



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本

(11)證書號數：TW I667351 B

(45)公告日：中華民國 108 (2019) 年 08 月 01 日

(21)申請案號：107110943

(22)申請日：中華民國 107 (2018) 年 03 月 29 日

(51)Int. Cl. : C21D9/46 (2006.01)

C22C38/00 (2006.01)

(71)申請人：日商日本製鐵股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)
日本(72)發明人：戶田由梨 TODA, YURI (JP)；匹田和夫 HIKIDA, KAZUO (JP)；藤中真吾
FUJINAKA, SHINGO (JP)；田中智仁 TANAKA, TOMOHITO (JP)

(74)代理人：劉法正；尹重君

(56)參考文獻：

TW 201443249A

CN 102939399A

審查人員：許嘉展

申請專利範圍項數：2 項 圖式數：1 共 33 頁

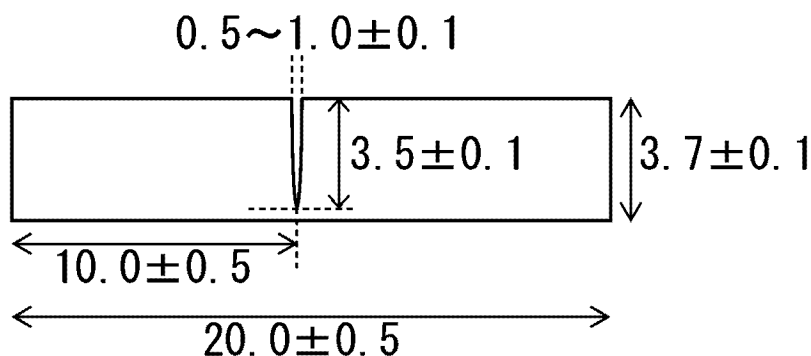
(54)名稱

熱壓印成形體

(57)摘要

一種具有優異衝擊吸收能力之熱壓印成形體，其特徵在於：具有預定成分組成；並且，微觀組織包含平均結晶粒徑在 $3\mu\text{m}$ 以下的舊沃斯田鐵，以面積率計更包含 90% 以上之下變韌鐵、麻田散鐵及回火麻田散鐵之至少 1 種，且晶界固溶比 Z 在 0.3 以上，前述晶界固溶比 Z 是定義為 $Z = (\text{晶界中之 Nb 及 Mo 之 1 種或 2 種的質量\%}) / (\text{Nb 及 Mo 之 1 種或 2 種在溶解時的質量\%})$ 。

指定代表圖：



【圖1】

【發明說明書】

【中文發明名稱】

熱壓印成形體

【技術領域】

【0001】本發明係關於一種使用在需要強度的汽車或構造物的構造構件或補強構件上之熱壓印成形體，特別是有關衝擊吸收能力優異之熱壓印成形體。

【先前技術】

【0002】背景技術

近年來，基於環境保護及節約資源的觀點而不斷要求汽車車體之輕量化，因此將高強度鋼板應用於汽車用構件的情況持續加速。但是，由於成形性會隨著鋼板的高強度化而劣化，對高強度鋼板而言，對複雜形狀之構件的成形性便會成為課題。

【0003】為了解決上述課題，在將鋼板加熱到沃斯田鐵區的高溫後實施壓製成形之熱壓印的應用正持續發展。熱壓印因係在壓製加工的同時，於模具內實施淬火處理，故作為能兼顧對汽車用構件的成形與確保強度之技術而受到矚目。

【0004】另一方面，對於以熱壓印將高強度鋼板成形而得的成形體，會要求有可在衝撞時吸收衝擊的性能。

【0005】作為滿足此要求之技術，專利文獻1中揭示有將熱壓印用鋼板退火，並使Mn或Cr在碳化物中濃化以作成不易溶解的碳化物，藉此在熱壓印加熱時利用該等碳

化物來抑制沃斯田鐵的成長以使其細粒化的技術。

【0006】專利文獻2中，揭示有藉由在熱壓印加熱時以90°C/s以下的加熱速度升溫，以使沃斯田鐵細粒化的技術。

【0007】專利文獻3、專利文獻4、專利文獻5中也揭示有使沃斯田鐵細粒化以提升韌性的技術。

【0008】先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：國際專利公開第2015/147216號

專利文獻2：日本專利特許第5369714號公報

專利文獻3：日本專利特許第5114691號公報

專利文獻4：日本專利特開2014-15638號公報

專利文獻5：日本專利特開2002-309345號公報

【發明內容】

【0009】發明概要

發明欲解決之課題

但是，以上述專利文獻1~5所揭示的技術難以製得更加細粒化的沃斯田鐵，而無法冀望能獲得習知以上的衝擊吸收能力。

【0010】本發明有鑑於習知技術之課題，而以在高強度鋼板之熱壓印成形體中確保更優異的衝擊吸收能力為課題，且目的在於提供一種能解決該課題之熱壓印成形體。

【0011】用以解決課題之手段

本發明人等針對解決上述課題之方法進行了精闢研

討。其結果，發現到藉由令舊沃斯田鐵粒徑為 $3\mu\text{m}$ 以下，並使Nb及Mo之1種或2種固溶於舊沃斯田鐵晶界中而使晶界的脆化強度上升，便可獲得較以往更優異的衝擊吸收能力。

【0012】本申請案之發明係基於上述見解並進一步進行研討而作成者，其要旨如下。

【0013】(1)一種熱壓印成形體，其特徵在於：其成分組成以質量%計含有：C：0.15%以上且小於0.35%、Si：0.005%以上且在0.25%以下、Mn：0.5%以上且在3.0%以下、sol.Al：0.0002%以上且在3.0%以下、Cr：0.05%以上且在1.00%以下、B：0.0005%以上且在0.010%以下、Nb：0.01%以上且在0.15%以下、Mo：0.005%以上且在1.00%以下、Ti：0%以上且在0.15%以下、Ni：0%以上且在3.00%以下、P：0.10%以下、S：0.10%以下及N：0.010%以下，且剩餘部分為Fe及無法避免的不純物；並且，微觀組織包含平均結晶粒徑在 $3\mu\text{m}$ 以下的舊沃斯田鐵，以面積率計更包含90%以上之下變韌鐵、麻田散鐵及回火麻田散鐵之至少1種，且晶界固溶比Z在0.3以上，前述晶界固溶比Z是定義為 $Z=(\text{晶界中之Nb及Mo之1種或2種的質量\%})/(\text{Nb及Mo之1種或2種在溶解時的質量\%})$ 。

【0014】(2)如前述(1)之熱壓印成形體，其具有鍍層。

【0015】發明效果

根據本發明，可提供一種高強度且具有較以往更優異的衝擊吸收能力之熱壓印成形體。

【圖式簡單說明】

【0016】 圖1為顯示測定晶界固溶比時之試驗片形狀的圖。

【實施方式】**【0017】** 發明實施形態

本發明之特徵為令舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑為 $3\mu\text{m}$ 以下，並使Nb及Mo之1種或2種固溶於舊沃斯田鐵晶界中，以使晶界的脆化強度上升。經精闢研討的結果，本發明人等發現到可藉由以下方法來獲得上述組織。

【0018】 作為第一階段，係控制每單位時間的熔鋼澆鑄量。藉此來抑制鋼片中的Mn之微觀偏析，並進一步抑制Mo、Nb的析出，以使鋼中的Mo、Nb固容量增加。

【0019】 若控制每單位時間的熔鋼澆鑄量而減少Mn之微觀偏析，P的陷阱位置(trap site)便會消失，故完工軋延時P會偏析於舊沃斯田鐵晶界中。如此一來，儘管已將舊沃斯田鐵晶界細粒化，仍會使晶界的脆化強度降低，而無法充分獲得衝擊吸收能力。這是因為Mn和P的親和性高，Mn之偏析會發揮作為P的陷阱位置之機能，而消除偏析會造成P在舊沃斯田鐵晶界中擴散。在本發明中，係藉由控制第二階段的軋延條件來解決此課題。

【0020】 作為第二階段，係藉由控制熱完工軋延的軋縮率、溫度、軋延後的冷卻條件及捲取溫度，來抑制Mn往碳化物中濃化，以使易溶解的微細碳化物生成，進而於鋼中導入高密度的差排。在本發明中，係藉由微細分散的

碳化物與高密度的差排兩者均成為沃斯田鐵的逆變態位置，來將舊沃斯田鐵粒微細化。為了有效發揮作為逆變態位置之機能，碳化物宜能夠容易溶解。為此，使Mn或Cr等會阻礙碳化物溶解的元素不會在碳化物中濃化即為重要。

【0021】並且，抑制Mo、Nb的析出，並使Nb和Mo固溶於舊沃斯田鐵晶界中，藉此利用Nb和Mo來佔據P的偏析位置，以消除P往舊沃斯田鐵偏析的情形。由此，不僅可利用Mo或Nb來提升晶界強度，還能抑制晶界脆化強度的降低。

【0022】作為第三階段，係藉由控制熱壓印加熱時的升溫速度，來使易溶解的微細碳化物與高密度的差排兩者成為舊沃斯田鐵的成核部位。藉此，便能將熱壓印成形體中舊沃斯田鐵之平均結晶粒徑控制在 $3\mu\text{m}$ 以下。

【0023】並且，會抑制加熱中之NbC、MoC的析出，以使舊沃斯田鐵晶界中Nb及Mo之1種或2種的固溶比增加。為了抑制Mo、Nb的析出，必須令熱壓印加熱時的升溫速度為至少 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上。

【0024】衝擊吸收能力可以沙丕衝擊試驗的脆裂表面率來評估。脆裂表面率的不同係起因於晶界強度的不同。晶界強度則係根據成形體的微觀組織或種類(麻田散鐵、回火麻田散鐵、下變韌鐵等)、舊沃斯田鐵之平均結晶粒徑、Nb或Mo之類的晶界固溶元素的濃度而決定。

【0025】雖可藉由提高Nb或Mo的晶界固容量來使晶

界強度上升，但Nb和Mo在500°C以上的溫度下會與鋼中的C結合而容易生成碳化物，故須持續控制連續鑄造、熱軋延以及至熱壓印為止的製造步驟，以抑制該等元素的析出。亦即，為了提高Nb或Mo的晶界固容量，必須在上述第一階段到第三階段為止的所有階段中滿足後述條件。

【0026】以下，將詳細說明本發明之熱壓印成形體及其製造方法。

【0027】首先，就限定本發明之熱壓印成形體的成分組成之理由進行說明。以下，與成分組成有關的%是指質量%。

【0028】「C：0.15%以上且小於0.35%」

C係用以獲得1500MPa以上之拉伸強度的重要元素。若小於0.15%，麻田散鐵較為柔軟，而難以確保1500MPa以上之拉伸強度，故C係設為0.15%以上。且宜為0.20%以上。另一方面，有鑑於所要求的衝擊吸收能力與強度之平衡，而設為小於0.35%。且宜為小於0.34%。

【0029】「Si：0.005%以上且在0.25%以下」

Si係能提高變形能力而有助於提升衝擊吸收能力的元素。若小於0.005%，則變形能力貧乏以致衝擊吸收能力劣化，故要添加0.005%以上。且宜為0.01%以上。另一方面，若大於0.25%，於碳化物中的固容量會增加而使碳化物變得難以溶解，且變得無法將舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑控制為3 μ m，故將上限設為0.25%。且宜為0.22%以下。

【0030】「Mn：0.5%以上且在3.0%以下」

Mn係可藉由固溶強化而有助於提升強度的元素。若小於0.5%，則固溶強化能力貧乏導致麻田散鐵變軟，而難以確保1500MPa以上的拉伸強度，故要添加0.5%以上。且宜為0.7%以上。另一方面，若添加大於3.0%，於碳化物中的固容量會增加而使碳化物變得難以溶解，且變得無法將舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑控制在3 μ m以下，故以3.0%為上限。且宜為2.5%以下。

【0031】 「sol.Al：0.0002%以上且在3.0%以下」

Al係可發揮將熔鋼脫氧而使鋼健全化之作用的元素。若小於0.0002%，便會充分脫氧並生成粗大氧化物而引起早期斷裂，故sol.Al係設為0.0002%以上。且宜為0.0010%以上。另一方面，若添加大於3.0%，便會生成粗大氧化物而損及韌性，因此設為3.0%以下。且宜為2.5%以下，更宜為0.5%以下。

【0032】 「Cr：0.05%以上且在1.00%以下」

Cr係可藉由固溶強化而有助於提升強度的元素。若小於0.05%，則固溶強化能力貧乏導致麻田散鐵變軟，而難以確保1500MPa以上的拉伸強度，故要添加0.05%以上。且宜為0.1%以上。另一方面，若添加大於1.00%，於碳化物中的固容量會增加而使碳化物變得難以溶解，且變得無法將舊沃斯田鐵粒徑控制在3 μ m以下，故以1.00%為上限。且宜為0.8%以下。

【0033】 「B：0.0005%以上且在0.010%以下」

B係可藉由固溶強化而有助於提升強度的元素。若小

於0.0005%，則固溶強化能力貧乏導致麻田散鐵變軟，而難以確保1500MPa以上的拉伸強度，故要添加0.0005%以上。且宜為0.0008%以上。另一方面，若添加大於0.010%，於碳化物中的固容量會增加而使碳化物變得難以溶解，且變得無法將舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑控制在3 μ m以下，故以0.010%為上限。且宜為0.007%以下。

【0034】 「Nb：0.01%以上且在0.15%以下」

Nb係會固溶於舊沃斯田鐵晶界中而使晶界強度上升的元素。並且，Nb因會固溶於晶界中而可阻礙P的晶界偏析，故可提升晶界的脆化強度。因此，要添加0.01%以上。且宜為0.030%以上。另一方面，若添加大於0.15%，會變得容易作為碳化物而析出，導致於晶界之固容量降低，故設為0.15%以下。且宜在0.12%以下。

【0035】 「Mo：0.005%以上且在1.00%以下」

Mo係會固溶於舊沃斯田鐵晶界中而使晶界強度上升的元素。並且，Mo因會固溶於晶界中而可阻礙P的晶界偏析，故可提升晶界的脆化強度。因此，要添加0.005%以上。且宜為0.030%以上。另一方面，若添加大於1.00%，會變得容易作為碳化物而析出，導致於晶界之固容量降低，故設為1.00%以下。且宜在0.80%以下。

【0036】 「Ti：0%以上且在0.15%以下」

Ti雖非必要元素，但係可藉由固溶強化而有助於提升強度的元素，因此亦可視需要來添加。當添加Ti時，為了獲得添加效果，宜設定為0.01%以上。且宜為0.02%。另

一方面，若添加大於0.15%，便會生成粗大碳化物或氮化物而引起早期斷裂，故設為0.15%以下。且宜為0.12%以下。

【0037】 「Ni：0%以上且在3.00%以下」

Ni雖非必要元素，但係可藉由固溶強化而有助於提升強度的元素，因此亦可視需要來添加。當添加Ni時，為了獲得添加效果，宜設定為0.01%以上。且宜為0.02%。另一方面，若添加大於3.00%，鋼會變脆而引起早期斷裂，故設為3.00%以下。且宜為2.00%以下。

【0038】 「P：0.10%以下」

P係不純物元素，且係容易偏析於晶界中而使晶界的脆化強度降低的元素。若大於0.10%，晶界的脆化強度會明顯降低而引起早期斷裂，故P係設為0.10%以下。且宜為0.050%以下。下限雖無特別限定，但若減低至小於0.0001%，脫P成本會大幅上升而變得不利於經濟面，故在實用鋼板上，0.0001%即為實質下限。

【0039】 「S：0.10%以下」

S係不純物元素，且係會形成夾雜物的元素。若大於0.10%，便會生成夾雜物而引起早期斷裂，故S係設為0.10%以下。且宜為0.0050%以下。下限雖無特別限定，但若減低至小於0.0015%，脫S成本便會大幅上升而變得不利於經濟面，故在實用鋼板上，0.0015%即為實質下限。

【0040】 「N：0.010%以下」

N係不純物元素，且會形成氮化物而引起早期斷裂，

故設定為0.010%以下。且宜為0.0075%以下。下限雖無特別限定，但若減低至小於0.0001%，脫N成本便會大幅上升而變得不利於經濟面，故在實用鋼板上，0.0001%即為實質下限。

【0041】成分組成的剩餘部分為Fe及不純物。作為不純物，可例示會從鋼原料或廢料以及/或在製鋼過程中無法避免地混入，並在不阻礙本發明之熱壓印成形體之特性的範圍內所容許的元素。

【0042】接下來，就本發明之熱壓印成形體的微觀組織之限定理由進行說明。

【0043】「舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑為3.0 μm 以下」

【0044】舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑係用以確保優異強度和確保抑制早期斷裂的效果之重要組織因子。根據本發明人等的研討，為了獲得熱壓印成形體所要求的衝擊吸收能力，舊沃斯田鐵的粒徑越小越好，且必須將平均結晶粒徑控制在3.0 μm 以下。更宜小於2.7 μm ，而下限並無特別限定。在目前的實際操作中，要令其小於0.5 μm 實為難事，故0.5 μm 即為實質下限。

【0045】舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑係如以下進行測定。

【0046】首先，將熱壓印成形體在540 $^{\circ}\text{C}$ 下進行熱處理24hr。藉此來促進舊沃斯田鐵晶界的腐蝕。熱處理只要藉由爐加熱或通電加熱來進行即可，升溫速度係設為

0.1~100°C/s，冷卻速度係設為0.1~150°C/s。

【0047】從熱處理後之熱壓印成形體的中央部切出與板面成垂直的截面，並使用#600至#1500的碳化矽紙研磨測定面後，使用令粒度1~6 μm 之鑽石粉末在酒精等稀釋液或純水中分散而得之液體來加工成鏡面。

【0048】接著，將觀察面於3~4%硫酸-酒精(或水)溶液中浸漬1分鐘，使舊沃斯田鐵晶界露出。此時，腐蝕作業係在排氣處理裝置內實施，且作業氣體環境的溫度係設為常溫。

【0049】在以丙酮或乙醇洗淨腐蝕後的試樣後使其乾燥，並供於掃描型電子顯微鏡觀察。所使用的掃描型電子顯微鏡係設為配備有2電子檢測器之物。

【0050】在 9.6×10^{-5} 以下的真空中，以加速電壓15kV、照射電流等級13對試樣照射電子射線，並以試樣的1/4板厚位置為中心拍攝1/8~3/8位置之範圍的二次電子影像。拍攝倍率係以橫386mm \times 縱290mm的畫面為基準而設定成4000倍，拍攝視野數則設定為10視野以上。

【0051】在拍攝而得的二次電子影像中，舊沃斯田鐵晶界係被拍攝為明亮之對比。就觀察視野中所包含的舊沃斯田鐵粒，算出最短直徑與最長直徑的平均值並設為平均結晶粒徑。除了拍攝視野的端部等、晶粒整體未含在拍攝視野中的舊沃斯田鐵粒之外，對所有舊沃斯田鐵粒進行上述操作，以求取該拍攝視野中的平均結晶粒徑。平均結晶粒徑係將已算出的粒徑之總和除以已測定粒徑的舊沃斯田

鐵粒之總數而得之值。對每個拍攝而得的所有視野實施此操作，以算出舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑。

【0052】 「以式(1)定義之晶界固溶比 Z 在0.3以上」

【0053】 $Z = \frac{\text{晶界中之Nb及Mo之1種或2種的質量\%}}{\text{Nb及Mo之1種或2種在溶解時的質量\%}} \dots (1)$

【0054】 以上述式(1)定義之晶界固溶比 Z ，在確保優異衝擊吸收能力的方面係重要組織因子，且為本發明人等為了評估衝擊吸收能力而採用的指標。若Nb及/或Mo固溶於晶界中， P 就會變得難以在晶界中偏析而可提高晶界的結合力，故晶界的脆化強度會上升使得衝擊吸收能力提升。若上述晶界固溶比 Z 小於0.3，便無法充分獲得Nb及/或Mo的晶界強化效果，而無法獲得所需的衝擊吸收能力，故上述晶界固溶比 Z 係設為0.3以上。且宜為0.4以上。上限雖無特別限定，但理論上1.0是上限。

【0055】 晶界固溶比 Z 係如以下作測定。

【0056】 從熱壓印成形體的中央部製作圖1所示尺寸的試驗片。此時，會藉由機械磨削將試驗片的表背面每次除去相同量，使板厚成為1.2mm。試驗片中央部的切口會利用1mm厚的鋼絲鉗插入，將切口底部的結合部控制在100 μ 至200 μ m。

【0057】 接著，將試驗片於20%-硫氰酸銨溶液中浸漬72~120hr。

【0058】 在浸漬完成後0.5hr以內對試驗片的表背面施以鍍鋅。

【0059】 鍍敷後，在1.5hr以內供於歐傑電子發光分光分析。用以實施歐傑電子發光分光分析的裝置種類並無特別限制。將試驗片設定於分析裝置內，在 9.6×10^{-5} 以下的真空中，從試驗片的切口部分進行破壞，使舊沃斯田鐵晶界露出。對露出的舊沃斯田鐵晶界以1~30kV的加速電壓照射電子射線，並測定該晶界中的Nb及/或Mo之質量%(濃度)。測定係在10處以上的舊沃斯田鐵晶界中實施。為了防止晶界之污染，會在破壞後30分鐘以內完成測定。

【0060】 算出所測得的Nb及/或Mo的質量%(濃度)的平均值後，以將該平均值除以已添加的Nb及/或Mo的質量%而得之值作為晶界固溶比Z。

【0061】 「以微觀組織面積率計，90%以上為下變韌鐵、麻田散鐵及回火麻田散鐵之1種以上」

【0062】 為使熱壓印成形體獲得1500MPa以上的拉伸強度，微觀組織以面積率計必須包含90%以上的麻田散鐵或回火麻田散鐵。且宜為94%以上。而在確保拉伸強度的觀點中，微觀組織亦可為下變韌鐵。面積率90%以上的組織可為下變韌鐵、麻田散鐵及回火麻田散鐵中的1種，亦可為該等之混合組織。

【0063】 微觀組織的剩餘部分並無特別規定，可列舉譬如上變韌鐵、殘留沃斯田鐵、波來鐵。

【0064】 下變韌鐵、麻田散鐵、回火麻田散鐵的面積率，係如以下進行測定。

【0065】 從熱壓印成形體的中央切出與板面成垂直

的截面，並使用#600至#1500的碳化矽紙研磨測定面後，使用令粒度 $1\sim 6\mu\text{m}$ 之鑽石粉末在酒精等稀釋液或純水中分散而得之液體來加工成鏡面。

【0066】於1.5~3%硝酸-酒精溶液中浸漬5~10秒，使高角度晶界露出。此時，腐蝕作業係在排氣處理裝置內實施，且作業氣體環境的溫度係設為常溫。

【0067】在以丙酮或乙醇洗淨腐蝕後的試樣後使其乾燥，並供於掃描型電子顯微鏡觀察。所使用的掃描型電子顯微鏡係設為配備有2電子檢測器之物。在 9.6×10^{-5} 以下的真空中，以加速電壓10kV、照射電流等級8對試樣照射電子射線，並以試樣的1/4板厚位置為中心拍攝1/8~3/8位置之範圍的二次電子影像。拍攝倍率係以橫386mm×縱290mm的畫面為基準而設定成10000倍，拍攝視野數則設定為10視野以上。

【0068】在拍攝而得的二次電子影像中，由於結晶晶界與碳化物係被拍攝為明亮之對比，故可藉由結晶晶界與碳化物的位置來簡便地判定組織。當晶粒內部有碳化物形成時，係回火麻田散鐵或下變韌鐵，晶粒中未於內部觀察到碳化物之組織則係麻田散鐵。

【0069】另一方面，在結晶晶界中有碳化物形成之組織係上變韌鐵或波來鐵。

【0070】關於殘留沃斯田鐵，由於結晶構造與上述微觀組織不同，故係在與拍攝二次電子影像之位置相同的視野中利用電子背向散射繞射法來測定。所使用的掃描型電

子顯微鏡係設為配備有能進行電子背向散射繞射法的相機之物。在 9.6×10^{-5} 以下的真空中，以加速電壓25kV、照射電流等級16對試樣照射電子射線以進行測定，並根據所得的測定資料來作成面心立方晶格之分布圖。

【0071】拍攝倍率係以橫386mm×縱290mm的畫面為基準而以10000倍進行拍攝後，於拍攝而得之照片上作成2 μ m間隔的網格，挑選出位於網格交點的微觀組織。並以將各組織的交點數除以所有的交點而得之值作為該微觀組織的面積率。在10個視野中執行此操作，算出平均值並以其作為微觀組織的面積率。

【0072】接下來，說明本發明之熱壓印成形體以及用以製得熱壓印成形體的製造中所用之熱壓印用鋼板的製造方法之形態。

【0073】<熱壓印用鋼板的製造方法>

【0074】(1)連續鑄造步驟

藉由連續鑄造法將具有上述化學組成之熔鋼製成鋼片(鋼胚)。在此連續鑄造步驟中，宜將每單位時間的熔鋼澆鑄量設定為6ton/分鐘以下。連續鑄造時，若熔鋼之每單位時間的澆鑄量(澆鑄速度)大於6ton/分鐘，在Mn的微觀偏析增加的同時，以Mo或Nb為主體的析出物之成核量就會增加。澆鑄量更宜設為5ton/分鐘以下。澆鑄量之下限並無特別限定，但從操作成本的觀點來看，宜為0.1ton/分鐘以上。

【0075】(2)熱軋延步驟

將上述鋼片熱軋延以製成鋼板。此時，在以式(2)定義之A3變態溫度+10°C以上且A3變態溫度+200°C以下的溫度區中結束熱軋延，並設此時的最後一段之軋縮率為12%以上，在從完工軋延結束後起算1秒以內開始冷卻，在從完工軋延結束溫度起至550°C為止的溫度區中以100°C/s以上的冷卻速度冷卻，並在小於500°C之溫度下進行捲取。

【0076】 A3變態溫度

$$=850+10\times(C+N)\times Mn+350\times Nb+250\times Ti+40\times B+10\times Cr+100\times Mo \dots \text{式(2)}$$

【0077】藉由將完工軋延溫度設定為A3變態溫度+10°C以上，來促進沃斯田鐵的再結晶。藉此，在結晶粒內形成低角度晶界的情形便會受到抑制，而可減少Nb、Mo的析出位置。並且，因藉由減少Nb、Mo的析出位置亦能抑制C的消耗，故在後續的步驟中，便可提高碳化物的個數密度。較佳為A3變態溫度+30°C以上。

【0078】藉由將完工軋延溫度設定為A3變態溫度+200°C以下，來抑制沃斯田鐵之過度晶粒成長。藉由在A3變態溫度+200°C以下之溫度區中進行完工軋延，而可促進沃斯田鐵的再結晶，並且亦不會發生過度的晶粒成長，故在捲取步驟中可以獲得微細碳化物。較佳為A3變態溫度+150°C以下。

【0079】藉由將完工軋延的軋縮率設定為12%以上，來促進沃斯田鐵的再結晶。藉此，在結晶粒內形成低角度晶界的情形便會受到抑制，而可減少Nb、Mo的析出

位置。較佳是在15%以上。

【0080】在從完工軋延結束後起算1秒以內且較佳係在0.8秒以內開始冷卻，在從完工軋延結束溫度起至550°C為止的溫度區中以100°C/s以上的冷卻速度冷卻，藉此可以減少在會促進Nb及Mn之析出的溫度區中的停留時間。其結果，可以抑制Nb、Mo在沃斯田鐵中的析出，沃斯田鐵晶界中的Nb及Mo固容量便會增加。

【0081】將捲取溫度設定為低於500°C，藉此在提升上述效果的同時，會抑制Mn往碳化物中濃化，並生成易溶解的微細碳化物，進而於鋼中導入高密度的差排。較佳為小於480°C。下限雖然無特別規定，但在實際操作上要於室溫以下進行捲取有其困難，故室溫即為下限。

【0082】(3)鍍層之形成

在鋼板表面上，亦可以提升耐蝕性等為目的而形成鍍層。鍍層可為電鍍層及熔融鍍層之任一者。作為電鍍層，可例示出：電鍍鋅層、電鍍Zn-Ni合金層等。作為熔融鍍層，可例示出：熔融鍍鋅層、合金化熔融鍍鋅層、熔融鍍鋁層、熔融Zn-Al合金鍍層、熔融Zn-Al-Mg合金鍍層、熔融Zn-Al-Mg-Si合金鍍層等。鍍層的附著量並無特別限制，為一般的附著量即可。

【0083】(4)其他步驟

在熱壓印用鋼板之製造中，其他亦可包含酸洗、冷軋延、調質軋延等周知製法。

【0084】<熱壓印成形體的製造步驟>

【0085】本發明之熱壓印成形體，係藉由將熱壓印用鋼板以 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且小於 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均加熱速度在 500°C 以上且A3點以下的溫度區中加熱並維持後，進行熱壓印成形，並於成形後將成形體冷卻至室溫而製造。

【0086】又，為了調整強度，亦可將熱壓印成形體的一部分區域或所有區域以 200°C 以上且 500°C 以下的溫度進行回火。

【0087】在 500°C 以上且A3點以下的溫度區中以 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且小於 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均加熱速度加熱、維持，並進行熱壓印成形，藉此便可令易溶解的微細碳化物與高密度的差排兩者為舊沃斯田鐵的成核部位，且能夠將舊沃斯田鐵的平均結晶粒徑控制在 $3\mu\text{m}$ 以下。此外，亦有助於抑制加熱中的NbC、MoC的析出，而使舊沃斯田鐵晶界中Nb及Mo之1種或2種的固溶比增加。

【0088】平均加熱速度宜為 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。若平均加熱速度大於 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，便會在碳化物的溶解未完成的狀態下促進往沃斯田鐵的變態，而招致韌性劣化，故以 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 為上限。且宜小於 $180^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

【0089】熱壓印時的維持溫度宜設為A3點 $+10^{\circ}\text{C}$ 以上且A3點 $+150^{\circ}\text{C}$ 以下。並且，熱壓印後的冷卻速度宜設為 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。

【0090】實施例

接下來，說明本發明實施例，惟，實施例中之條件僅為用以確認本發明之可實施性及效果所採用的一條件例，

且本發明不受該一條件例限定。只要能不在脫離本發明之宗旨下達成本發明之目的，本發明可採用各種條件。

【0091】對於鑄造表1-1~1-3所示成分組成的熔鋼而製得之鋼片，以表2-1~2-3所示條件實施熱軋延、冷軋延而作成熱壓印用鋼板後，對所製得的熱壓印用鋼板實施表2-1~2-3所示熱處理並進行熱壓印成形，而製造出成形體。

【0092】於表3-1~3-3中顯示熱壓印成形體之微觀組織及機械特性。

【0093】 [表1-1]

鋼 No.	成分組成/質量%														A3(°C)	備註
	C	Si	Mn	sol.Al	Cr	B	Nb	Mo	P	S	N	Ti	Ni			
1	0.28	0.05	1.1	0.040	1.00	0.0015	0.080	0.001	0.005	0.0020	0.0020	0.020	0	876	比較例	
2	0.32	0.22	1.6	0.045	0.05	0.0005	0.010	0.002	0.010	0.0040	0.0040	0	0	839	比較例	
3	0.30	0.15	1.3	0.028	0.87	0.0015	0.015	0.210	0.007	0.0093	0.0024	0.015	0	873	比較例	
4	0.30	0.24	1.5	0.040	0.20	0.0050	0.080	0.005	0.011	0.0020	0.0041	0.050	0	878	比較例	
5	0.17	0.02	0.6	0.088	0.05	0.0013	0.020	0.001	0.068	0.0220	0.0019	0.010	0	841	比較例	
6	0.24	0.22	1.4	0.044	0.21	0.0019	0.016	0.018	0.015	0.0020	0.0035	0.023	0	869	發明例	
7	0.33	0.18	1.5	0.046	0.42	0.0022	0.086	0.011	0.014	0.0006	0.0033	0.027	0	897	發明例	
8	0.37	0.19	1.4	0.042	0.23	0.0023	0.048	0.013	0.010	0.0005	0.0037	0.028	0	883	比較例	
9	0.31	0.001	1.4	0.045	0.44	0.0022	0.086	0.012	0.013	0.0005	0.0033	0.021	0	875	比較例	
10	0.31	0.028	1.4	0.044	0.42	0.0022	0.087	0.013	0.012	0.0006	0.0032	0.023	0	876	發明例	
11	0.32	0.18	1.6	0.044	0.43	0.0023	0.085	0.011	0.013	0.0006	0.0031	0	0	870	發明例	
12	0.32	0.23	1.5	0.046	0.43	0.0022	0.087	0.011	0.012	0.0004	0.0032	0.022	0	876	發明例	
13	0.32	0.31	1.6	0.045	0.42	0.0024	0.087	0.011	0.012	0.0004	0.0032	0.021	0	876	比較例	
14	0.31	0.17	0.3	0.046	0.42	0.0024	0.086	0.011	0.014	0.0006	0.0031	0.023	0	872	比較例	
15	0.32	0.19	0.8	0.046	0.42	0.0022	0.085	0.012	0.013	0.0005	0.0032	0.023	0	874	發明例	
16	0.33	0.17	1.4	0.045	0.44	0.0024	0.087	0.012	0.013	0.0004	0.0033	0	0	871	發明例	
17	0.32	0.18	2.9	0.045	0.43	0.0024	0.085	0.013	0.013	0.0005	0.0032	0.023	0	881	發明例	
18	0.33	0.17	3.7	0.044	0.44	0.0023	0.087	0.013	0.014	0.0004	0.0031	0.021	0	884	比較例	
19	0.32	0.19	1.6	0.0001	0.43	0.0023	0.085	0.011	0.014	0.0006	0.0032	0.022	0	876	比較例	
20	0.31	0.19	1.6	0.0038	0.44	0.0022	0.087	0.011	0.013	0.0004	0.0031	0.022	0	877	發明例	
21	0.31	0.17	1.4	0.045	0.42	0.0024	0.086	0.013	0.014	0.0005	0.0031	0	0	870	發明例	
22	0.31	0.17	1.5	2.8	0.42	0.0023	0.087	0.012	0.013	0.0006	0.0032	0.021	0	876	發明例	
23	0.32	0.17	1.4	3.6	0.44	0.0023	0.085	0.013	0.012	0.0006	0.0033	0.022	0	876	比較例	
24	0.32	0.19	1.6	0.045	0.03	0.0023	0.085	0.013	0.014	0.0004	0.0032	0.023	0	872	比較例	
25	0.31	0.18	1.4	0.045	0.11	0.0024	0.085	0.011	0.012	0.0004	0.0032	0.021	0	872	發明例	
26	0.33	0.18	1.6	0.044	0.43	0.0024	0.086	0.012	0.014	0.0005	0.0033	0	0	871	發明例	
27	0.31	0.17	1.6	0.045	0.93	0.0024	0.085	0.012	0.014	0.0005	0.0031	0.022	0	881	發明例	
28	0.31	0.17	1.4	0.045	1.20	0.0024	0.087	0.011	0.013	0.0005	0.0033	0.023	0	884	比較例	
29	0.32	0.19	1.6	0.046	0.44	0.0002	0.087	0.013	0.014	0.0004	0.0033	0.022	0	877	比較例	
30	0.31	0.19	1.4	0.046	0.42	0.0007	0.085	0.013	0.014	0.0006	0.0031	0.023	0	875	發明例	

【0094】 [表1-2]

鋼 No.	成分組成/質量%														A3(°C)	備註
	C	Si	Mn	sol. Al	Gr	B	Nb	Mo	P	S	N	Ti	NI			
31	0.31	0.18	1.4	0.045	0.42	0.0024	0.087	0.011	0.012	0.0005	0.0032	0	0	870	發明例	
32	0.33	0.17	1.6	0.045	0.42	0.0081	0.086	0.013	0.012	0.0005	0.0033	0.023	0	877	發明例	
33	0.31	0.19	1.4	0.044	0.42	0.0140	0.087	0.012	0.013	0.0006	0.0031	0.023	0	877	比較例	
34	0.33	0.18	1.5	0.046	0.43	0.0022	0.008	0.011	0.013	0.0005	0.0033	0.021	0	849	比較例	
35	0.31	0.18	1.5	0.045	0.42	0.0024	0.022	0.012	0.012	0.0005	0.0031	0.022	0	853	發明例	
36	0.32	0.17	1.5	0.046	0.44	0.0022	0.087	0.011	0.014	0.0006	0.0031	0	0	871	發明例	
37	0.33	0.19	1.6	0.045	0.42	0.0022	0.14	0.013	0.013	0.0004	0.0031	0.022	0	896	發明例	
38	0.32	0.17	1.6	0.045	0.42	0.0024	0.19	0.011	0.014	0.0004	0.0033	0.021	0	912	比較例	
39	0.33	0.19	1.5	0.045	0.43	0.0022	0.086	0.002	0.014	0.0004	0.0033	0.021	0	875	比較例	
40	0.32	0.17	1.5	0.045	0.44	0.0024	0.086	0.018	0.014	0.0005	0.0031	0.022	0	877	發明例	
41	0.31	0.18	1.4	0.045	0.43	0.0023	0.085	0.013	0.014	0.0006	0.0031	0	0	870	發明例	
42	0.32	0.17	1.6	0.045	0.43	0.0023	0.086	0.82	0.013	0.0006	0.0033	0.021	0	957	發明例	
43	0.33	0.17	1.6	0.044	0.43	0.0022	0.087	1.30	0.013	0.0005	0.0032	0.021	0	1005	比較例	
44	0.31	0.19	1.5	0.046	0.43	0.0023	0.085	0.012	0.014	0.0004	0.0033	0	0	870	發明例	
45	0.31	0.17	1.4	0.046	0.42	0.0022	0.086	0.012	0.140	0.0004	0.0032	0.023	0	876	比較例	
46	0.32	0.19	1.4	0.044	0.42	0.0022	0.085	0.013	0.013	0.0006	0.0033	0	0	870	發明例	
47	0.31	0.19	1.6	0.045	0.43	0.0023	0.086	0.013	0.013	0.14	0.0031	0.023	0	877	比較例	
48	0.33	0.19	1.5	0.044	0.44	0.0024	0.085	0.012	0.013	0.0006	0.0031	0.022	0	876	發明例	
49	0.31	0.17	1.5	0.045	0.43	0.0022	0.087	0.013	0.012	0.0004	0.021	0.021	0	876	比較例	
50	0.32	0.18	1.4	0.044	0.43	0.0022	0.086	0.011	0.012	0.0005	0.0032	0.080	0	890	發明例	
51	0.33	0.17	1.4	0.044	0.44	0.0023	0.087	0.011	0.013	0.0005	0.0032	0	0.4	871	發明例	
4	0.30	0.24	1.5	0.040	0.20	0.0050	0.080	0.005	0.011	0.0020	0.0041	0.050	0	878	比較例	
4	0.30	0.24	1.5	0.040	0.20	0.0050	0.080	0.005	0.011	0.0020	0.0041	0.050	0	878	比較例	
4	0.30	0.24	1.5	0.040	0.20	0.0050	0.080	0.005	0.011	0.0020	0.0041	0.050	0	878	比較例	
4	0.30	0.24	1.5	0.040	0.20	0.0050	0.080	0.005	0.011	0.0020	0.0041	0.050	0	878	比較例	
4	0.30	0.24	1.5	0.040	0.20	0.0050	0.080	0.005	0.011	0.0020	0.0041	0.050	0	878	比較例	
8	0.33	0.18	1.5	0.046	0.42	0.0022	0.086	0.011	0.014	0.0006	0.0033	0.027	0	878	發明例	
8	0.33	0.18	1.5	0.046	0.42	0.0022	0.086	0.011	0.014	0.0006	0.0033	0.027	0	877	發明例	
8	0.33	0.18	1.5	0.046	0.42	0.0022	0.086	0.011	0.014	0.0006	0.0033	0.027	0	877	比較例	
8	0.33	0.18	1.5	0.046	0.42	0.0022	0.086	0.011	0.014	0.0006	0.0033	0.027	0	877	比較例	

【0096】 [表2-1]

鋼 No.	製造 No.	連續鑄造步驟		熱軋延步驟						冷軋延 (%)	鍍敷		備註
		熔鋼澆量 (ton/分鐘)	完工軋延溫度 (°C)	完工軋延率 (%)	冷卻開始時間 (秒)	冷卻速度 (°C/秒)	播取開始溫度 (°C)	冷軋率 (%)	鍍敷		鍍敷後合金化		
1	1	4.5	904	18	0.9	131	519	56	無	無	比較例		
2	2	8.2	853	17	0.9	121	456	69	無	無	比較例		
3	3	2.6	904	17	0.8	125	561	57	無	無	比較例		
4	4	7.1	908	17	0.8	131	482	57	無	無	比較例		
5	5	8.2	908	19	0.8	213	635	59	無	無	比較例		
6	6	4.8	915	17	0.8	131	485	56	無	無	發明例		
7	7	4.8	905	19	0.8	133	477	59	無	無	發明例		
8	8	4.4	908	18	0.8	121	473	59	無	無	比較例		
9	9	4.7	915	17	0.8	128	472	57	無	無	比較例		
10	10	4.5	907	19	0.9	131	476	59	無	無	發明例		
11	11	5.1	911	16	0.9	125	473	59	無	無	發明例		
12	12	4.4	906	17	0.8	133	471	57	無	無	發明例		
13	13	5.3	905	19	0.9	134	475	56	無	無	比較例		
14	14	5.2	902	19	0.8	126	479	59	無	無	比較例		
15	15	4.7	902	16	0.8	125	485	56	無	無	發明例		
16	16	4.9	911	19	0.8	130	479	59	無	無	發明例		
17	17	5	911	18	0.8	128	471	56	無	無	發明例		
18	18	4.6	909	17	0.9	124	482	58	無	無	比較例		
19	19	5.1	905	16	0.8	123	480	56	無	無	比較例		
20	20	5.1	907	16	0.9	131	481	59	無	無	發明例		
21	21	5.2	909	16	0.8	131	475	57	無	無	發明例		
22	22	4.7	913	17	0.8	130	474	59	無	無	發明例		
23	23	5.3	915	17	0.9	123	481	56	無	無	比較例		
24	24	4.8	910	19	0.8	125	483	56	無	無	比較例		
25	25	5.4	908	16	0.8	126	480	57	無	無	發明例		
26	26	5.1	903	19	0.9	132	480	57	無	無	發明例		
27	27	5	908	18	0.9	121	480	57	無	無	發明例		
28	28	5	902	16	0.8	125	476	57	無	無	比較例		
29	29	4.7	915	19	0.8	122	485	58	無	無	比較例		
30	30	4.6	906	18	0.9	130	473	58	無	無	發明例		

【0097】 [表2-2]

鋼 No.	製造 No.	連續鑄造步驟		熱軋延步驟					冷軋延 (%)	鍍敷		備註
		熔鋼澆鑄量 (ton/分鐘)	完工軋延溫度 (°C)	完工軋延率 (%)	冷卻開始時間 (秒)	冷卻速度 (°C/秒)	捲取開始溫度 (°C)	冷軋率 (%)		鍍敷	鍍敷後合金化	
31	31	5.5	902	18	0.8	129	478	59	無	無	發明例	
32	32	4.2	909	18	0.8	126	478	58	無	無	發明例	
33	33	5.3	908	16	0.9	127	480	56	無	無	比較例	
34	34	4.8	908	17	0.9	129	484	56	無	無	比較例	
35	35	5.2	910	18	0.9	134	480	57	無	無	發明例	
36	36	5	903	18	0.9	130	480	57	無	無	發明例	
37	37	4.7	910	19	0.9	134	474	57	無	無	發明例	
38	38	4.6	948	16	0.8	127	480	58	無	無	比較例	
39	39	5	911	19	0.9	133	471	59	無	無	比較例	
40	40	4.5	913	16	0.9	126	485	57	無	無	發明例	
41	41	5.2	911	18	0.9	123	475	59	無	無	發明例	
42	42	5.3	906	19	0.8	124	472	59	無	無	發明例	
43	43	5	903	16	0.8	135	473	59	無	無	比較例	
44	44	4.4	905	17	0.9	121	483	58	無	無	發明例	
45	45	5.2	908	17	0.9	123	485	58	無	無	比較例	
46	46	4.7	912	18	0.8	130	482	58	無	無	發明例	
47	47	5	914	17	0.8	135	484	59	無	無	比較例	
48	48	4.4	915	17	0.9	127	471	57	無	無	發明例	
49	49	4.7	901	17	0.8	126	475	59	無	無	比較例	
50	50	4.2	902	16	0.8	126	480	58	無	無	發明例	
51	51	5.5	903	17	0.9	132	477	59	無	無	發明例	
4	52	5	870	18	0.8	126	495	58	無	無	比較例	
4	53	5	908	10	0.8	124	485	58	無	無	比較例	
4	54	5	908	18	1.1	125	477	58	無	無	比較例	
4	55	5	908	18	0.8	124	478	58	無	無	比較例	
4	56	5	908	18	0.8	122	475	58	無	無	比較例	
8	57	3.7	912	17	0.8	127	477	56	無	無	發明例	
8	58	5.5	912	16	0.8	132	482	59	無	無	發明例	
8	59	8.1	903	16	0.8	123	483	58	無	無	發明例	
8	60	4.9	880	18	0.8	127	471	58	無	無	比較例	

【0098】 [表2-3]

鋼 No.	製造 No.	連續鑄造步驟		熱軋延步驟						冷軋延 (%)		鍍敷		備註
		熔鋼澆鑄量 (ton/分鐘)	完工軋延溫度 (°C)	完工軋延率 (%)	冷卻開始時間 (秒)	冷卻速度 (°C/秒)	捲取開始溫度 (°C)	冷軋率 (%)	鍍敷	鍍敷後合金化				
8	61	5.2	911	18	0.9	129	479	58	無	無	發明例			
8	62	5.3	942	19	0.9	123	478	59	無	無	發明例			
8	63	4.6	1005	18	0.9	126	474	56	無	無	發明例			
8	64	5.1	1150	19	0.9	124	471	57	無	無	比較例			
8	65	5.6	908	9	0.8	121	478	59	無	無	比較例			
8	66	4.9	901	13	0.8	132	477	56	無	無	發明例			
8	67	5	901	15	0.8	122	477	58	無	無	發明例			
8	68	4.9	914	18	0.8	121	478	56	無	無	發明例			
8	69	5.4	912	17	0.9	129	478	58	無	無	發明例			
8	70	5.2	915	17	1.9	134	481	56	無	無	比較例			
8	71	4.9	903	16	0.8	85	478	57	無	無	比較例			
8	72	5.3	911	17	0.8	110	476	56	無	無	發明例			
8	73	4.9	913	19	0.8	120	477	56	無	無	發明例			
8	74	4.9	905	19	0.9	122	55	57	無	無	發明例			
8	75	4.9	903	16	0.9	132	470	59	無	無	發明例			
8	76	5.4	914	17	0.8	125	485	58	無	無	發明例			
8	77	5.4	908	18	0.9	121	540	59	無	無	比較例			
8	78	4.9	905	16	0.8	121	476	0	無	無	發明例			
8	79	4.4	904	19	0.9	121	480	56	有	有	發明例			
8	80	4.6	908	18	0.9	134	482	56	有	有	發明例			
8	81	5	907	19	0.9	121	476	59	無	無	發明例			
8	82	4.5	905	17	0.9	121	484	56	無	無	比較例			
8	83	4.8	909	17	0.9	135	484	57	無	無	發明例			
8	84	4.6	904	18	0.8	135	474	57	無	無	發明例			
8	85	4.4	909	17	0.9	129	479	56	無	無	發明例			
8	86	4.8	908	18	0.9	131	481	59	無	無	比較例			
8	87	4.9	909	16	0.9	121	475	59	無	無	發明例			
8	88	4.9	909	16	0.9	125	481	59	無	無	發明例			

【0099】 [表3-1]

鋼 No.	製造 No.	熱處理步驟				熱壓印成形態之金屬組織			機械特性			備註
		加熱速度 (°C/秒)	加熱溫度 (°C)	冷卻速度 (°C)	回火溫度 (°C)	舊沃斯田鐵之平均結晶粒徑 (μm)	下變動鐵、麻田散鐵或回火麻田散鐵之面積率 (%)	組織之種類	晶界固溶比 Z	拉伸強度 (MPa)	在負100°C下的脆裂表面率 (%)	
1	1	160	880	55		3	95	麻田散鐵	0.1	1990	56	比較例
2	2	90	839	60		7	100	麻田散鐵	0.2	1860	52	比較例
3	3	10	880	58		5.6	100	麻田散鐵	0.2	1850	53	比較例
4	4	168	900	55		3.1	100	麻田散鐵	0.2	1905	52	比較例
5	5	174	900	61		2.7	100	麻田散鐵	0.2	1270	43	比較例
6	6	178	915	60		3	95	麻田散鐵	0.5	1586	13	發明例
7	7	169	915	59		2.3	99	麻田散鐵	0.4	1854	27	發明例
8	8	166	915	66		2.4	98	麻田散鐵	0.3	2121	57	比較例
9	9	177	915	66		2.2	97	麻田散鐵	0.4	早期斷裂	早期斷裂	比較例
10	10	164	915	56		2.3	97	麻田散鐵	0.4	1843	28	發明例
11	11	176	915	58		2.6	99	麻田散鐵	0.4	1844	12	發明例
12	12	174	915	65		3	97	麻田散鐵	0.4	1848	27	發明例
13	13	162	915	68		4.9	97	麻田散鐵	0.4	1841	47	比較例
14	14	172	915	60		2.4	62	麻田散鐵	0.5	1273	6	比較例
15	15	178	915	67		2.5	97	麻田散鐵	0.4	1850	26	發明例
16	16	174	915	68		2.4	99	麻田散鐵	0.4	1903	13	發明例
17	17	164	915	62		2.3	97	麻田散鐵	0.4	1963	27	發明例
18	18	167	915	63		4.8	97	麻田散鐵	0.4	1990	47	比較例
19	19	178	915	56		2.6	98	麻田散鐵	0.4	早期斷裂	早期斷裂	比較例
20	20	175	915	65		2.6	99	麻田散鐵	0.4	1851	28	發明例
21	21	170	915	59		2.2	97	麻田散鐵	0.4	1848	12	發明例
22	22	162	915	70		2.4	99	麻田散鐵	0.4	1855	26	發明例
23	23	175	915	56		2.6	97	麻田散鐵	0.4	早期斷裂	早期斷裂	比較例
24	24	178	915	66		2.6	63	麻田散鐵	0.5	1277	7	比較例
25	25	170	915	69		2.5	99	麻田散鐵	0.4	1842	28	發明例
26	26	171	915	66		3	98	麻田散鐵	0.4	1905	13	發明例
27	27	163	915	61		2.9	98	麻田散鐵	0.4	1953	28	發明例
28	28	180	915	65		5	99	麻田散鐵	0.4	1853	47	比較例
29	29	165	915	65		2.3	64	麻田散鐵	0.5	1274	7	比較例
30	30	161	915	70		2.6	99	麻田散鐵	0.4	1847	28	發明例

[0100] [表3-2]

鋼 No.	製造 No.	熱處理步驟			回火溫度 (°C)	查沃斯田鐵之平均結晶粒徑 (μm)	熱壓印成形體之金屬組織		機械特性			備註
		加熱速度 (°C/秒)	加熱溫度 (°C)	冷卻速度 (°C)			不變割鐵、麻田散鐵或回火麻田散鐵之面積率 (%)	組織之種類	晶界固溶比 Z	拉伸強度 (MPa)	在負100°C下的脆裂表面率 (%)	
31	31	169	915	61		3	99	麻田散鐵	0.4	1913	12	發明例
32	32	163	915	65		2.8	99	麻田散鐵	0.4	1952	26	發明例
33	33	170	915	59		4.9	97	麻田散鐵	0.4	1843	48	比較例
34	34	174	915	70		2.6	98	麻田散鐵	0.1	1843	58	比較例
35	35	177	915	59		2.5	99	麻田散鐵	0.4	1848	26	發明例
36	36	172	915	64		2.3	97	麻田散鐵	0.5	1851	11	發明例
37	37	171	915	62		2.2	98	麻田散鐵	0.6	1842	27	發明例
38	38	162	915	65		2.6	98	麻田散鐵	0.2	1849	47	比較例
39	39	167	915	62		2.2	97	麻田散鐵	0.1	1851	58	比較例
40	40	166	915	58		2.3	97	麻田散鐵	0.4	1847	26	發明例
41	41	173	915	62		2.4	98	麻田散鐵	0.5	1842	11	發明例
42	42	173	915	65		2.3	97	麻田散鐵	0.6	1845	26	發明例
43	43	164	915	70		2.2	97	麻田散鐵	0.2	1852	46	比較例
44	44	177	915	63		2.2	97	麻田散鐵	0.4	1846	27	發明例
45	45	169	915	64		2.3	98	麻田散鐵	0.4	早期斷裂	早期斷裂	比較例
46	46	164	915	63		2.3	99	麻田散鐵	0.4	1854	26	發明例
47	47	166	915	62		2.2	99	麻田散鐵	0.4	早期斷裂	早期斷裂	比較例
48	48	170	915	58		2.4	97	麻田散鐵	0.4	1853	27	發明例
49	49	169	915	58		2.6	97	麻田散鐵	0.4	早期斷裂	早期斷裂	比較例
50	50	175	915	64		2.3	97	麻田散鐵	0.4	1964	27	發明例
51	51	164	915	68		2.3	97	麻田散鐵	0.4	1964	26	發明例
4	52	145	900	63		2.7	98	麻田散鐵	0.2	1905	47	比較例
4	53	165	900	60		2.7	98	麻田散鐵	0.2	1905	52	比較例
4	54	165	900	60		2.7	98	麻田散鐵	0.2	1905	45	比較例
4	55	90	900	60		4.1	98	麻田散鐵	0.2	1905	52	比較例
4	56	165	900	60		2.7	98	麻田散鐵	0.4	2050	28	發明例
8	57	177	915	59		2.2	98	麻田散鐵	0.4	1842	27	發明例
8	58	180	915	67		2.9	99	麻田散鐵	0.3	1963	28	發明例
8	59	177	915	68		4.6	98	麻田散鐵	0.1	1845	56	比較例
8	60	179	915	61		2.5	97	麻田散鐵	0.1	1852	46	比較例

【0101】 [表3-3]

鋼 No.	製造 No.	熱處理步驟			回火溫度 (°C)	舊沃斯田鐵之平均結晶粒徑 (μm)	熱壓印成形體之金屬組織	組織之種類	晶界回溶比 Z	機械特性		備註
		加熱速度 (°C/秒)	加熱溫度 (°C)	冷卻速度 (°C)						拉伸強度 (MPa)	在昇100°C下的脆裂表面率 (%)	
8-61		163	915	63		2.5	麻田散鐵	0.3	1847	27	發明例	
8-62		166	915	57		2.5	麻田散鐵	0.4	1847	26	發明例	
8-63		179	915	66		2.9	麻田散鐵	0.4	1841	28	發明例	
8-64		178	915	68		4.6	麻田散鐵	0.4	1845	55	比較例	
8-65		177	915	57		2.3	麻田散鐵	0.1	1855	48	比較例	
8-66		161	915	65		2.3	麻田散鐵	0.3	1854	27	發明例	
8-67		172	915	60		2.2	麻田散鐵	0.4	1843	27	發明例	
8-68		170	915	58		2.4	麻田散鐵	0.4	1852	25	發明例	
8-69		164	915	60		2.6	麻田散鐵	0.3	1842	28	發明例	
8-70		167	915	59		2.2	麻田散鐵	0.1	1845	44	比較例	
8-71		161	915	68		2.3	麻田散鐵	0.1	1846	47	比較例	
8-72		174	915	59		2.5	麻田散鐵	0.3	1854	28	發明例	
8-73		171	915	57		2.4	麻田散鐵	0.4	1843	27	發明例	
8-74		175	915	56		2.3	麻田散鐵	0.4	1843	12	發明例	
8-75		161	915	62		2.4	麻田散鐵	0.4	1842	26	發明例	
8-76		175	915	56		3	麻田散鐵	0.4	1849	26	發明例	
8-77		178	915	57		5	麻田散鐵	0.4	1845	61	比較例	
8-78		175	915	66		2.3	麻田散鐵	0.4	1846	28	發明例	
8-79		161	915	63		2.2	麻田散鐵	0.4	1848	28	發明例	
8-80		179	915	63		2.4	麻田散鐵	0.4	1853	26	發明例	
8-81		166	915	66	395	2.6	回火麻田散鐵	0.4	1593	8	發明例	
8-82		94	915	62		4.5	麻田散鐵	0.1	1843	58	比較例	
8-83		111	915	59		2.8	麻田散鐵	0.3	1852	27	發明例	
8-84		162	915	63		2.6	麻田散鐵	0.4	1845	22	發明例	
8-85		193	915	62		2.1	麻田散鐵	0.5	1850	12	發明例	
8-86		231	915	68		2.3	麻田散鐵	0.5	早期斷裂	早期斷裂	比較例	
8-87		173	915	62		2.4	麻田散鐵	0.4	1849	22	發明例	
8-88		169	915	63		2.6	麻田散鐵	0.4	1842	22	發明例	

【0102】此外，熱壓印成形體的拉伸強度係製作JIS Z 2201所記載之5號試驗片，並依照JIS Z 2241所記載之試驗方法作測定。作為衝擊吸收能力之指標，係藉由沙丕衝擊試驗來評估了韌性。在-100℃下進行次尺寸的沙丕衝擊試驗，並以脆裂表面率小於30%的情況為合格。

【0103】可確認到本發明之熱壓印成形體之拉伸強度為1500MPa以上，且具有韌性之指標即脆裂表面率小於30%之優異特性。另一方面，在化學組成、製造方法不適當之例中，無法獲得目標特性。



I667351

【發明摘要】

【中文發明名稱】

熱壓印成形體

【中文】

一種具有優異衝擊吸收能力之熱壓印成形體，其特徵在於：具有預定成分組成；並且，微觀組織包含平均結晶粒徑在 $3\mu\text{m}$ 以下的舊沃斯田鐵，以面積率計更包含 90% 以上之下變韌鐵、麻田散鐵及回火麻田散鐵之至少 1 種，且晶界固溶比 Z 在 0.3 以上，前述晶界固溶比 Z 是定義為 $Z = (\text{晶界中之 Nb 及 Mo 之 1 種或 2 種的質量\%}) / (\text{Nb 及 Mo 之 1 種或 2 種在溶解時的質量\%})$ 。

【指定代表圖】 圖1

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

【發明申請專利範圍】

【第1項】 一種熱壓印成形體，其特徵在於：

其成分組成以質量%計含有：

C：0.15%以上且小於0.35%、

Si：0.005%以上且在0.25%以下、

Mn：0.5%以上且在3.0%以下、

sol.Al：0.0002%以上且在3.0%以下、

Cr：0.05%以上且在1.00%以下、

B：0.0005%以上且在0.010%以下、

Nb：0.01%以上且在0.15%以下、

Mo：0.005%以上且在1.00%以下、

Ti：0%以上且在0.15%以下、

Ni：0%以上且在3.00%以下、

P：0.10%以下、

S：0.10%以下、及

N：0.010%以下，且

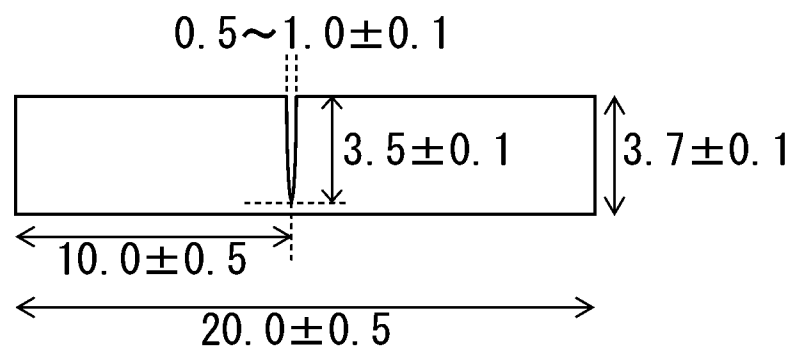
剩餘部分為Fe及無法避免的不純物；並且，

微觀組織包含平均結晶粒徑在3 μm 以下的舊沃斯田鐵，以面積率計更包含90%以上之下變韌鐵、麻田散鐵及回火麻田散鐵之至少1種，且

晶界固溶比Z在0.3以上，前述晶界固溶比Z是定義為 $Z = (\text{晶界中之Nb及Mo之1種或2種的質量\%}) / (\text{Nb及Mo之1種或2種在溶解時的質量\%})$ 。

【第2項】 如請求項1之熱壓印成形體，其具有鍍層。

【發明圖式】



【圖1】