫化物、氮化物或其複合化合物之1種以上之粒子之狀態。此外，有關於構成白鑄鐵之成分、球狀化劑元素、Cr或Ni之作用等，與前述相同。

又，該等粒子之個數密度少於50個/mm^2時，熱處理時之球狀石墨之生成稍慢，且生成之球狀石墨之密度稍小，且，由於球狀石墨粗大，因此容易損及加工性等。因此，粒子之個數密度係以50個/mm^2以上為佳。

且，前述粒子之直徑小於0.05μm時，不易發揮作為球狀石墨之核之作用，而超過5μm時，生成之球狀石墨變的粗大，容易損及加工性等，因此，粒子之直徑係以0.05μm以上且5μm以下為佳。於此，所謂粒子之直徑係意指粒子之圓相當直徑。

且，本發明之鑄片係與前述尚未進行軋製後之加熱處理之薄板相同，於由構成白鑄鐵之成分所構成之鑄鐵之鑄片中，分散有球狀化劑元素之氧化物、硫化物、氮化物或其複合化合物之1種以上之粒子。

前述鑄片係鑄造於白鑄鐵成分之熔鐵添加有球狀化劑之鑄鐵而得到之鑄片。有關製造方法之詳細內容，後述。該鑄片係與前述尚未進行軋製後之加熱處理之薄板相同地，尚未析出球狀石墨。

因此，成為於由構成白鑄鐵之成分所構成之鑄鐵之鑄片中，分散有球狀化劑元素之氧化物、硫化物、氮化物或其複合化合物之1種以上之粒子之狀態。此外，構成白鑄鐵之成分、球狀化劑元素、Cr或Ni之作用、個數密度、及粒子之大小等，與前述相同。

鑄片之製造可為塊鑄造或連續鑄造，然而由於石墨於鑄造時具有冷卻速度越慢越容易生成之傾向，因而係以使用水冷銅鑄模之連續鑄造來製造為佳。由於連續鑄造中鑄造之厚度大時，中心部之冷卻速度會降低，因此連續鑄造所得到之鑄片之厚度係以1~400mm為佳。

具體而言，製造薄板時，以薄塊連鑄機製造時，會得到厚度30~120mm左右之鑄片，而再以使用帶或輥之移動鑄模之雙帶、短帶、雙滾筒、短滾筒鑄造機鑄造時，會得到厚度1~30mm之鑄片(又可稱為薄板)。

接著，針對本發明之鑄片之製造方法作說明。

首先，於白鑄鐵成分之熔鐵中添加球狀化劑而熔融。其中，白鑄鐵成分如前述。又，添加之球狀化劑宜使用Mg、Ca或REM之1種以上，以有效果地促進球狀化。球狀化劑之添加通常係使用盛鋼筒或分鋼槽等進行。又，球狀化劑之添加量並沒有特別規定，只要最終製品之薄板可確保良好之加工性即可，並可藉事先調查等適當地設定，但通常係熔鐵之0.02質量%左右。

且係以相對於熔鐵，添加Cr≧0.1質量%、Ni≧0.1質量%中之任一種以上為佳。Cr與Ni之添加量，與前述相同，通常係以盛鋼筒或分鋼槽等進行。

利用鑄造如前述般熔融之熔鐵，得到本發明之鑄鐵。鑄造方法並沒有特別規定，只要具有於鑄造中可跨越材料全體得到白鑄鐵之冷卻速度即可。且，由於冷卻速度亦會因鑄造條件不同而受到影響，因此沒有別限定，只要適當地設定即可。然而，由於冷卻速度快者容易變成白鑄鐵，因此較佳。

因此，鑄造該鑄片時，通常亦可使用普通之砂模等鑄模來鑄造，但由於石墨具有冷卻速度越慢越容易生成之傾向，因此係以冷卻速度較快之連續鑄造機製造為佳。且，藉使用連續鑄造機，可提昇生產性、且便宜地製造。

此外，本發明係以於鑄造中得到白鑄鐵組織為前提，其係由於凝固時之初晶、共晶所生成之石墨粗大，而阻止其結晶。且，鑄造時生成之石墨會因冷卻速度改變石墨之生成之狀態，因此，石墨之大小或個數於厚度方向上會不均一，特別是厚度中央部附近容易產生粗大之石墨。

又，當鑄片中已經存在有石墨時，軋製鑄片來製造鐵板時，石墨會因軋製變成薄片狀，由於該薄片狀之石墨分布成層狀，因此會損及加工性等，故，鑄片必需尚未生成石墨。

相對於此，依據本發明之方法，藉鑄造於熔鐵中添加有含有Mg、Ca、REM等元素之球狀化劑之熔鐵所得到之鑄片中沒有析出石墨，且分散存在有前述球狀化劑中之元素與鐵中之氧、硫、氮化合而生成之氧化物、硫化物、氮化物及其複合化合物之粒子。

又，連續鑄造鑄鐵時，通常係使用石墨或耐火物之鑄模，但由於如此一來，冷卻速度慢，因此容易生成石墨，且凝固殼之成長亦慢，故，不易鑄造白鑄鐵。

即，白鑄鐵會因普通用以連續鑄造鑄鐵之石墨鑄模中，碳熔解至熔鐵中，造成鑄模嚴重耗損，無法長時間進行鑄模，或因白鑄鐵之固液共存領域廣，造成石墨鑄模中凝固殼之強度弱，容易產生破裂，而不易鑄造。

因此，由於使用水冷銅鑄模時，可增加冷卻速度，而可防止鑄片中生成石墨，因此較佳。且，藉促進凝固殼之生成，可長時間、穩定地連續鑄造，且鑄造速度亦較使用石墨或耐火部之鑄模更快，因此可提昇生產性。

石墨具有於鑄造時之冷卻速度越快越不易生成之傾向。因此，為了不讓石墨生成，係以使用冷卻速度快之連續鑄造機為佳。具體而言，最好是使用採用了普通連續鑄造鋼時所使用之水冷鋼鑄模之連續鑄造機、且尤以薄塊鑄造機、或鑄模壁面與鑄片同時移動之連續鑄造機為佳。

採用了普通連續鑄造鋼時所使用之水冷鋼鑄模之塊或胚之連續鑄造機所鑄成之鑄片之厚度為120~400mm左右，薄塊連鑄機所鑄成之鑄片之厚度為30~120mm左右，且，使用帶或輥之移動鑄模之雙帶、短帶、雙滾筒、短滾筒鑄造機所鑄成之鑄片(或可稱作薄板)之厚度為1~30mm左右。

又，製造棒狀之製品時，亦可使用具有四角或圓形之截面之小胚連續鑄造機來鑄造。此時之鑄片之截面之四邊長度或圓直徑為75~250mm。

藉本發明之方法製成之鑄片中，如前述般，沒有產生石墨。因此，前述鑄片於進行熱軋、並依照狀況再進行冷軋時可提升拉伸率。

於此，軋製時，若要製造薄鐵鑄鐵，係將利用連續鑄造或模型等鑄成之鑄片放在加熱爐加熱，或者取出熱片，並以粗軋製機及加工軋製機熱軋而形成細長片，再以繞捲機捲成圓形作為熱軋板，並依照狀況使捲成圓形之熱軋板復原並酸洗，再以冷軋機冷軋，並再次捲成圓形作為冷軋板。

又，同樣地，製造厚板鑄鐵時，係將利用連續鑄造或模型等鑄成之鑄片放在加熱爐加熱後，以厚板軋製機依照必要反覆進行長向、寬度方向之軋製，而形成預定尺寸之平板，再冷卻。

再者，製造條鑄鐵時，係將利用連續鑄造或模型等鑄成之鑄片放在加熱爐加熱，並以具有預定形狀之孔型輥之粗軋製機、中間軋製機、加工軋製機進行軋製而形成棒狀、線狀、軌狀或截面為山形、I形、H形等之型材等，再切成預定長度或捲曲成圓圈狀。

軋製後之鑄鐵中亦沒有析出石墨，且維持前述球狀化劑中之元素與鐵中之氧、硫、氮化合所生成之氧化物、硫化物、氮化物及其複合化合物之粒子分散存在之狀態。

再者，利用對進行軋製所得到之沒有生成石墨之軋製後無加工之鑄鐵直接進行加熱處理，來生成球狀石墨，可製成薄片狀之石墨沒有層狀地分布之球狀石墨鑄鐵。

於軋製後進行加熱處理之鑄鐵，由於係以分散之球狀化劑中之元素與氧、硫、氮化合而生成之氧化物、硫化物、氮化物及其複合化合物之粒子作為核，並藉熱處理生成球狀石墨，因此，石

墨會均一地分散，且粒子數多，因而細微。如前述，球狀石墨細微地分散，而得到加工性優異之鑄鐵。依照製品之厚度或材質可適當地選擇熱軋與冷軋。

若，球狀化劑元素不存在時，即使於軋製後進行加熱處理，石墨亦不會是球狀石墨，而是塊狀或爆發狀之石墨，且石墨化亦需要長時間。相對於此，本發明可以短時間之加熱處理進行球狀石墨化。

又，前述說明了加熱處理軋製後未加工之鑄鐵之方法，然而例如使用帶或輥之移動鑄模之雙帶、短帶、雙滾筒、單滾筒鑄造機鑄造所得到之厚度1~30mm左右之鑄片(或亦可稱作薄板)，若不需進行軋製時，亦可於不進行軋製之情況下，進行加熱處理。

於熱軋時，由於軋製溫度超過900℃時，容易引發石墨生成，因此，係以900℃以下為佳。利用使軋製溫度為900℃以下，可更確實地得到軋製後之板中沒有生成石墨之鑄鐵。又，同樣地，軋製前之加熱，當加熱溫度超過900℃時，容易引發石墨生成，因此，係以900℃以下為佳。

接著，針對鑄鐵之軋製後之加熱處理溫度作說明。此時之加熱處理，係針對以促進球狀化處理為目的，而由於加熱處理溫度為900℃以下時，球狀石墨化需要長時間，因此，係以超過900℃為佳。然而，雖然加熱處理溫度之上限並沒有特別規定，但一超過1150℃時強度就會降低，且熱處理變形容易增大，因此，宜以1150℃以下進行加熱處理。

接著，針對鑄體之軋製後之加熱處理時間作說明。本發明中，由於添加了球狀化劑，因此，可於短時間內進行球狀石墨化，

若加熱超過60分鐘，有時石墨會變大。有前述不良情況時，軋製後之加熱處理時間係以60分鐘以下為佳。依據本發明之方法時，即使進行60分鐘以下之加熱處理，亦可得到細微之石墨均一地分散之鑄鐵。

本發明中，軋製後之鑄鐵或厚度薄之鑄片等，於加熱處理後，石墨之外表面之一部份或全體覆蓋有肥粒鐵。前述之加熱處理後之冷卻速度快時，於充分地形成肥粒鐵之前業已冷卻，肥粒鐵之量減少。

因此，為了使鑄鐵中之肥粒鐵之比率增大，重要是要確保肥粒鐵變化之時間，前述之加熱處理後之冷卻過程，係以暫時保持730~650℃為佳，例如最好是保持30分鐘~1小時左右。又，另一方法，係以使前述冷卻過程中由730℃降至300℃之間為緩冷為佳，且該冷卻速度最好是10℃/min以下之冷卻速度。且，亦可進行前述兩方法。

超過730℃時，肥粒鐵不易穩定存在，又，小於300℃時，肥粒鐵不易生成。又，以超過10℃/min之冷卻速度時，肥粒鐵量容易減少。

接著，針對本發明之構成白鑄鐵之成分之鑄鐵中多數分散有延伸之石墨者作說明。

由於多數分散之延伸之石墨，係球狀之石墨因軋製而延伸者，因此，石墨與鐵之界面平滑，且各個獨立存在。

習知技術中，沒有形成如前述之性狀者，而藉得到如本發明之性狀者，可確保良好之加工性，亦可確保更良好之防震性或吸音性。

由於延伸之石墨粗大化時，會損及加工性，因此，石墨之寬度宜為0.4mm以下，且長度宜為50mm以下。

該鑄鐵中之延伸之石墨之外周之一部份或全部由肥粒鐵覆蓋，藉此可更加提昇加工性。又，為了確保加工性，最好增加覆蓋石墨之外表面之肥粒鐵之量，鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率係以70%以上(容量基礎)為佳，且尤以80~90%以上(容量基礎)為佳。鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率少於70%(容量基礎)時，加工性稍微降低。其中，鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率，係藉求出鑄鐵截面中之肥粒鐵之面積率而算出。又，前述面積率可藉影像解析等求出。

習知技術並不會形成如前述之性狀者，藉得到如本發明之性狀者，可確保良好之加工性。

前述鑄鐵，係鑄造於白鑄鐵成分之熔鐵添加有球狀化劑之熔融金屬來形成鑄片，並熱軋該鑄片而得到者。有關製造方法之詳細內容，後述。

又，構成白鑄鐵之成分，以質量%計，係以(%C)≦4.3－(%Si)÷3、C≧1.7%為佳，且最好為滿足(%C)≦4.3－1.3× (%Si)、C≧1.7%之組成，此係與球狀石墨鑄鐵之記載內容相同。

且，鑄鐵成分，最好含有Cr≧0.1質量%、Ni≧0.1質量%之1種以上，此亦與球狀石墨鑄鐵之記載內容相同。

分散之延伸之石墨，係與球狀化劑元素之氧化物、硫化物、氮化物或其複合化合物之粒子之1種以上複合。其中，球狀化劑係意指使用於製造球狀石墨鑄鐵時所使用之球狀化劑之Fe-Si-Mg、Fe-Si-Mg-Ca、Fe-Si-Mg-REM、Ni-Mg等，並沒有特別限定。

球狀化劑元素存在時，會於鑄鐵中生成球狀化劑中之元素與鐵中之氧、硫、氮化合而生成之氧化物、硫化物、氮化物及其複合化合物之粒子，並以此作為核，於軋製前加熱，並於軋製時析出石墨，而生成與該等粒子之1種以上複合之石墨，且，與如前述之粒子複合之石墨於軋製時延伸。

球狀化劑之具體之元素中，Mg、Ca、稀土類元素(REM)之促進球狀化之效果顯著。其中，特別是Mg之效果較大，因此最佳。故，球狀化劑，係以含有Mg、Ca、稀土類元素(REM)之物質為佳。

前述球狀化劑，不論是單一元素，或是多數元素之混合物，都可發揮效果。

又，關於鑄造熔融金屬所得到之鑄片之性狀或鑄片之製造方法中，延伸之石墨分散之鑄鐵之情況，亦與球狀石墨分散鑄鐵之情況相同。

利用本發明之方法製成之鑄片中，如前述，沒有生成石墨，但藉適當地進行軋製前之加熱或軋製時之加熱時，就會生成石墨，因此，可具有可拉伸之強度，而可形成各種鑄鐵。

即，由於加熱、熱軋時，係以分散之球狀化劑中之元素與鐵中之氧、硫、氮化合而生成之氧化物、硫化物、氮化物及其複合化合物之粒子作為核，來生成球狀石墨，因此，石墨會均一地分散，且粒子數多，因而細微。如前述，球狀石墨細微地分散，因此，可輕易地熱軋。

且，軋製後之鑄鐵中分散有延伸之石墨，且其等係獨立地存在而非連接一起之狀態。又，石墨與鐵之界面平滑。利用使如前述般延伸之石墨分散，而得到加工性優異之鑄鐵。可因求出之製

品之厚度或材質不同，適當地選擇之後之冷軋。

當球狀化劑元素不存在時，由於在軋製時石墨成為塊狀或爆發狀之石墨，不會成為球狀石墨，且，於軋製時延伸之石墨與鐵之邊界會產生凹凸或成為網眼狀，因此，於熱軋時會產生破裂，而損及軋製板之加工性等。

由於在熱軋時，若於軋製前，加熱溫度及軋製溫度為900℃以下，則不易生成石墨，因此，係以超過900℃為佳。使軋製前加熱或軋製溫度超過900℃，藉此於軋製前加熱時或軋製時輕易地生成石墨，可得到延伸之石墨細微地分散之鑄鐵。其中，軋製前加熱溫度及軋製溫度之較佳上限值並沒有特別規定，只要適當地設定即可，通常可以鐵之熔點之1150℃以下來進行為佳。

該鑄鐵中之延伸之石墨之外周之一部份或全體由肥粒鐵覆蓋，藉此更進一步提昇加工性。又，為了確保加工性，宜增多覆蓋石墨之外表面之肥粒鐵之量，且截面中之肥粒鐵之面積率宜為70%以上，此係與前述相同。

熱軋後之冷卻速度快時，於肥粒鐵充分形成之前已冷卻，肥粒鐵之量會減少。因此，為了增加鑄鐵中之肥粒鐵之比率，重要的是於熱軋後確保肥粒鐵改變之時間，前述之熱軋後之冷卻過程，係以暫時保持730~650℃為佳，例如最好是保持30分鐘~1小時左右。又，另一方法，係以使前述冷卻過程中由730℃降至300℃之間為緩冷為佳，且該冷卻速度最好是10℃/min以下之冷卻速度。且，亦可進行前述兩方法。

超過730℃時，肥粒鐵不易穩定存在，又，小於300℃時肥粒鐵不易生成。又，以超過10℃/min之冷卻速度時，肥粒鐵量容易

減少。

熱軋之鑄鐵為薄板時，亦可捲曲成圓圈狀，此時，為了增加肥粒鐵量，宜以750~550℃之溫度捲曲成圓形而緩冷。此時之冷卻速度通常可為10℃/min以下。

超過750℃時，不易於軋製結束後進行捲曲，另外，以小於550℃捲曲時，肥粒鐵量容易減少。

又，亦可如前述般，對經過熱軋所得到之延伸之石墨分散之鑄鐵，依照需要再進行冷軋。

由於延伸之石墨容易吸收振動，因此，與球狀石墨鑄鐵相比下，更可製造防震性或吸音性優異之鑄鐵。

(實施例1)

將表1所示之化學成分之鑄鐵放入熔解爐熔解，並添加球狀化劑後，鑄造成100mm四邊形之模。熱軋該白鑄鐵使其成為3.5mm厚之熱軋板。且，對一部份之熱軋板進行冷軋使其成為1.2mm厚之冷軋板。將軋製白鑄鐵所得到之熱軋板及冷軋板之一部份於加熱爐進行加熱處理。於加熱結束後經過預定之溫度遲滯，冷卻至室溫。

另外，比較例係使用習知之技術之例，具體而言，比較例1係鑄造普通之球狀石墨鑄鐵熔融金屬，並對得到之鑄片進行熱軋。又，比較例2係於不對白鑄鐵成分系之鑄鐵熔融金屬添加球狀化劑之情況下進行鑄造，並對得到之鑄片進行熱軋、冷軋，再進行軋製後之加熱處理。

由得到之鑄片、熱軋板、冷軋板及熱處理後之板採取樣品，並以SEM-EDX測量析出物之組成，又，以SEM測量析出物之個

數。且，以光學顯微鏡測量石墨之形態、個數，且以硝酸腐蝕液腐蝕製品板使其顯現出金屬組織，再以光學顯微鏡觀察並測量肥粒鐵之面積率(記載為肥粒鐵率)。將前述結果匯總並顯示於表2、表3。實施例No.1a~No.17a係於由構成白鑄鐵之成分所構成之鑄鐵之薄板中，分散有球狀石墨之情況之實施例，且，實施例No.1b~No.17b係由構成白鑄鐵之成分所構成之鑄鐵之薄板中，分散有延伸之石墨之情況之實施例。

依據以上之本實施例之結果，得知發明例可製造分散有細微之球狀石墨或延伸之石墨之鑄鐵薄片。即使對該等鑄鐵薄片進行彎曲加工，亦可於不產生破裂之情況下作加工。肥粒鐵率60%以上者可確保彎曲加工性，而肥粒鐵70%以上者則有優異之彎曲加工性。

另外，比較例1於熱軋時產生了邊緣龜裂，板之形狀不良，對得到之板進行彎曲加工時會破裂。比較例2於彎曲加工時發生破裂。

又，第1圖係顯示試件之金屬組織照片之例，第1(a)圖係發明例No.1a，第1(b)圖係發明例No.1b，第1(c)圖係比較例No.1之金屬組織。由第1圖看來，發明例No.1a中石墨呈現球狀，發明例No.1b中石墨延伸。相對於此，比較例No.1中石墨成為薄片狀並層狀地存在。

且，第2圖係顯示發明例之石墨之放大照片之例。第2(a)圖係No.1a之球狀石墨，第2(b)圖係No.1b之延伸石墨。石墨之中心附近存在有夾雜物粒子，並以此作為核來生成石墨。此外，藉SEM確認石墨之中心附近之夾雜物粒子係Mg-O-S。

又，第3圖係顯示以硝酸腐蝕液腐蝕試件後之金屬組織照片之例，第3(a)圖係發明例No.1a，第3(b)圖係發明例No.1b，第3(c)圖係實施例2b之金屬組織。由第3圖看來，發明例No.1a中呈現球狀之石墨之周圍的大部分整體覆蓋有肥粒鐵，且發明例No.1b中延伸之石墨之周圍之大部分整體覆蓋有肥粒鐵。相對於此，實施例2b中肥粒鐵之面積率低，延伸之石墨之周圍之整體覆蓋有肥粒鐵者，與延伸之石墨之周圍之一部份覆蓋有肥粒鐵者混雜。然而，石墨之周圍都覆蓋有肥粒鐵，且確保加工性。

表1

	No.	C (%)	Si (%)	43−(%Si)/3 (%)	43−1.3(%Si) (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mg (%)	Ca (%)	REM (%)	球狀化劑之種類
發明例	1	1.8	1.8	4.9	2	-	-	0.01	-	-	Fe-Si-Mg
	2	2.0	1.5	3.8	2.4	-	-	-	0.01	-	Ca-Si
	3	2.5	1.2	4.7	2.7	-	-	-	-	0.005	Fe-REM
	4	3.0	0.9	4	3.1	-	-	0.06	-	-	Fe-Mg
	5	3.5	0.3	4.2	3.9	-	-	0.02	0.003	-	Fe-Si-Ca-Mg
	6	3.7	0.4	4.2	3.8	-	-	0.03	-	0.1	Fe-Si-Mg-REM
	7	3.0	0.5	4.1	3.7	0.1		-	-	0.05	鈰鑭合金
	8	2.5	0.5	4.1	3.7	10.0	-	-	0.005	-	Ca-Si
	9	3.5	0.3	4.2	3.9	-	0.1	0.04	0.006	-	Fe-Si-Mg-Ca
	10	3.0	0.01	4.29	4.29	-	3.5	0.03	-	-	Ni-Mg
	11	2.5	0.9	4	3.1	3.5	1.0	0.05	-	0.05	Fe-Si-Mg-REM
	12	3.7	0.2	4.2	4	-	-	0.03	-	0.1	Fe-Si-Mg-REM
	13	3.5	0.3	4.2	3.9	-	0.1	0.04	0.006	-	Fe-Si-Mg-Ca
	14	2.5	2.0	3.6	1.7	-	0.3	0.02	-	-	Ni-Mg
	15	3.0	3.5	3.1	-0.3	-	-	-	-	0.02	鈰鑭合金
	16	3.0	2.0	3.6	1.7	-	-	-	-	-	Fe-Si-Mg
	17	3.5	0.7	4.1	3.4	-	-	0.04	0.004	-	Fe-Si-Ca-Mg
比較例	1	3.6	2.5	3.5	1.1	-	-	0.03	-	-	Fe-Si-Mg
	2	2.5	0.5	4.1	3.7	-	-	-	-	-	-

(%全都意指質量%)

表2-1

	No.	熱軋溫度 (℃)	有無冷軋	加熱處理溫度 (℃)	加熱處理時間(分)	加熱處理後保持溫度(℃)	加熱處理後保持溫度(℃/分)	製品板	鑄片				
									石墨			夾雜物粒子	
									有無	形態	個數(個/mm²)	種類	個數(個/mm²)
發明例	1a	900	無	910	60		3	熱軋板	無	-		Mg-O-S	180
	2a	850	有	1000	20	650	5	冷軋板	無	-		Ca-O-S	60
	3a	800	有	950	40		8	冷軋板	無	-		REM-O-S	150
	4a	820	無	905	60		2	熱軋板	無	-		Mg-O-S	1000
	5a	780	無	960	30		0.2	熱軋板	無	-		Mg-O-S Ca-O-S	250
	6a	900	有	1000	30		1	冷軋板	無	-		Mg-O-S REM-O-S	500

	7a	820	有	910	40	730	20	冷軋板	無	-		REM-O-S	150
	8a	850	無	950	25		5	熱軋板	無	-		Ca-O-S	60
	9a	850	無	930	50		8	熱軋板	無	-		Mg-O-S Ca-O-S	220
	10a	750	有	1000	5		10	冷軋板	無	-		Mg-O-S	180
	11a	840	無	1050	10		30	熱軋板	無	-		Mg-O-S REM-O-S	300
	12a	900	有	1000	30		5	冷軋板	無	-		Mg-O-S REM-O-S	150
	13a	850	無	800	90	700	1	熱軋板	無	-		Mg-O-S Ca-O-S	250
	14a	900	無	950	60	-	2	熱軋板	無	-		Mg-O-S	800
	15a	800	無	1050	5	-	0.1	熱軋板	無	-		REM-O-S	120
	16a	850	有	1000	30	700	10	冷軋板	無	-		Mg-O-S	300
	17a	790	無	910	20	-	5	熱軋板	無	-		Mg-O-S Ca-O-S	450
比較例	1	900	無	1000	60	-	-	熱軋板	有	球狀	800	Mg-O-S	90
	2	900	有			-	20	冷軋板	無	-		-	

＊夾雜物個數係0.05~5μm之直徑之個數，＊＊加工性係進行彎曲試驗，並作1:優良、2:良、

3:可、4:不良之評定。

表2-2

	No.	製品板							
		石墨			夾雜物粒子				
		有無	形態	個數	種類	個數＊(個/mm²)	存在狀態	肥粒鐵率 (%)	加工性
發明例	1a	有	球狀	100	Mg-O-S	180	石墨中	95	1
	2a	有	球狀	50	Ca-O-S	60	石墨中	80	2
	3a	有	球狀	120	REM-O-S	150	石墨中	55	2
	4a	有	球狀	900	Mg-O-S	1000	石墨中	80	1
	5a	有	球狀	240	Mg-O-S Ca-O-S	250	石墨中	100	1
	6a	有	球狀	400	Mg-O-S REM-O-S	500	石墨中	90	1
	7a	有	球狀	110	REM-O-S	150	石墨中	60	2
	8a	有	球狀	50	Ca-O-S	60	石墨中	65	2
	9a	有	球狀	200	Mg-O-S Ca-O-S	220	石墨中	30	3
	10a	有	球狀	150	Mg-O-S	180	石墨中	55	3
	11a	有	球狀	250	Mg-O-S REM-O-S	300	石墨中	5	3
	12a	有	球狀	100	Mg-O-S REM-O-S	150	石墨中	75	2
	13a	有	球狀	220	Mg-O-S Ca-O-S	250	石墨中	100	1
	14a	有	球狀	400	Mg-O-S	800	石墨中	95	1
	15a	有	球狀	100	REM-O-S	120	石墨中	100	1
	16a	有	球狀	250	Mg-O-S	300	石墨中	85	2
	17a	有	球狀	300	Mg-O-S Ca-O-S	450	石墨中	90	1
比較例	1	有	層狀	80	Mg-O-S	90	石墨中	0	4
	2	無			-		石墨中	0	4

＊夾雜物個數係0.05~5μm之直徑之個數，＊＊加工性係進行彎曲試驗，並作1:優良、2:良、

3:可、4:不良之評定。

表3-1

	No.	熱軋溫度(℃)	保持溫度(℃)	冷卻速度(℃/分)	有無冷軋	製品板	鑄片		
							有無石墨	夾雜物粒子	
								種類	個數*1(個/mm²)
發明例	1b	910		02	無	熱軋板	無	Mg-O-S	180
	2b	950		20	有	冷軋板	無	Ca-O-S	60
	3b	1000	730	8	有	冷軋板	無	REM-O-S	150
	4b	920		1	無	熱軋板	無	Mg-O-S	1000
	5b	1100		8	無	熱軋板	無	Mg-O-S Ca-O-S	250
	6b	950		0.1	有	冷軋板	無	Mg-O-S REM-O-S	500
	7b	1010		5	有	冷軋板	無	REM-O-S	150
	8b	1100		2	無	熱軋板	無	Ca-O-S	60
	9b	910	650	15	無	熱軋板	無	Mg-O-S Ca-O-S	220
	10b	1120		3	有	冷軋板	無	Mg-O-S	180
	11b	950		0.5	無	熱軋板	無	Mg-O-S REM-O-S	300
	12b	950		1	有	冷軋板	無	Mg-O-S REM-O-S	150
	13b	950	700	1	無	熱軋板	無	Mg-O-S Ca-O-S	250
	14b	1050	-	02	有	冷軋板	無	Mg-O-S	800
	15b	950	700	2	無	熱軋板	無	REM-O-S	120
	16b	1000	-	5	無	熱軋板	無	Mg-O-S	300
	17b	1100	-	20	無	熱軋板	無	Mg-O-S Ca-O-S	450

＊夾雜物個數係0.05~5μm之直徑之個數，＊＊加工性係進行彎曲試驗，並作1:優良、

2:良、3:可、4:不良之評定。

(實施例2)

於C:3.4質量%、Si:0.3質量%之鑄鐵熔融金屬中，添加Ni-Mg之球狀化劑，成為Mg:0.03質量%後，透過分鋼槽以使用水冷銅模之縱型連續鑄造機連續鑄造厚度200mm，寬度1000mm之塊，而製成鑄片。第4圖中係顯示連續鑄造機之概要。

對該鑄片之一部份，以850℃進行熱軋來形成3mm厚之熱軋板。且，對一部份之熱軋板進行冷軋來製成1mm厚之冷軋板。將如前述得到之熱軋板及冷軋板放入加熱爐中以1000℃進行30分鐘之加熱。並於加熱結束後冷卻至室溫。由得到之鑄片、熱軋板、冷軋板及加熱處理後之板採取樣品，調查石墨之形態及分布。

結果，於鑄片及加熱處理前之板中，觀察到Mg之氧化物、

硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，然而沒有看到石墨。另外，於加熱處理後之板中觀察到熱軋板、冷軋板及球狀石墨。該球狀石墨之個數約100個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該球狀石墨之內部存在有加熱處理前觀察到之粒子。

又，對鑄片之另一部份以950℃進行熱軋來形成3mm厚之熱軋板，並以600℃之溫度捲成圓形。且，對一部份之熱軋板進行冷軋而形成1mm厚之冷軋板。由得到之鑄片、熱軋板、冷軋板採取樣品，而調查石墨之形態及分布。

於鑄片中，觀察到Mg之氧化物與硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，但是沒有看到石墨。而於軋製後之板中觀察到熱軋板、冷軋板及延伸石墨分散之狀況。該延伸石墨之個數約100個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該石墨之內部存在有於鑄片內觀察到之粒子。且，石墨之周圍覆蓋有肥粒鐵，且肥粒鐵所佔之面積為98%。

(實施例3)

於C:2.4質量%、Si:0.7質量%之鑄鐵熔融金屬中，添加Ca-Si之球狀化劑，成為Ca:0.005質量%、Si:1.0質量%後，透過分鋼槽以使用水冷銅模之縱型薄塊連續鑄造機鑄成厚度50mm，寬度900mm之薄塊。

對該鑄片之一部份，以800℃進行熱軋來形成3.5mm厚之熱軋板，並捲成圓形。且，對一部份之熱軋板進行冷軋來製成1.5mm厚之冷軋板。將如前述得到之熱軋板及冷軋板放入加熱爐中以1000℃進行30分鐘之加熱。並於加熱結束後，於700℃至300℃之間以1℃/分鐘之冷卻速度進行冷卻，接著，持續冷卻至室溫。由

得到之鑄片、熱軋板、冷軋板及加熱處理後之板採取樣品，而調查石墨之形態及分布。

結果，於鑄片及加熱處理前之板中，觀察到Ca之氧化物、硫化物及其複合之0.5~4μm左右之粒子，然而沒有看到石墨。另外，於加熱處理後之板中觀察到熱軋板、冷軋板及球狀石墨。該球狀石墨之個數約150個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該球狀石墨之內部存在有於加熱處理前觀察到之粒子。又，石墨之周圍覆蓋有肥粒鐵，且，肥粒鐵所佔有之面積為75%。

又，對鑄片之另一部份以1000℃進行熱軋來形成3.5mm厚之熱軋板，並以繞捲溫度730℃捲成圓形。且，對一部份之熱軋板進行冷軋而形成1.5mm厚之冷軋板。由得到之鑄片、熱軋板、冷軋板採取樣品，來調查石墨之形態及分布。

於鑄片中，觀察到Ca之氧化物與硫化物及其複合之0.5~4μm左右之粒子，但是沒有觀察到石墨。而於軋製後之板中觀察到熱軋板、冷軋板及延伸石墨分散。該延伸石墨之個數約150個/mm^2，並且細微地分散。又，該石墨之內部存在有於鑄片內觀察到之粒子。且，石墨之周圍覆蓋有肥粒鐵，並且肥粒鐵所佔之面積為95%。

(實施例4)

於C:3.0質量%、Si:0.6質量%之鑄鐵熔融金屬中，添加REM系之球狀化劑，成為REM:0.01質量%後、Si:1.0質量%後，以滾筒直徑1000mm之雙滾筒連鑄機鑄造厚度3mm之板。對該板之一部份進行冷軋而形成厚度1.0mm之冷軋板。將鑄出後之板及冷軋之板直接放入加熱爐中以950℃加熱45分鐘。加熱結束後，持續冷

卻至室溫。由得到之鑄片、冷軋板及加熱處理後之板採取樣品，並調查石墨之形態及分布。

結果，於鑄片及加熱處理前之板中，觀察到REM之氧化物、硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，然而沒有看到石墨。另外，於加熱處理後之板中觀察到熱軋板、冷軋板及球狀石墨。該球狀石墨之個數約200個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該球狀石墨之內部存在有於加熱處理前觀察到之粒子。

(實施例5)

於C:3.0質量%、Si:0.6質量%之鑄鐵熔融金屬中，添加REM系之球狀化劑，成為REM:0.01質量%後，以滾筒直徑1000mm之雙滾筒連鑄機鑄造厚度3mm之板，並以直列式軋製機軋製成厚度2.4mm。此外，軋製溫度為950℃。對該板之一部份進行冷軋而形成厚度1.0mm之冷軋板。由得到之熱軋板、冷軋板採取樣品，以調查石墨之形態及分布。

觀察到熱軋板、冷軋板及延伸之石墨。該延伸之石墨係多數地分散。又，其大小為寬度0.01mm~0.36mm，長度為0.02mm~30mm。且，於該延伸之石墨之內部觀察到REM之氧化物、硫化物及其複合之0.05~3μm左右之粒子。

(實施例6)

於C:3.4質量%、Si:0.3質量%之鑄鐵熔融金屬中，添加Ni-Mg之球狀化劑，成為Mg:0.03質量%後，透過分鋼槽以使用水冷銅模之縱型連續鑄造機，連續鑄造厚度250mm且寬度1500mm之塊，而製成鑄片。第4圖中係顯示連續鑄造機之概要。

對該鑄片之一部份，以850℃進行熱軋來形成40mm厚之熱軋

厚板。並將如前述得到之熱軋板放入加熱爐中以1000℃進行30分鐘之加熱。並於加熱結束後持續冷卻速至室溫。由得到之鑄片、熱軋板及加熱處理後之板採取樣品，而調查石墨之形態及分布。

結果，於鑄片及加熱處理前之板中，觀察到Mg之氧化物、硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，然而沒有看到石墨。另外，於加熱處理後之板中觀察到球狀石墨。該球狀石墨之個數約180個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該球狀石墨之內部存在有於加熱處理前觀察到之粒子。

又，對鑄片之另一部份以950℃進行熱軋來形成40mm厚之熱軋厚板。並由得到之鑄片、熱軋厚板採取樣品，來調查石墨之形態及分布。

於鑄片中，觀察到Mg之氧化物與硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，但是沒有觀察到石墨。而於軋製後之板中觀察到延伸之石墨分散之狀況。該延伸石墨之個數約180個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該石墨之內部存在有於鑄片內觀察到之粒子。

(實施例7)

於C:2.4質量%、Si:1.0質量%之鑄鐵熔融金屬中，添加Ni-Mg之球狀化劑，成為Mg:0.03質量%後，透過分鋼槽以使用水冷銅模之圓弧半徑10.5mm之彎曲型鑄造機，連續鑄造160mm四邊形之小胚，而製成鑄片。

對該鑄片之一部份，以850℃進行熱軋來形成20mm直徑之棒。並將如前述得到之鑄鐵棒放入加熱爐中以1000℃進行30分鐘之加熱。並於加熱結束後持續冷卻速至室溫。由得到之鑄片、鐵

棒及加熱處理後之鑄鐵棒採取樣品，而調查石墨之形態及分布。

結果，於鑄片及加熱處理前之鑄鐵棒中，觀察到Mg之氧化物、硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，然而沒有看到石墨。另外，於加熱處理後之棒中觀察到球狀石墨。該球狀石墨之個數約180個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，該球狀石墨之內部存在有於加熱處理前觀察到之粒子。

又，對鑄片之另一部份以950℃進行熱軋來形成15mm直徑之鑄鐵棒。並由得到之鑄片、熱軋厚板採取樣品，來調查石墨之形態及分布。

於鑄片中，如前述，觀察到Mg之氧化物與硫化物及其複合之0.1~3μm左右之粒子，但是沒有觀察到石墨。又，於鑄鐵棒中觀察到延伸之石墨分散之狀況。該延伸石墨之個數約180個/mm^2，並且細微且多數地分散。又，於該石墨之內部存在有於鑄片內觀察到之粒子。

產業上之可利用性

依據本發明之軋製鑄鐵、薄板鑄鐵及製造方法，可於進行低熱能及短時間之熱處理之狀況下，製造軋製鑄鐵。藉此，可得到加工性優異之鑄鐵厚板、薄板鑄鐵板、及條鑄鐵等，並可使用其來提供各種製品，而可提供能量消耗少、CO_2排出少之環境負荷低之鋼材。

【圖式簡單說明】

第1圖係本發明之實施例之製品板之金屬組織照片。第1(a)圖係顯示發明例NO.1a之組織之金屬組織照片，第1(b)圖係顯示發明例NO.1b之組織之金屬組織照片，而第1(c)圖係顯示比較例

伍、中文發明摘要：

本發明係提供一種於不進行需要極大熱能及長時間之熱處理之情況下，加工性優異之強韌之鑄鐵、鑄鐵鑄片、及可有效率地製造前述鑄鐵、鑄鐵鑄片之製造方法，又，前述加工性優異之強韌之鑄鐵、鑄鐵鑄片係由構成白鑄鐵之成分構成之鑄鐵，且為球狀石墨或延伸石墨分散之鑄鐵，又，構成白鑄鐵之成分以質量%計時，為滿足(% C)≦4.3－(%Si)÷ 3、C≧1.7%之組成，且，前述鑄鐵、鑄鐵鑄片為球狀石墨分散有50個/mm^2以上之鑄鐵，或延伸之石墨之寬度0.4mm以下且長度50mm之鑄鐵。

陸、英文發明摘要：

The present invention relates to cast iron and a cast iron slab having excellent formability and toughness without heat-treatment which requires a large amount of energy and many hours, and a method for producing the same. The cast iron and cast iron slab are produced from a white cast iron, and contain finely dispersed spheroidized graphite of more than 50 pieces/mm^2 and elongated graphite having a width of less than 0.4mm, and a length of less than 50mm. The white cast iron comprises a chemical composition satisfying, in terms of mass %,

(%C) ≦ 4.3 − (%Si) ÷ 3, C ≧ 1.7%.

柒、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第（ 2(a) ）圖。

(二)本代表圖之元件代表符號簡單說明：

(無)

捌、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

粒鐵所佔之比率為70%以上。

(5)如第(1)~(4)項中任一項之加工性優異之鑄鐵片，其中構成前述白鑄鐵之成分以質量%計，係滿足(%C)≦4.3－(%Si)÷3、C≧1.7%之組成。

(6)如第(5)項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述鑄鐵成分係更含有Cr≧0.1質量%與Ni≧0.1質量%中之一種以上者。

(7)如第(1)~(4)項中任一項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述球狀或延伸狀石墨係與含有Mg、Ca或REM之1種以上之氧化物、硫化物、及氮化物或其複合化合物之粒子之1種以上複合者。

(8)如第(7)項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述氧化物、硫化物、及氮化物或其複合化合物之1種以上之粒子之直徑為0.05~5μm。

(9)如第(1)~(4)項中任一項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述白鑄鐵片係薄板鑄鐵、厚板鑄鐵、及條鑄鐵。

(10)如第(9)項之加工性優異之鑄鐵片，其中前述鑄鐵片之厚度為1~400mm。

(11)一種加工性優異之鑄鐵片之製造方法，係鑄造由添加有球狀化劑之白鑄鐵構成之成分之熔鐵，再對所得到之鑄片進行軋製，藉此得到前述鑄鐵片者。

(12)如第(11)項之加工性優異之鑄鐵片之製造方法，其中前述球狀化劑係含有Mg、Ca或REM之1種以上者。

(13)一種加工性優異之鑄鐵片之製造方法，係對如第(11)項所得到之前述軋製鑄片再進行加熱處理者。

圖式簡單說明

煩請委員明示，本案修正後是否變更原實質內容

NO.1之組織之金屬組織照片。

第2圖係本發明之實施例之製品板中之石墨之放大照片，第2(a)圖係發明例No.1a之石墨之放大照片，而第2(b)圖係發明例No.1b之石墨之放大照片。

第3圖係本發明之實施例之製品板經過硝酸浸蝕液腐蝕後之金屬組織照片，第3(a)圖係顯示發明例No.1a之金屬組織之照片，第3(b)圖係顯示發明例No.1b之金屬組織之照片，而第3(c)圖係顯示發明例No.2b之金屬組織之照片。

第4圖係顯示本發明之實施形態之連續鑄造機之圖。

【主要元件符號說明】

1...鑄造塊

2...支承輥

3...分鋼槽

4...盛桶

5...鑄模

95 8 25 修正 補充
年 月 日

拾、申請專利範圍：

1. 一種加工性優異之經軋製的鑄鐵片，係由構成白鑄鐵之成分系所構成之經軋製的薄板鑄鐵、厚板鑄鐵、及條鑄鐵，該鑄鐵之厚度為 1~400mm，且該鑄鐵內部有外表面之一部份或全體由肥粒鐵覆蓋之球狀或延伸狀石墨單獨或複合地分散存在。

2. 如申請專利範圍第 1 項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中前述球狀石墨或延伸狀石墨係以 50 個/mm^2 以上之密度分散。

3. 如申請專利範圍第 1 項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中前述球狀石墨的粒徑係 0.4mm 以下，延伸狀石墨之寬度係 0.4mm 以下，且長度為 50mm 以下。

4. 如申請專利範圍第 1 項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中前述鑄鐵中之肥粒鐵所佔之比率為 70%以上。

5. 如申請專利範圍第 1~4 項中任一項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中構成前述白鑄鐵之成分以質量%計，係滿足 (%C)≦4.3－1.3×(%Si)、C≧1.7%之組成。

6. 如申請專利範圍第 5 項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中前述鑄鐵成分係更含有 Cr≧0.1 質量%與 Ni≧0.1 質量%中之一種以上者。

7. 如申請專利範圍第 1~4 項中任一項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中前述球狀或延伸狀石墨係與含有 Mg、Ca 或 REM 之 1 種以上之氧化物、硫化物、及氮

95 8 25 修正補充
年 月 日

化物或其複合化合物之粒子之 1 種以上複合者。

8. 如申請專利範圍第 7 項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片，其中前述氧化物、硫化物、及氮化物或其複合化合物之 1 種以上之粒子之直徑為 0.05~5μm。

9. 一種加工性優異之經軋製的鑄鐵片之製造方法，係鑄造由添加有球狀化劑之白鑄鐵構成之成分之熔鐵，再對所得到之鑄片進行軋製，藉此得到前述鑄鐵片者。

10. 如申請專利範圍第 9 項之加工性優異之經軋製的鑄鐵片之製造方法，其中前述球狀化劑係含有 Mg、Ca 或 REM 之 1 種以上者。

11. 一種鑄鐵之製造方法，係繼如申請專利範圍第 9 或 10 項之方法後，以熱軋或冷軋之任一者或兩者對前述鑄片軋製。

12. 如申請專利範圍第 11 項之鑄鐵之製造方法，其中前述鑄片係在 900℃以下軋製。

13. 如申請專利範圍第 11 項之鑄鐵之製造方法，其中係令前述軋製前之加熱溫度在 900℃以下。

14. 一種鑄鐵之製造方法，係繼如申請專利範圍第 11 項之方法後，將鑄鐵進行加熱處理而使球狀石墨分散形成。

15. 如申請專利範圍第 11 項之鑄鐵之製造方法，其中係以對鑄片進行超過 900℃之熱軋，使延伸之石墨分散形成。

16. 如申請專利範圍第 15 項之鑄鐵之製造方法，其中係令熱軋前之加熱溫度超過 900℃，且對鑄片進行加熱而使延伸之石墨分散形成。

958 25 年 月 日 修正補充

17. 一種鑄鐵之製造方法，係繼申請專利範圍第 15 或 16 項之方法後，對業經熱軋之鑄鐵進行冷軋，然後進行熱處理，使之更進一步生成球狀石墨，而使球狀石墨與延伸石墨混合。

5

94年6月3日修(更)正替換頁

第 4 圖

