

發明專利說明書

200540280

(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：94112865

※申請日期：94.4.22

※IPC 分類：C22C 21/00, 21/06,

C22F 1/04

一、發明名稱：(中文/英文)

在高溫高速下具有優異成形性之鋁鎂合金板及其製造方法

AL-MG ALLOY SHEET WITH EXCELLENT FORMABILITY AT HIGH TEMPERATURES

AND HIGH SPEEDS AND METHOD OF PRODUCTION OF SAME

二、申請人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

日本輕金屬股份有限公司 / NIPPON LIGHT METAL COMPANY, LTD.

代表人：(中文/英文)

佐藤薰鄉 / SATO, SHIGESATO

住居所或營業所地址：(中文/英文)

日本國東京都品川區東品川 2 丁目 2 番 20 號

2-20, HIGASHI-SHINAGAWA 2-CHOME, SHINAGAWA-KU, TOKYO 140-0002

JAPAN

國籍：(中文/英文)

日本 / JAPAN

三、發明人：(共 2 人)

姓名：(中文/英文)

1. 趙丕植 / ZHAO, PIZHI

2. 塩澤和宏 / SHIOZAWA, KAZUHIRO

國籍：(中文/英文)

1. 中國 / CHINA

2. 日本 / JAPAN

四、聲明事項：

主張專利法第二十二條第二項 第一款或 第二款規定之事實，其事實發生日期為： 年 月 日。

申請前已向下列國家（地區）申請專利：

【格式請依：受理國家（地區）、申請日、申請案號 順序註記】

有主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

1. 日本； 2004.04.23； 特願 2004-128040

2.

無主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

主張專利法第二十九條第一項國內優先權：

【格式請依：申請日、申請案號 順序註記】

主張專利法第三十條生物材料：

須寄存生物材料者：

國內生物材料 【格式請依：寄存機構、日期、號碼 順序註記】

國外生物材料 【格式請依：寄存國家、機構、日期、號碼 順序註記】

不須寄存生物材料者：

所屬技術領域中具有通常知識者易於獲得時，不須寄存。

九、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本發明係關於一種於高溫高速下具有優異成形性之鋁
5 -鎂合金板及其製造方法。

【先前技術】

發明背景

鋁-鎂合金質輕，強度及防蝕性優異，因此被提議用作
為汽車板材或其它加工材料或成形材料。但鋁-鎂合金於室
10 溫之伸長率低，因此有鋁-鎂合金無法藉冷加工而成形為複
雜形狀的問題。因此理由故，基於鋁-鎂之超塑性合金可於
熱加工時抑制再結晶來縮小晶體之晶粒大小，以及於被展
延時可於例如500°C至550°C之高溫區獲得數百%伸長率，
因而可用於多項應用用途。

15 習知基於鋁-鎂之超塑性合金可於 10^{-4} 至 10^{-3} /秒之緩慢
成形速度(應變速率)顯示其超塑性，且需時長時間，因此當
應用於尋常加壓成形時生產力低且不合實際。

因此已經發展出即使使用高成形速度之應變速率例如
0.1/秒或以上，於熱加工之高溫區，換言之高於先前技術之
20 100倍或100倍以上，鋁合金板仍然可獲得足夠伸長率，因
此可抑制成形時的空腔出現。

例如日本專利申請公開案第10-259441號提出一種具
有於高速下之優異超塑性成形性以及於成形後具有較少量
空腔之鋁合金板，其特徵在於其含有3.0-8.0%(wt%，後文

亦同)Mg、0.21-0.50% Cu及0.001-0.1% Ti含有Fe 0.06%或以下及Si 0.06%或以下作為雜質以及差額為Al及雜質，以及該鋁合金板具有平均晶粒大小為20微米至200微米。

但先前技術，為了於最終所得板狀製品達成良好高溫高速成形性，有需要通過多項加工處理之問題，該等加工處理諸如藉半連續澆鑄製造大型扁塊、表面剝皮、浸泡、熱軋、冷軋、中間退火、最終軋製及最終退火，因而造成板材製品之成本增高。

此外，大型扁塊於澆鑄時具有緩慢冷卻速度例如約1至10°C/秒左右，因此中間化合物Al-Fe-Si、Al₆Mn等變粗大，晶粒大小為數十微米或以上。即使於浸泡、熱軋、冷軋、退火等最終板材製品，仍然維持10微米或以上之粗大中間化合物。於高溫成形時，於金屬間化合物與基體間之交界面因剝皮而容易出現空腔。對於空腔之對治之道，採用抑制鐵及矽之含量至0.1%或以下，但須使用昂貴之高純度金屬來達成此項目的，因而有終產物之成本增高問題。

【發明內容】

發明概要

本發明之目的係提供一種鋁合金板，其可解決前述先前技術之問題，而無需使用伴隨較高成本之高純度金屬，可改良於高溫高速下之成形性，以及可減少成形後之空腔，以及提供一種該鋁合金板之製造方法。

為了達成前述目的，根據本發明，提供一種於高溫及高速下具有優異成形性且於成形後之空腔數量減少之鋁合

金板，其特徵在於該鋁合金板之組成為：

Mg：2.0-8.0 wt%，

Si：0.06-0.2 wt%，

Fe：0.1-0.5 wt%，

5 Mn：0.1-0.5 wt%，以及

差額為鋁及無法避免的雜質，其中

具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物之密度為5000/平方毫米或以上，以及具有平均晶粒大小為20微米或以下。

10 為了達成前述目的，根據本發明，進一步提供一種製造一種於高溫及高速下具有優異成形性且於成形後之空腔數量減少之本發明之鋁合金板，其特徵在於該製造方法包含下列步驟：

製備一種具有本發明之鋁合金板組成之合金熔體，

15 藉雙帶澆鑄機，以冷卻速率20°C至150°C/秒，於澆鑄期間於扁塊厚度之1/4位置澆鑄該合金熔體，來形成具有厚度為5毫米至15毫米之扁塊，

隨後將該扁塊重新捲繞成為盤捲，

以冷軋減薄70%至96%冷軋由該盤捲所取得之扁塊，

20 以及

以5°C/秒或以上之溫度升高速率進行所得冷軋後合金板之加熱退火至420°C至500°C。

本發明之鋁合金板界定化學組成範圍及顯微結構範圍，均勻且精密分散金屬間化合物，因此藉提高晶體晶粒細

度來改良於高溫高速下之成形性，而無需任何高純度金屬，以及可減少成形後之空腔。

此外，本發明之製造方法藉雙帶澆鑄，可於澆鑄時獲得高冷卻速率，限制冷軋減薄，限制冷軋後之退火條件，
5 因而實現金屬間化合物之均勻精密分散，以及提高晶體晶粒之細度。

經由使用本發明之鋁合金板，可獲得高級成形產品，成形時間縮短，且生產力提升。

【實施方式】

10 較佳實施例之詳細說明

其次將說明限制本發明之合金之化學組成之理由。除非另行指示，否則於本說明書中表示化學組成之「%」表示「wt%」。

[Mg：2.0-8.0%]

15 鎂為改良強度之元素。為了表現此種效果，須將鎂含量設定為2.0%或以上。但若鎂含量超過8.0%，則薄扁塊之澆鑄性降低。如此鎂含量係限於2.0%至8.0%。若強調於澆鑄性，則較佳鎂含量進一步限於6.0%或以下。

[Si：0.06-0.2%]

20 呈以Al-Fe-Si為主、 Mg_2Si 、及其它金屬間化合物之細粒沉澱，矽於冷軋後之退火時作為再結晶孕核產生位置之功能。如此，此等金屬間化合物之粒子數目愈多，則產生之再結晶孕核數目愈多，結果形成之細小再結晶晶粒數目愈大。此外，金屬間化合物之細小粒子固定所產生之再結

晶晶粒之晶粒邊界，由於晶體晶粒的合併而抑制成長，可穩定維持細小再結晶晶粒。

為了發揮此等效果，需要讓矽含量為0.06%或以上。但若矽含量超過0.2%，則沉澱之金屬間化合物變粗大之趨勢變強，因而促成高溫變形時的空腔形成。如此，矽含量被限於0.06%至0.2%。較佳範圍為0.07%至0.15%。

通常，矽被視為雜質元素而欲以如同後述鐵之相同方式去除，但於本發明，相反地存在有適量矽，來提高如前述再結晶晶粒之細度。如此無需高純度金屬，也未伴隨成分的增高。

[Fe : 0.1-0.5%]

鐵於澆鑄時係呈基於Al-Fe-Si或其它金屬間化合物之細小晶粒而沉澱，且於冷軋後於退火時係作為再結晶之孕核產生位置。如此，此等金屬間化合物之粒子數目愈多，則產生之再結晶孕核數目愈多，結果形成之細小再結晶晶粒數目愈大。此外，金屬間化合物之細小粒子固定所產生之再結晶晶粒之晶粒邊界，由於晶體晶粒的合併而抑制成長，可穩定維持細小再結晶晶粒。為了發揮此等效果，需要讓鐵含量為0.1%或以上。但若鐵含量超過0.5%，則沉澱之金屬間化合物變粗大之趨勢變強，因而促成高溫變形時的空腔形成。如此，鐵含量被限於0.1%至0.5%。較佳範圍為0.1%至0.3%。

通常，鐵被視為雜質元素而欲以如同前述矽之相同方式去除，但於本發明，相反地存在有適量鐵，來提高如前

述再結晶晶粒之細度。如此無需高純度金屬，也未伴隨成分的增高。

[Mn：0.1-0.5%]

5 錳為增加再結晶晶粒之細度之元素。為了發揮此種效果，需要讓錳含量為0.1%或以上。但若錳含量超過0.5%，則形成粗大之基於Al-(Fe·Mn)-Si之金屬間化合物，促成高溫變形時出現空腔。如此，錳含量係限於0.1%至0.5%。特別當加壓預防空腔的出現時，較佳錳含量之上限進一步限於0.3%。

10 [選擇性成分Cu：0.1-0.5%]

本發明中，銅添加量可於0.1-0.5%之範圍俾改良鋁合金板之強度。為了充分維持沉澱之硬化效果，須將銅添加量調整為0.1%或以上。但若銅添加量超過0.5%，則澆鑄性降低。當強調澆鑄性時，較佳銅添加量之上限進一步限於0.3%
15 或以下。

[選擇性成分Zr及Cr：0.1-0.4%]

本發明中，為了輔助提高再結晶後晶粒之細度，可摻混0.1-0.4%範圍之至少一型鋯及鉻。鋯及鉻為增加再結晶晶粒細度之元素。為了表現此種效果，需要讓鋯及鉻之添加量為0.1%或以上。但若添加量超過0.1%，則於澆鑄時形成粗大之金屬間化合物，高溫變形時促成空腔的形成。特別
20 當強調避免出現空腔時，較佳添加量上限進一步限於0.2%或以下。

[其它元素]

本發明中，為了提高澆鑄結構之細度，可添加0.001-0.15%範圍之鈦。為了表現此種效果，需要讓鈦之添加量為0.001%或以上。但若鈦添加量超過0.15%，則產生粗大化合物諸如 $TiAl_3$ ，於高溫之成形性低劣，促成空腔之形成。較佳鈦含量範圍為0.006-0.10%。

其次將說明限制本發明之合金板之顯微結構之理由。

[具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物之密度為5000/平方毫米或以上]

本發明利用細小金屬間化合物粒子作為(1)再結晶後晶粒孕核之產生位置；及(2)固定再結晶後晶粒之晶粒邊界，於冷軋後藉退火產生較為精細之再結晶晶粒之手段。藉此方式所得之細小晶粒結構可於高溫高速下，於變形時獲得高度伸長率。藉此於高溫及高速下之成形性提升。

為了獲得前述效果，具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物須以5000/平方毫米或以上之密度存在。至於金屬間化合物，如前文說明，諸如基於 $Al-(Fe·Mn)-Si$ 之化合物、 Mg_2Si 及 Al_6Mn 等金屬間化合物於澆鑄期間沉澱。為了由此等金屬間化合物來表現如上(1)及(2)之效果，當量圓直徑係為1微米至5微米。若當量圓直徑係小於1微米，則粒子過小而無法表現前述(1)及(2)之效果。相反地，若當量圓直徑超過5微米，則於高溫高速下，於變形時容易產生空腔，故成形後之強度及伸長率下降。

具有尺寸於前述範圍之金屬間化合物須以5000/平方毫米或以上之密度存在。

若密度係低於5000/平方毫米，則退火時之再結晶後之晶粒直徑超過20微米，且於高溫變形時之伸長率下降。

[平均晶體晶粒直徑為20微米或以下]

於本發明之合金板，將平均晶體晶粒直徑調整為20微米或以下。若平均晶體晶粒直徑超過20微米，則高溫變形時之伸長率下降。

其次將說明限制本發明之製造方法之條件之理由。

[藉雙帶澆鑄而具有厚度5毫米至15毫米之扁塊係呈盤捲形式捲取]

10 雙帶澆鑄法為連續澆鑄法，將熔體由旋轉帶一端，於垂直方向將熔體注入由一對彼此面對面之水冷式旋轉帶所製成之模具內，由帶表面冷卻來固化熔體形成扁塊，將成形後之扁塊由模具的另一端抽出，將扁塊捲取成為盤捲形式。

15 本發明中，藉此種雙帶澆鑄法所澆鑄之扁塊厚度調整為5毫米至15毫米。當厚度係於此範圍時，即使於合金板厚度中部仍可獲得高固化速度，因此容易形成均勻之澆鑄結構。同理，使用本發明組成物，容易抑制粗大金屬間化合物的產生，變成容易控制最終板狀產物之再結晶後晶粒之
20 平均晶粒大小為20微米或以下。由雙帶澆鑄觀點，也適合使用前文說明之扁塊厚度範圍。

換言之，若扁塊厚度小於5毫米，則每單位時間通過澆鑄機之鋁合金熔體量過小，故雙帶澆鑄變困難。若扁塊厚度超過15毫米，則變成難以再捲取成為盤捲形式。

[於澆鑄時之冷卻速率為20至150°C/秒]

於本發明之製造方法，具有厚度5毫米至15毫米之扁塊係藉雙帶澆鑄而澆鑄。此時，為了造成具有對本發明合金規定之當量圓直徑1微米至5微米，且具有密度5000/平方毫米或以上之金屬間化合物之沉澱，澆鑄期間，於扁塊1/4厚度位置之冷卻速率調整為20至150°C/秒。於本發明之鋁合金，金屬間化合物諸如基於Al-(Fe·Mn)-Si之化合物及Mg₂Si於澆鑄時沉澱。若沉澱速率係低於20°C/秒，則金屬間化合物變粗大，超過5毫米之化合物增加。相反地，若冷卻速率超過150°C/秒，則金屬間化合物變精細，小於1微米之化合物增加。結果，任一種情況下具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物之密度變成小於5000/平方毫米，於最終退火時(CAL)，再結晶後之孕核數目變少，故再結晶晶粒變粗大。

15 [冷軋減薄70至96%之冷軋]

環繞金屬間化合物藉冷軋進行塑性加工，結果發生差排的累積，此乃最終退火時形成細小再結晶結構所不可或缺。若冷軋減薄係小於70%，差排的累積變不足，無法獲得細小之再結晶結構。若冷軋減薄超過96%，則冷軋期間發生邊緣斷裂，讓冷軋變困難。

[以溫度升高速率5°C/秒或以上加熱退火至420°C至500°C]

本發明中，前述退火係於冷軋後進行作為最終退火。通常係藉連續退火而進行，但無需將退火特別限制於此。

最終退火之退火溫度為420°C至500°C之範圍。若溫度低於420°C，則再結晶所需能量不足，故再結晶變不足，因而無法獲得細小再結晶結構。但若溫度超過500°C，則再結晶後之晶粒直徑超過20微米，無法獲得細小之再結晶結構。

加熱至退火溫度之加熱速率調整為5°C/秒或以上。若於低於5°C/秒之速率緩慢升高溫度，則再結晶晶粒變粗大，因而無法獲得細小之再結晶結構。

最後，本發明之鋁合金板之成形較佳係於400-500°C之溫度進行。若成形溫度係低於400°C，則無法獲得足夠伸長率。若成形溫度係超過550°C，則出現晶體晶粒變粗大。此外，於含高錳含量於本發明範圍之合金出現燃燒，伸長率降低。成形時之應變速率較佳為0.1/秒或以上。若應變速率係低於0.1/秒，則成形期間出現晶體晶粒變粗大，因而誘生伸長率的下降。

實施例

具有表1所示組成之鋁合金熔體係藉雙帶澆鑄法澆鑄來形成厚7毫米至9毫米之扁塊。各個扁塊被冷軋至1毫米厚度及於450°C退火，然後切出JIS H7501規定之試驗件，於抗拉試驗之後接受伸長率之測定。此外，斷裂之試樣之截面經過拋光，然後藉影像分析器來測定空腔面積比(空腔比)。該製法及特徵顯示於表2。

表1：合金組成(wt%)

合金	Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zr
A	3.1	0.3	0.12	0.07	-	-
B	5.2	0.3	0.15	0.10	-	-
C	7.1	0.4	0.10	0.09	-	-
D	3.2	0.2	0.12	0.07	0.3	-
E	3.2	0.2	0.12	0.07	-	0.2

表2：方法及特徵

試樣號碼	合金	扁塊厚度(毫米)	冷卻速率(°C/秒)	板厚度(毫米)	金屬間化合物退火(°C)	最終板厚度(毫米)	冷軋減薄(%)	晶體晶粒大小(微米)	金屬間化合物組成密度(/平方毫米)	拉張溫度(°C)	抗拉速度(/秒)	伸長率(%)	空腔比(%)	備註
1	A	8	75	-	-	1	88	10	6233	500	0.5	231	0.23	Inv.
2	B	9	73	-	-	1	89	7	7501	500	0.5	252	0.27	Inv.
3	C	7	78	-	-	1	86	8	6145	500	0.5	270	0.19	Inv.
4	D	8	75	-	-	1	88	9	6345	500	0.5	243	0.24	Inv.
5	E	8	75	-	-	1	88	7	6433	500	0.5	255	0.25	Inv.
6	C	7	78	-	-	1	86	8	6145	450	0.5	250	0.17	Inv.
7	C	7	78	-	-	1	86	8	6145	500	0.25	201	0.15	Inv.
8	A	5	300	-	-	1	88	68	2574	500	0.5	80	0.12	Comp. TRC
9	A	400	5	熱軋板厚度：7毫米	-	1	86	25	2890	500	0.5	160	1.5	Comp. DC
10	A	8	75	2	350	1	50	23	6844	500	0.5	101	0.54	Comp.
11	A	8	75	-	-	1	88	10	6233	350	0.5	89	0.24	Comp.
12	A	8	75	-	-	1	88	10	6233	500	0.01	138	1.8	Comp.

5 註)再結晶晶粒係藉十字切割法測定。
冷卻速率係由於澆鑄扁塊之1/4厚度處之DAS測量結果計算。

經由冷軋雙帶澆鑄機所得之薄扁塊獲得之板(本發明產品，試樣號碼1至7)由表1之合金組成顯然易知，與全部
10 試樣之鐵含量為0.1%或以上，以及矽含量為0.06%或以上無關，本發明產物具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物之密度為5000/平方毫米或以上，以及具有晶體晶粒大

小為20微米或以下。因此理由故，於拉張溫度500°C之伸長率良好，為200%或以上；高溫拉張後之空腔比為良好，於0.15-0.27%或小於1%之範圍。

經由冷軋藉雙輥澆鑄機澆鑄所得之薄扁塊獲得之合金板(比較例，試樣號碼8)含有大量極為細小之具有當量圓直徑小於1微米之金屬間化合物，原因在於澆鑄時之冷卻速率相對較高，為300°C/秒，故最終合金板之具有當量圓直徑為1微米至5微米之金屬間化合物之密度係小於5000/平方毫米，或其晶粒粗大超過晶體晶粒大小20微米或以上。因此理由故，高溫拉張後之空腔比相當低而良好，空腔比為0.12%，但於500°C拉張溫度之伸長率不佳，為80%。

藉直流澆鑄機澆鑄所得尋常扁塊，經由浸泡，然後熱軋扁塊至7毫米厚度，然後冷軋(比較例，試樣號碼9)獲得之板於澆鑄時之冷卻速率相對較低，為5°C/秒，故產生具有當量圓直徑超過5微米之金屬間化合物，因此最終所得合金板之具有當量圓直徑為1微米至5微米之金屬間化合物之密度變成低於5000/平方毫米，晶體晶粒變成略為粗糙，超過20微米。因此理由故，於高溫拉張測試後之空腔比不佳，空腔比高達1.5%，而於拉張溫度500°C之伸長率不佳，伸長率為160%。

經由將雙帶澆鑄機澆鑄之薄扁塊冷軋至板厚度為2毫米，然後於350°C中間退火扁塊，然後冷軋至1毫米獲得之合金板(比較例，試樣號碼10)具有最終所得板之當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物密度為5000/平方毫米或以

上，但最終退火前之冷軋減薄低，冷軋減薄低於70%，因此晶體晶粒變成略為粗大，超過晶體晶粒大小20微米。於拉張溫度500°C之伸長率不佳，伸長率低於200%。

5 經由冷軋由雙帶澆鑄機澆鑄所得之薄扁塊獲得之合金板(比較例，試樣號碼11)具有最終形成之板中具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物密度為5000/平方毫米或以上，以及晶體晶粒大小為20微米或以下。但拉張測試之拉張溫度相當低，為350°C，故伸長率不佳，伸長率係低於200°C。

10 經由冷軋由雙帶澆鑄機澆鑄所得之薄扁塊獲得之合金板(比較例，試樣號碼12)具有最終形成之板中具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物密度為5000/平方毫米或以上，以及晶體晶粒大小為20微米或以下。但拉張測試之拉張速度相當慢，為0.01/秒，故於高溫拉張後之空腔比也
15 不佳，為1.8%；於500°C拉張溫度之伸長率為不佳，低於200%。

產業應用性

根據本發明，可提供一種有較少量空腔且於高溫高速下具有優異成形性之鋁合金板，及其製造方法。

20 【圖式簡單說明】

(無)

【主要元件符號說明】

(無)

五、中文發明摘要：

提供一種有較少量空腔且於高溫高速下具有優異成形性之鋁合金板，及其製造方法。鋁合金板係由2.0-8.0 wt% Mg、0.06-0.2 wt% Si、0.1-0.5 wt% Fe、0.1-0.5 wt% Mn及差額為鋁及無法避免的雜質組成，其中具有當量圓直徑1至5微米之金屬間化合物密度為5000/平方毫米或以上，以及具有平均晶粒大小為20微米或以下。一種製造鋁合金板之方法，包含下列步驟，藉雙帶澆鑄機，以20°C至150°C/秒之冷卻速率，於澆鑄期間於扁塊厚度之1/4位置，澆鑄具有前述組成之合金熔體，來形成具有厚度為5毫米至15毫米之厚塊；隨後再度捲繞該扁塊成為盤捲，以冷軋減薄70%至96%冷軋由該盤捲取出之厚塊；以及將所得冷軋後之合金板於50°C/秒或以上之加熱速率進行退火加熱至420°C至500°C。

六、英文發明摘要：

To provide an aluminum alloy sheet with excellent formability at high temperatures and high speeds with a reduced amount of cavities after forming and a method of production of the same. An aluminum alloy sheet consisting of 2.0-8.0 wt% of Mg, 0.06-0.2 wt% of Si, 0.1-0.5 wt% of Fe, 0.1-0.5 wt% of Mn, and the balance of Al and unavoidable impurities, wherein a density of inter-metallic compounds having an equivalent circle diameter of 1 to 5 μm is 5000/ mm^2 or more and an average crystal grain size is 20 μm or less. A method of production of an aluminum alloy sheet comprising the steps of casting an alloy melt having the above described composition by a twin belt casting machine at a cooling rate of 20 to 150°C/sec at the location of 1/4 of the slab thickness during the casting to form a slab having a thickness of 5 to 15 mm, subsequently rewinding up the slab as a coil, cold rolling the slab taken out from the coil at a cold rolling reduction of 70 to 96%, and performing annealing heating the obtained cold rolled sheet at a heating rate of 50°C/sec or more to 420 to 500°C.

十、申請專利範圍：

1. 一種鋁合金板，其係於高溫及高速下具有優異成形性且於成形後具有較少量之空腔，其特徵在於其組成為：

Mg：2.0-8.0 wt%，

5 Si：0.06-0.2 wt%，

Fe：0.1-0.5 wt%，

Mn：0.1-0.5 wt%，以及

差額為鋁及無法避免的雜質，其中

10 具有當量圓直徑1微米至5微米之金屬間化合物之密度為5000/平方毫米或以上，以及具有平均晶粒大小為20微米或以下。

2. 如申請專利範圍第1項之鋁合金板，其特徵在於進一步含有Cu：0.1至0.5 wt%。
3. 如申請專利範圍第1項之鋁合金板，其特徵在於進一步含有Zr：0.1至0.4 wt%及Cr：0.1至0.4 wt%中之至少一者。
- 15 4. 如申請專利範圍第2項之鋁合金板，其特徵在於進一步含有Zr：0.1至0.4 wt%及Cr：0.1至0.4 wt%中之至少一者。
- 20 5. 如申請專利範圍第1項之鋁合金板，其特徵在於於0.1至1.0/秒之應變速率之拉張變形期間，於400°C至550°C之溫度區，伸長率至少為200%。
6. 如申請專利範圍第2項之鋁合金板，其特徵在於於0.1至1.0/秒之應變速率之拉張變形期間，於400°C至550°C之

溫度區，伸長率至少為200%。

7. 如申請專利範圍第3項之鋁合金板，其特徵在於於0.1至1.0/秒之應變速率之拉張變形期間，於400°C至550°C之溫度區，伸長率至少為200%。
- 5 8. 如申請專利範圍第4項之鋁合金板，其特徵在於於0.1至1.0/秒之應變速率之拉張變形期間，於400°C至550°C之溫度區，伸長率至少為200%。
9. 如申請專利範圍第5項之鋁合金板，其特徵在於斷裂後因拉張變形所造成之截面之空腔比係不大於1%。
- 10 10. 如申請專利範圍第6項之鋁合金板，其特徵在於斷裂後因拉張變形所造成之截面之空腔比係不大於1%。
11. 如申請專利範圍第7項之鋁合金板，其特徵在於斷裂後因拉張變形所造成之截面之空腔比係不大於1%。
12. 如申請專利範圍第8項之鋁合金板，其特徵在於斷裂後
- 15 因拉張變形所造成之截面之空腔比係不大於1%。
13. 一種製造鋁合金板之方法，該鋁合金板係如申請專利範圍第1至12項中任一項所述於高溫及高速下具有優異成形性且於成形後具有較少量空腔之鋁合金板，其特徵在於該方法包含下列步驟：

20 製備一種合金熔體，其具有如申請專利範圍第1至4項中任一項之組成，

澆鑄該合金熔體，係藉雙帶澆鑄機，以冷卻速率20°C至150°C/秒，於澆鑄期間於扁塊厚度之1/4位置澆鑄該合金熔體，來形成具有厚度為5毫米至15毫米之扁塊，

隨後將該扁塊重新捲繞成為盤捲，

冷軋該盤捲，係以冷軋壓縮量70%至96%冷軋由該盤捲所取得之扁塊，以及

5 進行退火，係以5°C/秒或以上之加熱速度將所得冷軋後合金板加熱至420°C至500°C。

七、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 () 圖。(無)

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

(無)