I862707

(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 I862707 B**

(45)公告日： 中華民國 113 (2024) 年 11 月 21 日

(21)申請案號：109134816 (22)申請日： 中華民國 109 (2020) 年 10 月 07 日

(51)Int. Cl.： ***C22C21/06 (2006.01)***

(30)優先權：2019/10/08 日本 2019-185299

(71)申請人：日商ＵＡＣＪ股份有限公司 (日本) UACJ CORPORATION (JP)
日本

(72)發明人：黒崎友仁 KUROSAKI, TOMOHITO (JP) ；箕田正 MINODA, TADASHI (JP) ；玉置充宏 TAMAKI, MITSUHIRO (JP) ；金珍教 KIM, JIN-GYO (KR)

(74)代理人：賴安國；王立成；余宗學

(56)參考文獻：

CN 105586516B CN 108728702A

JP H6-145868A

審查人員：黃怡菱

申請專利範圍項數：3 項 圖式數：1 共 19 頁

(54)名稱

鋁合金材

(57)摘要

一種鋁合金材，其係包含：鎂(Mg)：7.0~10.0 質量%；鈣(Ca)：0.1 質量%以下；且其餘部分由鋁及不可避免的雜質所組成；其中，前述鋁合金材的拉伸強度為 300MPa 以上且小於 500MPa，斷裂伸長率為 20%以上。

I862707

【發明摘要】

【中文發明名稱】　鋁合金材

【中文】

一種鋁合金材，其係包含：鎂(Mg)：7.0~10.0質量%；鈣(Ca)：0.1質量%以下；且其餘部分由鋁及不可避免的雜質所組成；其中，前述鋁合金材的拉伸強度為300 MPa以上且小於500 MPa，斷裂伸長率為20%以上。

【指定代表圖】　無。

【代表圖之符號簡單說明】

無。

【特徵化學式】

無。

【發明說明書】

【中文發明名稱】　鋁合金材

【技術領域】

【0001】 本發明係關於一種抑制了強度的各向異性之高強度鋁合金材。

【先前技術】

【0002】 近年來，為了實現高強度化及輕量化，冀求在例如電子機器的殼體等各種產品中使用鋁合金材料。藉由使用強度更高的鋁合金材料，能夠在維持產品強度與習知者相等的情況下，同時減少鋁合金材的用量，故能夠減輕產品的重量。

【0003】 此處，就高強度的鋁合金材而言，一般可舉出6000系列合金、7000系列合金等。然而，上述合金是熱處理型合金，且因為熱處理型合金需要固溶化處理及時效熱處理步驟，故具有生產效率低的問題。又，因為在7000系列合金中含有大量的鋅(Zn)及銅(Cu)，故存在著根據使用環境而容易發生腐蝕的問題。

【0004】 從上述觀點來看，可以使用非熱處理型的鋁合金。作為非熱處理型的鋁合金，典型的是作為強度最高的種類之5000系列合金。5000系列合金通常具有優良的耐腐蝕性，且因為不需要進行固溶化處理和時效熱處理，故生產效率高。另外，藉由增加於5000系列合金的添加元素，可以實現6000系列合金以上的強度。因此，有人已經提出了一種鋁合金材，其係包含作為主要添加元素的5重量%以上的Mg之5000系列鋁合金材(參照專利文獻1~3)。

【0005】

[先前技術文獻]

[專利文獻]

[專利文獻1] 日本國特開2007-186747號

[專利文獻2] 日本國特開2001-98338號

[專利文獻3] 日本國特開第平7-197170號

【發明內容】

【0006】

[發明所欲解決問題]

在上述專利文獻1~3中所記載的鋁合金材中，為了高強度化，將Mg的含量增加到5重量%以上。然而，並未考慮鋁合金材中強度的各向異性。

【0007】 在鋁合金材中，若強度的各向異性強，則有在最終產品中的特定方向上的剛性及可靠性降低之虞。又，在例如成型等的產品製造過程中，可能會產生例如尺寸精度不良。特別地，因為退火的鋁合金材(O材)係尋求著高的成形性，故若強度的各向異性強，則具有在成形過程中有可能產生破裂的問題。

【0008】 本發明的一態樣係為了解決上述的問題所完成者，且本發明一態樣的目的係提供一種鋁合金材，其係藉由控制金屬組織而能夠確保高強度，並抑制強度的各向異性。

【0009】

[解決問題之手段]

為了解決上述問題，本發明一態樣的鋁合金材係包含：鎂(Mg)：7.0~10.0質量%；鈣(Ca)：0.1質量%以下；且其餘部分由鋁及不可避免的雜質所組成；

其中，前述鋁合金材的拉伸強度為300 MPa以上且小於500 MPa，斷裂伸長率為20%以上。

【0010】

[發明功效]

根據本發明的一態樣，能夠製造一種鋁合金材，其係能夠確保高強度，並抑制強度的各向異性。

【圖式簡單說明】

【0011】

[圖1]係顯示本實施形態中鋁合金材的拉伸強度的測定方向之圖。

【實施方式】

【0012】 本發明人們，針對含有大量鎂(Mg)的高強度鋁合金材中能夠抑制強度的各向異性之合金組成與金屬組織，進行了深入的調查及研究。結果發現，藉由調整合金組成與製造過程，並適當地控制金屬組織，而能夠抑制強度的各向異性。

【0013】 以下，針對本發明實施形態的鋁合金材進行詳細說明。又，本實施形態的鋁合金材可以用於例如家電產品、建築物、構造物、輸送機器等之被要求具有強度與強度的各向同性之部件。又，在下文中，關於單位的記載，將「質量%」簡稱為「%」。

【0014】 (鋁合金材必要含有的元素)

[Mg]

鎂(Mg)主要係作為固溶元素而存在，且具有提升強度的效果。藉由使鋁合金中的Mg含量為7.0%以上，能夠充分地獲得強度提升的效果。

【0015】 然而，若鋁合金中的Mg含量大於10.0%，則會在熱軋時產生破裂而有使製造變得困難之虞。因此，鋁合金中的Mg含量較佳係在7.5%以上且9.0%以下的範圍，更佳係在7.5%以上且8.5%以下的範圍。

【0016】 [Ca]

鈣(Ca)主要係作為化合物而存在於鋁合金中，即使少量存在，也可能在熱加工時引起破裂並有降低加工性之虞。當鋁合金中的Ca含量為大於0%且0.1%以下時，可以抑制熱加工時的破裂。鋁合金中的Ca含量較佳為大於0%且0.05%以下。

【0017】 (鋁合金材可選地含有的元素)

[Si]

矽(Si)係主要產生第二相粒子(例如，單體Si、Al-Si-Fe-Mn系化合物)，並藉由作為再結晶核生成位置來作用，而具有使結晶粒子微細化的效果。藉由使鋁合金中的Si含量為0.02%以上，可以良好地獲得使結晶粒子微細化的效果。

【0018】 然而，若鋁合金中的Si含量大於0.3%，則有大量地產生粗大的第二相粒子並使製造之鋁合金材的斷裂伸長率下降之虞。因此，鋁合金中的Si含量較佳係在0.02%以上且0.2%以下的範圍，更佳係在0.02%以上且0.15%以下的範圍。

【0019】 [Fe]

鐵(Fe)主要係作為第二相粒子(Al-Fe系化合物等)存在，並藉由作為再結晶核生成位置來作用，而具有使結晶粒子微細化的效果。藉由使鋁合金中的Fe含量為0.02%以上，能夠獲得使結晶粒子微細化的效果。

【0020】 然而，如果鋁合金中的Fe含量大於0.5%，則有大量地產生粗大的第二相粒子並使製造之鋁合金材的斷裂伸長率下降之虞。因此，鋁合金中的Fe含量較佳係在0.02%以上且0.25%以下的範圍，更佳係在0.02%以上且0.2%以下的範圍。

【0021】 [Cu]

銅(Cu)主要係作為固溶元素而存在，且具有提升強度的效果。藉由使鋁合金中的Cu含量為0.05%以上，能夠充分地獲得強度提升的效果。

【0022】 然而，若鋁合金中的Cu含量大於1.0%，則會在熱軋時產生破裂而有使製造變得困難之虞。因此，鋁合金中的Cu含量較佳係在0.05%以上且0.5%以下的範圍，更佳係在0.10%以上且0.3%以下的範圍。

【0023】 [Mn]

錳(Mn)主要係作為第二相粒子(Al-Mn系化合物等)存在，並藉由作為再結晶核生成位置來作用，而具有使結晶粒子微細化的效果。具體而言，藉由使鋁合金中的Mn含量為0.05%以上，能夠充分地獲得使結晶粒子微細化的效果。

【0024】 然而，如果鋁合金中的Mn含量大於1.0%，則有大量地產生粗大的第二相粒子並使製造之鋁合金材的斷裂伸長率下降之虞。因此，鋁合金中的Mn含量較佳係在0.1%以上且0.5%以下的範圍，更佳係在0.15%以上且0.3%以下的範圍。

【0025】 [Cr、V、Zr]

鉻(Cr)、釩(V)、鋯(Zr)主要係作為第二相粒子(Al-Fe-Mn系化合物、Al-Cr系化合物、Al-V系化合物、Al-Zr系化合物等)存在，並藉由作為再結晶核生成位置來作用，而具有使結晶粒子微細化的效果。具體而言，藉由使鋁合金中的

Cr、V含量為0.05%以上，或者Zr含量為0.02%以上，能夠充分地獲得使結晶粒微細化的效果。

【0026】 然而，如果鋁合金中的Cr、V含量大於0.3%，或者Zr含量大於0.2%，則有大量地產生粗大的第二相粒子並使製造之鋁合金材的斷裂伸長率下降之虞。

【0027】 因此，鋁合金中的Cr、V含量較佳係在0.2%以下。又，鋁合金中的Zr含量較佳係在0.1%。

【0028】 又，鋁合金中的Cr、V、Zr含量並不限於上述，只要於鋁合金中至少含有Cr、V、Zr中的至少任一者即可。

【0029】 [Ti]

鈦(Ti)係藉由抑制鑄造時所形成的凝固鋁相的成長，使鑄造組織微細化，而具有抑制鑄造時的破裂等缺陷的作用。然而，如果鋁合金中的Ti含量過多，則有第二相粒子變得粗大化並使所製造的鋁合金材的斷裂伸長率下降之虞。

【0030】 因此，藉由使鋁合金中的Ti含量為0.2%以下，能夠抑制所製造的鋁合金材的斷裂伸長率下降。鋁合金中的Ti含量較佳係0.1%以下。又，除了上述之各元素之外，鋁合金中其餘成分基本上為鋁(Al)及不可避免的雜質(不可避免的不純物)。

【0031】 (拉伸強度及斷裂伸長率)

在本實施形態中，針對以上述組成來構成之鋁合金，藉由進行後述之製造處理，能夠製作一種鋁合金材(O材)，其拉伸強度為300 MPa以上且小於500 MPa，斷裂伸長率為20%以上。藉此，能夠防止拉伸強度小於300 MPa所導致最

終產品的強度不足。另外，能夠防止斷裂伸長率小於20%所導致在最終產品的加工時產生破裂等缺陷的問題。

【0032】 又，鋁合金材的拉伸強度較佳係350 MPa以上。又，鋁合金材的斷裂伸長率較佳係25%以上。

【0033】 (強度的各向異性)

如圖1所示，在一組輥2的最終軋製時的軋製方向(最終加工方向)與板寬方向所成之平面中，本實施形態的鋁合金材1在下述方向上之拉伸強度的標準差設定為10[MPa]以下：從軋製方向朝前述板寬方向的0°方向；從軋製方向朝前述板寬方向的45°方向；從軋製方向朝前述板寬方向的90°方向(板寬方向)。此係考慮到，若拉伸強度的標準差大於10[MPa]，則使強度的各向異性過高，而具有最終產品特定方向的強度下降且可靠性下降之虞。此處，拉伸強度的標準差係能夠藉由後述之式(1)算出。

【0034】 鋁合金材1之拉伸強度的標準差較佳係5[MPa]以下，更佳係3[MPa]以下。

【0035】 (集合組織)

在本實施形態的鋁合金材中，將使用晶體取向分佈函數(ODF：Crystallite Orientation Distribution Function)所算出之{013}<100>及{011}<100>的取向密度設定為5以下(例如為1左右)。此係考慮到，若{013}<100>及{011}<100>的取向密度大於5，則使強度的各向異性變得顯著，而具有最終產品特定方向的強度下降之虞。

【0036】 又，在本實施形態的鋁合金材中，將使用晶體取向分佈函數(ODF)所算出之{123}<634>及{001}<100>的取向密度設定為5以下。此係考慮

到，若{123}<634>及{001}<100>的取向密度大於5，則有使強度的各向異性變得顯著之虞。

【0037】 此處，針對使用晶體取向分佈函數(ODF)之取向密度的算出方法進行詳細說明。在本實施形態中，針對被製造之鋁合金材，使用利用了晶體取向分佈函數(ODF)的三維取向解析法(參照輕金屬學會雜誌，1992年，第42卷，第6期，第358~367頁)，算出取向密度。首先，使用X射線繞射法測定垂直於鋁合金材的加工方向(軋製方向)的剖面。此時，在傾斜角為15度~90度的範圍內，使用施爾茨(Schlz)反射法(參照輕金屬學會雜誌，1983年，第33卷，第4期，第230~239頁)，測定(111)面、(220)面及(200)面的不完整局部點圖。接著，進行級數展開，以求得晶體取向分佈函數(ODF)。藉此，將各取向的取向密度係作為相對於具有隨機集合組織的標準試料之取向密度的比值而被算出。

【0038】 (鋁合金材的製造方法)

接著，針對本實施形態之鋁合金材的製造方法進行說明。本實施形態之鋁合金材的製造，係依照以下順序來進行：鑄造步驟、均質化步驟、熱軋步驟、冷軋步驟及退火步驟。此製造步驟僅作為一例，並未限定於此。

【0039】 首先，在鑄造步驟中，藉由例如直接冷硬(DC, Direct Chill)鑄造法或熱頂(Hot Top)法等半連續鑄造方法來鑄造板坯(Slab)。在鑄造過程中，鑄造速度較佳係20mm/分鐘~100mm/分鐘，以防止形成粗大的第二相粒子。

【0040】 在鑄造步驟結束後，進行均質化步驟。將處理溫度設定為400℃以上且490℃以下。此係因為，若處理溫度小於400℃，則有無法充分地進行均質化之虞。又，若處理溫度大於490℃，則殘留而未再固溶的Al-Mg系化合物會產生熔解，而有引起熱軋時的破裂等問題之虞。又，第二相粒子過度地粗大

化，且在隨後的再結晶過程中，特定取向的結晶粒子會優先成長，故有強度的各向異性降低之虞。

【0041】 在本實施形態的均質化步驟中，能夠施加兩階段的均質化處理。此時，第一階段的處理溫度設定為400℃以上且450℃以下。此係因為，若第一階段的處理溫度設定為小於400℃，則具有無法充分地進行均質化之虞。又，若第一階段的處理溫度大於450℃，則殘留而未再固溶的Al-Mg系化合物會產生熔解，而有引起熱軋時的破裂等問題之虞。

【0042】 又，第一階段的處理時間設定在5小時以上且20小時以下的範圍內。此係因為，若第一階段的處理時間小於5小時，則無法充分地進行均質化。又，若第一階段的處理時間大於20小時，則生產性下降。藉由適當地設定上述處理溫度及處理時間，來進行第一階段的均質化處理，能夠使Al-Mg系化合物固溶，並在高溫下進一步地均質化。

【0043】 接著，將第二階段的處理溫度設定為450℃以上且490℃以下。此係因為，若第二階段的處理溫度設定為小於450℃，則有無法充分地進行均質化之虞。又，若第二階段的處理溫度大於490℃，則表面Mg的氧化會持續進行，而有使表層的Mg濃度下降之虞。

【0044】 又，第二階段的處理時間設定在5小時以上且20小時以下的範圍內。此係因為，若第二階段的處理時間小於5小時，則無法充分地進行均質化。又，若第二階段的處理時間大於20小時，則第二相粒子過度地粗大化，且在隨後的再結晶過程中，特定取向的結晶粒子會優先成長，故有強度的各向異性降低之虞。

【0045】 接著，進行熱軋步驟。在熱軋步驟中，將熱軋的開始溫度設定在350℃以上且480℃以下的範圍內。此係因為，若熱軋處理溫度小於350℃，則有變形阻抗變大而使軋製變得困難之虞。又，若熱軋處理溫度大於480℃，則因為材料部分地熔融，而有產生破裂之虞。又，亦能夠省略均質化步驟，而實施熱軋步驟。

【0046】 接著，在熱軋步驟結束後，進行冷軋步驟。在冷軋步驟中，以使從熱軋步驟完成時的板厚到冷軋步驟完成時的板厚之加工度(加工後的板厚與加工前的板厚之比值)成為50%以上的方式，進行冷軋步驟。加工度可以為50%以上，並且能夠適當地改變。

【0047】 又，也可在冷軋步驟之前或冷軋步驟中進行中間退火。即使在這種情況下，亦以使從中間退火完成時的板厚到冷軋完成時的板厚之加工度成為50%以上的方式，來進行冷軋步驟。中間退火的處理溫度較佳係在300℃以上且400℃以下的範圍內。又，中間退火的保持時間較佳係在1小時以上且10小時以下的範圍內。此係因為，如果長時間在高溫下進行中間退火，則因為表面氧化的進行，而有使外觀的品質劣化之虞。

【0048】 接著，在冷軋步驟結束後，進行最終退火步驟。較佳係將此時的退火溫度設定為300℃以上且400℃以下，並將保持時間設定為1小時以上且5小時以下。若處理溫度小於300℃，則有退火效果不充分之虞。若處理溫度大於400℃，則因為表面氧化的進行，而有使外觀的品質劣化之虞。

【0049】 根據以上所說明之本實施形態的鋁合金材，藉由調整鋁合金的組成及製造過程，並適當地控制金屬組織，能夠製造一種鋁合金材，其係具有

高強度且能夠抑制強度的各向異性。藉此，能夠冀求鋁合金材製造性的提升，以及最終產品可靠性的提升。

【0050】 [實施例]

以下，針對本實施形態的實施例1，參照表1及表2進行說明。

【0051】 (鋁合金的組成)

將實施例1所使用之鋁合金的組成顯示於表1。

【0052】 [表1]

本發明	鋁合金的組成[重量%]										
	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	V	Zr	Ca	Al
實施例 1	0.22	0.10	<0.01	0.40	7.6	0.02	0.03	0.01	<0.01	<0.01	殘餘部分

【0053】 如表1所示，實施例1之鋁合金的組成係在規定的範圍內。此處，規定的範圍係指，Mg為7.0~10.0%，Ca為0.1%以下的範圍。

【0054】 (製造方法)

將以表1所示組成所構成之鋁合金熔解並DC鑄造後，進行均質化步驟、熱軋步驟、冷軋步驟及最終退火步驟。接著，冷軋步驟完成後的鋁合金材的板厚係1.0mm。

【0055】 在實施例1中，於熱軋步驟前的均質化步驟時，在465℃下加熱12小時(h)。在冷軋步驟中，從熱軋步驟完成時的板厚到冷軋步驟完成時的板厚之加工度為80%。最終退火步驟係在360℃下加熱2h。

【0056】 (鋁合金材的特性)

針對以表1所示組成所構成之實施例1的鋁合金，施加上述處理而製造之鋁合金材的強度特性、強度的各向異性及製造性整理於表2。

【0057】 [表2]

本發明	拉伸強度 [MPa]	斷裂伸長率 [%]	強度的各向異性 [MPa]	{013}<100>的取向密度	{011}<100>的取向密度	{123}<634>的取向密度	{001}<100>的取向密度	製造性
實施例 1	364	32	1	○	○	○	○	○

【0058】 (拉伸強度及斷裂伸長率)

如表2所示，實施例1所製造之鋁合金材的拉伸強度及斷裂伸長率皆在規定的範圍內。換言之，實施例1所製造之鋁合金材的拉伸強度為300 MPa以上，且斷裂伸長率在20%以上。

【0059】 又，根據JIS規格Z-2241-2011，測定製造之鋁合金材的拉伸強度和斷裂伸長率。如圖1所示，所製造之鋁合金材1的拉伸強度及斷裂伸長率係在由一組輥2的軋製方向(最終加工方向)及板寬方向所形成的平面內，測定以下方向上之拉伸強度及斷裂伸長率，並以平均值進行定義：作為軋製方向的0°方向；從軋製方向朝板寬方向之前述0°方向與前述45°方向所成之45°方向；從軋製方向朝板寬方向之前述0°方向與前述90°方向所成之90°方向。

【0060】 (強度的各向異性)

強度的各向異性係在軋製方向(最終加工方向)及板寬方向所形成的平面內，測定以下方向上之拉伸強度，並使用以下式(1)所算出之標準差[MPa]來進行定義：作為軋製方向的0°方向；從軋製方向朝板寬方向之前述0°方向與前述45°方向所成之45°方向；從軋製方向朝板寬方向之前述0°方向與前述90°方向所成之90°方向。

【0061】 [數學式1]

$$\sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(TS_i-TS)^2}{n}} \quad (n\geqq 1) \quad \cdots式(1)$$

【0062】 此處，TS_i[MPa]係表示各方向的拉伸強度。TS[MPa]係表示各方向的拉伸強度的平均值。n係表示拉伸強度的數據總數。

【0063】 (集合組織)

使用利用了晶體取向分佈函數(ODF)的三維取向解析法，算出實施例1的鋁合金材的取向密度。具體而言，針對被製造之鋁合金材的一部分，使用X射線繞射法測定垂直於鋁合金材的加工方向(軋製方向)的剖面。此時，在傾斜角為15度~90度的範圍內，使用上述施爾茨(Schlz)反射法，測定(111)面、(220)面及(200)面的不完整局部點圖；之後，進行級數展開，以求得晶體取向分佈函數(ODF)。

【0064】 藉此所獲得之各取向的取向密度，係作為相對於具有隨機集合組織的標準試料之取向密度的比值而被算出。於表2中，顯示了將{013}<100>及{011}<100>的取向密度為5以下者標記為「○」，以及將大於「5」者標記為「X」之評價結果。又，將{123}<634>及{001}<100>的取向密度為5以下者標記為「○」，以及將大於5者標記為「X」。

【0065】 如表2所示，在實施例1中，能夠良好地抑制強度的各向異性。又，在實施例1中，呈現沒有產生製造性的問題之結果。

【0066】 (比較例)

作為上述實施例1的比較例，針對具有表3所示組成之比較例1~比較例4的鋁合金，施加與實施例1相同的處理所製造之鋁合金材的特性整理於表4。其中，在比較例1~2中，在500℃下進行8h的均質化處理。

【0067】 [表3]

比較例	鋁合金的組成[重量%]										
	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	V	Zr	Ca	Al

比較例 1	0.16	0.07	0.08	<0.01	6.2	<0.01	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	殘餘部分
比較例 2	0.16	0.07	0.08	<0.01	5.7	<0.01	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	殘餘部分
比較例 3	0.16	0.07	0.08	<0.01	11.0	<0.01	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	殘餘部分
比較例 4	0.16	0.07	0.08	<0.01	9.0	<0.01	0.01	<0.01	<0.01	0.50	殘餘部分

【0068】 [表4]

本發明	拉伸強度 [MPa]	斷裂伸長率 [%]	強度的各向異性 [MPa]	{013}<100> 的取向密度	{011}<100> 的取向密度	{123}<634> 的取向密度	{001}<100> 的取向密度	製造性
比較例 1	296	33	12	○	○	X	X	○
比較例 2	288	33	11	○	○	X	X	○
比較例 3	-	-	-	-	-	-	-	X
比較例 4	-	-	-	-	-	-	-	X

【0069】 在比較例1中，因為Mg過少，製造之鋁合金材的拉伸強度小於規定的範圍，故無法獲得良好的機械特性。又，因為均質化處理溫度過高，強度的各向異性大於規定的範圍，故無法獲得良好的機械性質。

【0070】 在比較例2中，因為Mg過少，製造之鋁合金材的拉伸強度小於規定的範圍，故無法獲得良好的機械特性。又，因為均質化處理溫度過高，強度各向異性大於規定的範圍，故無法獲得良好的機械性質。

【0071】 在比較例3中，因為Mg的含量過多，於熱軋時產生破裂，軋製變得困難而無法製造。

【0072】 在比較例4中，因為Ca的含量過多，於熱軋時產生破裂，軋製變得困難而無法製造。

【0073】 又，本發明並不限於上述實施形態及實施例，能夠在請求項所示的範圍內進行各種變更，且將各種不同實施形態所各自揭示的技術手段適當組合後所獲得之實施形態亦被包含在本發明的技術範圍內。

【0074】 本發明一態樣的鋁合金材，其係包含：鎂(Mg)：7.0~10.0質量%；鈣(Ca)：0.1質量%以下；且其餘部分由鋁及不可避免的雜質所組成；其中，前述鋁合金材的拉伸強度為300 MPa以上且小於500 MPa，斷裂伸長率為20%以上。

【0075】 前述鋁合金材較佳係包含：錳(Mn)：0.05~1.0質量%。

【0076】 又，在由前述鋁合金材的最終加工方向與板寬方向所形成的平面中，前述鋁合金材在下述方向上之拉伸強度的標準差較佳係為10以下：作為前述最終加工方向的0°方向上；從前述最終加工方向朝前述板寬方向之前述0°方向與前述45°方向所成之45°方向；從前述最終加工方向到前述板寬方向之前述0°方向與前述90°方向所成之90°方向。

【0077】 針對前述鋁合金材，使用晶體取向分佈函數(ODF)所算出之{013}<100>及{011}<100>的取向密度較佳係為5以下。

【0078】 針對前述鋁合金材，使用晶體取向分佈函數(ODF)所算出之{123}<634>及{001}<100>的取向密度較佳為5以下。

【符號說明】

【0079】

1	鋁合金材
2	輥。

【發明申請專利範圍】

【請求項1】一種鋁合金材，其係包含：

鎂(Mg)：7.0~10.0質量%；

鈣(Ca)：大於0質量%且0.1質量%以下；且

其餘部分由鋁及不可避免的雜質所組成；其中，

前述鋁合金材的拉伸強度為300 MPa以上且小於500 MPa，斷裂伸長率為20%以上；

在由鋁合金材的最終加工方向與板寬方向所形成的平面中，前述鋁合金材在下述方向上之拉伸強度的標準差為10以下：作為前述最終加工方向的0°方向；從前述最終加工方向朝前述板寬方向之前述0°方向與前述45°方向所成之45°方向；從前述最終加工方向到前述板寬方向之前述0°方向與前述90°方向所成之90°方向；

使用晶體取向分佈函數(ODF)所算出之{013}<100>及{011}<100>的取向密度各自為5以下；

前述標準差係由下述數學式算出：

$$\sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(TS_i-TS)^2}{n}} \quad (n\geqq 1) \quad \cdots式(1)$$

式中，TSi[MPa]係表示各方向的拉伸強度，TS[MPa]係表示各方向的拉伸強度的平均值，n係表示拉伸強度的數據總數。

【請求項2】一種鋁合金材，其係包含：

鎂(Mg)：7.0~10.0質量%；

鈣(Ca)：大於0質量%且0.1質量%以下；且

其餘部分由鋁及不可避免的雜質所組成；其中，

前述鋁合金材的拉伸強度為300 MPa以上且小於500 MPa，斷裂伸長率為20%以上；

其中，在由鋁合金材的最終加工方向與板寬方向所形成的平面中，前述鋁合金材在下述方向上之拉伸強度的標準差為10以下：作為前述最終加工方向的0°方向；從前述最終加工方向朝前述板寬方向之前述0°方向與前述45°方向所成之45°方向；從前述最終加工方向到前述板寬方向之前述0°方向與前述90°方向所成之90°方向；

使用晶體取向分佈函數(ODF)所算出之{123}<634>及{001}<100>的取向密度各自為5以下；

前述標準差係由下述數學式算出：

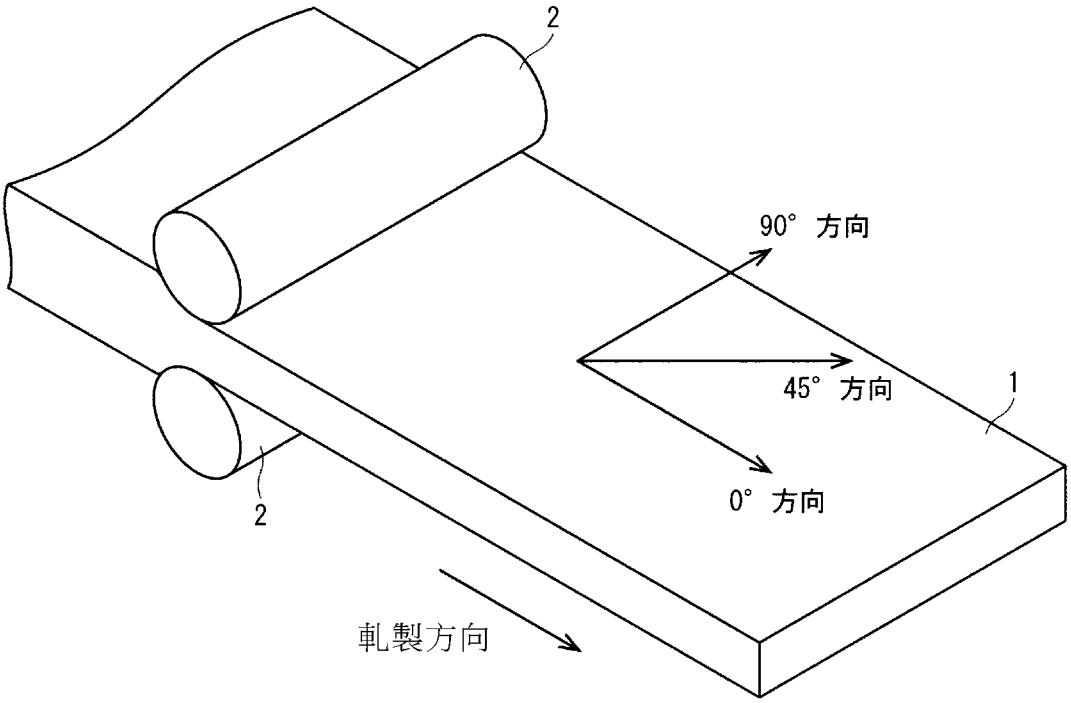
$$\sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(TS_i-TS)^2}{n}} \quad (n\geqq 1) \quad \cdots式(1)$$

式中，TSi[MPa]係表示各方向的拉伸強度，TS[MPa]係表示各方向的拉伸強度的平均值，n係表示拉伸強度的數據總數。

【請求項3】如請求項1或2所述之鋁合金材，其中，前述鋁合金材係包含：

錳(Mn)：0.05~1.0質量%。

【發明圖式】



【圖1】