



(21) 申請案號：102134564 (22) 申請日：中華民國 102 (2013) 年 09 月 25 日

(51) Int. Cl. : C22C38/44 (2006.01)

(30) 優先權：2012/09/27 日本 2012-214944

(71) 申請人：日立金屬股份有限公司 (日本) HITACHI METALS, LTD. (JP)
日本

(72) 發明人：佐藤順 SATO, JUN (JP)；上野友典 UENO, TOMONORI (JP)；下平榮史
SHIMOHIRA, EIJI (JP)

(74) 代理人：詹銘文

(56) 參考文獻：

JP 7-258729A

審查人員：潘煒琳

申請專利範圍項數：4 項 圖式數：3 共 18 頁

(54) 名稱

析出強化型麻田散鐵鋼及其製造方法

PRECIPITATION STRENGTHENING TYPE MARTENSITE STEEL AND METHOD FOR
FABRICATING THE SAME

(57) 摘要

本發明提供一種兼具 1500MPa 級的拉伸強度與 30 J 以上的高夏比吸收能的析出強化型麻田散鐵鋼及其製造方法。本發明的析出強化型麻田散鐵鋼是以質量%計 C：0.05%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.4%以下、Ni：7.5~11.0%、Cr：10.5~13.5%、Mo：1.75~2.5%、Al：0.9~2.0%、Ti：未達 0.1%，剩餘部分為 Fe 及雜質而成，且該析出強化型麻田散鐵鋼以體積率計包括 0.1~6.0% 的沃斯田鐵。

The invention provides a precipitation strengthening type martensite steel, which has both tensile strength of 1500MPa grade and high Charpy absorbed energy of 30J or more, and a method for fabricating the same. The precipitation strengthening type martensite steel calculated by mass% has C: 0.05% or less, Si: 0.2% or less, Mn: 0.4% or less, Ni: 7.5%-11.0%, Cr: 10.5%-13.5%, Mo: 1.75%-2.5%, Al: 0.9%-2.0%, Ti: below 0.1%, and remaining portions are Fe and impurities. The precipitation strengthening type martensite steel calculated by volume% includes 0.1%-6.0% of austenite.

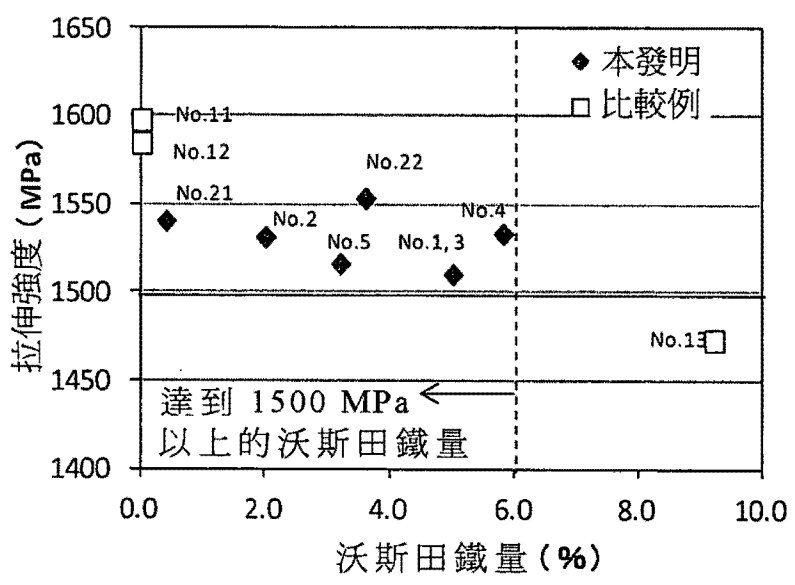


圖 1

發明摘要

※ 申請案號：102134564

※ 申請日：102. 9. 25

※ IPC 分類：

C22C 38/44 (2006.01)

【發明名稱】 析出強化型麻田散鐵鋼及其製造方法

PRECIPITATION STRENGTHENING TYPE MARTENSITE STEEL
AND METHOD FOR FABRICATING THE SAME

【中文】

本發明提供一種兼具 1500 MPa 級的拉伸強度與 30 J 以上的高夏比吸收能的析出強化型麻田散鐵鋼及其製造方法。本發明的析出強化型麻田散鐵鋼是以質量%計 C：0.05%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.4%以下、Ni：7.5～11.0%、Cr：10.5～13.5%、Mo：1.75～2.5%、Al：0.9～2.0%、Ti：未達 0.1%，剩餘部分為 Fe 及雜質而成，且該析出強化型麻田散鐵鋼以體積率計包括 0.1～6.0%的沃斯田鐵。

【英文】

The invention provides a precipitation strengthening type martensite steel, which has both tensile strength of 1500MPa grade and high Charpy absorbed energy of 30J or more, and a method for fabricating the same. The precipitation strengthening type martensite steel calculated by mass% has C: 0.05% or less, Si: 0.2% or less, Mn: 0.4% or less, Ni: 7.5%-11.0%, Cr: 10.5%-13.5%, Mo: 1.75%-2.5%, Al: 0.9%-2.0%, Ti: below 0.1%, and remaining portions

are Fe and impurities. The precipitation strengthening type martensite steel calculated by volume% includes 0.1%-6.0% of austenite.

【代表圖】

【本案指定代表圖】：圖 1。

【本代表圖之符號簡單說明】：

無

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

無

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】 析出強化型麻田散鐵鋼及其製造方法

PRECIPITATION STRENGTHENING TYPE MARTENSITE STEEL
AND METHOD FOR FABRICATING THE SAME

【技術領域】

【0001】 本發明是關於一種高強度、且衝擊特性優異的析出強化型麻田散鐵 (martensite) 鋼及其製造方法。

【先前技術】

【0002】 先前以來，發電用渦輪零件或飛機的機身零件一直是利用高強度的鐵基合金。

【0003】 對於發電用渦輪零件，高 Cr 鋼被用於各種零件。渦輪零件之中，特別是對於要求強度的蒸汽渦輪的低壓最終段動葉，作為兼具強度與耐氧化性、耐蝕性的合金，利用包含以重量計為 12% 左右的 Cr 的 12Cr 鋼。為了提高發電效率，較有利的是加長葉長，但若為 12Cr 鋼，由於強度的限制，葉長的極限是約 1 米。

【0004】 另外，已知 AISI4340 或 300M 等低合金系高張力鋼。該等合金是可獲得 1800 MPa 級的拉伸強度與 10% 左右的延伸的低合金鋼，但有助於耐蝕性、耐氧化性的 Cr 量較少，為 1% 左右，因此無法用作蒸汽渦輪的動葉。即便在應用於飛機用途的情況下，以防止由大氣中的鹽分等引起的腐蝕為目的，較多情況會進行鍍敷等表面處理而利用。

【0005】 另一方面，作為兼具強度與耐蝕性、耐氧化性的合金，

有高強度不鏽鋼。作為高強度不鏽鋼的代表性合金，已知 PH13-8Mo 等析出強化型麻田散鐵鋼（專利文獻 1、專利文獻 2）。關於該析出強化型麻田散鐵鋼，藉由在淬火後的麻田散鐵組織中使微細的析出物分散析出，可獲得高於淬火-回火型 12Cr 鋼的強度。另外，通常含有 10%以上的有助於耐蝕性的 Cr，與低合金鋼相比，耐蝕性、耐氧化性優異。

[先前技術文獻]

【0006】 [專利文獻]

[專利文獻 1]日本專利特開 2005-194626 號公報

[專利文獻 2]美國專利第 3342590 號公報

【發明內容】

[發明所欲解決的問題]

【0007】 於上述專利文獻 1 或專利文獻 2 的析出強化型麻田散鐵鋼中，使有助於強度的析出物微細且大量地分散可獲得高強度的合金，反之，發現韌性降低的傾向。例如，在考慮到蒸汽渦輪動葉變長變大、或應用於飛機用途的情況下，較理想的是 1500 MPa 以上的拉伸強度，但在兼具強度與韌性方面仍留有問題。

【0008】 例如，於專利文獻 1 中，揭示了由於成分的限定而具備拉伸強度與韌性的蒸汽渦輪葉片材料的發明，且表示作為韌性的評價基準的夏比（Charpy）衝擊試驗的吸收能為 20 J 以上。然而，由於 12Cr 鋼或低合金系高張力鋼的吸收能為 30 J 以上，因此迫切需求具有與先前材料同等的吸收能的合金。

【0009】 本發明的目的在於提供一種兼具 1500 MPa 級的拉伸強

度與 30 J 以上的高夏比吸收能的析出強化型麻田散鐵鋼及其製造方法。

[解決問題的技術手段]

【0010】 本發明者等人爲了兼具析出強化型麻田散鐵鋼的強度特性與韌性，對各種合金的機械性質、組織的關聯進行了銳意研究。結果發現，藉由將固溶處理後的殘留沃斯田鐵（austenite）相的量控制在適當的範圍，可兼具熱處理後的拉伸強度與高夏比吸收能。

【0011】 即，本發明提供一種析出強化型麻田散鐵鋼，其是以質量%計 C：0.05%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.4%以下、Ni：7.5%～11.0%、Cr：10.5%～13.5%、Mo：1.75%～2.5%、Al：0.9%～2.0%、Ti：未達 0.1%，剩餘部分爲 Fe 及雜質而成，該析出強化型麻田散鐵鋼以體積率計包含 0.1%～6.0%的沃斯田鐵。

【0012】 較佳爲上述沃斯田鐵的體積率爲 0.3%～6.0%的析出強化型麻田散鐵鋼。

【0013】 另外，本發明提供一種析出強化型麻田散鐵鋼的製造方法，其是製造如下析出強化型麻田散鐵鋼的方法，該析出強化型麻田散鐵鋼是以質量%計 C：0.05%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.4%以下、Ni：7.5%～11.0%、Cr：10.5%～13.5%、Mo：1.75%～2.5%、Al：0.9%～2.0%、Ti：未達 0.1%，剩餘部分爲 Fe 及雜質而成，其對以體積率計包括 0.1%～5.0%的沃斯田鐵的析出強化型麻田散鐵鋼進行時效處理，而使沃斯田鐵的體積率成爲 0.1%～6.0%。

[發明之效果]

【0014】 本發明的析出強化型麻田散鐵鋼具有高強度並且韌性

優異，因此藉由用於發電用渦輪零件，可期待發電效率的提昇。
另外，在用作飛機零件的情況下，可有助於機身的輕量化。

【圖式簡單說明】

【0015】

圖 1 是表示拉伸強度與沃斯田鐵量的關聯的圖。

圖 2 是表示吸收能與沃斯田鐵量的關聯的圖。

圖 3 是表示拉伸強度與吸收能的關聯的圖。

【實施方式】

【0016】 如上所述，本發明的最大特徵在於：為了兼具拉伸強度與高夏比吸收能，而將熱處理後的沃斯田鐵相的量控制在適當的範圍內。

【0017】 以下，根據本發明最具特徵的沃斯田鐵的體積率的限定理由進行說明。

【0018】 沃斯田鐵的體積率：0.1%~6.0%

【0019】 析出強化麻田散鐵鋼至少具有兩階段的熱處理過程。第一熱處理為固溶處理（Solution Treatment，ST），第二熱處理為時效處理（Aging，Ag）。固溶處理後，根據合金成分或熱處理條件，有時沃斯田鐵相的一部分不相變而殘留。其被稱為殘留沃斯田鐵，作為使強度降低者，認為較理想的是儘可能減少殘留沃斯田鐵。以高強度化為目的而較多地包含添加元素的合金由於麻田散鐵相變溫度低，容易產生殘留沃斯田鐵，故而有時會應用藉由暫時地冷卻至室溫以下的溫度，而減少殘留沃斯田鐵的處理（深冷

處理 (Sub-zero Treatment))。

【0020】 然而，在考慮到韌性的情況下，可知在固溶處理後且為時效處理前的階段，若存在一定量的殘留沃斯田鐵，則可獲得良好的韌性。該殘留沃斯田鐵量只要在上述固溶處理後且為時效處理前的階段為 0.1 體積%~5.0 體積%左右即可。

【0021】 而且，有時由於在固溶處理後進行的時效處理，除殘留沃斯田鐵以外，還產生逆相變沃斯田鐵，因此沃斯田鐵量略有增加。因此，於本發明中，考慮到時效處理中增加的沃斯田鐵量，將沃斯田鐵的體積率規定為 0.1%~6.0%。

【0022】 於本發明中，在沃斯田鐵量未達 0.1 體積%的情況下，拉伸強度、耐力較大地提昇，但反之，韌性低，難以獲得 30 J 以上的吸收能。藉由存在 0.1 體積%以上的沃斯田鐵，發現韌性得以改善，藉由選擇熱處理條件，能獲得大約 30 J 的吸收能。另一方面，若沃斯田鐵量超過 6.0 體積%，則吸收能大致平穩，但發現強度緩慢降低的傾向，因此沃斯田鐵量的上限是設為 6.0 體積%。能更加平衡良好地兼具強度與吸收能的沃斯田鐵量的範圍是 0.3 體積%~6.0 體積%。

【0023】 如此使沃斯田鐵積極殘留或生成於析出硬化型不鏽鋼的這種技術思想並未見於例如上述專利文獻 1 所揭示的發明等，而是本申請案發明所特有的技術思想。

【0024】 此外，在上述時效處理後平衡良好地兼具良好的韌性與強度的沃斯田鐵量較佳為 0.3 體積%~5.0 體積%的範圍。較佳的沃斯田鐵量的下限為 0.4 體積%，進而較佳為 1.0 體積%，更佳為 2.0 體積%。

【0025】 另外，爲了調整成上述的時效後的沃斯田鐵量，較佳爲將固溶處理後且時效處理前這一階段的殘留沃斯田鐵量的下限設爲 0.3 體積%，進而較佳爲設爲 1.0 體積%。

【0026】 作爲實現上述沃斯田鐵量的具體熱處理條件的一例，固溶處理是在 800°C ~ 950°C 的溫度範圍進行 1h ~ 4 h。固溶處理溫度的較佳上限爲 930°C，更佳爲 910°C。另外，固溶處理溫度的較佳下限爲 840°C，更佳爲 870°C。只要在 490°C ~ 540°C 的溫度範圍內進行超過 6 h 的時效處理即可。更佳的時效處理時間爲 8h ~ 12 h。若時效處理的時間過短，則逆相變沃斯田鐵的形成不充分，無法獲得充分的韌性。相反地，若時效時間過長，則強度會明顯降低。另外，進行上述熱處理的冷卻時，可選擇空氣冷卻、油冷、水冷等而改變冷卻速度。該等條件必須根據合金的殘留沃斯田鐵形成傾向而進行選擇。於較多地包含 Ni、Al 等，較多地形成殘留沃斯田鐵的合金成分的情況時，亦可藉由進行深冷處理而調整殘留沃斯田鐵量。

【0027】 以下，對本發明的析出強化型麻田散鐵鋼的合金元素、化學成分範圍的選定理由進行說明。化學成份均爲質量%。

【0028】 C：0.05%以下

【0029】 於低合金鋼等中，C 是提高淬火硬度，影響機械特性的元素，相對於此，於本發明中，是作爲雜質應受到限制的元素。在 C 與 Cr 結合而形成碳化物的情況下，母相中的 Cr 量降低，從而耐蝕性變差。另外，亦容易與 Ti 結合而形成碳化物，於該情況下，原本形成金屬間化合物相而有助於析出強化的 Ti 成爲對強化的幫助小的碳化物，因此使強度特性變差。因此，C 是設爲 0.05%

以下。較佳的 C 的上限為 0.04% 以下，較佳為 C 儘可能地低，但於實際操作時，至少含有 0.001% 左右的 C。

【0030】 Si：0.2% 以下

【0031】 Si 可作為脫氧元素於製造時添加。若 Si 超過 0.2%，則容易析出使合金的強度降低的脆化相，故而 Si 的上限是設為 0.2%。在例如添加代替 Si 的脫氧元素的情況下，Si 亦可為 0%。

【0032】 Mn：0.4% 以下

【0033】 Mn 具有與 Si 同樣的脫氧作用，可於製造時添加。若 Mn 超過 0.4%，則會使高溫時的鍛造性變差，因此 Mn 的上限是設為 0.4%。在添加例如代替 Mn 的脫氧元素的情況下，Mn 亦可為 0%。

【0034】 Ni：7.5%~11.0%

【0035】 Ni 是與下述 Al 或 Ti 結合而形成有助於強化的金屬間化合物，對合金的強度提昇而言不可缺少的元素。另外，Ni 會在母相中固溶，具有提高合金的韌性的作用。由於藉由添加 Ni 而形成析出物，此外並且保持母相的韌性，因此需要至少 7.5% 以上的 Ni。另外，Ni 具有使沃斯田鐵相穩定化，並使麻田散鐵相變溫度降低的作用。因此，若過剩地添加 Ni，則麻田散鐵相變不充分，殘留沃斯田鐵量增多，從而合金的強度降低，因此，Ni 的上限是設為 11.0%。此外，為了更確實地獲得 Ni 添加的效果，較佳為將 Ni 的下限設為 7.75%，進而較佳的下限為 8.0%。另外，較佳的 Ni 的上限為 10.5%，進而較佳的上限為 9.5%。

【0036】 Cr：10.5%~13.5%

【0037】 Cr 是對合金的耐蝕性、耐氧化性的提昇而言不可缺少的

元素。若 Cr 未達 10.5%，則合金無法獲得充分的耐蝕性、耐氧化性，故而下限是設為 10.5%。此外，Cr 與 Ni 同樣地具有使麻田散鐵相變溫度降低的作用。添加過剩的 Cr 會引起殘留沃斯田鐵量的增加、或由 δ 肥粒鐵 (ferrite) 相的析出導致的強度降低，因此將上限設為 13.5%。此外，為了更確實地獲得 Cr 添加的效果，較佳為將 Cr 的下限設為 11.0%，進而較佳的下限為 11.8%。另外，較佳的 Cr 的上限為 13.25%，進而較佳的上限為 13.0%。

【0038】 Mo：1.75%~2.5%

【0039】 Mo 會於母相中固溶，有助於原材料的固溶強化，並且有助於耐蝕性的提昇，因此必須添加。若 Mo 未達 1.75%，則相對於析出強化相，母相的強度不充分，合金的延展性、韌性降低。另一方面，在過剩地添加 Mo 的情況下，會引起由麻田散鐵溫度的降低導致的殘留沃斯田鐵量的增加、 δ 肥粒鐵相的析出，因此強度降低，故而 Mo 的上限是設為 2.5%。此外，為了更確實地獲得 Mo 添加的效果，較佳為將 Mo 的下限設為 1.9%，進而較佳的下限為 2.0%。另外，較佳的 Mo 的上限為 2.4%，進而較佳的上限為 2.3%。

【0040】 Al：0.9%~2.0%

【0041】 於本發明中，Al 是對強度提昇而言必需的元素。Al 藉由時效處理與 Ni 結合而形成金屬間化合物，其等微細地析出至麻田散鐵組織中，藉此可獲得較高的強度特性。為了獲得強化所必需的析出量，必須添加 0.9% 以上的 Al。另一方面，若過剩地添加 Al，則金屬間化合物的析出量過剩，母相中的 Ni 量降低而使韌性降低，因此 Al 的上限是設為 2.0%。此外，為了更確實地獲得 Al 添加的效果，較佳為將 Al 的下限設為 1.0%，進而較佳的下限為

1.1%。另外，較佳的 Al 的上限為 1.7%，進而較佳的上限為 1.5%。

【0042】 Ti：未達 0.1%

【0043】 Ti 與 Al 同樣地是具有形成析出物而使合金的強度提高的效果的元素。然而，Ti 與 Al 相比，形成殘留沃斯田鐵的傾向較強，若過剩地添加，則隨著殘留沃斯田鐵的增加，強度降低增大。因此，Ti 是設為未達 0.1%。另外，在可藉由上述 Al 而充分地提高合金強度的情況下，未必需要添加 Ti，亦可將 Ti 設為 0%（不添加）。

【0044】 剩餘部分為 Fe 及雜質

【0045】 剩餘部分是 Fe 及製造中不可避免地混入的雜質元素。作為代表性雜質元素，考慮到 S、P、N 等。較理想的是該等元素較少，作為可在利用通常的設備進行製造時減少的量，只要為各元素 0.05% 以下即可。

【0046】 此外，在上述本發明所規定的各元素的範圍中，尤其可平衡良好地滿足強度、韌性的成分為 C：0.04% 以下、Si：0.2% 以下、Mn：0.4% 以下、Ni：8.2%～8.5%、Cr：12.5%～13.0%、Mo：2.0%～2.3%、Al：1.2%～1.5%、剩餘部分為 Fe 及雜質的範圍，藉由亦適當地控制沃斯田鐵量，亦可獲得 1530 MPa 的拉伸強度與 40 J 的吸收能。

[實施例]

【0047】（實施例 1）

【0048】 利用以下實施例進而詳細地說明本發明。

【0049】 藉由真空熔解而製作 10 kg 的鋼塊，並藉由熱鍛而製作截面為 45 mm×20 mm 的方材形狀的鍛造原材料。將熔解的鋼塊的

成分示於表 1。

【0050】 [表 1]

(質量%)

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	剩餘部分
1	0.034	0.10	0.10	8.19	12.68	2.20	1.17	-	Fe 及不可避免的雜質
2	0.038	<0.01	<0.01	8.10	12.67	2.24	1.30	-	Fe 及不可避免的雜質
3	0.039	<0.01	0.01	8.45	12.71	2.25	1.32	-	Fe 及不可避免的雜質
4	0.036	<0.01	0.01	8.32	10.98	2.20	1.27	-	Fe 及不可避免的雜質
5	<0.010	<0.01	0.01	11.61	11.02	1.02	0.46	1.03	Fe 及不可避免的雜質

註：表中的「-」為不添加。

【0051】 利用表 2 所示的各種條件對鍛造後的原材料實施熱處理。固溶處理是在保持 $927^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ 後進行油冷。以減少殘留沃斯田鐵為目的，對一部分在固溶處理後實施 $-75^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ h}$ 的深冷處理。其後，保持 $524^{\circ}\text{C} \times 8 \text{ h}$ 後進行空氣冷卻的時效處理。對處理後的原材料進行試片加工，並進行特性評價。拉伸試驗是基於 ASTM-E8 而實施。夏比衝擊試驗是使用 2 個 V 型缺口試片。沃斯田鐵量的測定是使用理學 (RIGAKU) 公司製造的 RINT2000 (X 射線源: Co)，對於沃斯田鐵相的 (200)(220)(311) 面、肥粒鐵相的 (200)(211) 的各繞射面的組合，藉由使用繞射峰的積分強度與 R 值的直接比較法算出。具體而言，將對根據 (1) 式求出的體積率取平均而得的值定義為材料中的沃斯田鐵相的體積率。

【0052】 此外，(1) 式所示的 V_r 為沃斯田鐵體積率， I_a 為肥粒鐵相的繞射峰的積分強度， I_r 為沃斯田鐵相的繞射峰的積分強度， R_a 、 R_r 為對各繞射面決定的常數。R 值是使用裝置的分析程式的值。

【0053】

$$V_y = \frac{1}{\left(\frac{I_\alpha R_y}{I_y R_\alpha} \right)^{+1}} \dots(1)$$

【0054】於本實施例中，使用拉伸強度作為強度的指標，使用夏比吸收能作為韌性的指標，適於分別獲得 1500 MPa、30 J 的平衡良好的特性的時效處理條件是加熱 524°C×8 h 後進行空氣冷卻。有如下傾向：若時效溫度高於該溫度，則韌性提昇，但強度降低，相反地，若低於該溫度，則強度提昇，但韌性降低。

【0055】表 3 表示 524°C 時效材料的拉伸試驗中所獲得的拉伸強度、夏比衝擊試驗中所獲得的吸收能。試驗均在室溫下實施。

【0056】 [表 2]

試驗 No.	合金 No.	固溶處理	深冷處理	時效處理
1	1	927°C×1 h 油冷	無	524°C×8 h 空氣冷卻
2	1	927°C×1 h 油冷	有	
3	2	927°C×1 h 油冷	無	
4	3	927°C×1 h 油冷	無	
5	4	927°C×1 h 油冷	無	
11	2	927°C×1 h 油冷	有	
12	4	927°C×1 h 油冷	有	
13	5	840°C×2 h 水冷	有	

【0057】試驗 No.1~5 是本發明的實施例，試驗 No.11~13 是比較例。

【0058】試驗 No.1 及 No.2 均為合金 No.1 的結果，但由於試驗 No.2 進行深冷處理，因此固溶處理 (ST) 後及時效處理 (Ag) 後，沃斯田鐵量均變少。因此，拉伸強度上升，但另一方面吸收能降低。合金 No.1 的合金成分的平衡良好，無論是否進行深冷處理，均可獲得本發明所規定的沃斯田鐵量。

【0059】試驗 No.3、試驗 No.4 及試驗 No.5 的 Al、Ni、Cr 的量

各不相同，但均具有良好的拉伸強度與韌性。雖然並不意味著沃斯田鐵量與該等特性一定成比例關係，但可認為其原因在於析出量或母相的成分因合金成分的不同而有所不同。

【0060】 試驗 No.11 與試驗 No.12 是對合金 No.2 及合金 No.4 進行深冷處理，但與試驗 No.2 不同，成為如下結果：殘留沃斯田鐵相消失，時效處理後沃斯田鐵量亦不充分，故而吸收能降低。該等合金與合金 No.1 相比具有不易形成沃斯田鐵的傾向，認為深冷處理過度地減少了沃斯田鐵。在利用相同的合金但不進行深冷處理的試驗 No.3 及試驗 No.5 中，拉伸強度、吸收能均可獲得良好的結果，因此揭示出即便為相同的合金，若不適當地控制沃斯田鐵量，亦無法平衡良好地獲得強度與韌性。

【0061】 試驗 No.13 是對合金 No.5 進行試驗，但與其他合金相比，Ni、Ti 較多，超出本發明的成分範圍。因此，成為如下結果：即便進行深冷處理，但殘留沃斯田鐵量亦較多，為 7%，強度低於目標的 1500 MPa。

【0062】 [表 3]

試驗 No.	合金 No.	沃斯田鐵量(體積%)		拉伸強度 (MPa)	吸收能 (J)	備註
		(ST)後	(Ag)後			
1	1	4.2	5.0	1510	46.1	本發明
2	1	1.7	2.0	1531	33.7	本發明
3	2	3.3	5.0	1510	36.0	本發明
4	3	4.6	5.8	1533	40.7	本發明
5	4	1.4	3.2	1516	46.2	本發明
11	2	0.0	0.0	1597	21.8	比較例
12	4	0.0	0.0	1584	20.3	比較例
13	5	7.1	9.2	1473	43.0	比較例

【0063】 (實施例 2)

【0064】 表示使用本發明的析出強化型麻田散鐵鋼，以實際製品的規模製造的例子。

【0065】 將藉由真空感應熔解、及真空電弧再溶解而製造的一噸鋼塊熱鍛成 $\phi 220$ mm 的圓棒而作為原材料，自該原材料採取試片，並進行與實施例 1 相同的特性評價。真空電弧再溶解中所獲得的鋼塊的成分如表 4 所示。

【0066】 另外，熱處理條件如下：固溶熱處理：保持 $927^{\circ}\text{C} \times 1$ h 後進行空氣冷卻與保持 $880^{\circ}\text{C} \times 1$ h 後進行空氣冷卻兩種條件；深冷處理： $-75^{\circ}\text{C} \times 2$ h；時效處理：保持 $524^{\circ}\text{C} \times 8$ h 後進行空氣冷卻。

【0067】 特性評價的結果如表 5 所示。供於特性評價的原材料的沃斯田鐵量在試驗 No.21 的深冷處理後為 0.2%，在時效處理後為 0.4%。另外，在試驗 No.22 的深冷處理後為 3.0%，在時效處理後為 3.6%，均在本發明中所規定的沃斯田鐵量的範圍內。拉伸強度超過作為指標的 1500 MPa，夏比吸收能亦超過 30 J，但在本實施例的範圍中，固溶熱處理為 880°C 的 No.22 成為強度、韌性的平衡優異的結果。

【0068】 [表 4]

(質量%)									
No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	剩餘部分
21	0.029	0.02	0.02	8.20	12.75	2.20	1.20	0.003	Fe 及不可避免的雜質

註：表中的「-」為不添加。

【0069】 [表 5]

試驗 No.	合金 No.	沃斯田鐵量(體積%)	拉伸強度 (MPa)	吸收能 (J)	備註
		(Ag)後			
21	21	0.4	1540	31.5	本發明
22	21	3.6	1553	41.2	本發明

【0070】 圖 1 是對於實施例 1 與實施例 2 中所示的各合金表示拉伸強度與時效後的沃斯田鐵量的關聯的圖。可發現拉伸強度隨著沃斯田鐵量變小而上升的傾向。若沃斯田鐵量為 6 體積%以下，則於任一試驗中均獲得超過 1500 MPa 的拉伸強度。

【0071】 圖 2 是表示吸收能與時效後的沃斯田鐵量的關聯的圖。存在吸收能隨著沃斯田鐵量變少而降低的傾向，尤其是在沃斯田鐵量為 0 體積%的附近急遽降低。認為由於有助於強化的析出物主要析出為麻田散鐵相，因此沃斯田鐵相相對容易變形，若大量存在則導致強度降低，但若為少量，則具有吸收衝擊能而提高韌性的作用。

【0072】 圖 3 是表示拉伸強度與吸收能的關聯的圖，確認到拉伸強度越上升，吸收能越降低的傾向。利用適當的成分與熱處理控制沃斯田鐵量，藉此可獲得平衡良好地具有強度與韌性二者的合金。在圖中位於右上表示平衡良好，於本實施例中，試驗 No.4、22 中可獲得拉伸強度 1530 MPa 以上、吸收能 40 J 以上的優異的強度-韌性平衡。

【0073】 根據以上結果可知，本發明的析出強化型麻田散鐵鋼具有高強度，並且韌性亦優異。因此，藉由用於發電用渦輪零件，可期待效率的提昇。另外，在用作飛機零件的情況下，可有助於機身的輕量化。

【符號說明】

【0074】

無。

申請專利範圍

1. 一種析出強化型麻田散鐵鋼，其特徵在於，含有：以質量%計 C：0.05%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.4%以下、Ni：7.5%～11.0%、Cr：10.5%～13.5%、Mo：1.75%～2.5%、Al：0.9%～2.0%、Ti：未達 0.1%、剩餘部分為 Fe 及雜質，上述析出強化型麻田散鐵鋼以體積率計包括 0.1～6.0%的沃斯田鐵，上述析出強化型麻田散鐵鋼的拉伸強度為 1500 MPa 以上，且夏比衝擊試驗中所得到的吸收能為 30 J 以上。

2. 如申請專利範圍第 1 項所述的析出強化型麻田散鐵鋼，其中上述沃斯田鐵的體積率為 0.3～6.0%。

3. 一種析出強化型麻田散鐵鋼的製造方法，其是製造如下析出強化型麻田散鐵鋼的方法，其特徵在於：上述析出強化型麻田散鐵鋼含有：以質量%計 C：0.05%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.4%以下、Ni：7.5%～11.0%、Cr：10.5%～13.5%、Mo：1.75%～2.5%、Al：0.9%～2.0%、Ti：未達 0.1%、剩餘部分為 Fe 及雜質，在 800℃～950℃下進行固溶處理後，對以體積率計包括 0.1%～5.0%的沃斯田鐵的上述析出強化型麻田散鐵鋼進行時效處理而使上述沃斯田鐵的體積率成為 0.1%～6.0%，且使上述析出強化型麻田散鐵鋼的拉伸強度為 1500 MPa 以上，且夏比衝擊試驗中所得到的吸收能為 30 J 以上。

4. 如申請專利範圍第 3 項所述的析出強化型麻田散鐵鋼的製造方法，其中上述固溶處理的溫度為 870℃～930℃。

圖式

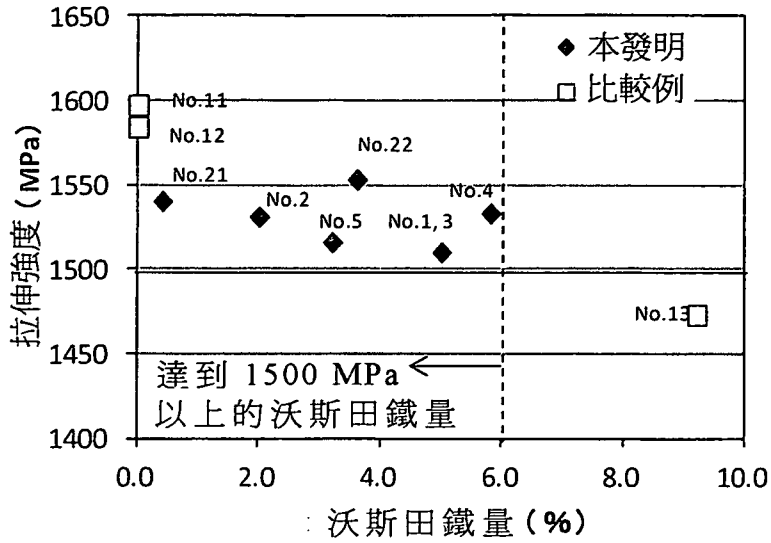


圖 1

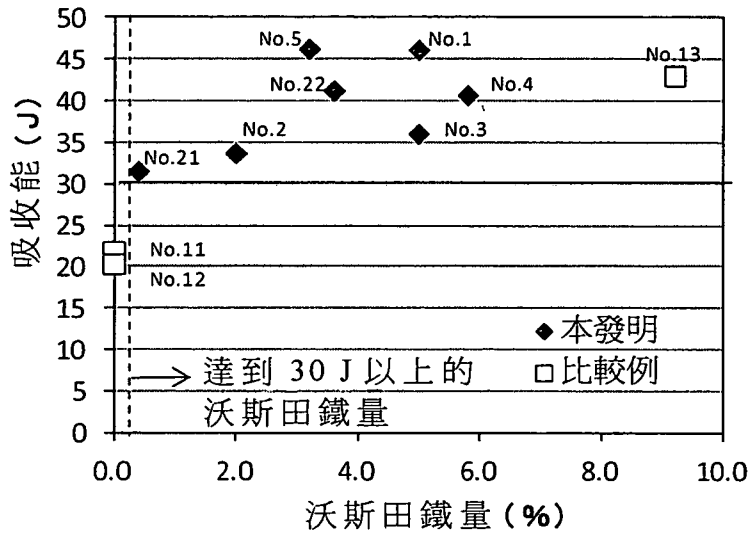


圖 2

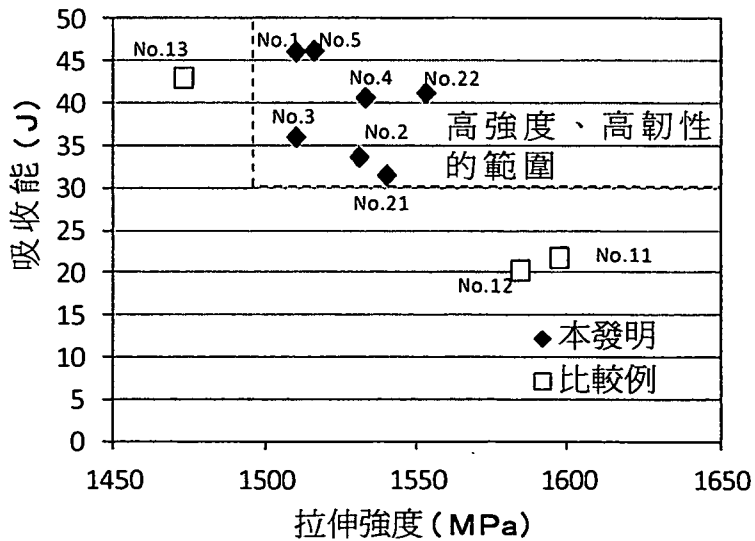


圖 3