

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2004-523657

(P2004-523657A)

(43) 公表日 平成16年8月5日(2004.8.5)

(51) Int.Cl.⁷

C 2 2 C 21/00
C 2 2 F 1/04
F 2 8 F 21/08
// C 2 2 F 1/00

F I

C 2 2 C 21/00 J
 C 2 2 F 1/04 A
 F 2 8 F 21/08 B
 C 2 2 F 1/00 6 1 1
 C 2 2 F 1/00 6 3 0 A

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 33 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2002-575344 (P2002-575344)
 (86) (22) 出願日 平成14年3月18日 (2002.3.18)
 (85) 翻訳文提出日 平成15年9月22日 (2003.9.22)
 (86) 国際出願番号 PCT/GB2002/001275
 (87) 国際公開番号 W02002/077307
 (87) 国際公開日 平成14年10月3日 (2002.10.3)
 (31) 優先権主張番号 0107208.1
 (32) 優先日 平成13年3月22日 (2001.3.22)
 (33) 優先権主張国 英国 (GB)

(71) 出願人 591074002
 アルキャン・インターナショナル・リミテッド
 ALCAN INTERNATIONAL
 LIMITED
 カナダ、エイチ3エイ・3ジー2、ケベック、
 モントリオール、ウエスト、シャープ
 ルック・ストリート1188番
 (74) 代理人 100086405
 弁理士 河宮 治
 (74) 代理人 100091465
 弁理士 石井 久夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 DC 鋳造アルミニウム合金

(57) 【要約】

組成 (重量%) が、Fe 0.8~1.5、Si 0.7~0.95、Mn 0.2~0.5、Zn 0.2~0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避的不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al 残部、であるDC 鋳造合金を開示する。また、合金をDC 鋳造してインゴットに成形する方法を開示する。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

組成（重量％）が、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避免の不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al 残部、であるDC 鋳造合金。

【請求項 2】

Cu が0.05～0.2の範囲で存在している請求項1に記載の合金。

【請求項 3】

Cu が0.1～0.15の範囲で存在している請求項1又は2に記載の合金。

10

【請求項 4】

Mg が0.05～0.2の範囲で存在している請求項1ないし3のいずれかに記載の合金。

【請求項 5】

Mg が0.1～0.15の範囲で存在している請求項1ないし4のいずれかに記載の合金。

【請求項 6】

Fe が0.8～1.4の範囲で存在している請求項1ないし5のいずれかに記載の合金。

【請求項 7】

組成（重量％）が、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避免の不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al 残部、であるDC 鋳造合金のフィン材料。

20

【請求項 8】

ろう付け後に少なくとも46% IACS 伝導率を有する請求項7に記載のフィン材料。

【請求項 9】

請求項1ないし6のいずれかに記載の合金のフィンを有するろう付けした熱交換器。

【請求項 10】

組成（重量％）が、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避免の不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al 残部、である合金からインゴットを製造する方法であり、該方法が合金をCD 鋳造してインゴットに形成することを含んでいる方法。

30

【請求項 11】

さらに、DC 鋳造インゴットの加熱又は均熱化、熱間圧延、冷間圧延、及び焼鈍又は中間焼鈍の工程を含む請求項10に記載の方法。

【請求項 12】

さらに、中間焼鈍工程の後に冷間圧延工程を含む請求項11に記載の方法。

【請求項 13】

中間焼鈍後の冷間圧延工程中の圧下率が25～45%である請求項12に記載の方法。

40

【請求項 14】

均熱化工程が、インゴットを580～620℃に加熱して8時間以下で保持して、460～500℃に冷却して8時間以下で保持することを含む2段階均熱化である請求項11ないし13のいずれかに記載の方法。

【請求項 15】

加熱工程が、460～540℃で加熱して8時間以下で保持することを含む請求項11ないし13のいずれかに記載の方法。

【請求項 16】

焼鈍又は中間焼鈍工程が、250～450℃の1段階の工程を含む請求項11ないし15のいずれかに記載の方法。

50

【請求項 17】

焼鈍又は中間焼鈍工程が、300～500℃に加熱して200～350℃に冷却する2段階工程である請求項11ないし15のいずれかに記載の方法。

【請求項 18】

さらに、ろう付け工程を含み、圧延製品中に存在する金属間化合物及び分散物の粒子寸法が十分に大きく、ろう付け中のIACSの減少率が5%単位未満である請求項11ないし17のいずれかに記載の方法。

【請求項 19】

組成（重量%）が、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避的不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al残部の合金からアルミニウム合金のフィン材料を製造する方法であり、
該方法が、合金のDC casting、加熱又は均熱化、熱間圧延、冷間圧延、及び焼鈍又は中間焼鈍を含んでいる方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

本発明は、アルミニウム合金に関し、特に、DC castingされて熱交換器内のフィン材料に用いられるアルミニウム合金に関する。

【0002】

自動車の熱交換器市場では、低コストで、例えば、強度と成形性と耐たわみ性と耐腐食性と熱伝導性とろう付け性等の物理的性質と化学的性質とのバランスを備えたフィン材料合金が要求されている。

【0003】

アルミニウム合金の熱交換器は、ヘッドプレート、タンクユニット、（水性の）冷却液用管、および熱交換を促進するフィンを備えて、自動車工業およびその他の分野で広く利用されている。一般的に、フィンは、ろう付けによって管に接合されている。冷却液の液漏れにつながる管の腐食を低減するために、フィンを管よりも電気的陰性にして、フィンが犠牲陽極として機能するようにするのが共通の方法であった。これは、フィンを形成する金属に、Zn、Sn又はInを添加することにより達成されている。

【0004】

それにも拘わらず、犠牲効果を、熱交換器の寿命にわたって熱伝導性能を維持する必要性にバランスさせる必要がある。もし、ファンがあまりにも早く腐食すれば、熱伝導特性がひどく危うくなる。さらに、特定の構造物に高強度のフィン材料を用いることにより、フィン及び／又は管材料を小型化して軽量化の目的を達成する機会を提供することができる。連続 castingされた材料は、凝固速度（>10℃/秒）が非常に高いので、小型化する場合に要求される高い熱伝導率の水準を達成するのに利用することができる。

【0005】

WO-A-00/05426は、高熱伝導率のフィン用アルミニウム合金を開示している。そこで開示された発明は、アルミニウム合金の連続ストリップ castingに関するもので、そこでは、フィン材料が、ろう付け後に49.0% IACSより大きい熱伝導率を有する。連続 castingの間、薄いストリップは、急冷して製造される。

【0006】

Al-Fe-Si合金は、例えば、以下の文献、英国特許GB 1524355、英国特許GB 1524354、WO-A-00/05426、日本特開2000-169926、日本特開平8-218143、日本特開平6-145861、日本特開平4-154931、日本特開平1-195257に開示されている。それらの文献に例示されている合金組成は、様々であるが、DC casting合金は、開示されていない。

【0007】

本発明の第1の態様によれば、組成（重量%）が、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、

Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避的不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al残部、であるDC鋳造合金を提供することである。

【0008】

合金は、例えば、ヘッダプレート又は側面支持体用の用途に用いられ、また他の使用法も有しているが、しかし、熱交換器のフィン材料用合金に主に向けられている。

【0009】

Cuは、0.05～0.2%の範囲で存在しているのが好ましく、より好ましくは、0.1～0.15%存在している。Cuは、存在するときには、固溶体強化成分として含まれる。

【0010】

Mgは、強化成分として存在しているのが好ましい。高濃度にすると、ろう付け中に、金属表面に好ましくないMgOの付着物が形成される。Mgの濃度は、それが問題にならないレベルに調節される。高濃度のMgは、 K_3AlF_6 と $KAlF_4$ との融剤混合物の共存下では、クラッドの流動性に有害な高融点のアルミニウムフッ化物を形成する。好ましくは、Mgは0.05～0.2%の範囲で存在しているのが好ましく、0.1～0.15%で存在しているのがより好ましい。

【0011】

Cu及びMgの強化効果は、それらの元素による熱伝導率の低下とのバランスを取らなくてはならない。

【0012】

鉄は、より好ましい範囲の上限は1.35%であるが、0.8～1.4%の範囲で存在すれば好ましい。高濃度になると、過剰に大きな金属間化合物粒子の形成を引き起こす。

【0013】

Siは、上限0.95%以上では合金の固相線を610℃以下まで下げて、これは、ろう付け温度に非常に近いので容認できない。下限は、要求されるろう付け後の強度を達成するのに必要なSi量により決定する。

【0014】

Mnは、もし0.5%以上存在すると、熱伝導率に悪影響を及ぼす。Mnが0.2%以下であると、十分な強化効果が得られない。

【0015】

Znは、フィン材料を熱交換器の管材料よりも電気的陰性にして犠牲陽極にするために添加される。Znが0.8%を超えると、フィンは電気的陰性になり過ぎてしまう。このように高いZn濃度は、フィンの熱伝導率に悪影響を及ぼす。Znが0.2%以下であると、フィンは、犠牲陽極になるのに十分な電気的陰性度を得ることができない。0.5～0.7%の範囲のZnが好ましい。

【0016】

本発明の第2の態様は、DC鋳造のアルミニウム合金のフィン材料を提供することで、その組成（重量%）は、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避的不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al残部

【0017】

フィン材料シートは、ケイ素を多く含んだアルミニウム合金で被覆することができる。別のケイ素に富む合金を用いることもできるが、好ましい合金は、AA4343及びAA4045である。ケイ素富化層は、フィンをさらに電気的陰性にするZn、Sn又はInのような添加物を任意に含むことができる。

【0018】

このフィン材料は、上記の好ましい又は任意の形態を有することができる。フィン材料は、ろう付け後の熱伝導率が少なくとも45%IACSを有するのが好ましい。

【0019】

10

20

30

40

50

本発明のアルミニウム合金は、DC鋳造されるが、その理由は、後で詳しく述べる。

【0020】

また、本発明は、上記の合金製のフィンを備えたらう付けの熱交換器を提供する。

【0021】

本発明の別の態様によれば、組成（重量％）が、Fe 0.8～1.5、Si 0.7～0.95、Mn 0.2～0.5、Zn 0.2～0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避免の不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al残部、の合金のインゴットを製造する方法を提供するものであり、その方法は、インゴットを成形する合金のDC鋳造を含んでいる。

【0022】

この態様では、本発明は、従来のDC鋳造によりインゴットを製造し、それにより連続鋳造（例えば、ベルト鋳造や双ロール鋳造）を必要としないことを目的とする。DC鋳造は、固化中に徐々に冷える厚いインゴットを製造する。連続鋳造は、急速に冷える3～20mmの薄いストリップを製造する。冷却速度の違いは、鋳造製品の冶金学的組織に大きな影響を与える。これらの違いは、インゴットを非常に薄いゲージの箔にまで加工した後にも残っている。DC鋳造を含むことにより、本発明の方法は、連続鋳造材料に匹敵する性質の材料を製造できる。DC鋳造材料の粒子寸法の調節は、こうした性質を得るのに重要である。DC鋳造製品では、冷却速度は、インゴットの厚さに依存しておよそ1～5℃/秒である。その合金から作ったフィン材料は、ろう付け後に、良好な強度（UTS）と腐食電位と共に、高い熱伝導率（通常は、595℃～605℃で約2～10分で現れる）を有するはずである。測定を容易にするために、熱伝導率は、通常は電気伝導度を測定して示される。両者とも固溶体中の元素により低下するので、ろう付け中に固溶する可溶性元素の量を減らすことが必要である。これは、圧延シート中の金属間化合物および分散物の粒子寸法と、そのシートの化学組成と、を調節することによって達成される。

【0023】

DC鋳造材料により達成された高い強度は、100μm以下、例えば75μm以下の厚み減少を可能にし、それにより新しい改良された軽量のフィンを達成することができる。さらに、合金組成は、ろう付けシートスクラップの回収（absorption）を最大にして低コスト製品手段を確立し、再利用性を最大にするように選ばれている。

【0024】

好ましくは、この方法は、さらに、DC鋳造インゴットの加熱又は均熱化と、熱間圧延と、冷間圧延と、（中間）焼鈍との工程を含み、そして、中間焼鈍の後に、さらに冷間圧延工程を含むことができる。冷間圧延中の最終的な圧下率は、25～45%であるのが好ましい。

【0025】

均熱化工程は、580～620℃に加熱して8時間以下で保持して、460～500℃に冷却して8時間以下で保持することを含む2段階の均熱化であってもよい。

【0026】

代わりに、加熱工程は、460～540℃に加熱して8時間以下で保持することを含んだ単なる加熱圧延の工程にすることができる。この単純な加熱圧延工程は、インゴットの完全な均熱化を達成するには十分ではない。熱間圧延を促進するために、インゴットを均一な温度にすることを目的としている。

【0027】

熱間圧延は、2.5～5.0mmまで行われ、熱間圧延機からの出口温度が通常280～360℃であるのが好ましい。中間焼鈍工程がある場合、続いて50～700μmまで冷間圧延するのが好ましい。中間焼鈍を行わない最終ゲージまでの冷間圧延では、その後に仕上げ焼鈍がなされる。

【0028】

（中間）焼鈍工程は、250～450℃で、好ましくはその温度で2～4時間保持する1段階の工程にすることができる。代わりに、300～500℃に加熱（好ましくは4時間

10

20

30

40

50

以下で保持する)し、その後200~350℃まで冷却(好ましくは4時間以下で保持する)することを含む2段階工程であってもよい。

【0029】

それに代えて、焼鈍は、連続焼鈍炉内で行うことができ、ストリップは、単一のストランドとして供給され、加熱速度が著しく増加し必要な保持時間が減少する。こうして、高い焼鈍温度と短い焼鈍時間とが達成される。

【0030】

この方法は、さらにろう付け工程を含むことができ、そこでは、ろう付け中にIACSの減少が5%単位未満になるように、圧延製品中に存在する金属間化合物及び/又は分散物の粒子寸法を十分に大きくする。

10

【0031】

ろう付けサイクルの間に、小さい(サブミクロン)分散物は、容易に溶解して、溶質濃度が増加する。ろう付け後の急速な冷却により、固溶体中に溶質が実質上すべて保持され、それによってIACS値および熱伝導率が減少する。分散物の平均寸法が増加すると、ろう付けサイクル中の溶解量が減少して、それによりIACSと熱伝導率との減少を緩和する。分散物の寸法は、 α -Al(Fe, Mn)Si分散物を粗粒化し、恐らく金属間化合物粒子のいくつかも粗粒化する特別な均熱化及び/又は焼鈍の処理の利用により増加する。均熱化処理は、2つの温度での連続した処理で、最初の高温処理に続いて低温処理を含むのが好ましい。焼鈍処理は、同様のパターンに従うことができる。

【0032】

これらの特別な均熱化も焼鈍処理もないときは、シート中に存在する分散物は、一般に、(平均切片法(the mean linear intercept method)により決定された)実質的に1ミクロン以下の平均寸法を有する。特別な均熱化および焼鈍処理により、平均分散物寸法は、例えば、0.5ミクロンより大きく、好ましくは1 μ mより大きく、理想的には2 μ mより大きくなるように増加させるが、10 μ mより小さくなるようにする。熱力学的な計算は、これらの粒子がろう付けサイクル中に相転移するとは起こりにくいことを明らかにしている。

20

【0033】

金属間化合物粒子(他の元素と共にFe、Mn及びSiを含んでいる)は、実質的に分散物よりも大きい。これらの粒径は、固化中に決まり、圧延中に破碎することがある。

30

【0034】

本発明のさらなる態様によれば、組成(重量%)が、Fe 0.8~1.5、Si 0.7~0.95、Mn 0.2~0.5、Zn 0.2~0.8、Mg 0.2以下、Cu 0.2以下、Ti 0.1未満、B 0.01未満、C 0.01未満、不可避的不純物各々0.05以下で総量0.15以下、Al残部、の合金からアルミニウム合金のフィン材料を製造する方法を提供するものであり、その方法は、合金のDC casting、加熱又は均熱化、熱間圧延、冷間圧延、及び焼鈍又は中間焼鈍を含む。

【0035】

本発明は、以下の図面と実施例とを参照した例示により次に記述するであろう。

図1によれば、各工程の好ましい条件を含んだ本発明の対象範囲のDCインゴットの様々な処理を示している。

40

【0036】

実施例1

およそ1350mm×600mmで重量が7500kgを超えるインゴットを、以下の組成でDC castingした。

[表1]

S i	F e	M n	C u	M g	Z n	T i	B
0.85	1.25	0.45	0.15	0.15	0.60	<0.05	<0.01

【0037】

あるインゴット（図1のルート1）を、出口温度およそ325℃で3.0mmまで熱間圧延する前に、520℃に加熱して約4時間保持した。そして、コイルを、400μmの移送ゲージでまで冷間圧延し、次いで95μmのゲージまで冷間圧延して、270℃で2時間の中間焼鈍をして、そしてさらに最終ゲージの63μm（最後の圧下率は約34%）まで冷間圧延した。 10

【0038】

ろう付け後の特性は、USTが138MPa、%IACSが46%IACS、電位が-755mV（アルミニウム合金の腐食電位の測定用のASTM G69規格試験法による）である。

【0039】

実施例2

実施例1に従って移送ゲージ（400μm）の範囲まで製造した材料を入手して、63μmのゲージまで冷間圧延する前に、200～400℃の間の範囲で2時間の中間焼鈍温度を付与した。 20

【0040】

ろう付け後の強度の傾向を、図2－中間焼鈍のルートに示す。
腐食電位の傾向を、図3－中間焼鈍のルートに示す。
熱伝導率の値は、およそ45%IACSである。

【0041】

さらに、移送ゲージの材料は、63μmまで直接に冷間圧延されて、200～400℃の間の温度で部分的に焼鈍（後焼鈍）された。

【0042】

ろう付け後の強度の傾向を、図2－後焼鈍のルートに示す。
腐食電位の傾向を、図3－後焼鈍のルートに示す。 30
熱伝導率の値は、およそ45.5%IACSである。

【0043】

実施例3

実施例1に従って移送ゲージ（400μm）に製造した材料を入手して、
253μm、125μm、95μm、及び89μmのゲージに冷間圧延し、そして63μmのゲージに冷間圧延する前に、200～400℃の間の範囲で2時間の中間焼鈍温度を付与した。最終圧延の圧下率は、それぞれ
70%以上、50%、34%、及び30%であった。

【0044】

ろう付け後の強度を、図4（135～140MPaの間）に示す。 40
腐食電位を図5に示しており、中間焼鈍ゲージによりそれほど大きい影響を受けていない。
熱伝導率の値は、およそ45%IACSである。

【0045】

中間焼鈍ゲージは、ろう付けサイクル中の耐たわみ性に役立つろう付け後の粒子寸法を最大にするために変化している。例えば、中間焼鈍ゲージが厚くなるほど、ろう付け後の粒子寸法が小さくなる。さらに、中間焼鈍ゲージが減少すると、結晶粒のアスペクト比（厚さ方向に対する冷間加工方向の長さ）が増加する。

【0046】

実施例4

実施例 1 に記した組成に従って製造した材料を入手して、3.0 mm のゲージまで熱間圧延する前に、460℃に加熱して約4時間保持した。そして、コイルを移送ゲージの400 μmまで冷間圧延して、続いて、最終ゲージの63 μmまで冷間圧延し360℃で中間焼鈍した。最終パスの圧下率は、45～25%の範囲であった。

【0047】

図 6 に、ろう付け後の UTS と結晶粒径との関係を示す。最大 UTS を達成するためには、平均結晶粒径を 50 μm 未満にする必要がある。しかしながら、ろう付け後の結晶粒径の減少は、材料の耐たわみ性を低下させる。

【0048】

ろう付け後の結晶粒径と UTS と耐たわみ性との釣り合いは、

10

予熱温度と加熱時間

中間焼鈍ゲージ

最終冷間圧延圧下率

の特定の組み合わせを選ぶことにより達成することができる。

【図面の簡単な説明】

【0049】

【図 1】 本発明の様々な工程を示す流れ図である。

【図 2】 ろう付け後の強度の傾向を示すグラフである。

【図 3】 腐食電位の傾向を示すグラフである（各組の左列は、中間焼鈍したもので、右列は、後焼鈍すなわち最終ゲージまで冷間圧延した後で焼鈍したものである）。

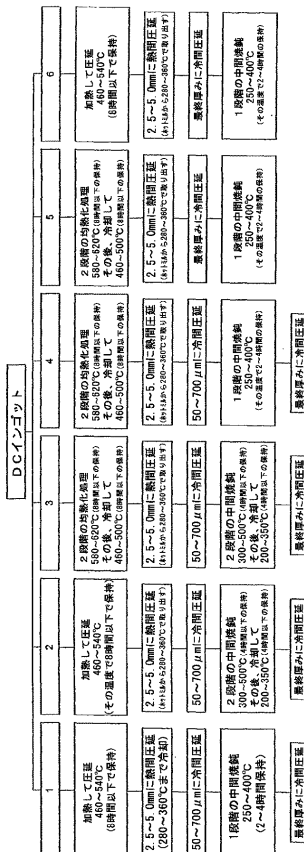
20

【図 4】 ろう付け後の機械的特性を示すグラフである。

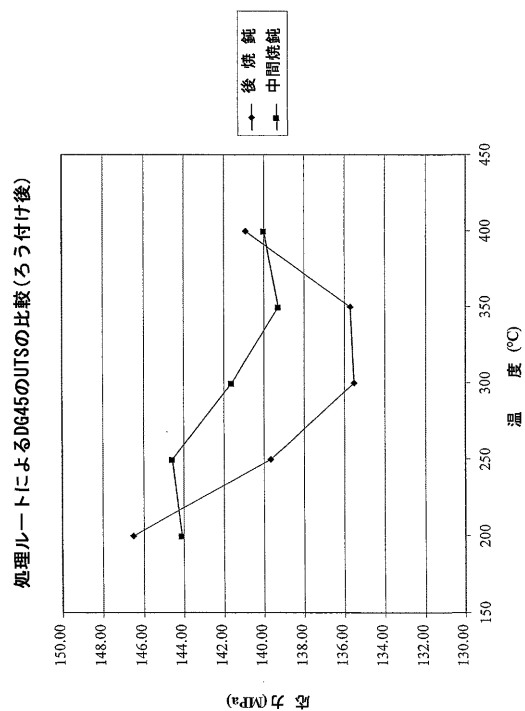
【図 5】 腐食電位を示すグラフである。

【図 6】 ろう付け後の UTS と結晶粒径との間の関係を示すグラフである。

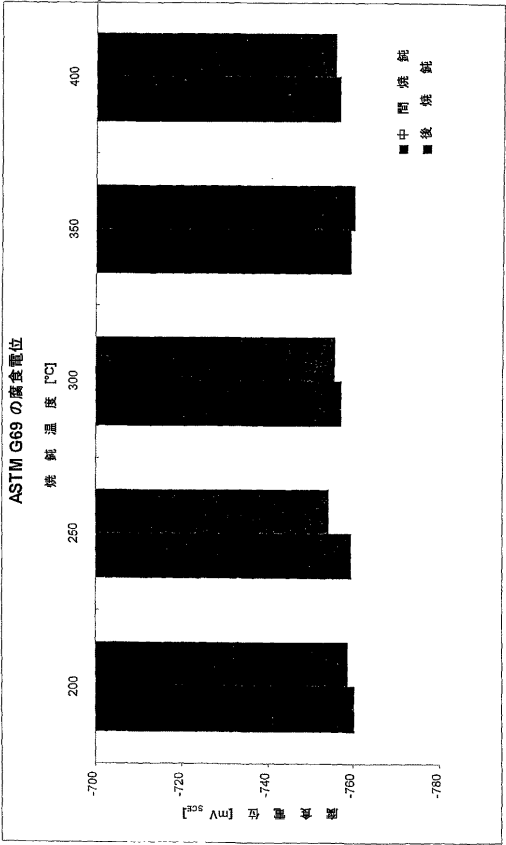
【図 1】



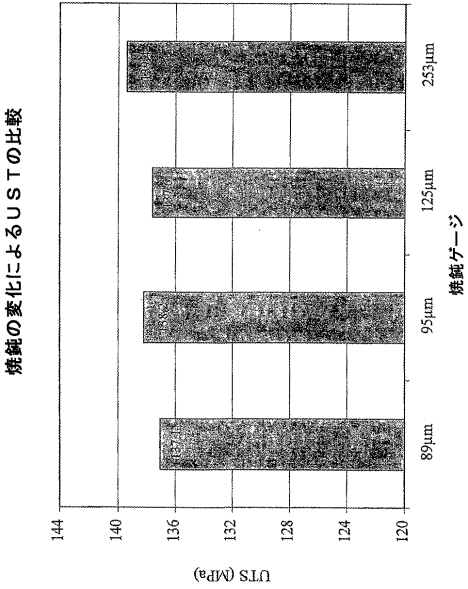
【図 2】



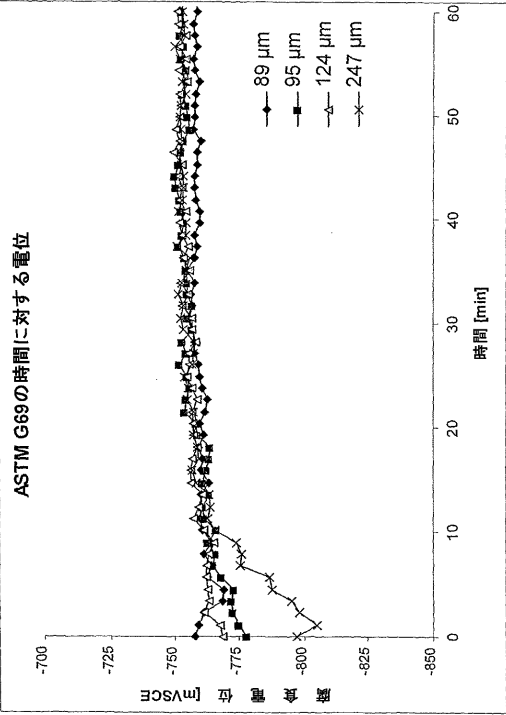
【図 3】



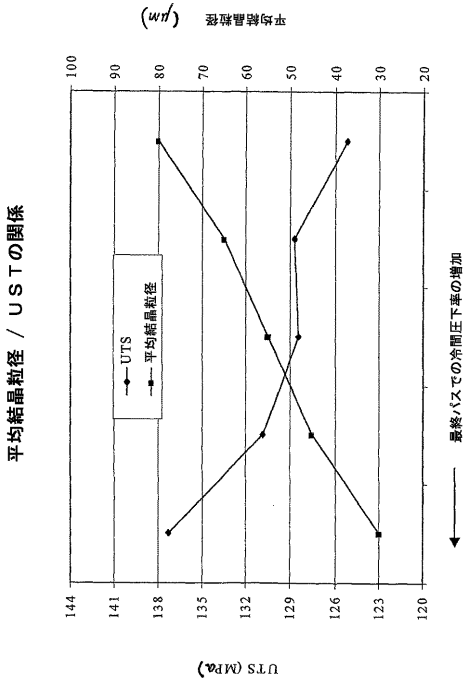
【図 4】



【図 5】



【図 6】



【国際公開パンフレット】

(12) INTERNATIONAL APPLICATION PUBLISHED UNDER THE PATENT COOPERATION TREATY (PCT)

(19) World Intellectual Property Organization
International Bureau(43) International Publication Date
3 October 2002 (03.10.2002)

PCT

(10) International Publication Number
WO 02/077307 A1(51) International Patent Classification: C22C 21/00,
C22F 1/04 // F28F 21/08

(21) International Application Number: PCT/GB02/01275

(22) International Filing Date: 18 March 2002 (18.03.2002)

(25) Filing Language: English

(26) Publication Language: English

(30) Priority Data: 0107208.1 22 March 2001 (22.03.2001) GB

(71) Applicant (for all designated States except US): ALCAN
INTERNATIONAL LIMITED [CA/CA]; 1188 Sher-
brooke Street West, Montreal, Québec H3A 3G2 (CA).

(72) Inventors; and

(75) Inventors/Applicants (for US only): GRAY, Alan
[GB/GB]; 5 Red House Road, Bodicote, Banbury, Ox-
fordshire OX15 4BB (GB). HOWELLS, Andrew, David
[GB/GB]; 4 Foscoate Rise, Banbury, Oxfordshire OX16
9XN (GB).(74) Agent: EASTWOOD, Simon, Christopher; Sievens
Hewlett & Perkins, 1 St. Augustine's Place, Bristol BS1
4UD (GB).(81) Designated States (national): AF, AG, AI, AM, AT, AU,
AZ, BA, BB, BG, BR, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU,
CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, ES, FI, GB, GD, GE, GH,
GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC,
LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW,
MX, MY, NZ, NI, NO, NZ, PL, PT, RO, RU, SD, SE, SG, SI, SK,
SL, TJ, TM, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VN, YU, ZA,
ZW.(84) Designated States (regional): ARIPO patent (GH, GM,
KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW),
Eurasian patent (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM),
European patent (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR,
GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SI, TR), OAPI patent
(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR,
NE, SN, TD, TG).

Published:

— with international search report
— before the expiration of the time limit for amending the
claims and to be republished in the event of receipt of
amendmentsFor two-letter codes and other abbreviations, refer to the "Guid-
ance Notes on Codes and Abbreviations" appearing at the begin-
ning of each regular issue of the PCT Gazette.

WO 02/077307 A1

(54) Title: DC CAST AL ALLOY

(57) Abstract: There is disclosed a DC cast alloy of composition (in wt%): Fe 0.8-1.5 Si 0.7-0.95 Mn 0.2-0.5 Zn 0.2-0.8 Mg up to 0.2 Cu up to 0.2 Ti <0.1 B <0.01 C <0.01 Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total Al balance. Also disclosed is a method of DC casting the alloy to form an ingot.

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

DC CAST AL ALLOY

This invention relates to an aluminium alloy, particularly one which has been DC cast and is used for finstock in heat exchangers.

The automotive heat exchanger market requires finstock alloys that offer, at low cost, a balance of physical and chemical properties, i.e. strength, formability, sag resistance, corrosion resistance, thermal conductivity and brazeability.

Aluminium alloy heat exchangers, provided with header plates, tank units, tubes for coolant (water based) and fins for improved heat exchange, are very widely used in the automobile industry and elsewhere. Generally the fins are joined to the tubes by brazing. In order to reduce corrosion of the tubes with consequent leakage of coolant, it has been common practice to make the fins electronegative relative to the tubes so that the fins act as sacrificial anodes. This has been achieved by adding Zn, Sn or In to the metal used to form the fins.

Nevertheless, there is a need to balance the sacrificial effect with the need to maintain thermal performance throughout the service life of the heat exchanger. If fins corrode too rapidly, the heat transfer characteristics are severely compromised. Additionally, use of a higher strength fin material in a particular construction can offer the opportunity to downgauge the fin and/or the tube material to achieve lower weight targets. The use of continuously cast materials can, because of the very high solidification rates ($>10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$), be utilised to achieve the higher conductivity levels required when downgauging.

WO-A-00/05426 discloses a high conductivity aluminium fin alloy. The invention disclosed therein relates to continuous strip casting of an Al alloy, where the finstock has a conductivity after brazing of greater than 49.0% IACS. During continuous casting a thin strip is produced which cools quickly.

Al-Fe-Si alloys are disclosed in, for example, the following documents: GB 1524355, GB 1524354, WO-A-00/05426, JP-A-2000169926, JP-A-080218143, JP-A-060145861, JP-A-040154931, JP-A-010195257. The

compositions of the alloys exemplified in these documents varies, but there is no disclosure of DC cast alloys.

According to a first aspect of the present invention, there is provided a DC cast alloy of composition (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 - 0.95
Mn	0.2 - 0.5
Zn	0.2 - 0.8
Mg	up to 0.2
Cu	up to 0.2
Ti	<0.1
B	<0.01
C	<0.01

Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total

Al balance.

The alloy could, for example, be used in header plate, or side support applications, and may have other uses, but it is primarily intended as a finstock alloy for heat exchangers.

Preferably, Cu is present in the range 0.05 - 0.2, even more preferably 0.1 - 0.15. When present, Cu is included as a solid solution strengthening component.

Mg is preferably present as a strengthening component. At high concentrations, an undesired MgO deposit is formed on the metal surface during brazing. The Mg concentration is controlled at levels where this is not a problem. Higher levels of Mg will, in the presence of K_3AlF_6 and $KAlF_4$ flux mixtures, lead to the formation of high melting point aluminium fluorides which have a deleterious effect on clad fluidity. Preferably, Mg is present in the range 0.05 - 0.2, even more preferably 0.1 - 0.15.

The strengthening effect of the Cu and Mg has to be balanced against the reduction of thermal conductivity caused by these elements.

Fe is preferably present in the range 0.8 – 1.4, although an even more preferred upper limit of the range is 1.35. Higher levels cause the formation of excessively large intermetallic particles.

Si above the upper limit of 0.95% reduces the solidus of the alloy to below 610°C which is unacceptable as it is too close to the brazing temperature. The lower limit is determined by the amount of Si necessary to achieve the required post braze strength.

Mn if present in amounts more than 0.5% has a deleterious effect on the thermal conductivity. Below 0.2%Mn there is insufficient strengthening effect.

Zn is added to make the finstock more electro-negative than, and sacrificial to, the tube material of the heat exchanger. Above 0.8%Zn, the fin becomes too electro-negative. Such high levels of Zn are detrimental to the thermal conductivity of the fin. Below 0.2%Zn, the fin is not sufficiently electro-negative to be sacrificial. The preferred range is 0.5 to 0.7%Zn.

According to a second aspect of the present invention, there is provided a DC cast aluminium alloy finstock having a composition (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 – 0.95
Mn	0.2 – 0.5
Zn	0.2 - 0.8
Mg	up to 0.2
Cu	up to 0.2
Ti	<0.1
B	<0.01
C	<0.01

Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total

Al balance.

The finstock sheet may be clad with a layer of aluminium alloy that is rich in silicon. Suitable alloys are AA4343 and AA4045 although other silicon rich alloys may be used. The silicon rich layer may optionally contain additions such as Zn or Sn or In that render the fin more electronegative.

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

4

This finstock may have the above-mentioned preferable or optional features. Preferably the finstock has a conductivity after brazing of at least 45% IACS.

The aluminium alloys of this invention are DC cast, and the reasons for this are described in further detail below.

There is also provided a brazed heat exchanger having fins of the above-mentioned alloy.

According to a further aspect of the present invention, there is provided a method of producing an ingot from an alloy of composition (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 - 0.95
Mn	0.2 - 0.5
Zn	0.2 - 0.8
Mg	up to 0.2
Cu	up to 0.2
Ti	<0.1
B	<0.01
C	<0.01

Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total

Al balance,

which method comprises DC casting the alloy to form an ingot.

In this aspect, the present invention is therefore aimed at producing the ingot by conventional DC casting, thereby avoiding the need for continuous casting (for example belt casting or twin roll casting). DC casting produces a thick ingot that cools slowly during solidification. Continuous casting produces a thin, 3 - 20mm strip that cools quickly. The difference in cooling rate has a profound effect on the metallurgical structure of the cast product. These differences remain even after processing the ingot down to very thin gauge foil. By including DC casting, the process of the present invention produces a material that has properties comparable to those of continuous cast material. The control of the particle size of the DC cast material is important in obtaining these properties. In DC cast products, the cooling rate is

approximately 1 - 5°C per second depending on the ingot thickness. Finstock derived from the alloy should have high thermal conductivity after brazing (which typically occurs at 595°C to 605°C for times of about 2 - 10 minutes) combined with good strength (UTS) and corrosion potential. For ease of measurement, the thermal conductivity is usually implied by measuring the electrical conductivity. Both are reduced by elements in solution so there is a need to reduce the amount of soluble elements going into solution during brazing. This is achieved by controlling the particle size of the intermetallics and the dispersoids in the rolled sheet and the chemical composition of the sheet.

The high strength achieved by the DC cast material allows downgauging, to below 100µm, for example below 75µm, thus providing the ability to achieve new and improved lightweight fins. Additionally, the composition of the alloy has been chosen to maximise the absorption of brazing sheet scrap to ensure a low-cost production route, and maximise recyclability.

Preferably, the method further comprises the steps of heating or homogenising the DC cast ingot, hot rolling, cold rolling, and (inter)annealing, and may further comprise the step of cold rolling after the interannealing step. The final thickness reduction during cold rolling is preferably between 25 and 45%.

The homogenising step may be a two-stage homogenisation comprising heating the ingot to 580 - 620°C, holding for up to 8 hours, cooling to 460 - 500°C and holding for up to 8 hours.

Alternatively, the heating step may be a simple heat to roll step comprising heating to 460 - 540°C, and holding for up to 8 hours. This simple heat to roll step is not sufficient to bring about complete homogenisation of the ingot. It is intended to bring the ingot to a uniform temperature to facilitate hot rolling.

The hot rolling is preferably performed to 2.5 to 5.0mm, with an exit temperature from the hot mill of typically 280 - 360°C. Where an interannealing step is present, subsequent cold rolling to 50 - 700µm is

preferred. Cold rolling to final gauge without an intermediate anneal is followed by a final anneal.

The (inter)annealing step may be a single stage process at 250 - 450°C, preferably holding at this temperature for 2 to 4 hours. Alternatively, it may be a two-stage process comprising heating at 300 - 500°C (preferably holding for up to 4 hours) and subsequently cooling to 200 - 350°C (preferably holding for up to 4 hours).

Alternatively, annealing may be carried out in a continuous annealing furnace with the strip being fed through as a single strand to greatly increase the heating rates and reduce the holding times required. Higher annealing temperatures and shorter annealing times may thus be achieved.

The method may further comprise the step of brazing, wherein the particle size of the intermetallics and/or dispersoids present in the rolled product is sufficiently large such that the reduction in IACS is less than 5% units during brazing.

During the brazing cycle, small (sub-micron) dispersoids dissolve readily and increase the solute level. Rapid cooling after brazing retains substantially all of the solute in solution and this reduces the IACS value and the thermal conductivity. Increasing the mean dispersoid size reduces the amount dissolved during the brazing cycle and hence reduces the reduction in IACS and thermal conductivity. Dispersoid size is increased by using special homogenising and/or annealing treatments that coarsen the α Al(Fe, Mn)Si dispersoids and probably also coarsen some of the intermetallic particles. The homogenising treatment preferably comprises consecutive treatments at two temperatures, a first high temperature treatment followed by a lower temperature treatment. Annealing treatments may follow the same pattern.

In the absence of these special homogenising or annealing treatments, the dispersoids present in the sheet generally have a mean size substantially below one micron (as determined by the mean linear intercept method). The special homogenising and annealing treatments increase the mean dispersoids size, for example to greater than 0.5 microns preferably greater

than 1 μ m and ideally greater than 2 μ m but less than 10 μ m. Thermodynamic calculations reveal that these particles are unlikely to transform during the brazing cycle.

The intermetallic particles (containing Fe Mn and Si together with other elements) are substantially larger than the dispersoids; their size is determined during solidification and possible break up during rolling.

According to a further aspect of the present invention, there is provided a method of producing an aluminium alloy finstock from an alloy comprising (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 - 0.95
Mn	0.2 - 0.5
Zn	0.2 - 0.8
Mg	up to 0.2
Cu	up to 0.2
Ti	<0.1
B	<0.01
C	<0.01

Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total

Al balance,

which method comprises DC casting the alloy, heating or homogenising, hot rolling, cold rolling, and annealing or interannealing.

The invention will now be described, by way of example, with reference to the following figures and examples, and in which:

Figure 1 is a flow diagram showing various processes of the present invention;

Figure 2 is a graph showing post-brazed strength trends;

Figure 3 is a graph showing corrosion potential trends (the left hand column of each pair relates to interannealed, and the right hand column relates to back annealed, i.e. annealed after cold rolling to final gauge);

Figure 4 is a graph showing post-brazed mechanical properties;

Figure 5 is a graph showing corrosion potentials; and

Figure 6 is a graph showing the relationship between post-brazed UTS and grain size.

Referring to Figure 1, there is shown various treatments of the DC ingot covered by the present invention, including the preferred conditions of each step.

Example 1

Ingots approximately 1350mm x 600mm and weighing in excess of 7500kg were DC cast with the following composition:

Si	Fe	Mn	Cu	Mg	Zn	Ti	B
0.85	1.25	0.45	0.15	0.15	0.60	<0.05	<0.01

One ingot (route 1, Figure 1) was heated to 520°C and held for about 4 hrs before hot rolling to 3.0mm, with an exit temperature of approximately 325°C. The coil was then cold rolled to a transfer gauge of 400µm and then cold rolled to a gauge of 95µm, interannealed at 270°C for 2 hours at temperature, and further cold rolled to a final gauge of 63µm (final reduction of about 34%).

Post-Brazed Properties:

UTS: 138MPa
% IACS: 46% IACS
Potential: -755mV (According To: ASTM G69 Standard Test Method For Measurement Of Corrosion Potentials Of Aluminium Alloys)

Example 2

Material produced according to Example 1 as far as the transfer gauge (400µm) was taken and subjected to a range of interanneal temperatures between 200 and 400°C for about 2 hrs before cold rolling to 63µm gauge.

Post-brazed strength trends are shown in Figure 2 – interannealed route.

Corrosion potential trends are shown in Figure 3 – interannealed route. Conductivity values are approx. 45% IACS.

Additionally, material at transfer gauge was cold rolled directly to 63µm and given a partial anneal (back anneal) at temperatures between 200 and 400°C.

Post-brazed strength trends are shown in Figure 2 – back annealed route.

Corrosion potential trends are shown in Figure 3 – back annealed route.

Conductivity values are approx. 45.5% IACS.

Example 3

Material produced according to Example 1 as far as the transfer gauge (400µm) was taken and cold rolled to the following gauges:

253 µm, 125 µm, 95 µm and 89 µm

and interannealed (2 hrs at 270°C) before cold rolling to a final gauge of 63 µm. Final rolling reductions were:

>70%, 50%, 34% and 30% respectively.

Post-brazed mechanical properties are shown in Figure 4 (between 135-140MPa).

Corrosion potentials are shown in Figure 5 and are largely unaffected by interanneal gauge.

Conductivity is about 45% IACS.

Interanneal gauge is varied to maximise post-brazed grain size which benefits sag resistance during the braze cycle. For example, the thicker the interanneal gauge the smaller the grain size after brazing. Furthermore, the aspect ratio of the grains (length in the cold working direction to the thickness direction) increases as the interanneal gauge is reduced.

Example 4

Material produced according to the composition noted in Example 1 was taken and heated to 460°C and held for approximately 4 hours before hot rolling to 3.0mm gauge. The coil was then cold rolled to a transfer gauge of

400 μ m and subsequently cold rolled and interannealed at 360°C, to a final gauge of 63 μ m. The final pass reductions were in the range 45 to 25%.

Figure 6 shows the relationship between post-brazed UTS and grain size.

To achieve maximum UTS the average grain size needs to be less than 50 μ m. However, reducing the post-brazed grain size does reduce the sag resistance of the material.

A balance between post-brazed grain size, UTS and sag resistance can be achieved by selecting specific combinations of:

- preheat temperature and soak time
- interannealing gauge
- final cold reduction.

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

11

CLAIMS

1. A DC cast alloy of composition (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 - 0.95
Mn	0.2 - 0.5
Zn	0.2 - 0.8
Mg	up to 0.2
Cu	up to 0.2
Ti	< 0.1
B	< 0.01
C	< 0.01
Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total	
Al	balance.
2. An alloy of claim 1, wherein Cu is present in the range 0.05 - 0.2.
3. An alloy of claim 1 or 2, wherein Cu is present in the range 0.1 - 0.15.
4. An alloy according to any preceding claim, wherein Mg is present in the range 0.05 - 0.2.
5. An alloy according to any preceding claim, wherein Mg is present in the range 0.1 - 0.15.
6. An alloy according to any preceding claim, wherein Fe is present in the range 0.8 - 1.4.
7. A DC cast aluminium alloy finstock having a composition (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 - 0.95
Mn	0.2 - 0.5

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

12

Zn 0.2 - 0.8
 Mg up to 0.2
 Cu up to 0.2
 Ti < 0.1
 B < 0.01
 C < 0.01
 Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total
 Al balance.

8. An aluminium alloy finstock according to claim 7, having a conductivity after brazing of at least 46% IACS.
9. A brazed heat exchanger having fins of the alloy of any one of claims 1 to 6.
10. A method of producing an ingot from an alloy of composition (in wt%):

Fe 0.8 - 1.5
 Si 0.7 - 0.95
 Mn 0.2 - 0.5
 Zn 0.2 - 0.8
 Mg up to 0.2
 Cu up to 0.2
 Ti < 0.1
 B < 0.01
 C < 0.01
 Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total
 Al balance,

 which method comprises DC casting the alloy to form an ingot.
11. A method according to claim 10, further comprising the steps of heating or homogenising the DC cast ingot, hot rolling, cold rolling, and annealing or interannealing.

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

13

12. A method according to claim 11, further comprising the step of cold rolling after the interannealing step.
13. A method according to claim 12, wherein the thickness reduction during the step of cold rolling after interannealing is between 25 and 45%.
14. A method according to any one of claims 11 to 13, wherein the homogenising step is a two-stage homogenisation comprising heating the ingot to 580-620°C, holding for up to 8 hours, cooling to 460 - 500°C and holding for up to 8 hours.
15. A method according to any one of claims 11 or 13, wherein the heating step comprises heating to 460 - 540°C and holding for up to 8 hours.
16. A method according to any one of claims 11 to 15, wherein the annealing or interannealing step is a single stage process comprising heating at 250 - 450°C.
17. A method according to any one of claims 11 to 15, wherein the annealing or interannealing step is a two-stage process comprising heating at 300 - 500°C and cooling to 200 - 350°C.
18. A method according to any one of claims 11 to 17, further comprising the step of brazing, wherein the particle size of the intermetallics and dispersoids present in the rolled product is sufficiently large such that the reduction in IACS is less than 5% units during brazing.
19. A method of producing an aluminium alloy finstock from an alloy comprising (in wt%):

Fe	0.8 - 1.5
Si	0.7 - 0.95

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

14

Mn 0.2 - 0.5

Zn 0.2 - 0.8

Mg up to 0.2

Cu up to 0.2

Ti < 0.1

B < 0.01

C < 0.01

Unavoidable impurities up to 0.05 each, 0.15 total

Al balance,

which method comprises DC casting the alloy, heating or homogenising, hot rolling, cold rolling and annealing or interannealing.

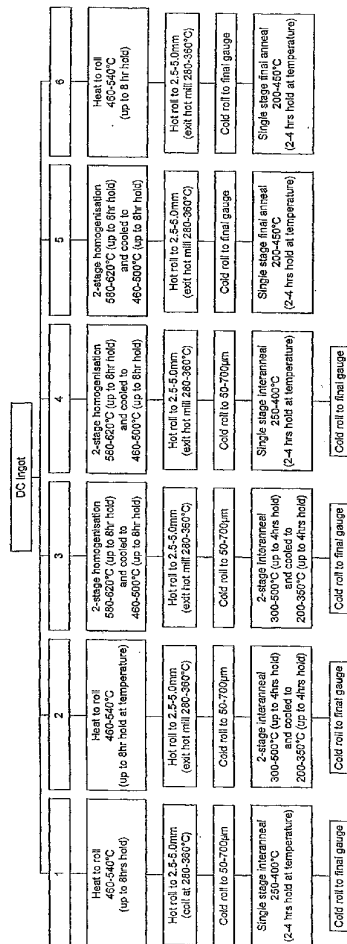


FIGURE 1

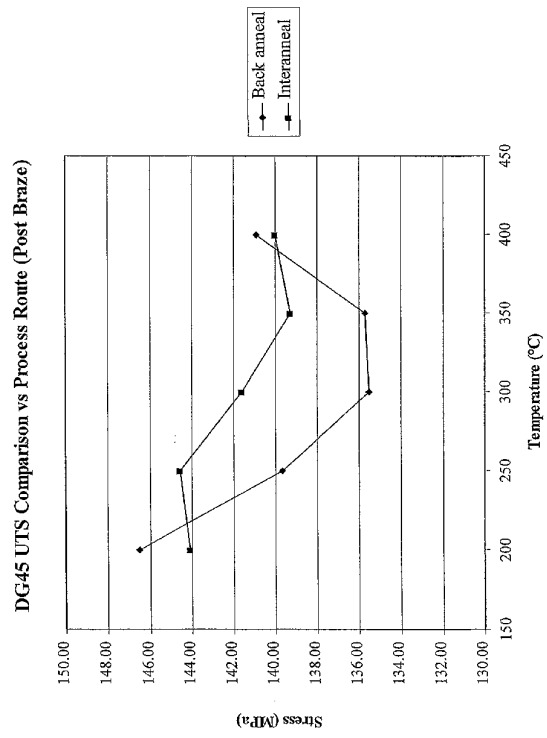


Figure 2

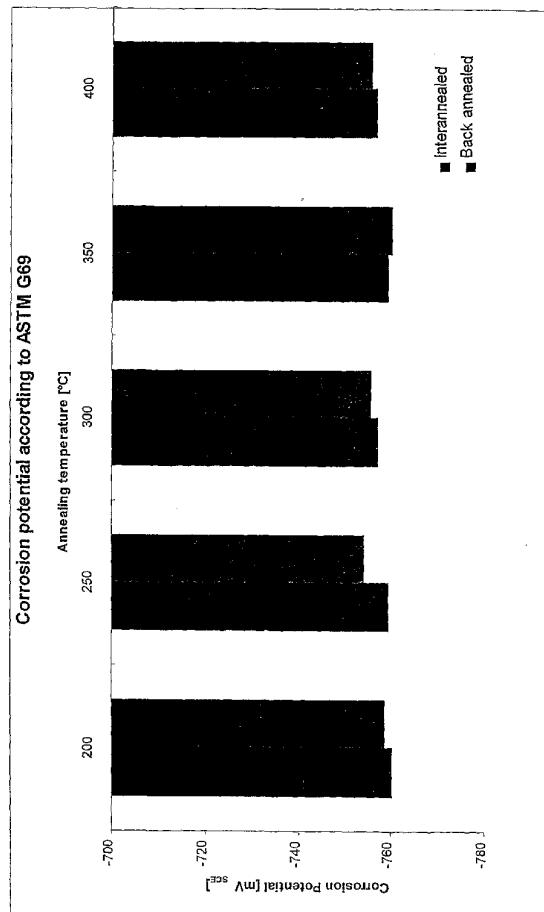


Figure 3

WO 02/077307

PCT/GB02/01275

4/6

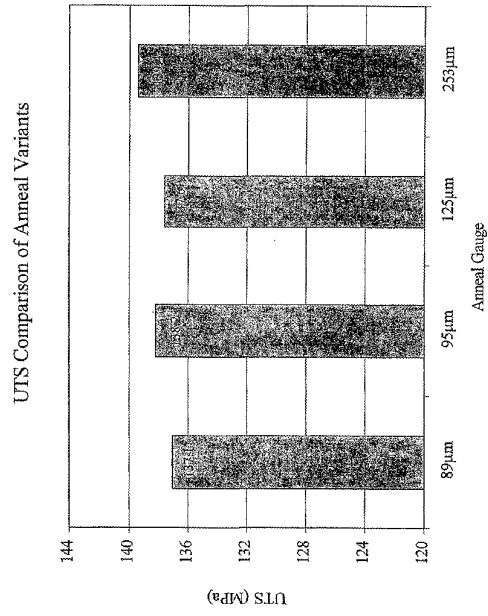


Figure 4

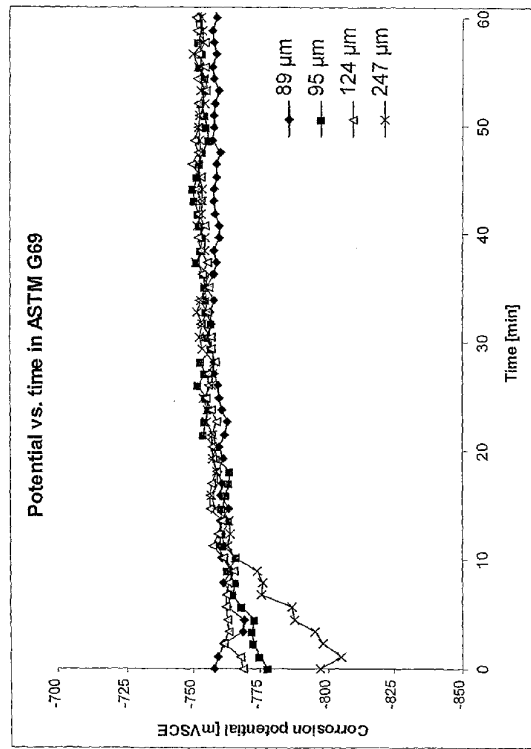
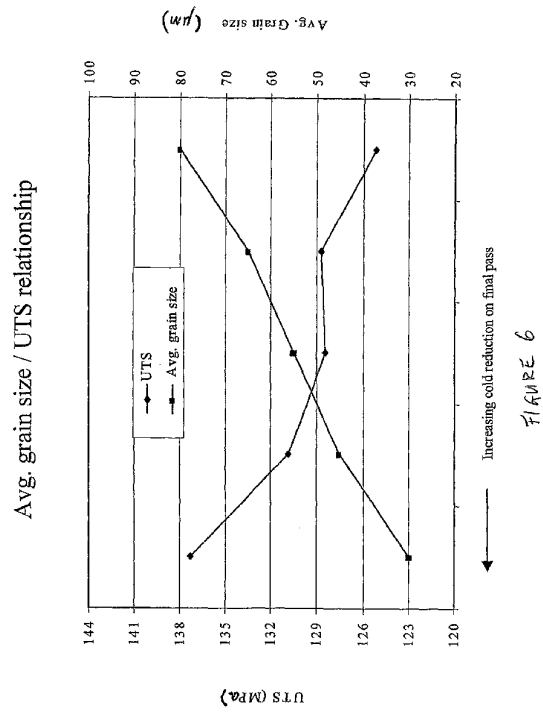


Figure 5



【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		Intern Application No PCT/GB 02/01275
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER IPC 7 C22C21/00 C22F1/04 //F28F21/08		
According to international Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) IPC 7 C22C C22F		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used) EPO-Internal		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	WO 00 05426 A (ALCAN INT LTD ; ANAMI TOSHIYA (CA); JIN ILJOON (CA); GALLERNEAULT W) 3 February 2000 (2000-02-03) cited in the application claim 1	1,6
P, X	WO 01 53553 A (ANAMI TOSHIYA ; GATENBY KEVIN (CA); JIN ILJOON (CA); ALCAN INTERNAT) 26 July 2001 (2001-07-26) claim 1	1,6
☐ Further documents are listed in the continuation of box C. ☒ Patent family members are listed in annex.		
* Special categories of cited documents : *A* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance *E* earlier document but published on or after the international filing date *L* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) *O* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means *P* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed **T* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understate the principle or theory underlying the invention *X* document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone *Y* document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art *A* document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 18 July 2002		Date of mailing of the international search report 25/07/2002
Name and mailing address of the ISA European Patent Office, P.B. 5018 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel: (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl, Fax: (+31-70) 340-3016		Authorized officer Gregg, N

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (July 1992)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT				Inter- Application No PCT/GB 02/01275	
Patent document cited in search report		Publication date	Patent family member(s)		Publication date
WO 0005426	A	03-02-2000	US	2001001402 A1	24-05-2001
			AU	5021899 A	14-02-2000
			BR	9912371 A	17-04-2001
			WO	0005426 A1	03-02-2000
			EP	1100975 A1	23-05-2001
			NO	20010361 A	21-03-2001
			US	6238497 B1	29-05-2001
			US	6165291 A	26-12-2000
WO 0153553	A	26-07-2001	US	6165291 A	26-12-2000
			AU	2822701 A	31-07-2001
			WO	0153553 A1	26-07-2001

フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

F I

テーマコード (参考)

C 2 2 F	1/00	6 3 0 M
C 2 2 F	1/00	6 4 0 A
C 2 2 F	1/00	6 5 0 F
C 2 2 F	1/00	6 5 1 A
C 2 2 F	1/00	6 8 2
C 2 2 F	1/00	6 8 3
C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z
C 2 2 F	1/00	6 8 6 A
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
C 2 2 F	1/00	6 9 4 A

(81)指定国 AP(GH,GM,KE,LS,MW,MZ,SD,SL,SZ,TZ,UG,ZM,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,MD,RU,TJ,TM),EP(AT, BE,CH,CY,DE,DK,ES,FI,FR,GB,GR,IE,IT,LU,MC,NL,PT,SE,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,ML,MR,NE,SN, TD,TG),AE,AG,AL,AM,AT,AU,AZ,BA,BB,BG,BR,BY,BZ,CA,CH,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DK,DM,DZ,EC,EE,ES,FI,GB,GD,GE, GH,GM,HR,HU,ID,IL,IN,IS,JP,KE,KG,KP,KR,KZ,LC,LK,LR,LS,LT,LU,LV,MA,MD,MG,MK,MN,MW,MX,MZ,NO,NZ,PL,PT,R O,RU,SD,SE,SG,SI,SK,SL,TJ,TM,TR,TT,TZ,UA,UG,US,UZ,VN,YU,ZA,ZW

(72)発明者 アラン・グレイ

イギリス、オーエックス 15・4 ビービー、オックスフォードシャー、バンベリー、ボディコート
、レッド・ハウス・ロード 5 番

(72)発明者 アンドリュー・デイビッド・ハウエルズ

イギリス、オーエックス 16・9 エックスエヌ、オックスフォードシャー、バンベリー、フォスコ
ート・ライズ 4 番