



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201610178 A

(43)公開日：中華民國 105 (2016) 年 03 月 16 日

(21)申請案號：104123705

(22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 07 月 22 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/06 (2006.01)

C22C38/14 (2006.01)

B32B15/00 (2006.01)

H01M2/02 (2006.01)

H01M10/02 (2006.01)

C23C28/00 (2006.01)

C21D9/46 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

C22F1/10 (2006.01)

(30)優先權：2014/07/22 日本

2014-149252

(71)申請人：新日鐵住金股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (JP)

日本

新日鐵住金高新材料股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL & SUMIKIN MATERIALS CO., LTD. (JP)

日本

(72)發明人：茨木雅晴 IBARAGI, MASAHARU (JP)；能勢幸一 NOSE, KOICHI (JP)；石塚清和 ISHIZUKA, KIYOKAZU (JP)；後藤靖人 GOTO, YASUTO (JP)；長崎修司 NAGASAKI, SHUJI (JP)；海野裕人 UNNO, HIROTO (JP)

(74)代理人：憚軼群；陳文郎

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：8 項 圖式數：8 共 52 頁

(54)名稱

蓄電裝置容器用鋼箔、蓄電裝置用容器及蓄電裝置、以及蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法
STEEL FOIL FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE CONTAINER, CONTAINER FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE, ELECTRICITY STORAGE DEVICE, AND MANUFACTURING METHOD OF STEEL FOIL FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE CONTAINER

(57)摘要

一種蓄電裝置容器用鋼箔，具備：軋軋鋼箔，其厚度為 200μm 以下；擴散合金層，其形成在前述軋軋鋼箔表層且含有 Ni 及 Fe；及鉻系表面處理層，其形成在前述擴散合金層上；其中，前述擴散合金層之軋軋方向的反極點圖之<111>極密度為 2.0 以上且 6.0 以下；前述擴散合金層表面之結晶縱橫比為 1.0 以上且 5.0 以下。

This steel foil for electricity storage device container includes a rolled steel foil having a thickness of 200 μm or less, and a diffusion alloyed layer including Ni and Fe, wherein a 〈111〉 pole density in a reverse pole figure of a rolling direction in the diffusion alloyed layer is 2.0 to 6.0 and an aspect ratio of crystal grains in a surface of the diffusion alloyed layer is 1.0 to 5.0.

指定代表圖：

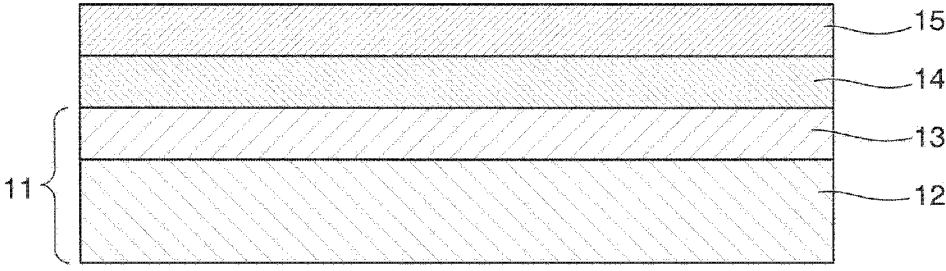


圖7

符號簡單說明：

- 11 . . . 基材
- 12 . . . 軋軋鋼箔
- 13 . . . 擴散合金層
- 14 . . . 鉻系表面處理層
- 15 . . . 聚烯烴系樹脂層

發明摘要

※ 申請案號：(04/23705

※ 申請日：(04.7.22

※ IPC 分類：

C22C38/06(2006.01)
C22C38/14(2006.01)
B32B15/00(2006.01)
H01M2/02(2006.01)
H01M10/02(2006.01)
C23C28/00(2006.01)
C21D9/46(2006.01)
C21D8/02(2006.01)
C22F1/10(2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

蓄電裝置容器用鋼箔、蓄電裝置用容器及蓄電裝置、以及蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法

STEEL FOIL FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE CONTAINER, CONTAINER FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE, ELECTRICITY STORAGE DEVICE, AND MANUFACTURING METHOD OF STEEL FOIL FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE CONTAINER

【中文】

一種蓄電裝置容器用鋼箔，具備：軋軋鋼箔，其厚度為 $200\mu\text{m}$ 以下；擴散合金層，其形成在前述軋軋鋼箔表層且含有Ni及Fe；及鉻系表面處理層，其形成在前述擴散合金層上；其中，前述擴散合金層之軋軋方向的反極點圖之 $\langle 111 \rangle$ 極密度為2.0以上且6.0以下；前述擴散合金層表面之結晶縱橫比為1.0以上且5.0以下。

【英文】

This steel foil for electricity storage device container includes a rolled steel foil having a thickness of $200\mu\text{m}$ or less, and a diffusion alloyed layer including Ni and Fe, wherein a $\langle 111 \rangle$ pole density in a reverse pole figure of a rolling direction in the diffusion alloyed layer is 2.0 to 6.0 and an aspect ratio of crystal grains in a surface of the diffusion alloyed layer is 1.0 to 5.0.

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（ 7 ）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

11...基材

12...軋軋鋼箔

13...擴散合金層

14...鉻系表面處理層

15...聚烯烴系樹脂層

【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】(中文/英文)

蓄電裝置容器用鋼箔、蓄電裝置用容器及蓄電裝置、
以及蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法

STEEL FOIL FOR ELECTRICITY STORAGE DEVICE
CONTAINER, CONTAINER FOR ELECTRICITY STORAGE
DEVICE, ELECTRICITY STORAGE DEVICE, AND
MANUFACTURING METHOD OF STEEL FOIL FOR
ELECTRICITY STORAGE DEVICE CONTAINER

【技術領域】

發明領域

[0001]本發明係有關於一種蓄電裝置容器用鋼箔、蓄電裝置用容器及蓄電裝置、以及蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法。本申請案係基於2014年07月22日在日本提出申請之特願2014-149252號而主張優先權，而且將其內容引用於此。

【先前技術】

發明背景

[0002]在電子機器及電子零件、特別是行動電話、筆記型個人電腦、攝錄影機、人工衛星、油電混合動力汽車，係廣泛地使用被鎳-鎘電池、鎳-氫電池、鋰離子電池等的二次電池。先前，在鎳-鎘電池、鎳-氫電池等使用強鹼電解質之二次電池，係使用由鍍鎳的冷軋鋼板所構成之殼體和塑膠殼體作為其殼體。又，如鋰離子電池之使用非水電解質之電池，亦使用鍍鎳鋼板和不鏽鋼板作為其殼體。而且，

在鋰離子電池，亦有使用塑膠殼體將在內部裝有非水電解質的鋁袋包住之情形。

[0003]近年來，隨著電子·電機零件的小型化，二次電池亦被逐漸地要求小型化·輕量化。在此種動向之中，作為藉由在有限的容積搭載較多的電解液和活性物質而能夠增大電池容量之方法，二次電池容器的薄壁化係受到關注。但是，薄壁化引起容器的強度低落時，在施加外力和扎刺時，有因變形、或破壞致使內容物之電解液產生漏液的危險性。電解液的漏液，對內部裝有二次電池之裝置造成極大的障礙之可能性高。通常，容器的構件為塑膠和鋁之情況，厚度為200 μ m以下時，強度不充分。因此，進一步薄壁化必須使用強度較高的材料，考慮量產時，其材料係以廉價的泛用材料為佳。亦即，為了二次電池容器的薄壁化，係要求高強度且對電解液(非水電解液)的耐腐蝕性之泛用性高材料。又，針對具備電解液之電容器等二次電池以外的蓄電裝置的容器亦是同樣的要求。

[0004]例如專利文獻1，係提案揭示一種金屬箔，其係在經三價鉻處理、鉻酸鹽處理等的鉻系表面處理過之鋁箔上，層積具有腐蝕原因物質阻障性之酸改性聚烯烴樹脂層而成。藉由該技術，能夠將加工性和耐腐蝕性改善至某種程度為止。但是，鋁係如上述，其強度不充分。

[0005]作為強度較高的材料，可考慮使用不鏽鋼箔。所謂不鏽鋼箔，係將不鏽鋼薄壁化至200 μ m以下的厚度為止之鋼箔。不鏽鋼箔的拉伸強度，因為其維氏硬度通常是塑

膠和鋁的2~10倍，所以作為二次電池容器的薄壁材料係有希望的。但是，因為不鏽鋼箔在電解液中之耐腐蝕性差，所以使用在電池的殼體和導線時，有因電解液而引起腐蝕之情形。

[0006]對此，例如專利文獻2係為了使耐腐蝕性及強度提升，提案揭示一種金屬箔，其係在經鉻系表面處理之不鏽鋼箔等，層積聚烯烴樹脂層等的樹脂層而成。在該例子，能夠兼具一定的強度及耐腐蝕性，但是使用不鏽鋼箔時，因為除了材料成本昂貴以外，加工硬化較大，所以為了軋軋而成為不鏽鋼箔之成本亦變高。而且，因為不鏽鋼係比較硬的材料，而有無法加工作為所需要的電池容器形狀的情形之問題。

先前技術文獻

專利文獻

[0007]專利文獻1：日本國特開2000-357494號公報

專利文獻2：國際公開WO2007/072604號公報

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

[0008]本發明係鑒於上述情形而進行。本發明之課題，係低價提供一種蓄電裝置容器用鋼箔，其係能夠得到高強度且具有優異的加工性之軋軋鋼箔，製成在表面形成有聚烯烴樹脂層之蓄電裝置用容器時，即便在電解液(非水電解液)中，基材與樹脂層具有優異的密著性。又，本發明之課

題係提供一種由該蓄電裝置容器用鋼箔所構成之蓄電裝置用容器、及具備該蓄電裝置用容器之蓄電裝置。在本發明，係將在電解液中之基材與樹脂層的密著性稱為耐電解液性。

用以解決課題之手段

[0009]本發明係基於上述的見解而進行。本發明的要旨係如以下。

(1)本發明的一態樣之蓄電裝置容器用鋼箔，具備：軋軋鋼箔，其厚度為 $200\mu\text{m}$ 以下；擴散合金層，其形成在前述軋軋鋼箔表層且含有Ni及Fe；鉻系表面處理層，其形成在前述擴散合金層上；其中，前述擴散合金層之軋軋方向的反極點圖之 $\langle 111 \rangle$ 極密度為2.0以上且6.0以下；前述擴散合金層表面之結晶縱橫比為1.0以上且5.0以下。

(2)如上述(1)的蓄電裝置容器用鋼箔，其利用X射線繞射對前述擴散合金層測得Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} 與 FeNi_3 的繞射尖峰強度 I_{FeNi_3} 之比亦即 $I_{\text{FeNi}_3}/I_{\text{Ni}}$ 為5.0以上，或者亦可未檢測出前述Ni的繞射尖峰。

(3)如上述(1)或(2)之蓄電裝置容器用鋼箔，其可更具有形成於前述鉻系表面處理層表面之聚烯烴系樹脂層。

(4)本發明之另外的態樣之蓄電裝置用容器，係由如上述(3)之蓄電裝置容器用鋼箔構成。

(5)本發明之另外的態樣之蓄電裝置，具備如上述(4)之蓄電裝置用容器。

(6)本發明之另外態樣之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，

具有以下步驟：鍍鎳步驟，係對鋼板進行鍍鎳以在前述鋼板上形成鍍Ni層而製得鍍Ni鋼板；退火步驟，係對前述鍍Ni鋼板進行退火，以使前述鋼板中的Fe與前述鍍Ni層中的Ni互相擴散；冷軋步驟，係在前述鍍Ni鋼板施行累積軋軋率在70%以上的冷軋而得到鋼箔；再結晶退火步驟，係在下述條件下對前述鋼箔於750℃~1100℃進行退火4~120秒，該條件係將退火時間以單位秒計且設為Tc，且將退火溫度以單位℃計且設為Ta時，當前述Tc及前述Ta為750 ≤ Ta ≤ 800時滿足以下式(i)，當Ta>800時滿足式(ii)；及鉻系表面處理步驟，係對前述鋼箔進行鉻系表面處理；

$$Tc \geq 13 - 0.1 \times (Ta - 750) \quad (i)$$

$$Tc \geq 8 - (4/300) \times (Ta - 800) \quad (ii)。$$

(7)如上述(6)之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，其中前述再結晶退火步驟中，當前述Tc及前述Ta為750 ≤ Ta ≤ 800時滿足以下式(iii)，當Ta>800時滿足式(iv)，

$$Tc \geq 16 - 0.1 \times (Ta - 750) \quad (iii)$$

$$Tc \geq 11 - 0.02 \times (Ta - 800) \quad (iv)。$$

(8)如上述(6)或(7)之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，其亦可更包含聚烯烴樹脂層的形成步驟，該步驟係在前述鉻系表面處理步驟後的前述鋼箔表面形成聚烯烴樹脂層。

發明效果

[0010]依照本發明的上述態樣，能夠低價提供一種蓄電裝置容器用鋼箔，其係高強度且具有優異的加工性之軋軋鋼箔，製成在表面形成有聚烯烴樹脂層之蓄電裝置用容器

時，即便在電解液中，基材與樹脂層亦具有優異的密著性。
又，能夠提供一種由該蓄電裝置容器用鋼箔所構成之蓄電裝置用容器、及具備該蓄電裝置用容器之蓄電裝置。

【圖式簡單說明】

[0011]圖1A係顯示藉由EBSD法計量出本實施形態的蓄電裝置容器用鋼箔之擴散合金層的集合組織(反極點圖)的一個例子之圖，且係板面法線方向(ND)的反極點圖。

圖1B係顯示藉由EBSD法計量出本實施形態的蓄電裝置容器用鋼箔之擴散合金層的集合組織(反極點圖)的一個例子之圖，且係軋軋方向(RD)的反極點圖。

圖1C係顯示藉由EBSD法計量出本實施形態的蓄電裝置容器用鋼箔之擴散合金層的集合組織(反極點圖)的一個例子之圖，且係與軋軋方向正交的方向(TD)的反極點圖。

圖2A係顯示藉由EBSD法計量出再結晶退火前的擴散合金層的集合組織之結晶晶界中，角度差(相對方位差)在 15° 以上之2個結晶的晶界即大角晶界的一個例子之圖(紙面縱向為RD、橫向為TD，視野係RD為 $120\mu\text{m}$ 、TD為 $100\mu\text{m}$)。

圖2B係顯示藉由EBSD法計量出再結晶退火前的擴散合金層的集合組織之結晶晶界中，角度差(相對方位差)在 15° 以上之2個結晶的晶界即大角晶界的一個例子之圖(紙面縱向為RD、橫向為TD，視野係RD為 $120\mu\text{m}$ 、TD為 $100\mu\text{m}$)。

圖3係顯示擴散合金層的X射線繞射測定結果之圖表。

圖4係顯示將擴散合金層的構成金屬元素沿著深度方向進行分析的結果之圖表。

圖5係顯示本發明鋼箔之製造方法之流程圖。

圖6A係顯示將擴散合金層的構成金屬元素沿著深度方向進行分析的結果之圖表，且係無實施再退火步驟之例子。

圖6B係顯示將擴散合金層的構成金屬元素沿著深度方向進行分析的結果之圖表，且係將再退火條件設為600℃、30秒鐘之例子。

圖6C係顯示將擴散合金層的構成金屬元素沿著深度方向進行分析的結果之圖表，且係將再退火條件設為600℃、120秒鐘之例子。

圖6D係顯示將擴散合金層的構成金屬元素沿著深度方向進行分析的結果之圖表，且係將再退火條件設為800℃、30秒鐘之例子。

圖6E係顯示將擴散合金層的構成金屬元素沿著深度方向進行分析的結果之圖表，且係將再退火條件設為800℃、120秒鐘之例子。

圖7係本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的剖面之示意圖。

圖8係本實施形態之具備蓄電裝置容器之蓄電裝置的一個例子。

【實施方式】

用以實施發明之形態

[0012]使用蓄電裝置容器用鋼箔而製造之蓄電裝置用容器，通常係使用在已形成有鉻系表面處理層之金屬基材

上進一步形成有聚烯烴樹脂層者。在本實施形態中，係將藉由三價鉻處理、鉻酸鹽處理等的鉻系表面處理而形成之表面處理層稱為鉻系表面處理層。

[0013]本發明者等，係在如上述的蓄電裝置用容器，針對樹脂層在電解液中產生剝離的原因，專心地進行研討。

此種蓄電裝置用容器，係經常處在蓄電裝置所具備之非水電解液。非水電解液係含有有機溶劑及鋰鹽，而有因長期間使用致使有機溶劑或鋰鹽分解而生成酸等腐蝕原因物質之情形。例如使用六氟化磷酸鋰作為鋰鹽時，有生成成為腐蝕原因物質之氫氟酸之情形。

本發明者等發現以下的情形：有機溶劑中生成腐蝕原因物質時，有攻擊金屬基材、鉻系表面處理層或聚烯烴樹脂層致使聚烯烴樹脂層產剝離之情形。認為聚烯烴樹脂層的剝離係金屬基材腐蝕或聚烯烴樹脂層劣化所造成。因而，認為為了防止聚烯烴樹脂層剝離，提升金屬基材的耐腐蝕性係有效的。

[0014]又，將蓄電裝置容器用鋼箔成形加工而製造蓄電裝置用容器時，係對蓄電裝置容器用鋼箔施行壓製成形、深引伸成形等的塑性加工。因此，蓄電裝置容器用鋼箔不僅是耐腐蝕性，亦被要求優異的加工性。

[0015]本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔(以下，有稱為本實施形態之鋼箔之情形)，係具備輥軋鋼箔，其係由基材的表面形成有擴散合金層；及鉻系表面處理層，其係形成在擴散合金層表面。而且，本實施形態之蓄電裝置容器

用鋼箔，係如圖7所顯示，亦可在鉻系表面處理層上形成聚烯烴樹脂層。本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔，在軋軋鋼箔表層所形成的擴散合金層係含有Ni及Fe，又，擴散合金層係由特定集合組織所構成，而且擴散合金層表面的結晶之縱橫比為1.0~5.0。因此，對非水電解液之耐腐蝕性及加工性優異。作為一個例子，此種蓄電裝置容器用鋼箔，係能夠藉由對具有鍍鎳之鋼板施行退火而使鍍層中的Ni與鋼板的Fe互相擴散，其次，在總軋縮率70%以上的條件下進行冷軋且使厚度成為200 μ m以下，同時使經鍍鎳之表層形成特定集合組織，其次，藉由進行再結晶退火而減小在冷軋被延伸後的結晶粒來製造。以下，詳細地說明本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔。

[0016] <基材>

本實施形態之鋼箔，係將在表面形成有含有Ni及Fe的擴散合金層之厚度200 μ m以下的軋軋鋼箔設作基材。

相較於電解箔，使用厚度200 μ m以下的軋軋鋼箔，係除了就成本及強度而言為有利以外，如後述，為了控制擴散合金層之集合組織，軋軋亦是有效之緣故。

[0017] <軋軋鋼箔>

在本實施形態之鋼箔的製造所使用的軋軋鋼箔，係藉由將鋼板軋軋而得到。鋼板係沒有特別限定，熱軋鋼板、冷軋鋼板、及冷軋退火鋼板的任一種均能夠使用。但是，藉由後述的冷軋使熱軋鋼板成為200 μ m以下的鋼箔，在軋軋能力上，多半的情況係困難的。又，即便可能，亦是非

效率、非經濟的。因而，在本實施形態之鋼箔的基材，係以使用冷軋鋼板、或冷軋退火鋼板為佳。

[0018]在本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的基材所使用之鋼板，其成分組成(化學成分)係沒有特別限定。而為了高強度化、或為了提升耐腐蝕性而使鋼板大量含有特定元素並非為必須條件。也就是說雖然亦能夠應用高強度鋼，但是就確保後述的輥軋性而言，以使用通常的成分組成之鋼板為佳。成分組成的一個例子係如以下。有關於以下的成分組成之%係質量%。

[0019] C：0.0001~0.1%、

Si：0.001~0.5%、

Mn：0.01~1.0%、

P：0.001~0.05%、

S：0.0001~0.02%、

Al：0.0005~0.20%、

N：0.0001~0.0040%、及

剩餘部分：Fe及不純物。

說明將各元素的含量設為上述範圍為佳之理由。

[0020] (C：0.0001~0.1%)

C係提高鋼的強度之元素。C含量過剩時，強度過度上升而輥軋性低落。本實施形態之鋼箔係如後述，藉由較大的累積輥軋率之加工硬化而高強度化。因此，考慮輥軋的容易性時，當作素材之鋼板係以軟質為佳。因而，以將C含量的上限設為0.1%為佳。沒有必要特別規定C含量的下限，

但是考慮精煉成本，C含量之下限係以設為0.0001%為佳。
C含量係較佳為0.001~0.01%。

[0021] (Si：0.001~0.5%)

Si係提高鋼的強度之元素。Si含量過剩時，鋼的強度過度上升而鋼的軋軋性低落。因而，以將Si含量的上限設為0.5%為佳。沒有必要特別規定Si含量的下限，但是考慮精煉成本，以將Si含量的下限設為0.001%為佳。為了確保更高的軋軋性，Si含量係以0.001~0.02%為較佳。

[0022] (Mn：0.01~1.0%)

Mn係提高鋼的強度之元素。Mn含量過剩時，鋼的強度過度上升而鋼的軋軋性低落。因而，以將Mn含量之上限設為1.0%為佳。沒有必要特別規定Mn含量之下限，但是考慮精煉成本，以將Mn含量之下限設為0.01%為佳。為了確保更高的軋軋性，Mn含量係以設為0.01~0.5%為較佳。

[0023] (P：0.001~0.05%)

P係提高鋼的強度之元素。P含量過剩時，鋼的強度過度上升而鋼的軋軋性低落。因而，以將P含量之上限設為0.05%為佳。沒有必要特別規定P含量之下限，但是考慮精煉成本，以將P含量之下限設為0.001%為佳。為了確保更高的軋軋性，P含量係以設為0.001~0.02%為較佳。

[0024] (S：0.0001~0.02%)

S係使鋼的熱加工性及耐腐蝕性低落之元素。因此，S含量係以較少為佳。特別是S含量為大於0.02%，熱加工性及耐腐蝕性的低落係變為顯著，所以將S含量之上限設為

0.02%爲佳。沒有必要特別規定S含量之下限，但是考慮精煉成本，以將S含量之下限設爲0.0001%爲佳。爲了確保更高的軋軋性，而且，爲了在成本方面得到優越性，係以將S含量設爲0.001~0.01%爲較佳。

[0025] (Al：0.0005~0.20%)

Al係添加作爲鋼的脫氧元素。爲得到藉由脫氧所產生的效果，係以將Al含量設爲0.0005%以上爲佳。但是，因爲Al含量過剩時，鋼的軋軋性低落，所以將Al含量之上限設爲0.20%爲佳。爲了確保更高的軋軋性，以將Al含量設爲0.001~0.10%爲較佳。

[0026] (N：0.0001~0.0040%)

N係使鋼的熱加工性及加工性低落之元素。因此，N含量係以較少爲佳。特別是N含量大於0.0040%時，因爲熱加工性及加工性低落係變爲顯著，所以將N含量之上限設爲0.0040%爲佳。沒有必要特別規定N含量之下限，但是考慮精煉成本，以將N含量之下限設爲0.0001%爲佳。又，爲了在成本方面得到優越性，以將N含量設爲0.001~0.0040%爲較佳。

[0027] (剩餘部分：Fe及不純物)

鋼板的剩餘部分係Fe及不純物。

[0028] 用以製造本實施形態的鋼箔之鋼材，亦可在不損害本實施形態的效果之範圍，進一步含有Ti、Nb、B、Cu、Ni、Sn、及Cr等代替Fe的一部分作爲附加成分。特別是Ti及Nb，因爲具有將鋼中的C及N固定成爲碳化物及氮化物而

具有提升鋼的加工性之效果，亦可在Ti：0.01~0.8%、Nb：0.005~0.05%的範圍含有1種或2種。

[0029] <擴散合金層>

本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔，係在輥軋鋼箔表層具有擴散合金層。該擴散合金層係由<111>方位與輥軋方向平行之集合組織所構成，且含有Ni及Fe。在此，所謂<111>方位與輥軋方向平行，係意味著fcc(面心立方晶格)構造的Ni(鎳)或FeNi₃之<111>方位與輥軋方向平行。

具體而言，就其集合組織而言，輥軋方向(RD)之<111>方位的極密度為2.0以上。輥軋方向(RD)之<111>方位的極密度為2.0以上時，能夠得到良好的特性。所謂在本發明之<111>方位的極密度，係定義作為在從<111>起算5°以內的範圍之最大極密度之值。輥軋方向之<111>方位的極密度之最大值，係沒有特別限定，通常為不大於6.0水準。因而，輥軋方向之<111>方位的極密度之實質的上限為6.0。

[0030]藉由使含有Ni及Fe之擴散合金層的集合組織成為上述的範圍，能夠以較少的鎳量而提升耐腐蝕性。換言之，可將為了滿足對電解液所含有的腐蝕原因物質之耐腐蝕性所必要的鎳量僅止於最小限度。因此在成本上亦是有利的。亦即，成本及性能之雙方在產業利用上，均成為優異的水準。

[0031]藉由較少的鎳量而能夠得到此種效果之理由尚不明瞭。但是，推斷擴散合金層中之鎳的均勻性及被覆性提升係產生影響。具體而言，推斷因為Ni及Ni原子的一部

分替換成爲Fe後之FeNi₃係fcc構造，且原子成爲最密的面爲{111}面，所以藉由使在擴散合金層之<111>方位與軋軋方向平行，而能夠形成緻密的擴散合金層之緣故。

[0032]在fcc構造，{111}面係被稱爲「滑動面」。{111}面係藉由以冷軋爲首之塑性加工，而能夠使其優先地配向。因此，藉由軋軋步驟而能夠控制前述的集合組織。

[0033]特定本實施形態之擴散合金層的集合組織，係使用EBSD(電子射線反射繞射：Electron BackScatter Diffraction)法。具體而言，係在SEM(掃描電子顯微鏡)中，利用從較大地傾斜(70°)之試料表面所得到的EBSD圖案，連續地測定繞射圖案的產生點之結晶方位。

[0034]EBSD圖案的特徵，係所得到的資訊之深度爲非常淺。其深度亦取決於條件，但只不過是數十nm而已。因而，藉由從板面方向進行EBSD測定，能夠特定擴散合金層表面的Ni、Fe、FeNi合金等的結晶方位。而且，能夠從EBSD圖案求取反極點圖且得到極密度。

[0035]在圖1A至圖1C，係顯示藉由EBSD法而得到之本實施形態之鋼箔的擴散合金層的集合組織(反極點圖)的一個例子。圖1A至圖1C係各針對ND(板面的法線方向)、RD(軋軋方向)、及TD(軋軋方向的正交方向)，將在結晶方位沒有統計上的偏差之狀態(所謂無規狀態)的極密度設作1，將集合組織的程度以極密度的等高線表示之圖。

[0036]依照圖1A至圖1C，得知本實施形態之鋼箔所具備之擴散合金層，係具有集合組織，且RD之<111>及<001>

方位的集積度為較高。參照在圖1A至圖1C中同時顯示之等高線的等級時，RD之<111>方位的極密度係2.619~3.175的等級，RD之<001>方位的極密度係2.619~3.175的等級。但是，針對<001>方位，如圖1A至圖1C所顯示，在ND及TD亦進行配向，無法說是只有在RD進行配向。因而，得知本實施形態之鋼箔的擴散合金層，係藉由RD之<111>方位的集積而被賦予特徵。針對ND及TD，係能夠觀察到<001>方位的集積，但是參照等高線的等級時，極密度係各自小於2。因而，在ND及TD係難以說是形成特徵的集合組織。

[0037]為了使加工性提升，在擴散合金層表面之結晶縱橫比，必須成為1.0~5.0的範圍。縱橫比係成為在擴散合金層及軋軋鋼箔之殘留應變量的指標。縱橫比為1.0~5.0的範圍時，再退火引起軋軋鋼箔及擴散合金層產生的應變之緩和會充分，而能夠提高蓄電裝置容器用鋼箔之加工性。在擴散合金層表面之較佳結晶縱橫比為1.0~2.85的範圍。

[0038]擴散合金層係含有微細的結晶粒。該結晶粒係藉由在鍍敷後之退火時，鋼板的Fe與鍍Ni層的Ni互相擴散而形成之互相擴散區域中的結晶，經過冷軋及再結晶退火而具有1.0~5.0的縱橫比。互相擴散區域中的結晶粒，係藉由冷軋而在軋軋方向被延伸，如圖2A所顯示，結晶粒的縱橫比係暫時變高。但是，因為隨後進行再退火時，冷軋時所接受之軋軋鋼箔及擴散合金層的應變係被釋放，同時在擴散合金層產生再結晶化，所以如圖2B所顯示，結晶粒的縱橫比變小。擴散合金層表面的結晶縱橫比為1.0~5.0的範圍

時，再結晶退火引起軋軋鋼箔及擴散合金層產生的應變之緩和係變為充分。

[0039]縱橫比係基於EBSD方位測繪影像而求取。

所謂EBSD方位測繪影像，亦稱為反極點方位測繪影像。又，擴散合金層表面係主要存在Ni及Fe，因為Fe係主要以FeNi₃存在，所以Ni可以作為晶格的資料庫。

具體而言，縱橫比係依照以下的方法而求取。亦即，將在擴散合金層表面所觀察到之100μm的視野的EBSD方位測繪影像分割成為4等，從該分割後之各自的區域之中，無規地選擇100個晶界能夠清楚地確認之結晶粒，各自測定所選擇的結晶粒之縱橫的最大長度，且將較短的一方設作短軸，較長的一方設作長軸。然後計算長軸/短軸而作為各個結晶粒的縱橫比。因為從4等分割後的區域各選擇100個，所以合計得到400個縱橫比。然後，將400個縱橫比之平均值定義為縱橫比。

[0040]本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的擴散合金層，係主要是存在FeNi₃及Fe，而且亦有存在微量的純Ni之情況。

擴散合金層中的Ni及Fe，係在鍍敷後的退火步驟及冷軋後的再結晶退火步驟互相擴散，且Ni的大部分係與Fe的一部分化合而形成FeNi₃。在再結晶退火步驟，FeNi₃係在加熱至再結晶退火溫度之750℃以上時，在通過500~700℃的溫度區域時，開始生成。因而，在擴散合金層中含有較多量的FeNi₃，該擴散合金層係在再結晶退火，成為使應變充

分地緩和者。

[0041] 作為評價擴散合金層中的 FeNi_3 之含有率之指標，在本實施形態中，係可以使用利用X射線繞射測得Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} 與 FeNi_3 的繞射尖峰強度 I_{FeNi_3} 之比($I_{\text{FeNi}_3}/I_{\text{Ni}}$)。具體而言，擴散合金層之Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} 與 FeNi_3 的繞射尖峰強度 I_{FeNi_3} 之比亦即 $I_{\text{FeNi}_3}/I_{\text{Ni}}$ (以下有稱為繞射強度比之情形)為5.0以上時，因為穩定地提升加工性，乃是較佳。擴散合金層的繞射強度比小於5.0時，亦即 FeNi_3 較少時，在再結晶退火，軋軋鋼箔及擴散合金層之應變係未充分地被緩和，而有加工性變低之情形，乃是不佳。因為擴散合金層之Ni的X射線繞射尖峰越小，蓄電裝置容器用鋼箔的加工性越提升，所以繞射強度比的上限係沒有必要特別規定。在此，Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} ，係使用將X射線源設為 $\text{CuK } \alpha$ 時，在繞射角度($2\theta / \theta$)為 51.8° 附近所出現的繞射尖峰強度。又， FeNi_3 的繞射尖峰強度 I_{FeNi_3} ，係使用將X射線源設為 $\text{CuK } \alpha$ 時，在繞射角度($2\theta / \theta$)為 $51^\circ \pm 0.1^\circ$ 附近所出現之繞射尖峰強度。

[0042] 又，在對擴散合金層進行X射線繞射測定時，會檢測出 FeNi_3 的繞射尖峰，但未檢測出Ni繞射尖峰亦可。因為Ni全部成為 FeNi_3 時，會無法觀察到Ni的繞射尖峰，Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} 係成為0，所以無法計算繞射強度比，但是即便為此情況亦能夠得到加工性提升效果。

[0043] 圖3係顯示本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的擴散合金層之X射線繞射結果的例子。X射線源為 $\text{CuK } \alpha$ 。

將再退火條件設作 600°C (退火溫度)且120秒(退火時間)時，能夠在 51.8° 附近觀察到Ni的繞射尖峰，且在 51.0° 附近能夠觀察到 FeNi_3 的繞射尖峰。此時的繞射強度比係成為4.2，判斷應變的緩和係有限的。另一方面，將再退火條件設為 800°C 且30秒時，幾乎無法在 51.8° 附近觀察到Ni的繞射尖峰，但是能夠在 51.0° 附近觀察到 FeNi_3 的繞射尖峰。此時的繞射強度比係變成大約無限大，可說是能夠充分地緩和應變。

[0044]在本實施形態之鋼箔的擴散合金層，係以在擴散合金層表面存在經擴散的Fe為佳。藉由Fe擴散至擴散合金層表面為止，在再結晶退火時Ni的大半係能夠與Fe合金化而形成 FeNi_3 。因為在原子水準的最表層，大量地存在不是 FeNi_3 之 α -Fe相的Fe時，耐蝕性係顯著地受到損害，所以在原子水準的最表層，Fe係全部以 FeNi_3 的方式存在為佳。此時，將Ni與Fe的合計存在比設作100原子%時，認為Fe含量(Fe之存在比)為10原子%~35原子%左右。但是，螢光X射線分析、輝光放電發光光譜分析等通常的分析手法時，以原子水準求取在最表層的元素比係非常困難。因此實務上在藉由輝光放電發光光譜分析法之測定時，係將從最表面至 $0.1\text{ }\mu\text{m}$ 左右為止的數據進行直線外插，來求取表層的Fe存在比。因為Fe及Ni係在擴散途中的狀態時，Fe在表面為較少且成為越內部Fe變為越多之深度方向分布，所以在原子水準的最表層之Fe的存在比與藉由通常的分析手法所求得的Fe之存在比，係未必一致，本發明者等係發現將Ni及Fe的合計含量設為100原子%時，在藉由通常的分析手法所測

得之Fe含量，以20原子%以上為佳時，能夠提升耐蝕性。較佳為30原子%以上。另一方面，在通常的分析手法所測得之擴散合金層表面的Fe量大於80原子%時，原子水準的最表層之Fe濃度亦變成過剩，擴散合金層表面對電解液之耐腐蝕性有低落之可能性。因此Fe含量係以80原子%以下為佳。較佳為70原子%以下。

[0045]圖4係顯示擴散合金層的深度方向之金屬元素分析結果。在圖4，係藉由氬電漿邊將擴散合金層蝕刻至 $1\ \mu\text{m}$ 的深度為止、邊進行藉由輝光放電發光分析之元素分析。圖4所顯示之擴散合金層，係從表面起至深度 $0.1\ \mu\text{m}$ 為止的Fe量為大於金屬元素中60%，Ni量為40%以下。在圖4，從深度大於 $0.9\ \mu\text{m}$ 附近，Ni量係成為大約小於1.0%。比該 $0.9\ \mu\text{m}$ 更深的部分為軋軋鋼箔。

[0046]在深度方向之金屬元素分析結果，將Ni量成為1.0%之深度設為擴散合金層的厚度時，擴散合金層的厚度係以 $0.3\ \mu\text{m}$ 以上為佳，以 $0.5\ \mu\text{m}$ 以上為較佳，以 $1.0\ \mu\text{m}$ 以上為更佳。擴散合金層的厚度小於 $0.3\ \mu\text{m}$ 時，因為對電解液之耐腐蝕性低落，乃是不佳。

[0047]本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的擴散合金層，係以在最表層存在之相能夠得到fcc構造者即可，例如，亦可以是 FeNi_3 及Fe共存之擴散合金層，其數十nm水準的最表層幾乎為 FeNi_3 即可。此種擴散合金層時，即便是 FeNi_3 及Fe共存之合金擴散層，藉由使用 FeNi_3 的圖案且依照上述的手法及定義，亦能夠特定極密度。

[0048]在本實施形態之鋼箔的擴散合金層之Ni附著量，係以 0.3g/m^2 以上為佳，以 1.3g/m^2 以上為較佳，以 2.7g/m^2 以上為更佳。藉由使附著量成為 0.3g/m^2 以上，能夠提升對在有機電解液所含有的腐蝕原因物質之耐腐蝕性。附著量小於 0.3g/m^2 時，無法充分地得到對在有機電解液所含有的腐蝕原因物質之耐腐蝕性。又，藉由EBSD法之特定集合組織亦變難。

在擴散合金層之Ni附著量，係藉由在JIS H8501所規定之螢光X射線式試驗方法來測定。更詳細地，本說明書中的擴散合金層之Ni附著量，係表示藉由螢光X射線式試驗方法從擴散合金層表面測定Ni的 $K\alpha$ 螢光X射線強度，將其換算作為在擴散合金層之Ni的附著量而得到的值。

用以將螢光X射線強度換算成附著量之校正曲線，係使用以下的校正曲線：將與基材同種的鋼板設作Ni附著量0的標準試驗材，將使純Ni以預定量附著在相同鋼材而成之Ni鍍敷鋼板，在還原環境且 800°C 進行退火30秒後之合金化鍍敷鋼板設作標準試驗材而測定且製成之校正曲線。嚴密地，藉由使用該標準試驗材而得到的校正曲線測定・換算Ni附著量時，針對合金化比標準試驗材更進展的材料，相較於實際的Ni附著量，測出較低量，而針對合金化不怎麼進展的材料，相較於實際的Ni附著量，則測出較大量，在本發明中，因為藉由鋼箔軋軋，Ni只分布在比通常的鋼材的鍍層更薄的表面層，合金化的影響輕微，所以使用如此進行而測得的Ni附著量來規定在擴散合金層之Ni附著量。

[0049]在擴散合金層之Ni附著量的上限係沒有特別限制，考慮成本時，係以 $5\text{g}/\text{m}^2$ 以下為佳。在本實施形態之鋼箔，即便如此的Ni附著量為少量，亦能夠得到有意義的效果。

[0050]在先前技術，應用未形成有集合組織之擴散合金層時，若未將Ni附著量設為最低 $9\text{g}/\text{m}^2$ 左右以上時，係無法期望對有機電解液所含有的腐蝕原因物質之耐腐蝕性的改善效果。而且，相較於藉由本申請發明之改善效果，藉由先前技術之改善效果係較小。在先前技術，係在Ni附著量增加之同時，只得到極小改善效果，即便使其增加至 $90\text{g}/\text{m}^2$ 左右為止時，亦無法得到與本實施形態的鋼箔同等之顯著的改善效果。在本實施形態，因為擴散合金層係由特定集合組織所構成，所以對非水電解液之耐腐蝕性係飛躍地提升且耐電解液性提升。

[0051]本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的軋軋鋼箔與擴散合金層的合計厚度(亦即基材的厚度)為 $200\ \mu\text{m}$ 以下。以 $100\ \mu\text{m}$ 以下為佳，較佳為 $50\ \mu\text{m}$ 以下。這是因為在將電池小型化及輕量化方面，容器亦被期望為較薄者。下限係沒有特別限定，考慮成本、或厚度的均勻性時，通常以 $5\ \mu\text{m}$ 以上為佳。

[0052] <鉻系表面處理層>

本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔，係在擴散合金層表面具備鉻系表面處理層。鉻系表面處理層之厚度，係以設為 2nm 以上且 200nm 以下為佳，以設為 5nm 以上且 60nm 以

下為較佳，以設為8nm以上且40nm以下為更佳。鉻系表面處理層係形成在至少一面即可，但是形成在兩面亦無妨。

[0053]當鉻系表面處理層的厚度係均勻地小於2nm、或厚度不均勻而部分小於2nm，或是具有針孔時，為了使用作為蓄電裝置用容器的素材，而在本實施形態之鋼箔的鉻系表面處理層表面形成有聚烯烴系樹脂層時，在非水電解液中之聚烯烴系樹脂層與基材的密著力會不充分，而有造成剝離的原因之情形。又，鉻系表面處理層的厚度比200nm更厚時，將蓄電裝置容器用鋼箔加工後，在鉻系表面處理層產生裂紋且在電解液中之聚烯烴系樹脂層與基材的密著力變為不充分，而有成為剝離的原因之可能性。又，鉻系表面處理層係較厚而為必要以上時，亦有環境負荷為較大之鉻酸鹽和鉻系化合物的使用量變多之缺點。

[0054]鉻系表面處理層的厚度，係能夠藉由XPS分析(X射線光電子光譜分析)來調查元素的存在狀態而測定。具體而言，XPS分析的結果，係將至能夠檢測出Ni元素為止之距離表層之濺鍍深度，設為鉻系表面處理層的厚度。在表面具有聚烯烴系樹脂層時，係使用銳利的切削工具將表面切斷成為傾斜且將該剖面進行XPS分析。

[0055] <聚烯烴系樹脂層>

本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔，亦可進一步在鉻系表面處理層的表面，具備聚烯烴系樹脂層。

[0056]聚烯烴系樹脂層的具體例，能夠例示低密度聚乙烯、中密度聚乙烯、高密度聚乙烯、直鏈狀低密度聚乙烯、

交聯型聚乙烯、聚丙烯或該等2種類以上的混合物。

[0057]聚烯烴系樹脂層係單層或複層均無妨。又，亦可在聚烯烴系樹脂層上，被覆聚烯烴、聚酯、聚醯胺、聚醯亞胺等的樹脂而成爲多數層。

[0058]聚烯烴系樹脂層的較佳厚度之範圍爲 $0.5\sim 200\ \mu\text{m}$ ，更佳爲 $15\sim 100\ \mu\text{m}$ 。又，即便在聚烯烴系樹脂層的上層層積聚烯烴、聚酯、聚醯胺、聚醯亞胺時，所層積的全層厚度之範圍係以 $0.5\sim 200\ \mu\text{m}$ 爲佳，較佳爲 $15\sim 100\ \mu\text{m}$ 。全層厚度小於 $0.5\ \mu\text{m}$ 時，係有無法充分地防止在非水電解液所含有的腐蝕原因物質透過之情形。又，全層厚度比 $200\ \mu\text{m}$ 更厚時，有加工性變差之情形等，不適合作爲二次電池容器用構件且在經濟上亦難以顯現優點(成本變成比較貴)。

[0059]本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔的拉伸強度，係以 $200\sim 1200\text{MPa}$ 爲佳。蓄電裝置容器用鋼箔的拉伸強度小於 200MPa 時，在使用作爲蓄電裝置用容器時，使用鋼箔的意義減低。蓄電裝置容器用鋼箔的拉伸強度大於 1200MPa 時，鋼箔的操作變難。

在此，拉伸強度係在常溫依據在JIS Z2241所規定之金屬材料的拉伸試驗方法之中，在薄板材料的評價所使用的方法進行測定。但是爲鋼箔時，因爲端面的粗糙度之影響係非常大，所以製造試片時，必須盡可能減小端面的表面精加工之粗糙度。因此，在鋼箔的拉伸試驗中，係將依據JIS 13B號之試片加工，以使端面的粗糙度Ra成爲 $0.2\ \mu\text{m}$ 以下之後，供於拉伸試驗。調整粗糙度之方法係不被限定，

在本實施形態中，係使用以下的方法製造試片：藉由1mm左右的厚度之薄鋼板將對象鋼箔從兩側夾住且固定，而將端面進行研磨精加工之方法。

[0060]其次，說明本實施形態之蓄電裝置用容器。

本實施形態之蓄電裝置用容器，係由進一步在鉻系表面處理層表面具有聚烯烴系樹脂層之本實施形態之蓄電裝置用鋼箔所構成。具體而言，係將具有聚烯烴系樹脂層之本實施形態之蓄電裝置用鋼箔，例如藉由使用眾所周知的方法，成形為如圖8的符號21所顯示的形狀而得到。因為化學成分和組織不會因成形而變化，所以本實施形態之蓄電裝置用容器的化學成分和組織係與本實施形態之蓄電裝置用鋼箔同等。

[0061]其次，說明本實施形態之蓄電裝置。

本實施形態之蓄電裝置係具備蓄電裝置用容器。例如圖8所顯示，藉由在蓄電裝置用容器21的內部，至少收納浸泡在電解液之正極及負極、及構成電池之構件，而且進一步設置與正極連接之正極導線22、及與負極連接之負極導線23等而得到。

[0062]其次，說明本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法。本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法係如圖5所顯示，具備以下步驟：鍍鎳步驟，係對鋼板施行鍍Ni；退火步驟，係在鍍鎳步驟之後，使鍍層中的Ni與鋼板的Fe互相擴散；冷軋步驟，係對鋼板施行冷軋而製成鋼箔；再結晶退火步驟；及鉻系表面處理步驟。藉由此種步

驟，能夠製造具有本實施形態的特定集合組織，且表面的結晶縱橫比為1.0~5.0的擴散合金層之鋼箔。又，在再結晶退火步驟後，亦可進行調質軋軋步驟而調整鋼箔強度(鋼箔的拉伸強度)。而且，本實施形態之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，係在鉻系表面處理步驟之後，亦可具備聚烯烴樹脂層的層積步驟。

說明各步驟的較佳條件。

[0063] (鍍鎳步驟)

爲了得到本實施形態之鋼箔，係在藉由眾所周知的方法而得到的鋼板施行鍍鎳。此時的鋼板可爲冷軋狀態的冷軋鋼板，亦可爲退火後的冷軋鋼板。鍍鎳的形成方法係沒有特別限定，就成本而言，係以電鍍法爲佳。在電鍍所使用的鍍敷浴係沒有特別限定，從製造成本或附著量控制性的觀點而言，係以由硫酸鎳、氯化鎳、硼酸所構成之Watt(瓦特)浴爲佳。作爲Watt浴，例如能夠使用含有硫酸鎳：200~400g/l、氯化鎳：20~100g/l、硼酸：5~50g/l之Watt浴。

[0064]在鍍鎳步驟對鋼板所施行的鍍鎳層之附著量，係以 1g/m^2 以上爲佳。小於 1g/m^2 時，由於以後的冷軋致使被覆率低落，對在有機電解液所含有的腐蝕原因物質之耐腐蝕性有低落之情形。又，由於以後的冷軋，致使在鋼箔之擴散合金層的Ni含量有低於 0.3g/m^2 之情形。上限係被成本限制，通常以 50g/m^2 以下爲佳。冷軋前的鍍鎳層之附著量，係較佳爲 $10\sim 30\text{g/m}^2$ 。但是，即便冷軋前的鍍鎳層的附著量大於 50g/m^2 ，針對金屬組織及特性，亦能夠得到較佳的鋼

箔。

[0065] (退火步驟)

對已在鍍鎳步驟形成有鍍鎳層之鋼板(鍍Ni鋼板)進行退火，以使在退火步驟中鍍鎳中的Ni與鋼板中的Fe互相擴散。又，在互相擴散的過程亦可進行再結晶。所謂藉由鍍鎳後的退火之再結晶，於(1)鍍鎳前的原板係未退火板時，係意味著鋼板及鍍鎳層雙方的再結晶，於(2)鍍鎳前的原板係退火板時，係鍍鎳層的再結晶。比較鍍鎳層及鋼板的再結晶溫度時，通常是鍍鎳層的再結晶溫度為較低。這是因為在鍍鎳步驟被導入鍍鎳層之應變係成為再結晶的驅動力。

[0066]是否已再結晶，係能夠藉由組織觀察、或硬度變化的測定來確認。例如鍍鎳層，在藉由電鍍而生成之原狀態下，其維氏硬度為250~300Hv左右，但是藉由退火而產生再結晶時，維氏硬度係降低至200Hv以下。適當的退火條件係能夠藉由溫度與時間的乘積來決定。亦即高溫時，相對地退火需要較短的時間，低溫時相對地退火需要較長的時間。作為具體的退火方法，有箱型退火及連續退火。又，有無互相擴散，係能夠藉由輝光放電發光分析之元素分析結果來判斷。

[0067]箱型退火係在設備特性上，短時間的處理係不可能。因而，箱型退火時，通常進行數小時至數天之長時間處理。箱型退火時之板溫度較低，具體而言多半是設定在500~700℃。為了提升生產性，連續退火係以短時間進行處

理為佳。因而連續退火時，多半是進行數秒鐘~數分鐘的短時間處理。連續退火時之板溫度較高，具體而言多半是設定在700~900℃。在退火步驟，只要能夠以互相擴散的方式控制適當溫度及時間，即可以採用箱型退火、連續退火的任一種來進行。未在適當的條件下進行退火時，在緊接著之冷軋步驟中會容易發生鍍Ni剝離，而且無法得到<111>方位與軋軋方向為平行之集合組織。

[0068] (冷軋步驟)

對退火步驟後的Ni鍍敷鋼板施行冷軋，來製造厚度200 μm 以下、較佳為100 μm 以下、更佳為20 μm 以下的鋼箔。在退火後的冷軋，如後述，藉由控制在各道次的軋軋率，能夠形成軋軋方向的反極點圖之<111>極密度為2.0以上且6.0以下而且<111>方位與軋軋方向平行之集合組織。

[0069]至冷軋的最後道次為止之累積軋軋率(總累積軋軋率)為70%以上，較佳為90%以上。在此，所謂累積軋軋率，係相對於最初軋軋道次之入口板厚之至該道次為止之累積軋縮量(最初道次前之入口板厚與該當道次後的出口板厚之差)的百分率。至最後道次為止之累積軋軋率較小時，無法得到所需要的集合組織。最後道次為止之累積軋軋率的上限，係沒有特別限定，通常的軋軋能力時，98%左右為界限。

[0070]又，冷軋係以多數次的道次進行。藉由增多軋軋道次數，能夠防止在製造步驟產生瑕疵和產生斷裂。以多數次的道次進行冷軋時，在各道次之軋縮率係沒有必要特

別限制，可以採用任何的輥軋時程進行輥軋，爲了使<111>方位在輥軋方向一致而形成緻密的合金層且使耐電解液性提升，增多輥軋道次數而製成雜亂較少的組織即可。具體而言，以多數次的道次進行冷軋時，以控制在各輥軋機架之軋縮率爲佳。例如較佳是將輥軋道次的次數設爲至少7道次以上，將第1次輥軋道次之軋縮率設爲30%以下，將在第4次輥軋道次之累積輥軋率設爲70%以下，及將在最後道次的前二道次的輥軋道次之累積輥軋率與在最後道次之累積輥軋率之差設爲5%以下。

藉由將輥軋道次的次數設爲至少7道次以上，能夠減少平均1次輥軋道次的軋縮率。又，藉由將第1次輥軋道次之軋縮率設爲30%以下，將至第4次爲止(包含第4次)的輥軋道次之累積輥軋率設爲70%以下，而將在前半的輥軋道次之累積輥軋率抑制成爲70%以下且使前半的累積輥軋率不會變爲太大。而且，藉由使在最後道次的前二道次的輥軋道次之累積輥軋率與在最後道次之累積輥軋率之差成爲5%以下，能夠比前半更抑制後半的軋縮率而進行輥軋。該等情況能夠製成雜亂更少的組織。

[0071] (再結晶退火步驟)

在冷軋之後，進行再結晶退火而將擴散合金層表面的結晶縱橫比調整成爲1.0~5.0的範圍。再結晶退火亦可以是將鋼箔連續送入退火爐內之連續退火。在再結晶退火步驟之退火溫度太低時，無法將縱橫比調整成爲1.0~5.0的範圍且無法提高加工性。又，退火溫度太高，產生潛變延伸致

使鋼箔無法通過退火爐內部。而且，擴散合金層的集合組織有崩潰之可能性。即便退火溫度為適當，退火時間太短時無法將縱橫比調整成為1.0~5.0的範圍。又，即便退火溫度為適當，退火時間太長時，加工性的提升效果飽和。再結晶退火的退火溫度為750~1100℃的範圍，以800~1000℃的範圍為佳，較佳為800~900℃的範圍。又，退火時間為4~120秒的範圍，以10~60秒的範圍為佳，以15~30秒的範圍為較佳。退火時間係在退火溫度的保持時間。而且，退火溫度較低時，因為必要的退火時間變長，所以將退火時間(秒)設為 T_c ，且將退火溫度(℃)設為 T_a 時，當在 $750 \leq T_a \leq 800$ 時， T_c 與 T_a 必須滿足以下式(1)，當在 $T_a > 800$ 時必須滿足式(2)。

$$T_c \geq 13 - 0.1 \times (T_a - 750) \quad (1)$$

$$T_c \geq 8 - (4/300) \times (T_a - 800) \quad (2)$$

更穩定地使縱橫比成為1.0~5.0時，及使繞射強度比成為5.0以上時，將退火時間(秒)設為 T_c ，將退火溫度(℃)設為 T_a 時，較佳是當 T_c 及 T_a 在 $750 \leq T_a \leq 800$ 時滿足以下式(3)，當在 $T_a > 800$ 時滿足式(4)。

$$T_c \geq 16 - 0.1 \times (T_a - 750) \quad (3)$$

$$T_c \geq 11 - 0.02 \times (T_a - 800) \quad (4)$$

[0072]在進行再結晶退火時，鋼箔強度係有低於上述較佳範圍(200~1200MPa)之情形，此時亦不會損害對有機電解液的耐腐蝕性。

[0073]在圖6A至圖6E，係顯示擴散合金層的深度方向

之金屬元素分析結果的一個例子。與圖4時同樣地，藉由氬電漿邊擴散合金層，邊進行藉由輝光放電發光分析之元素分析。在圖6A至圖6E，係將橫軸設作蝕刻時間，將縱軸設作各元素的檢測出強度。圖6A至圖6E的縱軸係檢測出強度而不是原子比。圖6A係不進行再結晶退火之擴散合金層。圖6B係將再結晶退火條件設為600℃、30秒鐘之例子。圖6C係將再結晶退火條件設為600℃、120秒鐘之例子。圖6D係將再結晶退火條件設為800℃、30秒鐘之例子。圖6E係將再結晶退火條件設為800℃、120秒鐘之例子。

[0074]如圖6A所顯示，不進行再結晶退火時，擴散合金層表面的Fe濃度為大約成為0。但是因為在該例子係在鍍敷後進行退火，所以能夠確認Ni與Fe產生互相擴散。

又，如圖6B至圖6E所顯示，得知再結晶退火的溫度變高，又，隨著退火時間變長，Fe係擴散至擴散合金層表面為止。

如此，再結晶退火係除了使擴散合金層中的結晶縱橫比成為1.0~5.0以外，亦能夠使Fe與Ni的互相擴散進一步進展。

[0075]在本實施形態，為了以高水準滿足對在有機電解液所含有的腐蝕原因物質之耐腐蝕性，同時提高加工性，如上述，在將冷軋的累積軋軋率控制在特定範圍之同時，實施再結晶退火係重要的。

[0076] (鉻系表面處理步驟)

對再結晶退火後的鋼箔進行鉻系表面處理。鉻系表面

處理係包含三價鉻處理、鉻酸鹽處理等。

作為具體的鉻系表面處理方法，能夠例示將以氧化鉻作為主成分之水溶液和以氧化鉻及磷酸作為主成分之水溶液等進行塗佈之方法，或進行電解鉻酸鹽處理之方法。此外，亦能夠例示將以氧化鉻及聚丙烯酸作為主成分之水溶液進行塗佈且加熱及乾燥之方法等作為先前眾所周知的鉻系表面處理方法。但是，不被該等限定。

[0077] (聚烯烴樹脂層的形成步驟)

亦可在鉻系表面處理步驟後之鋼箔，形成聚烯烴樹脂層。聚烯烴樹脂層係藉由熱層疊法進行層積即可。

[0078] 如此進行而製成之蓄電裝置容器用鋼箔，係經過進一步壓製成形等而被加工成為蓄電裝置用容器。而且，藉由在蓄電裝置用容器插入電極且注入有機電解液等的非水電解液，而製造蓄電裝置。例如藉由使用能夠將鋰離子吸留放出之正極及負極作為電極，且使用含有鋰鹽的有機電解液作為電解液，而能夠製造鋰離子二次電池。又，藉由組合由活性碳所構成之電極與有機電解液而能夠製造電容器。

實施例

[0079] 其次，說明本發明的實施例，但實施例的條件係用以確認本發明的實施可能性及效果而採用之一條件例，本發明係不被該一條件例限定。本發明只要不脫離本發明的要旨而能夠達成本發明之目的，能夠採用各種的條件。

[0080] (實施例1~17及比較例1~3、5~6)

對表1所顯示的成分組成之冷軋鋼板(未退火材)進行脫脂及酸洗之後，藉由電鍍法進行鍍Ni。

[0081]鍍鎳時，係使用含有硫酸鎳：320g/l、氯化鎳：70g/l、硼酸：40g/l之鍍敷浴，在鍍敷浴溫度：65℃、電流密度：20A/dm²形成各種的附著量之鍍鎳層。其次，在5%H₂(剩餘部分N₂)環境、預定溫度及時間的條件下進行連續退火處理。隨後，以預定累積軋軋率進行冷軋，而且，在5%H₂(剩餘部分N₂)環境下進行再結晶退火而製成鋼箔。將原板的厚度、使用螢光X射線分析裝置而測得之鍍鎳層的附著量(鍍Ni量)、退火條件、及累積軋軋率、所得到的鋼箔之厚度、再結晶退火條件顯示在表2。

表3係顯示表示至冷軋的各軋軋道次為止之累積軋軋率之軋縮型式之表。例如，因為實施例1係最後累積軋軋率為95%且軋縮型式A5，所以如在表3所顯示，顯示合計進行14道次。

[0082] [表1]

	鋼成分 (質量%) 剩餘部分Fe及不純物								
鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb
Al-k	0.01	0.007	0.11	0.012	0.009	0.09	0.002	—	—
IF	0.0019	0.009	0.09	0.012	0.0042	0.045	0.002	0.02	0.019

[0083][表2]

		原板		鍍Ni層的 附著量	鍍敷後 退火條件		總累積 軋軋率	軋縮 型式	鋼箔 厚度	再結晶 退火條件		備考
		成分	板厚 (mm)	g/m ²	溫度 (°C)	時間 (s)	%		μm	溫度 (°C)	時間 (s)	
實施例	1	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	800	15	
	2	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	800	30	
	3	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	800	60	
	4	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	800	120	
	5	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	750	30	
	6	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	1100	30	
	7	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	750	120	
	8	Al-k	0.3	27	750	60	95	A5	15	1100	5	
	9	Al-k	0.2	50	750	60	90	A4	20	800	30	
	10	Al-k	0.3	27	750	60	90	A4	30	800	30	
	11	Al-k	0.3	18	750	60	85	A3	45	800	30	
	12	IF	0.1	15	820	40	70	A1	30	800	30	
	13	IF	0.2	18	820	40	80	A2	40	800	30	
	14	Al-k	2.0	27	750	60	95	A5	100	800	30	
	15	Al-k	0.3	9	750	60	95	A5	15	800	30	
	16	Al-k	0.2	1	750	60	70	A1	60	800	30	
	17	Al-k	0.3	18	750	60	85	A3	45	750	15	
比較例	1	Al-k	0.3	18	750	60	85	B2	45	600	30	
	2	Al-k	0.3	18	750	60	85	B2	45	1150	30	
	3	Al-k	0.3	18	750	60	85	B2	45	750	10	
	4	Al-k	0.3	0	750	60	95	B4	15	800	30	未鍍Ni
	5	Al-k	0.1	5	750	60	0	—	100	800	30	未冷軋
	6	Al-k	0.1	5	750	60	60	B1	40	800	30	冷軋的 軋縮不足
	7	Al-k	0.2	9	—	—	90	B3	20	800	30	鍍Ni後 未退火而軋軋
	8	Al-k	0.02	9	—	—	—	—	20	—	—	在鋼箔鍍Ni
	9	Al-k	0.02	9	—	—	—	—	20	800	300	在鋼箔鍍Ni 之後退火

[0084] [表3]

		軋軋道次數														
軋縮 型式	總累積 軋軋率	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
A1	70	0	30	50	60	65	67	69	70							
A2	80	0	30	50	60	70	75	77	79	80						
A3	85	0	30	50	60	70	75	80	83	84	85					
A4	90	0	30	50	60	70	75	80	83	86	89	90				
A5	95	0	30	50	60	70	75	80	83	86	90	91	92	93	94	95
B1	60	0	50	55	60											
B2	85	0	30	50	60	70	75	80	83	84	85					
B3	90	0	50	70	85	87	90									
B4	95	0	50	70	85	90	92	95								

[0085] (比較例4)

使用表1所顯示的成分組成Al-k之冷軋鋼板(未退火材)，

不進行鍍鎳，而在5% H_2 (剩餘部分 N_2)環境、預定溫度及時間的條件下進行連續退火處理。隨後，以預定累積軋軋率進行冷軋，而且在5% H_2 (剩餘部分 N_2)環境下進行再結晶退火而製成鋼箔。

[0086](比較例7)

使用表1所顯示的成分組成Al-k之冷軋鋼板(未退火材)，在與前述的例子同條件下進行鍍Ni。隨後，不進行連續退火，而是進行冷軋及再結晶退火來製成鋼箔。

[0087](比較例8、9)

使用在表1所顯示的成分組成Al-k之20 μm 鋼箔，在與前述的例子相同條件下進行鍍Ni。不實施隨後的連續退火步驟及冷軋。不對比較例8進行再結晶退火，而對比較例9進行再結晶退火。如此進行而製成比較例8、9的鋼箔。

[0088]進行評價該等鋼箔、擴散合金層的Ni附著量、集合組織、XRD強度比、縱橫比、加工性、耐電解液性。各自的評價方法係如以下。

[0089](評價方法)

擴散合金層的Ni附著量：

使用與鋼板之鍍鎳層的附著量之測定同樣的方法，藉由螢光X射線分析裝置而進行定量。具體而言，係切取1邊為35mm的正方形之試樣，使用股份公司Rigaku的螢光X射線分析裝置ZSX-100e，以光罩直徑30mm Φ 從擴散合金層表面測定Ni的 $K\alpha$ 螢光X射線強度。測定相同鋼材及使純Ni鍍層附著在該鋼材且施行合金化退火而成之標準材且製成

校正曲線，從該校正曲線換算成爲附著量且設作擴散合金層的Ni附著量。

[0090]集合組織(極密度)：

藉由EBSD法而測定極密度。具體而言，係對供試材施行前處理(丙酮超音波脫脂)後，安裝在SEM/EBSD試料台。對RD方向：120 μ m且TD方向：100 μ m之區域，以0.2 μ m間隔進行方位測定。測定係使用搭載有肖特基(Schottky)型熱電子槍之FE-SEM(日立製SU-70)，加速電壓係設定在25kV。作爲用以藉由EBSD法進行分析之軟體，係使用TSL SOLUTIONS製OIM系統v5.31。

[0091]從RD的反極點圖，係將無規狀態的極密度設作1，而求取<111>方位的極密度。在此，所謂<111>方位的極密度，係從<111>在5°以內的範圍之最大的極密度之值。

[0092]XRD強度比：

使用CuK α 作爲X射線源，藉由 $2\theta/\theta$ 法而進行擴散合金層的X射線繞射測定。從藉由X射線繞射測定而得到之Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} 及FeNi₃的繞射尖峰強度 I_{FeNi3} ，求取繞射強度比(I_{FeNi3}/I_{Ni})。Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} ，係使用將X射線源設作CuK α 時之在繞射角度($2\theta/\theta$)爲51.8°附近出現之繞射尖峰強度。又，FeNi₃的繞射尖峰強度 I_{FeNi3} 係使用將X射線源設作CuK α 時之在繞射角度($2\theta/\theta$)爲51° $\pm$ 0.1°附近出現之繞射尖峰強度。

[0093]縱橫比：

基於EBSD方位測繪影像而求取。使用反極點方位測繪

影像作為EBSD方位測繪影像，作為晶格數據，係使用Ni。

將100 μ m的視野的EBSD方位測繪影像進行4等份分割，從該分割後之各自的區域之中，無規地選擇100個能夠清楚地確認晶界之結晶粒，各自測定所選擇的結晶粒之縱橫的最大長度，將較短的一方設作短軸，將較長的一方設作長軸。而且，計算長軸/短軸且作為各個結晶粒的縱橫比。因為係從4等份分割後的區域各選擇100個，所以合計得到400個縱橫比。然後，將該平均值設作縱橫比。

縱橫比係將1.0以上且2.85以下評定為A等級，將大於2.85且5.0以下評定為B等級，將大於5.0定為不合格(NG)。

[0094]加工性：

將軋軋鋼箔使用銳利的切削工具切取寬度1cm、長度10cm而作為試片，使用股份公司島津製作所製AUTOGRAPH AGS-H，在評分間距離10mm、夾頭移動速度1mm/分鐘的條件下進行拉伸試驗且測定至斷裂為止的伸長率。將斷裂伸長率12%以上評定為A等級，將10至小於12%評定為B等級，將7至小於10%評定為C等級，將5至小於7%評定為D等級，將小於5%評定為不合格(NG)。

[0095]耐電解液性：

在實施例1~17及比較例1~9之鋼箔形成鉻系表面處理層。鉻系表面處理係在由鉻酸酐25g/L、硫酸3g/L、硝酸4g/L所構成之常溫的鍍敷液，適當地添加磷酸、鹽酸、氟化銨等而使用，在陰極電流密度25A/dm²形成電解鉻酸鹽處理層。該鉻酸鹽處理層的厚度係調整處理時間而成為10nm。因為

膜厚與處理時間不是正比例，且無法藉由通電量、推斷反應量等來控制膜厚，所以藉由XPS分析(PHI公司製Quantum2000型、X射線源為AlK α (1486.7eV)單色化、X射線輸出功率為15kV 1.6mA)而直接測定且進行控制鉻酸鹽處理層的厚度。在本實施例、及比較例，鉻酸鹽處理係只有在一面進行。

其次，在鉻酸鹽處理層上層疊厚度30 μ m的聚丙烯膜。

然後，將層疊有聚丙烯膜之鋼箔切取成為5mm×40mm而成之試片，針對各例製造各10支，針對一半的5支試片，在能夠使用蓋子密閉之聚丙烯製的瓶中，完全浸漬在電解液中且於80℃保持7天。對不進行電解液浸漬之5支試片、及經電解液浸漬之5支試片的全部數量，實施依據JIS K 6854-2之180°剝離試驗，來測定聚丙烯膜的密著強度。將經浸漬的試片之密著強度，除以不浸漬的試片之密著強度且使其成為百分率者設為降低率，而作為耐電解液性之指標。降低率越低，係表示耐電解液性越高。

[0096]在本試驗之比較例5(鍍Ni原樣)的降低率為50%，將降低率為小於50%者，設作相較於比較例5為較佳而評定為合格(GOOD)，將降低率為50%以上者，設作與比較例5同等或比其更差而評定為不合格(NG)。電解液係將六氟化磷酸鋰(LiPF₆)以溶劑釋成為1mol/L的濃度而成者，其中該溶劑係將碳酸仲乙酯與二乙基碳酸酯以1：1混合而成。

[0097]將以上的評價結果顯示在表4。

[0098] [表4]

		EBSD	擴散合金層的 Ni含量	繞射 強度比	縱橫比	加工 性	耐 電解液 性
		<111> 極密度	g/m ²	5.0以上			
實 施 例	1	3.8	1.35	5.0以上	B	C	合格
	2	3.6	1.35	5.0以上	B	B	合格
	3	3.6	1.35	5.0以上	B	B	合格
	4	3.4	1.35	5.0以上	A	A	合格
	5	3.8	1.35	5.0以上	B	C	合格
	6	2.7	1.35	5.0以上	A	A	合格
	7	3.6	1.35	5.0以上	B	B	合格
	8	3.6	1.35	5.0以上	B	B	合格
	9	3.3	5.0	5.0以上	B	B	合格
	10	3.4	2.7	5.0以上	B	B	合格
	11	3.2	2.7	5.0以上	B	B	合格
	12	2.5	4.5	5.0以上	A	A	合格
	13	3.0	3.6	5.0以上	B	B	合格
	14	3.6	1.35	5.0以上	B	B	合格
	15	3.6	0.45	5.0以上	B	B	合格
	16	2.6	0.3	5.0以上	A	A	合格
	17	3.6	2.7	小於5.0	B	D	合格
比 較 例	1	3.6	2.7	小於5.0	不合格	不合格	合格
	2	1.5	2.7	5.0以上	A	A	不合格
	3	3.6	2.7	小於5.0	不合格	不合格	合格
	4	—	0	—	—	A	不合格
	5	0.7	5.0	小於5.0	A	A	不合格
	6	1.6	2.0	5.0以上	A	A	不合格
	7	—	0.5	—	—	不合格	不合格
	8	0.7	9.0	小於5.0	A	不合格	不合格
	9	0.7	9.0	小於5.0	A	A	不合格

[0099]如表4所顯示，本發明的實施例係顯示良好的耐電解液性，同時顯示良好的加工性。比較例係耐電解液性或加工性的任一方或雙方均較差之結果。

[0100]在表4所顯示之實施例1~17及比較例1、3的擴散

合金層之集合組織，係RD之<111>及<001>方位的集積度高，RD之<111>方位的極密度為2.0以上。又，針對ND，從<101>至<112>能夠觀察到集積，針對TD，能夠觀察到<101>方位的集積，但是極密度係各自小於2.0。因此，在該等實施例及比較例，係由<111>方位與軋軋方向平行之擴散合金層。而且，在實施例1~17，縱橫比為B等級以上。因此，認為實施例1~17係顯示良好的耐電解液性，同時加工性變為良好者。另一方面，因為比較例1、3之縱橫比大於5.0，所以加工性低落。

[0101]比較例5、6、8、9係RD之<111>及<001>方位的集積度為較低，RD之<111>方位的極密度為小於2.0，<111>方位無法說是與軋軋方向平行者。因此，認為係耐電解液性較低者。

[0102]因為比較例2之冷軋後的熱處理之溫度太高，無法得到所需要的集合組織，所以耐電解液性大幅度地低落。

又，因為比較例4係未形成鍍鎳層，所以亦未形成擴散合金層且耐電解液性大幅度地低落。

而且，因為比較例7係未實施冷軋前的退火，所以未形成Fe及Ni的擴散層且鍍鎳層在冷軋時被破壞掉。

產業上之利用可能性

[0103]依照本發明，能夠低價提供一種蓄電裝置容器用鋼箔，其係具有高強度且具有優異的加工性之軋軋鋼箔，使其成為在表面形成有聚烯烴樹脂層之蓄電裝置用容器時，

即便在電解液中，基材與樹脂層具有優異的密著性。又，能夠提供一種由蓄電裝置容器用鋼箔所構成之蓄電裝置用容器、及具備該蓄電裝置用容器之蓄電裝置。因此，產業上的利用性高。

【符號說明】

[0104]1...鍍鎳步驟

2...退火步驟

3...冷軋步驟

4...再結晶退火步驟

5...鉻系表面處理步驟

6...聚烯烴系樹脂層的形成步驟

11...基材

12...軋軋鋼箔

13...擴散合金層

14...鉻系表面處理層

15...聚烯烴系樹脂層

20...蓄電裝置

21...蓄電裝置用容器

22...正極導線

23...負極導線

申請專利範圍

1. 一種蓄電裝置容器用鋼箔，特徵在於具備：
 - 輥軋鋼箔，其厚度為 $200\ \mu\text{m}$ 以下；
 - 擴散合金層，其形成在前述輥軋鋼箔表層且含有Ni及Fe；及
 - 鉻系表面處理層，其形成在前述擴散合金層上；
 其中，前述擴散合金層之輥軋方向的反極點圖之 $\langle 111 \rangle$ 極密度為2.0以上且6.0以下；
 前述擴散合金層表面之結晶縱橫比為1.0以上且5.0以下。
2. 如請求項1之蓄電裝置容器用鋼箔，其利用X射線繞射對前述擴散合金層測得Ni的繞射尖峰強度 I_{Ni} 與 FeNi_3 的繞射尖峰強度 I_{FeNi_3} 之比亦即 $I_{\text{FeNi}_3}/I_{\text{Ni}}$ 為5.0以上，或是未檢測出前述Ni的繞射尖峰。
3. 如請求項1或2之蓄電裝置容器用鋼箔，其更具有形成於前述鉻系表面處理層表面之聚烯烴系樹脂層。
4. 一種蓄電裝置用容器，係由如請求項3之蓄電裝置容器用鋼箔構成。
5. 一種蓄電裝置，具備如請求項4之蓄電裝置用容器。
6. 一種蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，具有以下步驟：
 - 鍍鎳步驟，係對鋼板進行鍍鎳以在前述鋼板上形成鍍Ni層而製得鍍Ni鋼板；
 - 退火步驟，係對前述鍍Ni鋼板進行退火，以使前述

鋼板中的Fe與前述鍍Ni層中的Ni互相擴散；

冷軋步驟，係對前述鍍Ni鋼板施行累積軋軋率在70%以上的冷軋而製得鋼箔；

再結晶退火步驟，係在下述條件下對前述鋼箔於750℃~1100℃進行退火4~120秒，該條件係將退火時間以單位秒計且設為Tc，且將退火溫度以單位℃計且設為Ta時，當前述Tc及前述Ta為750≤Ta≤800時滿足以下式(1)，當Ta>800時滿足式(2)；及

鉻系表面處理步驟，係對前述鋼箔進行鉻系表面處理；

$$Tc \geq 13 - 0.1 \times (Ta - 750) \quad (1)$$

$$Tc \geq 8 - (4/300) \times (Ta - 800) \quad (2)。$$

7. 如請求項6之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，其中前述再結晶退火步驟中，當前述Tc及前述Ta為750≤Ta≤800時滿足以下式(3)，當Ta>800時滿足式(4)，

$$Tc \geq 16 - 0.1 \times (Ta - 750) \quad (3)$$

$$Tc \geq 11 - 0.02 \times (Ta - 800) \quad (4)。$$

8. 如請求項6或7項之蓄電裝置容器用鋼箔之製造方法，其更包含聚烯烴樹脂層的形成步驟，該步驟係在前述鉻系表面處理步驟後的前述鋼箔表面形成聚烯烴樹脂層。

圖式

1/8

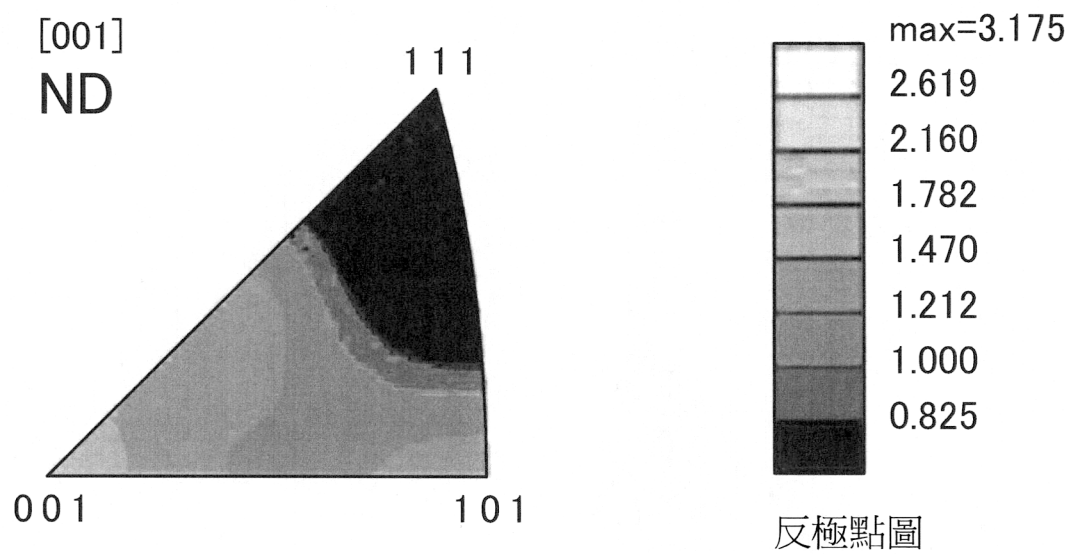


圖1A

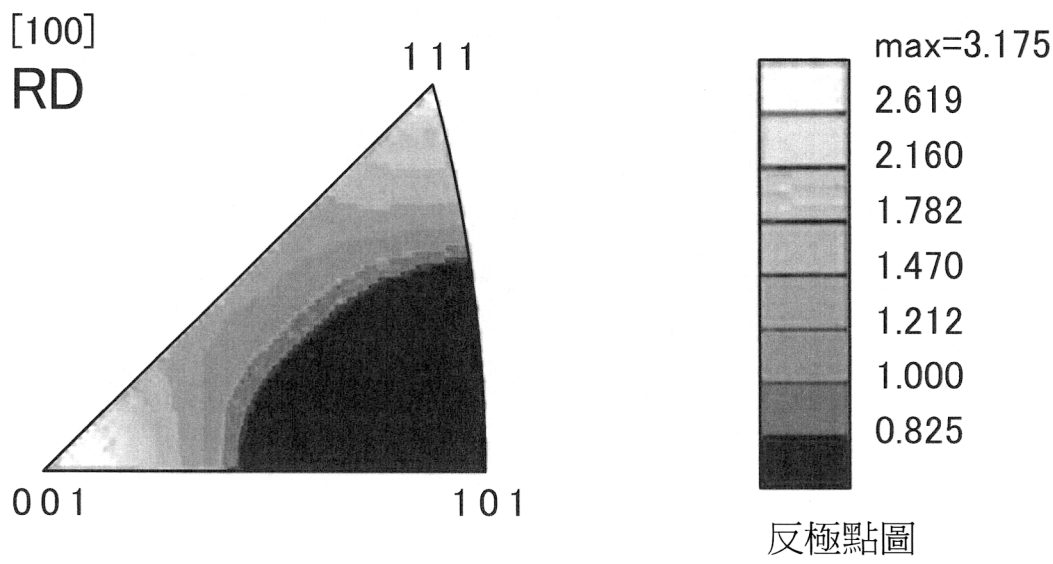


圖1B

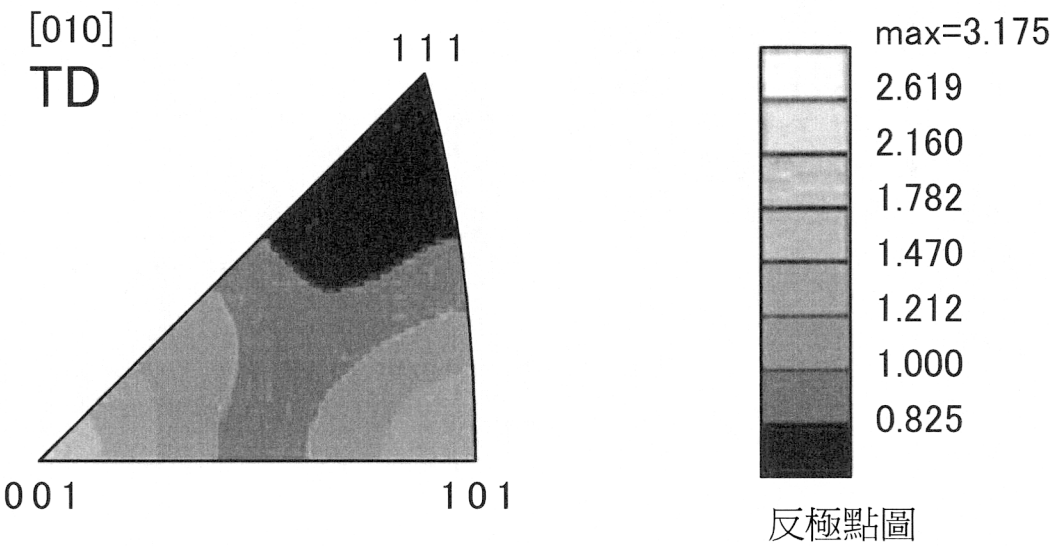


圖1C

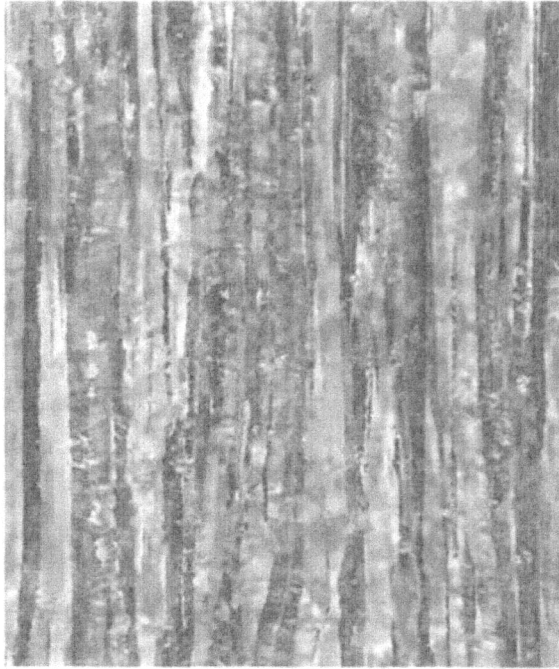


圖2A



圖2B

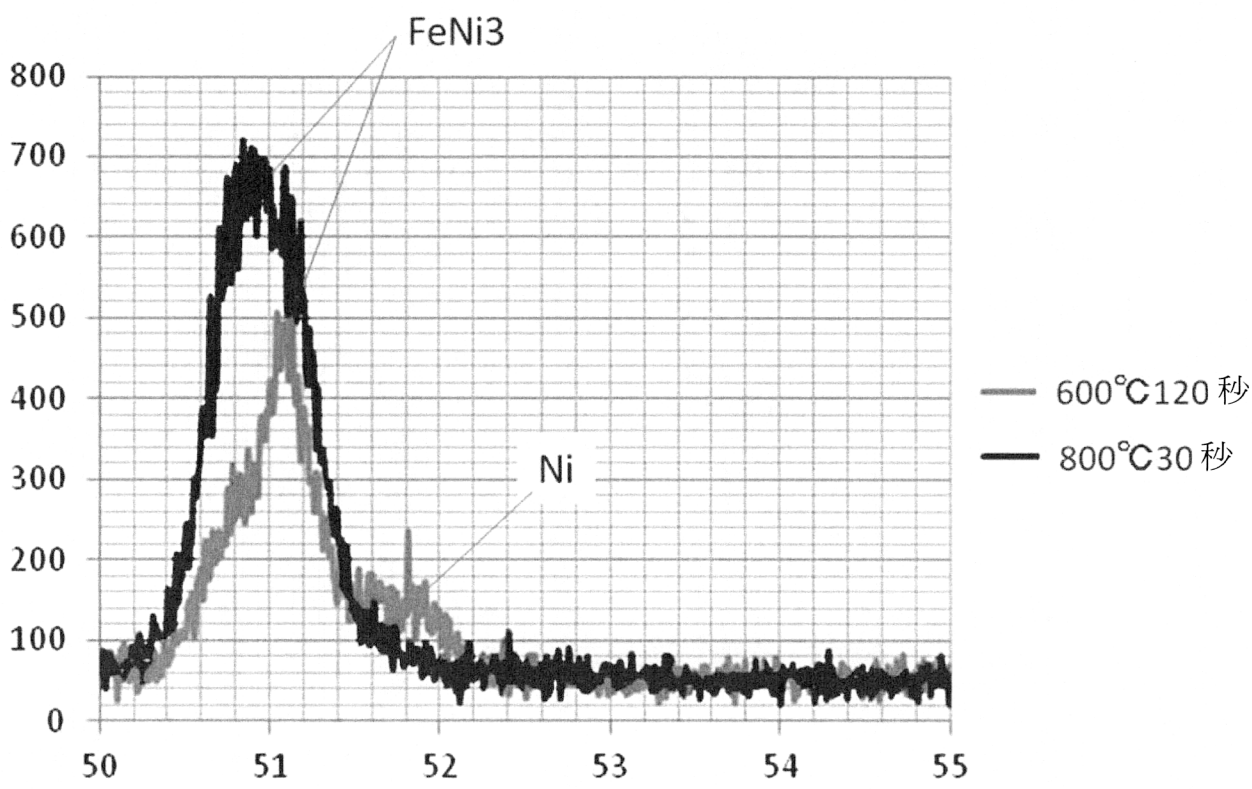


圖3

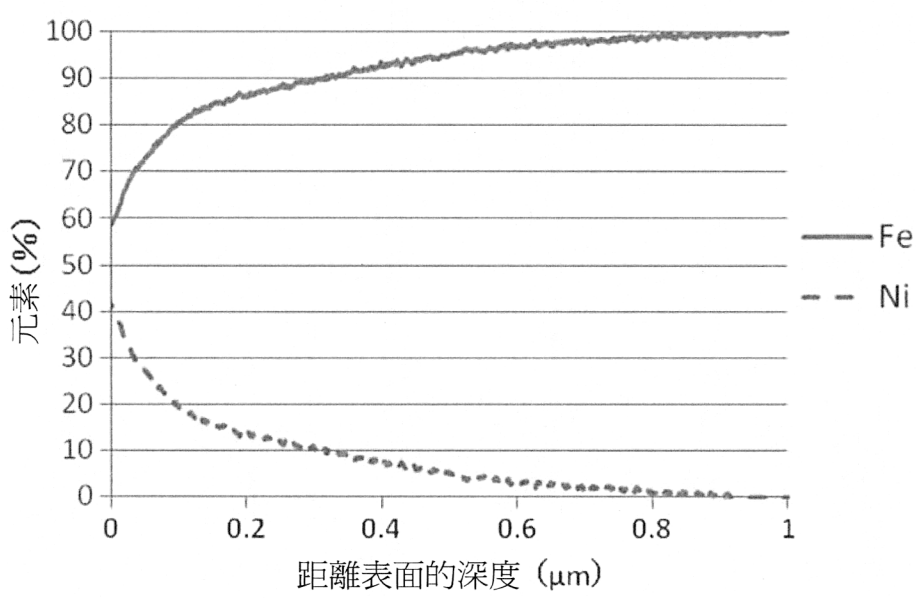


圖4

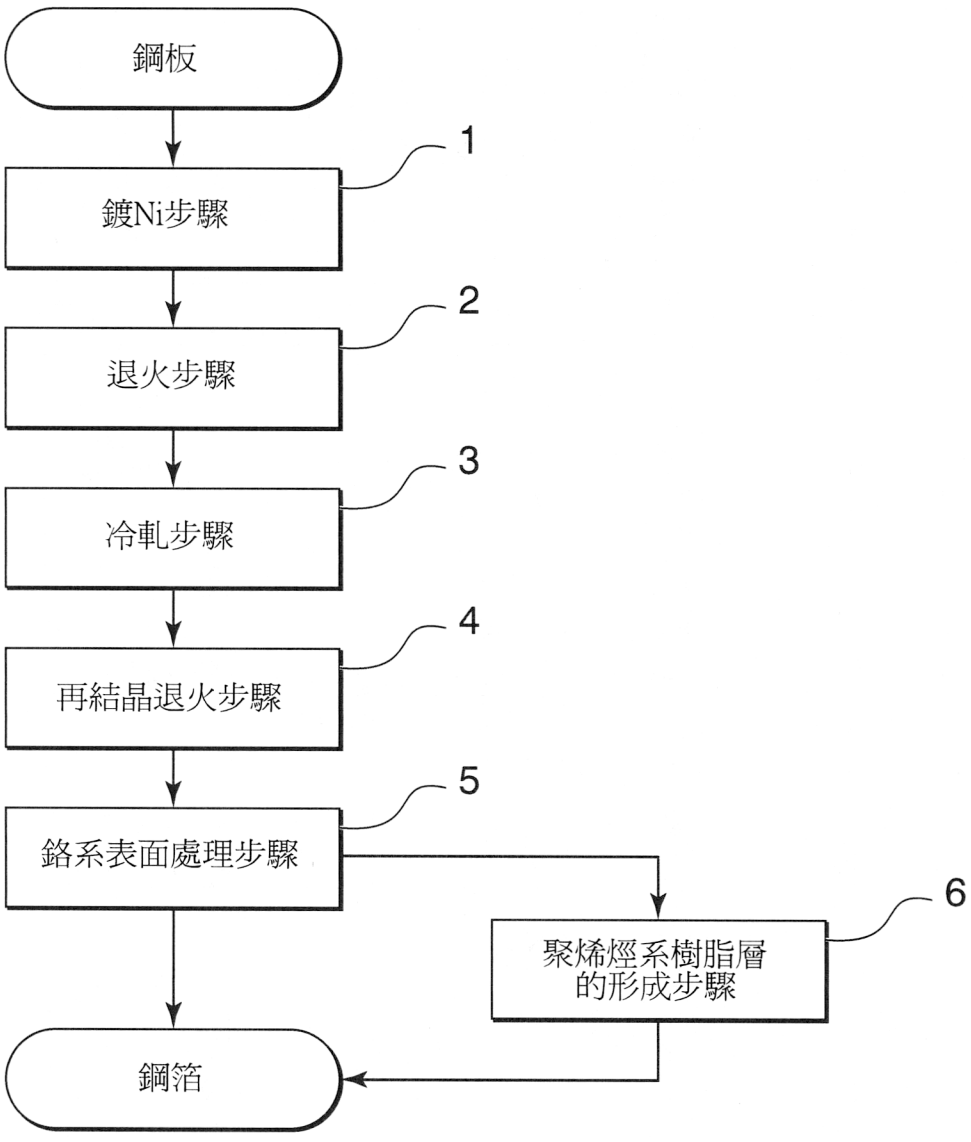


圖5

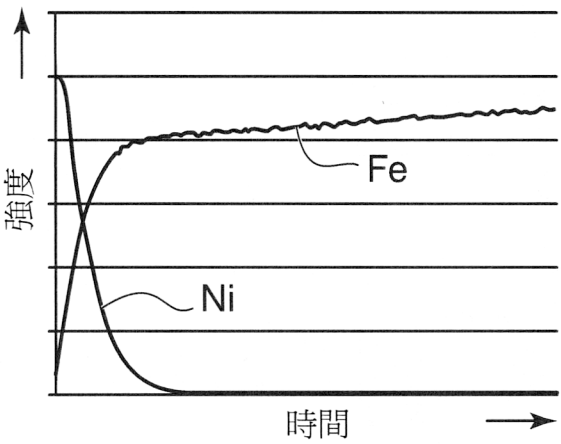


圖6A

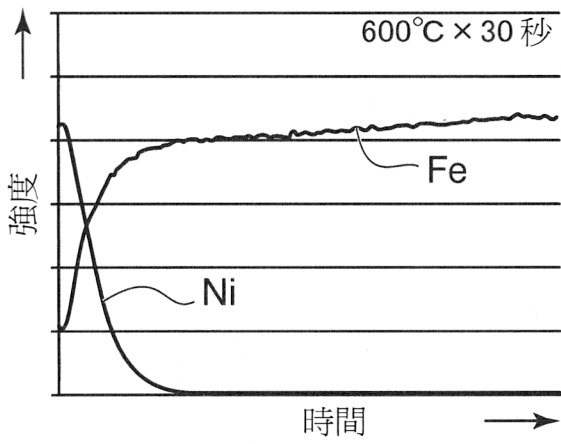


圖6B

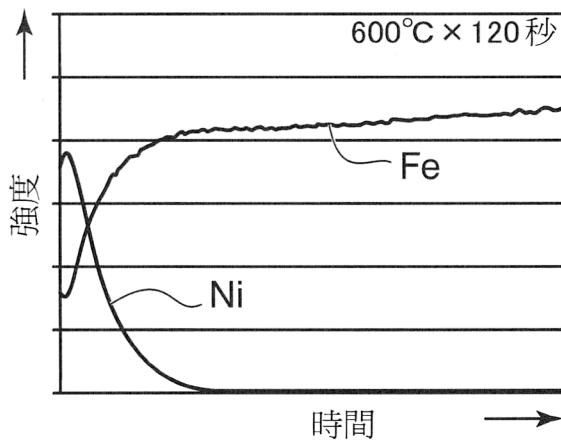


圖6C

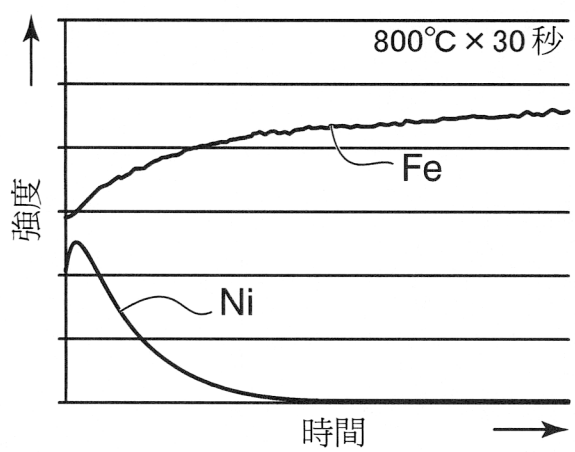


圖6D

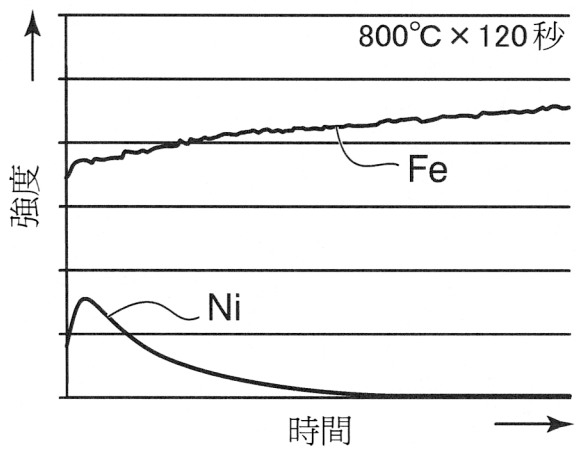


圖6E

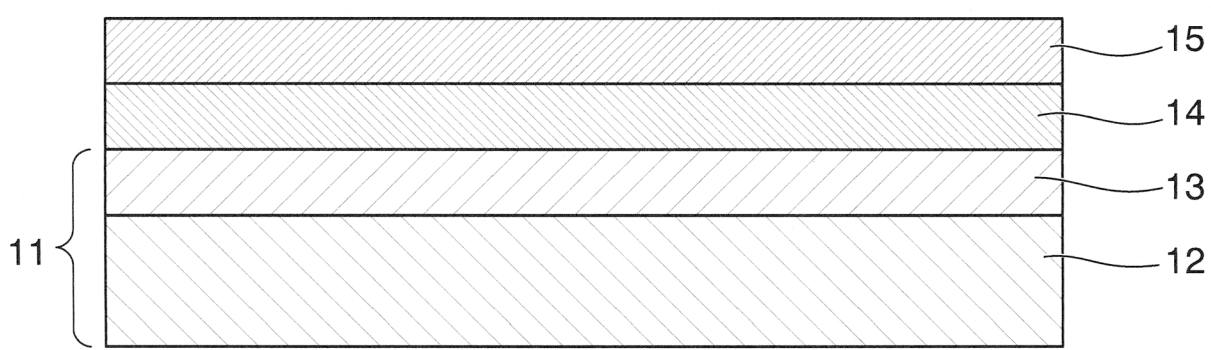


圖7

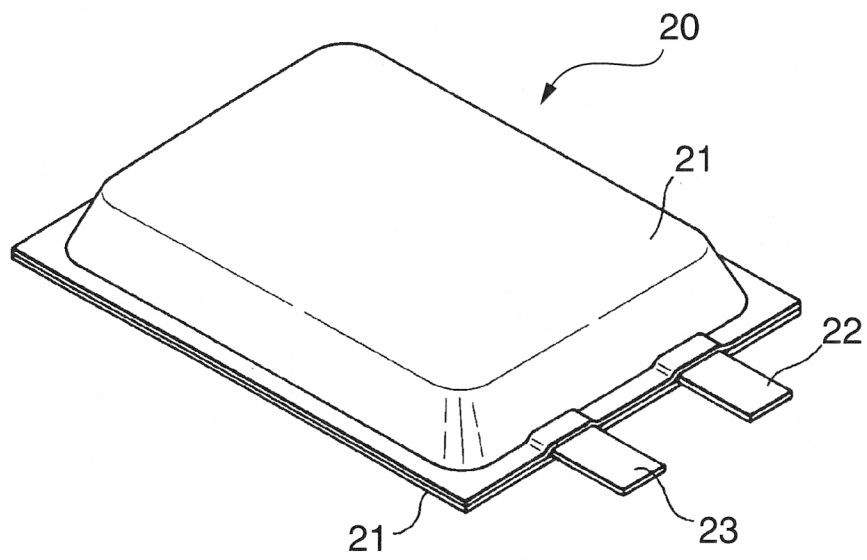


圖8