

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公表特許公報(A)

(11)公表番号

特表2024-539658

(P2024-539658A)

(43)公表日 令和6年10月29日(2024.10.29)

(51)国際特許分類

C 2 2 C 21/02 (2006.01)
 C 2 2 F 1/043(2006.01)
 C 2 2 C 1/02 (2006.01)
 C 2 2 F 1/00 (2006.01)

F I

C 2 2 C 21/02
 C 2 2 F 1/043
 C 2 2 C 1/02 5 0 3 J
 C 2 2 F 1/00 6 0 2
 C 2 2 F 1/00 6 1 1

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全42頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2024-522558(P2024-522558)
 (86)(22)出願日 令和4年10月18日(2022.10.18)
 (85)翻訳文提出日 令和6年4月15日(2024.4.15)
 (86)国際出願番号 PCT/KR2022/015789
 (87)国際公開番号 WO2023/068716
 (87)国際公開日 令和5年4月27日(2023.4.27)
 (31)優先権主張番号 10-2021-0138250
 (32)優先日 令和3年10月18日(2021.10.18)
 (33)優先権主張国・地域又は機関 韓国(KR)
 (31)優先権主張番号 10-2022-0133388
 (32)優先日 令和4年10月17日(2022.10.17)
 (33)優先権主張国・地域又は機関 韓国(KR)
 (81)指定国・地域 AP(BW,GH,GM,KE,LR,LS,MW,MZ,NA
 最終頁に続く

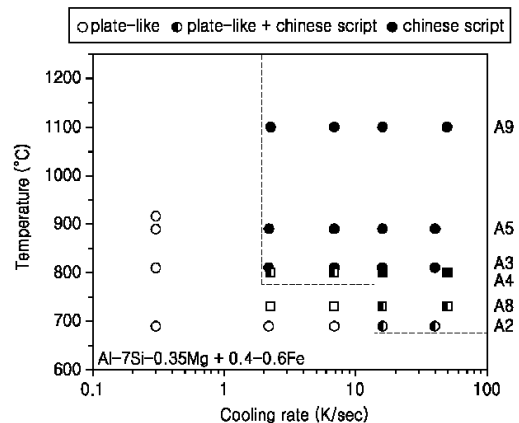
(71)出願人 521103510
 コリア インスティテュート オブ マテ
 リアルズ サイエンス
 大韓民国 5 1 5 0 8 キョンサンナムド
 チャンウォンシ サンソング チャンウォ
 ンデロ 7 9 7
 (74)代理人 110001519
 弁理士法人太陽国際特許事務所
 (72)発明者 チョ、ヨン ヒ
 大韓民国 5 1 5 0 7 キョンサンナム -
 ド、チャンウォン - シ、ソンサン - グ、
 トウォル - ロ 2 7 ボン - ギル 1 8、1
 0 7 - 1 0 0 3
 (72)発明者 キム、ス ヒョン
 大韓民国 5 1 5 0 7 キョンサンナム -
 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金、並びにその製造方法

(57)【要約】

本発明は、6.5重量%以上~11.5重量%以下のシリコン(Si); 0.2重量%以上~0.4重量%以下のマグネシウム(Mg); 0.32重量%以上~0.85重量%以下の鉄(Fe); 及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物; を含み、アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含む、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金を提供する。

【選択図】図5A



10

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)、
0.2重量%以上～0.4重量%以下のマグネシウム(Mg)、
0.32重量%以上～0.85重量%以下の鉄(Fe)、及び
残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物を含み、
アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間
化合物を含む、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金。

【請求項 2】

前記立方晶結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物は、 - AlMnSi相と
同じ結晶構造を有するものの、Mnを含まないと共に、 - Al₅FeSi金属間化合物
から相変化したことを特徴とする、請求項1に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアル
ミニウム鑄造合金。 10

【請求項 3】

前記アルミニウム鑄造合金は、前記 - Al₅FeSi金属間化合物を中和させるため
の添加剤として、マンガン(Mn)、コバルト(Co)、クロム(Cr)またはモリブデ
ン(Mo)を含有しないことを特徴とする、請求項2に記載の高強度、高延伸及び高熱伝
導度のアルミニウム鑄造合金。

【請求項 4】

前記 - AlFeSi金属間化合物は、Al:74.9～86.7at.%、Fe:6
.9～14.3at.%、Si:6.2～11.3at.%の組成を有することを特徴と
する、請求項2に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金。 20

【請求項 5】

100MPa～140MPaの範囲の降伏強度、180MPa～220MPaの範囲の
最大引張強度、2.5%～8.5%の範囲の延伸率、及び160W/mK～190W/m
Kの範囲の熱伝導度を有する、請求項1に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミ
ニウム鑄造合金。

【請求項 6】

6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)、0.2重量%以上～0.
4重量%以下のマグネシウム(Mg)、0.32重量%以上～0.85重量%以下の鉄(
Fe)、及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物を含む、アルミニウム鑄造合
金の溶湯を提供する第1ステップと、
アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間
化合物を含むように、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度よりも高い温度で外
部エネルギーを印加した後、冷却する第2ステップとを含む、高強度、高延伸及び高熱伝
導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法。 30

【請求項 7】

前記第2ステップは、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも200
～300 高い温度で維持した後、1K/sec以上の冷却速度で冷却するステップを含
む、請求項6に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法 40

【請求項 8】

前記第2ステップは、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも100
～150 高い温度で維持した後、10K/sec以上の冷却速度で冷却するステップを
含む、請求項6に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方
法。

【請求項 9】

前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で1時間～2時間維持
することを特徴とする、請求項7又は8に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミ
ニウム鑄造合金の製造方法。

【請求項 10】

前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で超音波を印加して1分～2分間維持することを特徴とする、請求項7又は8に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法。

【請求項 11】

前記第2ステップは、単斜晶(monoclinic)結晶構造を有する - Al₅FeSi 金属間化合物から、立方晶結晶構造を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化するステップを含む、請求項7又は8に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法。

【請求項 12】

前記第2ステップは、 - Al₅FeSi 金属間化合物の生成が Al-Si 共晶反応よりも先に起こり、アルミニウム基地である - Al 相が前記 - Al₅FeSi 金属間化合物よりも先に生成されることを特徴とする、請求項7又は8に記載の高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法。

【請求項 13】

6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)、
0.2重量%以上～0.4重量%以下のマグネシウム(Mg)、
0.2重量%以上～0.3重量%以下の鉄(Fe)、及び
残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物を含み、
アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi 金属間化合物を含む、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金。

【請求項 14】

6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)、0.2重量%以上～0.4重量%以下のマグネシウム(Mg)、0.2重量%以上～0.3重量%以下の鉄(Fe)、及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物を含む、アルミニウム鑄造合金の溶湯を提供する第1ステップと、
アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi 金属間化合物を含むように、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する第2ステップとを含む、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、アルミニウム合金及びその製造方法に関し、より詳細には、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金、並びにその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

環境規制及び燃費の向上に対する要求により、電気動力ベースの自動車市場が急速に膨張している。電気動力ベースの自動車の場合、バッテリー、電装部品、安全部品の増加によって、走行距離の確保のための軽量化技術が必須であり、特に、主要電装モジュールの完成品の性能及び寿命に直接的に影響を与えるアルミニウムの高放熱特性の確保が重要である。アルミニウム合金において一般に相反する関係を有する「高強度 vs . 高延伸」、「高強度 vs . 高熱伝導度」、及び「高流動 vs . 高熱伝導度」の特性を考慮した高特性アルミニウム鑄造用素材技術は、絶対的に不足している状況である。

【0003】

一方、アルミニウムのリサイクルは、純原料から金属を作るのに必要なエネルギーの約95%を節約できると報告されている。このような強力な経済的、環境的利点にもかかわらず、リサイクル過程でアルミニウム合金は、0.4～0.8重量%のレベルのFeが主要不純物として蓄積されるところ、これは、素材の延性を低下させることによって、多くの自動車部品業界でスクラップの使用を制限する原因として作用する。

10

20

30

40

50

【0004】

Al-Si合金に少量のFeが存在すれば、アルミニウム基地との凝集力が低く、かつ硬く脆いFe系金属間化合物である - Al₅FeSi相が生成されると報告されている。例えば、Al-7Si合金に0.4重量%以上のFeを添加すると、凝固中にAl-Si共晶反応の前に数百μmに達する粗大な針状の - Al₅FeSi相が生成される。実際の現場では、 - Al₅FeSi金属間化合物を中和(neutralizing)させるために、化学的添加剤(例えば、Mn、Co、Cr、Mo)による改良処理を試みている。しかし、このような研究は、主に現象的な部分に対する報告に限られており、生成相の制御メカニズム及び物理的/機械的特性との関連性に関する研究は全くない状況である。

10

【0005】

関連する先行技術文献として、大韓民国公開特許第10-2016-0048777号がある。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明が達成しようとする技術的課題は、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金を提供し、その製造方法を提供することである。上述したように、粗大な針状の - Al₅FeSi相が生成されると、材料の強度、延性、伝導度の面で不利に作用し得るが、発想の転換により、このようなFe系金属間化合物の生成相を制御することによって、'強度と延伸率'を同時に増加させることができるアルミニウム鑄造合金を提供し、その製造方法を提供しようとする。

20

【課題を解決するための手段】

【0007】

上記課題を解決するための本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金は、6.5重量%以上~11.5重量%以下のシリコン(Si); 0.2重量%以上~0.4重量%以下のマグネシウム(Mg); 0.32重量%以上~0.85重量%以下の鉄(Fe); 及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物; を含み、アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含む。

30

【0008】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、前記立方晶結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物は、 - AlMnSi相と同じ結晶構造を有するものの、Mnを含まないと共に、 - Al₅FeSi金属間化合物から相変化することができる。

【0009】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、前記アルミニウム鑄造合金は、前記 - Al₅FeSi金属間化合物を中和させるための添加剤として、マンガン(Mn)、コバルト(Co)、クロム(Cr)またはモリブデン(Mo)を含有しないことを特徴とする。 - Al₅FeSi金属間化合物を中和させるということは、 - Al₅FeSi金属間化合物の形状などを制御するか、または相変態を通じて脆性を低減させるという構成を含む。

40

【0010】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、前記 - AlFeSi金属間化合物は、Al: 74.9~86.7at.%、Fe: 6.9~14.3at.%、Si: 6.2~11.3at.%の組成を有することができる。

【0011】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、100MPa~140MPaの範囲の降伏強度、180MPa~220MPaの範囲の最大引張強度、2.5%~8.5%の範囲の延伸率、及び160W/mK~190W/mKの範囲の熱伝導

50

度を有することができる。

【0012】

上記課題を解決するための本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法は、6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)；0.2重量%以上～0.4重量%以下のマグネシウム(Mg)；0.32重量%以上～0.85重量%以下の鉄(Fe)；及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物；を含むアルミニウム鑄造合金の溶湯を提供する第1ステップと；アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含むように、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する第2ステップと；を含む。

10

【0013】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも200～300高い温度で維持した後、1K/sec以上の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。

【0014】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも100～150高い温度で維持した後、10K/sec以上の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。

20

【0015】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で1時間～2時間維持することを特徴とすることができる。

【0016】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で超音波を印加して1分～2分間維持することを特徴とすることができる。

【0017】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、単斜晶(monoclinic)結晶構造を有する - Al₅FeSi金属間化合物から、立方晶結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物に相変化するステップを含むことができる。

30

【0018】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記 - Al₅FeSi金属間化合物の生成がAl-Si共晶反応よりも先に起こり、アルミニウム基地である - Al相が前記 - Al₅FeSi金属間化合物よりも先に生成され得る。

【0019】

上記課題を解決するための本発明の他の実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金は、6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)；0.2重量%以上～0.4重量%以下のマグネシウム(Mg)；0.2重量%以上～0.3重量%以下の鉄(Fe)；及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物；を含む、アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含む。

40

【0020】

上記課題を解決するための本発明の他の実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法は、6.5重量%以上～11.5重量%以下のシリコン(Si)；0.2重量%以上～0.4重量%以下のマグネシウム(Mg)；0.2重量%以上～0.3重量%以下の鉄(Fe)；及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純

50

物；を含むアルミニウム鑄造合金の溶湯を提供する第1ステップと；アルミニウム基地内に立方晶(cubic)結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含むように、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する第2ステップと；を含む。

【発明の効果】

【0021】

本発明の実施例によれば、高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金、並びにその製造方法を実現することができる。これによれば、アルミニウム鑄造材の許容鉄(Fe)含量レベルを増加させながら、強度を向上させると同時に、延伸率の低下がないアルミニウム鑄造材合金、及び合金を製造する方法を実現することができる。具体的には、鑄造用アルミニウム液状金属の構造(例えば、ボンディング(bonding)、クラスタリング(clustering))を崩壊させることができる外部エネルギーを液状金属に印加して、金属間化合物のような生成相を制御し、凝固中に生成される晶出相、金属間化合物の種類、大きさ、分布などの変化を誘導することによって、強度、伝導度、延性など、相反する特性を同時に向上させることができる高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金、並びにその製造方法を実現する。

10

【0022】

もちろん、このような効果によって本発明の範囲が限定されるものではない。

【図面の簡単な説明】

【0023】

20

【図1】Al-Si-Fe三元系の液相線投影状態図(liquidus projection)を示した図である。

【図2】本発明の実験例によるアルミニウム合金鑄造材を形成するために使用されたステップモールドを示す概略図である。

【図3】本発明の実験例において、冷却速度によるアルミニウム鑄造合金の微細組織を撮影した写真である。

【図4】本発明の実験例において、冷却速度によるアルミニウム鑄造合金の微細組織を撮影した写真である。

【図5A】本発明の実験例において、外部エネルギーの印加温度及び方法と、冷却速度による微細組織の形態を示したグラフである。

30

【図5B】本発明の実験例において、アルミニウム鑄造合金の溶湯温度800で維持時間による微細組織の形態を示したグラフである。

【図5C】本発明の実験例において、アルミニウム鑄造合金の溶湯温度600~800に加熱、及び冷却速度0.8K/sで凝固させたアルミニウム鑄造合金の後方散乱電子イメージを示した図である。

【図6】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

【図7】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

【図8】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

40

【図9】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

【図10】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

【図11】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

【図12】それぞれの液相工程の後、2.2K/sの冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び3次元の微細組織を示す図である。

【図13】本発明のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、 - Al5FeSi金属

50

間化合物の結晶構造を分析した写真である。

【図 1 4】本発明のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、 - A l F e S i 金属間化合物の結晶構造を分析した写真である。

【図 1 5】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 1 6】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 1 7】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 1 8】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。 10

【図 1 9】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 0】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 1】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 2】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 3】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。 20

【図 2 4】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 5】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 6】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 7】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 2 8】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。 30

【図 2 9】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 3 0】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 3 1】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 3 2】上述した本発明の実験例 A によるアルミニウム鑄造合金の物性を示した図である。

【図 3 3】本発明の実験例 1 1 ~ 実験例 1 3 において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後 (a s c a s t) の微細組織を撮影した写真である。 40

【図 3 4】本発明の実験例 1 1 ~ 実験例 1 3 において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後 (a s c a s t) の微細組織を撮影した写真である。

【図 3 5】本発明の実験例 1 4 ~ 実験例 1 6 において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後の微細組織を撮影した写真である。

【図 3 6】本発明の実験例 1 4 ~ 実験例 1 6 において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後の微細組織を撮影した写真である。

【図 3 7】本発明の実験例 1 4 ~ 実験例 1 6 において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後の引張特性を比較したグラフである。

【図 3 8】本発明の実験例 1 4 ~ 実験例 1 6 において、冷却速度によるアルミニウムの鑄 50

造直後の熱伝導度特性を比較したグラフである。

【図 39】本発明の実験例 14～実験例 16 において、冷却速度によるアルミニウムの casting 直後の熱伝導度特性を比較したグラフである。

【図 40】本発明の実験例 14～実験例 16 において、冷却速度によるアルミニウムの casting 直後の熱伝導度特性を比較したグラフである。

【図 41】図 41 は、本発明の変形された他の実施例（表 7）において、冷却速度によるアルミニウム casting 合金の微細組織を撮影した写真である。

【図 42】図 42 は、本発明の変形された他の実施例（表 7）によるアルミニウム casting 合金の casting 直後の引張特性を示したものである。

【図 43】図 43 は、本発明の変形された他の実施例（表 7）によるアルミニウム casting 合金の T6 熱処理後の電気伝導度特性を示したものである。 10

【発明を実施するための最良の形態】

【0024】

本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金、並びにその製造方法を詳細に説明する。後述する用語は、本発明での機能を考慮して適切に選択された用語であって、このような用語に対する定義は、本明細書全般にわたる内容に基づいて行われるべきである。

【0025】

本発明では、casting アルミニウム液状金属の構造（例えば、ボンディング、クラスタリング）を崩壊させることができる外部エネルギーを液状金属に印加して、金属間化合物のような生成相を制御する。凝固中に生成される晶出相、金属間化合物の種類、大きさ、分布などの変化を誘導することによって、強度、伝導度、延性など、相反する特性を同時に向上させることができる高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金、並びにその製造方法を提供する。 20

【0026】

本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金は、6.5 重量%以上～11.5 重量%以下のシリコン (Si)；0.2 重量%以上～0.4 重量%以下のマグネシウム (Mg)；0.32 重量%以上～0.85 重量%以下の鉄 (Fe)；及び残部はアルミニウム (Al) 及び不可避不純物；を含み、アルミニウム基地内に立方晶 (cubic) 結晶構造を有する - AlFeSi 金属間化合物を含む。 30

【0027】

前記アルミニウム casting 合金は、ストロンチウム (Sr)：0.02 重量%以下、チタン (Ti)：0.15 重量%以下、またはジルコニウム (Zr)：0.15 重量%以下をさらに含むこともできる。

【0028】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金において、前記立方晶 (cubic) 結晶構造を有する - AlFeSi 金属間化合物は、- AlMnSi 相と同じ結晶構造を有するものの、Mn を含まないと共に、- Al₅FeSi 金属間化合物から相変化することができる。前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金は、マンガンを含みないので、最終組織において - AlMnSi 相を含まない。但し、前記立方晶 (cubic) 結晶構造を有する - AlFeSi 金属間化合物は、- AlMnSi 相と同じ結晶構造を有するという意味である。 40

【0029】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金において、前記アルミニウム casting 合金は、前記 - Al₅FeSi 金属間化合物を中和させるための添加剤として、マンガン (Mn)、コバルト (Co)、クロム (Cr) またはモリブデン (Mo) を含有しないことを特徴とする。

【0030】

表 1 は、本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム casting 合金で具現された - AlFeSi 金属間化合物の組成を分析した結果を示したものである。 50

【 0 0 3 1 】

【 表 1 】

	Al(wt%)	Fe(wt%)	Si(wt%)	Al(at%)	Fe(at%)	Si(at%)
スペクトル 1	70.7	19.36	9.94	78.9	10.44	10.66
スペクトル 2	72.79	17.86	9.35	80.52	9.94	9.54
スペクトル 3	67.13	22.5	10.37	76.32	12.36	11.32
スペクトル 4	72.38	17.86	9.76	80.08	9.55	10.37
スペクトル 5	71.38	18.98	9.64	79.48	10.21	10.31
スペクトル 13	68.26	22.52	9.22	77.57	12.36	10.07
スペクトル 14	68.68	22.6	8.72	78.06	12.42	9.52
スペクトル 15	74.98	16.5	8.52	82.27	8.74	8.99
スペクトル 16	69.08	20.93	9.99	77.8	11.39	10.81
スペクトル 17	65.18	25.19	9.63	75.27	14.05	10.68
スペクトル 18	69.2	21.61	9.19	78.22	11.8	9.98
スペクトル 19	64.85	25.26	9.89	74.93	14.1	10.97
スペクトル 20	69.14	22.39	8.47	78.49	12.28	9.23
スペクトル 25	64.88	25.6	9.52	75.09	14.32	10.59
スペクトル 26	65.27	25.17	9.56	75.36	14.04	10.6
スペクトル 29	73.73	18.52	7.75	81.81	9.93	8.26
スペクトル 30	80.52	13.43	6.05	86.74	6.99	6.27
スペクトル 31	72.71	19.24	8.05	81.03	10.36	8.61
スペクトル 34	74.08	17.75	8.17	81.86	9.47	8.67
平均	70.26	20.70	9.04	78.94	11.30	9.76
標準偏差	4.1024	3.40	1.04	3.04	2.04	1.23
最小値	64.85	13.43	6.05	74.93	6.99	6.27
最大値	80.52	25.6	10.37	86.74	14.32	11.32

10

20

30

【 0 0 3 2 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、前記 - AlFeSi 金属間化合物は、Al : 74.9 ~ 86.7 at. %、Fe : 6.9 ~ 14.3 at. %、Si : 6.2 ~ 11.3 at. % の組成を有することができる。図 1 は、Al - Si - Fe 三元系の液相線投影状態図 (liquidus projection) を示した図である。

【 0 0 3 3 】

図 1 を参照すると、本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金は、Al - Si 系合金に Fe が添加された合金であって、Al - Si - Fe 三元系の液相線投影状態図 (liquidus projection) による凝固経路過程で - Al₅FeSi 相が生成され得る Al、Si、Fe の組成範囲に限定され得る。

40

【 0 0 3 4 】

本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、鉄 (Fe) の組成範囲は 0.32 重量% 以上 ~ 0.85 重量% 以下であってもよい。鉄 (Fe) の含量が 0.32 重量% よりも低い場合、Al - 7Si - xFe 合金の凝固過程で - Al₅FeSi 相の生成よりも Al - Si 共晶反応が先に起こり得る。反面、鉄 (Fe) の含量が 0.85 重量% を超える場合、凝固中に基底である - Al 相よりも - Al₅FeSi 相が先に生成され得る。したがって、本発明の一実施例に係る高強度、

50

高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、鉄 (F e) の組成範囲は 0 . 3 2 重量 % 以上 ~ 0 . 8 5 重量 % 以下に制御することが好ましい。

【 0 0 3 5 】

本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、シリコン (S i) の組成範囲は 6 . 5 重量 % 以上 ~ 1 1 . 5 重量 % 以下であってもよい。シリコン (S i) の含量が 6 . 5 重量 % よりも低い場合、溶湯の流動度が低下して鑄造性を確保することが難しくなり得る。反面、シリコン (S i) の含量が 1 1 . 5 重量 % を超える場合、アルミニウム鑄造合金の熱伝導度が減少し得る。

【 0 0 3 6 】

本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金において、マグネシウム (M g) の組成範囲は 0 . 2 重量 % 以上 ~ 0 . 4 重量 % 以下であってもよい。マグネシウム (M g) の含量が 0 . 2 重量 % よりも低い場合、アルミニウム鑄造合金の時効硬化能が低下して、強度が減少し得る。反面、マグネシウム (M g) の含量が 0 . 4 重量 % を超える場合、アルミニウム鑄造合金の延性が減少し得る。

【 0 0 3 7 】

一方、本発明の一実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法は、6 . 5 重量 % 以上 ~ 1 1 . 5 重量 % 以下のシリコン (S i) ; 0 . 2 重量 % 以上 ~ 0 . 4 重量 % 以下のマグネシウム (M g) ; 0 . 3 2 重量 % 以上 ~ 0 . 8 5 重量 % 以下の鉄 (F e) ; 及び残部はアルミニウム (A l) 及び不可避不純物 ; を含むアルミニウム鑄造合金の溶湯を提供する第 1 ステップと ; アルミニウム基地内に立方晶結晶構造を有する - A l F e S i 金属間化合物を含むように、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する第 2 ステップと ; を含む。

【 0 0 3 8 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第 2 ステップは、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも 2 0 0 ~ 3 0 0 高い温度で維持した後、1 K / s e c 以上の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。例えば、前記冷却速度は、1 K / s e c 以上 1 0 0 K / s e c 以下の範囲を有することができる。

【 0 0 3 9 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第 2 ステップは、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも 1 0 0 ~ 1 5 0 高い温度で維持した後、1 0 K / s e c 以上の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。例えば、前記冷却速度は、1 0 K / s e c 以上 1 0 0 K / s e c 以下の範囲を有することができる。

【 0 0 4 0 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第 2 ステップで前記アルミニウム鑄造合金の溶湯の温度が液相線温度よりも高いものの、溶湯の温度と液相線温度との差が小さいほど、前記冷却速度が大きくなるように制御することが必要である。

【 0 0 4 1 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で 1 時間 ~ 2 時間維持することを特徴とすることができる。

【 0 0 4 2 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で超音波を印加して 1 分 ~ 2 分間維持することを特徴とすることができる。

【 0 0 4 3 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記

10

20

30

40

50

第2ステップは、単斜晶結晶構造を有する - A l 5 F e S i 金属間化合物から、立方晶結晶構造を有する - A l F e S i 金属間化合物に相変化するステップを含むことができる。

【 0 0 4 4 】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記 - A l 5 F e S i 金属間化合物の生成が A l - S i 共晶反応よりも先に起こり、アルミニウム基地である - A l 相が前記 - A l 5 F e S i 金属間化合物よりも先に生成され得る。

【 0 0 4 5 】

実験例

10

【 0 0 4 6 】

以下、本発明の理解を助けるために好ましい実験例を提示する。但し、以下の実験例は、本発明の理解を助けるためのものに過ぎず、本発明が以下の実験例によって限定されるものではない。

【 0 0 4 7 】

アルミニウム合金鑄造材の組成及び工程の設計

【 0 0 4 8 】

表2は、本発明の実験例Aによるアルミニウム鑄造合金の組成及び工程条件を示したものである。実験例Aは、亜共晶 A l - S i 系合金の組成（単位：重量%）に対して評価したものである。

20

【 0 0 4 9 】

【表2】

	備考	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Al
合金 1	A356.2 (基本合金)	7.05	0.37	0.1	-	-	残部
合金 2	A356.2 + 0.4Fe	6.97	0.37	0.44	-	-	残部
合金 3	合金2 (TR@800°C)	6.5 - 7.5	0.34	0.42	-	-	残部
合金 4	合金2 (UST@800°C)	6.5 - 7.5	0.35	0.51	-	-	残部
合金 5	合金2 (TR@900°C)	6.5 - 7.5	0.35	0.44	-	-	残部
合金 6	合金5 (再溶融)	6.5 - 7.5	0.31	0.49	-	-	残部
合金 7	A356.2 + 0.6Fe	6.99	0.30	0.61	-	-	残部
合金 8	合金7 (UST@700°C)	6.93	0.29	0.61	-	-	残部
合金 9	合金7 (TR@1100°C)	6.88	0.23	0.61	-	-	残部

30

【 0 0 5 0 】

本実験例では、F e 系金属間化合物の生成相の制御のために、液状金属を溶解するステップにおいて、通常の鑄造方法とともに、次の2つの液相工程（T h e r m a l R a t e (T R)、U l t r a s o n i c t r e a t m e n t (U S T)）を行った。T h e r m a l R a t e は、溶湯を過熱させた状態で一定時間維持する処理方法を意味する。表2において「T R」項目は、溶湯を設定温度で1時間維持した後、約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を意味し、「U S T」項目は、設定温度の溶湯で1分間超音波処理した後、約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を意味する。

40

【 0 0 5 1 】

表2において、実験例1である‘合金1’項目は、A 3 5 6 . 2 合金に該当し、実験例2である‘合金2’項目は、A 3 5 6 . 2 合金と対比して、鉄（F e）の含量が約0 . 3 ~ 0 . 5

50

．4重量%だけさらに多い合金に該当し、実験例3である‘合金3’項目は、合金2の合金の溶湯を設定温度800で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例4である‘合金4’項目は、合金2の合金の溶湯を800で1分間超音波処理した後、約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例5である‘合金5’項目は、合金2の合金の溶湯を設定温度900で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例6である‘合金6’項目は、前記合金5の条件の工程を適用した後、再溶融を経た場合に該当する。一方、実験例7である‘合金7’項目は、A356.2合金と対比して、鉄(Fe)の含量が約0.5~0.6重量%だけさらに多い合金に該当し、実験例8である‘合金8’項目は、合金7の合金の溶湯を700で1分間超音波処理した後、約700の温度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、‘合金9’項目は、合金7の合金の溶湯を設定温度1100で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合に該当する。

【0052】

図2は、本発明の実験例によるアルミニウム合金鑄造材を形成するために使用されたステップモールドを示す概略図である。

【0053】

本発明の実験例では、約8kgを有する合金を、誘導溶解炉及び電気抵抗式溶解炉を用いて通常の溶解温度である700で溶解させ、図2のようなステップモールド(冷却速度2.2K/s~40K/s)に溶湯を注いで鑄造する工程を適用した。前記合金1~6は、電気抵抗式溶解炉で溶解及び脱ガス処理を適用し、注入温度は、いずれも700に固定した。一方、前記合金7~9は、誘導溶解炉で溶解するものの、脱ガス処理は適用せず、注入温度は、いずれも700に固定した。

【0054】

図3及び図4は、本発明の実験例において、冷却速度によるアルミニウム鑄造合金の微細組織を撮影した写真であり、図5Aは、本発明の実験例において、外部エネルギーの印加温度及び方法と、冷却速度による微細組織の形態を示したグラフである。

【0055】

一方、図6乃至図12は、本発明の実験例による微細組織の2次元形態又は3次元形態を撮影した写真である。具体的には、図6は、本発明の実験例において、合金9の微細組織の2次元形態を撮影した走査電子顕微鏡写真であり、図7は、本発明の実験例において、合金9の微細組織の3次元形態を撮影したイメージ写真であり、図8は、本発明の実験例において、合金3の微細組織の2次元形態を撮影した走査電子顕微鏡写真であり、図9は、本発明の実験例において、合金4の微細組織の2次元形態を撮影した走査電子顕微鏡写真であり、図10は、本発明の実験例において、合金4の微細組織の3次元形態を撮影したイメージ写真であり、図11は、本発明の実験例において、合金2の微細組織の2次元形態を撮影した走査電子顕微鏡写真であり、図12は、本発明の実験例において、合金2の微細組織の3次元形態を撮影したイメージ写真である。

【0056】

図3乃至図12を参照すると、アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度(約600)よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する工程を行うにおいて、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも200~300高い温度(約800~900)で維持した後、1K/sec以上の冷却速度で冷却する場合、板状(plate-like)を有するAl5FeSi金属間化合物から中国文字(Chinese script)の形状を有するAlFeSi金属間化合物に相変化が発生することを確認することができる。前記Al5FeSi金属間化合物は、3次的に板状を有し、2次元断面上では針状の形状を有することができる。

【0057】

実験例の合金5(Alloy5)において、表2の組成を有する合金(A5)の溶湯を

、設定温度 900 で 1 時間維持した後、注入温度 700 に下げ、溶湯を 1 K / sec 以上 (2 . 2 K / sec、6 . 9 K / sec、16 K / sec、40 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物は全て、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生したことを確認することができる。

【 0058 】

実験例の合金 3 (Alloy 3) において、表 2 の組成を有する合金 (A 3) の溶湯を、設定温度 800 で 1 時間維持した後、注入温度 700 に下げ、溶湯を 1 K / sec 以上 (2 . 2 K / sec、6 . 9 K / sec、16 K / sec、40 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物は全て、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生したことを確認することができる。

10

【 0059 】

実験例の合金 4 (Alloy 4) において、表 2 の組成を有する合金 (A 4) の溶湯を、800 で 1 分間超音波処理した後、注入温度 700 に下げ、溶湯を 1 K / sec 以上 (2 . 2 K / sec、6 . 9 K / sec、16 K / sec、40 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物の少なくとも一部は、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生したことを確認することができる。さらに、10 K / sec 以上 (16 K / sec、40 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物は全て、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生したことを確認することができる。

20

【 0060 】

一方、実験例の合金 9 (Alloy 9) において、表 2 の組成を有する合金 (A 9) の溶湯を、設定温度 1100 で 1 時間維持した後、注入温度 700 に下げ、溶湯を 1 K / sec 以上 (2 . 2 K / sec、6 . 9 K / sec、16 K / sec、40 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物は全て、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生したことを確認することができる。

【 0061 】

また、図 3 乃至図 12 を参照すると、アルミニウム鑄造合金の溶湯の液相線温度 (約 600) よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する工程を行うにおいて、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも 100 ~ 150 高い温度 (約 700 ~ 750) で維持した後、10 K / sec 以上の冷却速度で冷却する場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物から、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生することを確認することができる。

30

【 0062 】

実験例の合金 8 (Alloy 8) において、表 2 の組成を有する合金 (A 8) の溶湯を、700 で 1 分間超音波処理した後、注入温度 700 に下げ、溶湯を 10 K / sec 以上 (16 K / sec、40 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物の少なくとも一部は、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生したことを確認することができる。しかし、実験例の合金 8 (Alloy 8) において、表 2 の組成を有する合金 (A 8) の溶湯を、700 で 1 分間超音波処理した後、注入温度 700 に下げ、溶湯を 10 K / sec 未満 (2 . 2 K / sec、6 . 9 K / sec) の冷却速度で金型に注入して鑄造する工程を適用した場合、板状を有する - Al5FeSi 金属間化合物は、中国文字の形状を有する - AlFeSi 金属間化合物に相変化が発生しないことを確認することができる。

40

【 0063 】

図 4 を参照すると、それぞれの冷却速度での超音波処理は、 - Al5FeSi 相の形

50

状変化なしに、微細化を起こす反面、thermal-rateは、針状の - Al5FeSiの形状を中国文字の形状に変えることが観察される。冷却速度が6.9から最大40 K/sに増加するにつれて、通常処理材（合金7）に比べて、超音波処理（合金8）及びthermal-rate（合金9）による生成相の微細化効果が顕著に観察される。

【0064】

中国文字の形状のFe系金属間化合物は、熱力学計算では予測できない準平衡相として判断され、thermal-rate合金では、冷却速度に関係なく全て観察される。一方、通常処理材及び超音波処理材では、冷却速度が速い（例えば、40 K/s）場合にのみ準平衡相が一部観察される。

【0065】

上述したように、このような準平衡相が生成される工程条件を導出するために、A356.2+0.4~0.6 Fe合金に対して、溶湯温度700~1100 及び冷却速度0.3~40 K/s区間に対してthermal-rate試験を行った。thermal-rate試験は、それぞれのターゲット温度に溶湯を過熱（superheating）させ、1時間維持した後、700 に注入温度を下げ、図2のようなスチールステップモールドに鑄造する方式で行った。これに加えて超音波処理も行ったが、700 及び800 の溶湯で1分間超音波処理した後、700 に注入温度を下げ、同一のスチールステップモールドに鑄造する方式で実験を行った。

【0066】

図5Aは、準平衡相が現れ得る工程マップを示したものである。

【0067】

図5Aから確認できるように、約0.4 wt.%のFeを添加したA356合金の場合、800 以上の温度に過熱させた後、約1時間維持すると、凝固中に中国文字の形状を有する準平衡相の生成が可能であることが確認された。重要な点は、このように準平衡相が生成される液相工程を行ったにもかかわらず、鑄造時の冷却速度が非常に遅い場合（例えば、0.3 K/s）、全て針状の - Al5FeSi平衡相として観察された。これは、冷却速度が十分に遅い場合、包晶反応（peritectic reaction）によって中国文字相が全て針状の - Al5FeSi平衡相に変態するものと判断される。さらに興味深い事実は、液状金属を800 の温度で維持なしに超音波処理のみ1分間行った場合、凝固組織の一部で中国文字の形状を有する準平衡相が観察されることを確認することができる。図5Aから確認できるように、液状金属を800 で1分間超音波処理した後、16 K/s以上の速い冷却速度で鑄造させる場合、Fe系金属間化合物は、凝固中に全て準平衡相として生成されることが観察される。一方、冷却速度が2.2~6.9 K/sである場合、中国文字の形状と針状を有するFe系金属間化合物が混在することが確認される。特に、超音波処理材において針状に観察される - Al5FeSi平衡相は、通常処理材あるいは700 で1時間維持した合金で観察される針状と比較して顕著に微細であることが確認される。

【0068】

図5Bは、本発明の実験例において、アルミニウム鑄造合金の溶湯温度800 で維持時間による微細組織の形態を示したグラフである。鑄造時の冷却速度は約10 K/sのレベルである。

【0069】

図5Bを参照すると、アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度である800 で1時間~2時間維持する場合、板状を有する - Al5FeSi金属間化合物から、中国文字の形状を有する - AlFeSi金属間化合物に相変化が発生を確認することができる。

【0070】

図5Cは、本発明の実験例において、アルミニウム鑄造合金の溶湯温度600~800 に加熱、及び冷却速度0.8 K/sで凝固させたアルミニウム鑄造合金の後方散乱電子イメージを示した図である。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 1 】

図 5 C を参照すると、冷却速度が遅い場合（例えば、冷却速度が 1 K / s 未満）、外部エネルギーの印加（例えば、過熱（superheating））による相変化がほとんど観察されないことを確認することができる。

【 0 0 7 2 】

図 6 乃至図 1 2 では、それぞれの液相工程の後、2 . 2 K / s の冷却速度で凝固させた合金に対する後方散乱電子イメージ及び 3 次元の微細組織を示している。確認できるように、液状金属を 7 0 0 で 1 時間維持した場合には、凝固時に数百 μ m の大きさを有する粗大な針状の - A l 5 F e S i 相が生成される一方、8 0 0 で 1 時間維持した場合には、F e 系金属間化合物が準平衡相の形態で存在することが分かる。併せて、8 0 0 で 1 分間超音波処理した液状金属は、凝固中に準平衡相と微細な針状の - A l 5 F e S i 平衡相が共に共存することが観察される。

10

【 0 0 7 3 】

図 1 3 は、本発明のアルミニウム鋳造合金の製造方法において、- A l 5 F e S i 金属間化合物の結晶構造を分析した写真であり、図 1 4 は、本発明のアルミニウム鋳造合金の製造方法において、- A l F e S i 金属間化合物の結晶構造を分析した写真である。

【 0 0 7 4 】

表 3 は、本発明のアルミニウム鋳造合金の製造方法において、F e 系金属間化合物の結晶構造を分析した結果を示したものである。

20

【 0 0 7 5 】

【表 3】

名称	空間群	結晶システム	単位格子
β -Al ₅ FeSi	<i>C</i> 12/ <i>c</i> 1(15)	単斜晶系	a = 20.813 Å, b = 6.175 Å c = 6.161 Å, β = 90.42°
α -AlFeSi (=α-AlMnSi)	<i>Pm</i> $\bar{3}$ (200)	立方晶系	a = b = c = 12.643 Å

【 0 0 7 6 】

本実験例では、F e を多量含有している A 3 5 6 . 2 液状金属に対して、superheating（熱）あるいは U S T（超音波）などの外部エネルギーの印加を通じて、凝固中に準平衡相が生成され得るという現象を確認することができる。このとき、準平衡相は、熱力学的に平衡相である - A l 5 F e S i 相の形状がはっきりと変化することが観察されるところ、これは、相が有する結晶学的な変化に起因するものと判断される。

30

【 0 0 7 7 】

生成相の結晶構造の分析のために、各相を含む領域に対する薄いホイル（thin foil）サンプルを、F I B（Focused Ion Beam）ミリングによって準備し、T E M（transmission electron microscopy）分析を行った。

【 0 0 7 8 】

図 1 3 及び図 1 4 は、それぞれ、平衡相である針状の - A l 5 F e S i 相及び準平衡相（以下、- A l F e S i 相と表記）に対する T E M 写真、及び回折パターン分析結果を示している。確認できるように、針状の - A l 5 F e S i 相は、典型的には対称性（symmetry）が低い単斜晶構造を有するものと分析され、単位胞の格子定数及び角度は、表 3 に示されたように分析された。一方、中国文字の形状を有する - A l F e S i 相の場合、回折パターン分析の結果、- A l M n S i 相と同じ結晶構造を有するものの、M n を含まないと共に、4 - f o l d 構造を有する立方晶構造を有することが確認された。すなわち、針状のような非対称形状から中国文字のように放射状の対称形状に変化することは、生成相の結晶構造に起因するものと判断される。

40

【 0 0 7 9 】

50

このような生成相の変化メカニズムにおいてさらに重要な点は、液状金属に対する外部エネルギーの印加が、金属間化合物の生成に絶対的に影響を与えるショートレンジオーダーリング (short range ordering; SRO) 結合 (bonding) 構造に影響を与えると判断される。また、液相構造に対する正確な分析が制限される点などを考慮したとき、現象的な変化に基づいて理論的な可能性を推測するには明らかに限界がある。それにもかかわらず、このような外部エネルギーの印加は、液状金属の内部の結合構造 (Fe系金属間化合物をなしている結合構造、例えば、Al-Fe又はFe-Si結合) あるいは準結晶クラスター (quasi-crystalline cluster) 構造に影響を与えることができ、これによって、凝固中に晶出される生成相の結晶構造及び形状の変化をもたらしたものと理解される。

10

【0080】

先の図5Aから確認できるように、液相工程は、液相内部の構造変化を介した生成相の結晶構造の変化を誘導することができるが、このような準平衡相の持続可能性は、液相工程の後に行われる鑄造時の冷却速度にも大きく依存することが分かる。

【0081】

すなわち、液相工程によって凝固中に準平衡相である α -AlFeSi相が生成されるが、凝固が進むにつれて、Siの拡散を伴う包晶反応により、 α -Al₅FeSi相へ一部あるいは全部が変態することもある。すなわち、Siの固溶度が相対的に低い α -AlFeSi相 (~10at.%のSi含有) が先に生成される場合、成長する間に残留液相にはSiが濃縮され、その後、液相と α -AlFeSi相との包晶反応を通じて、Siの固溶度が相対的に高い α -Al₅FeSi相 (15~20wt.%のSi含有) に変態が起こる。このとき、 α -AlFeSi相のブランチ (branch) の厚さが薄いほど、大きさが小さいほど、そして、拡散のための時間 (例えば、遅い冷却速度) が十分に与えられるとき、準平衡相は全て α -Al₅FeSi相へ変態が起こり得る。

20

【0082】

「Liquid + α -AlFeSi \rightarrow Al + α -Al₅FeSi」の包晶反応についての概念と共に、反応及び変態速度を理論的に予測した結果によれば、包晶反応速度は、液相と α -AlFeSi相との反応による α -Al₅FeSi相の生成速度、及びその変態速度の両方に依存することが分かる。特に、反応速度が顕著に遅い液相と α -AlFeSi相の反応による α -Al₅FeSi相の生成速度が、律速因子 (controlling factor) であると判断される。予測結果によれば、2.2K/sの冷却速度で、理論的に最大約2.5 μ mの厚さを有する α -AlFeSi相が、凝固中に包晶反応によって全て α -Al₅FeSi相に変態できると予測される。一方、冷却速度が6.9K/s以上に増加する場合、1 μ m以下の厚さを有する α -AlFeSi相のみが α -Al₅FeSi相に変態できると予測される。すなわち、冷却速度が増加するほど、既に生成された準平衡相である α -AlFeSiから α -Al₅FeSi相への完全な包晶反応は不可能になる。これは、実際の凝固組織を観察したときに確認されたように、溶湯に対するthermal rateの後、冷却速度が速いほど準平衡相として存在する傾向性が高いという事実と一致する。このような速度論を考慮して準平衡-平衡メカニズムを究明し、準平衡相の具現のための工程変数を導出することができる。

30

40

【0083】

図3乃至図5Aを参照すると、液状金属に対する外部エネルギーの印加によってFe系金属間化合物の準平衡相の生成を誘導することが分かった。700の溶湯温度では、thermal rate処理による微細組織的变化がほとんど観察されなかった。但し、冷却速度が増加するにつれて、針状を有する α -Al₅FeSi相の顕著な微細化が観察され、40K/sの冷却速度で、一部の準平衡相が平衡相に完全に変態せずにそのまま存在することが確認される。

【0084】

一方、800以上の溶湯温度でthermal rateを1時間行う場合、2.2~40K/sの冷却速度の全範囲で、全てのFe系金属間化合物が中国文字の形状を有す

50

る - A l F e S i 準平衡相として観察される。興味深い点は、外部エネルギーの印加方法の一環として行った U S T 処理の場合、800 で1分だけ処理しても、生成相の微細化効果があることが確認される。但し、超音波処理による形状の変化はほとんど観察されなかったが、これを単純に超音波という外部エネルギーが液状金属の構造変化及び準平衡相の誘導に効果的ではないと見ることはできない。

【0085】

U S T (超音波)は、液状金属に印加する際に、「キャビテーション (c a v i t a t i o n)」及び「アコースティックストリーミング (a c o u s t i c s t r e a m i n g)」という2つの主要現象を伴い、ここで、キャビテーションは、バブル (b u b b l e)の生成 - 成長 - 崩壊の一連の過程を含む概念である。特にバブルの崩壊は、局部的に5000、500 a t mの高温高圧を有するホットスポット (h o t s p o t)を生成させると知られているので、超音波は、液状金属の内部構造の変化を引き起こすことができる十分なエネルギー印加手段であると判断される。

10

【0086】

したがって、800 という高温の溶湯で十分な外部エネルギーが1分だけ印加されても、液状金属のボンディング構造あるいはクラスター (c l u s t e r)の構造に影響を与えることができ、これと並行して、アコースティックストリーミングによる溶湯の均質化効果により、準平衡相は小さく、均一に生成すると判断される。その後、このような微細な準平衡相は、速度論的に凝固過程に - A l 5 F e S i 平衡相に速やかに変態し得るため、結果的に、微細組織において微細な針状の - A l 5 F e S i 相として観察され得る。

20

【0087】

図15乃至図32は、上述した本発明の実験例Aによるアルミニウム鋳造合金の物性を示した図である。

【0088】

具体的には、図15は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 2 . 2 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する最大引張強度を示したグラフであり、図16は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 2 . 2 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する降伏強度を示したグラフであり、図17は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 2 . 2 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する延伸率を示したグラフであり、図18は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 2 . 2 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する熱伝導度を示したグラフである。図15乃至図18は、冷却速度が 2 . 2 K / s e c である条件を適用した。

30

【0089】

図19は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 6 . 9 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する最大引張強度を示したグラフであり、図20は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 6 . 9 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する降伏強度を示したグラフであり、図21は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 6 . 9 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する延伸率を示したグラフであり、図22は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 6 . 9 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する熱伝導度を示したグラフである。図19乃至図22は、冷却速度が 6 . 9 K / s e c である条件を適用した。

40

【0090】

図23は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 1 6 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する最大引張強度を示したグラフであり、図24は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 1 6 K / s) の T 5 熱処理 (人工時効 1 5 5 、 8 時間) に対する降伏強度を示したグラフであり、図25は、本発明の実験例1~6によるアルミニウム鋳造合金 (冷却速度 1 6 K / s) の T

50

5 熱処理（人工時効 155、8 時間）に対する延伸率を示したグラフであり、図 26 は、本発明の実験例 1～6 によるアルミニウム鑄造合金（冷却速度 16 K/s）の T5 熱処理（人工時効 155、8 時間）に対する熱伝導度を示したグラフである。図 23 乃至図 26 は、冷却速度が 16 K/sec である条件を適用した。

【0091】

図 27 は、本発明の実験例 2～6 によるアルミニウム鑄造合金の熱伝導度及び電気伝導度を示したグラフであり、図 28 は、図 27 の R1 領域における熱伝導度を示したグラフである。

【0092】

図 15 乃至図 28 を参照すると、合金 3～6 は、合金 2 の場合と比較して、最大引張強度及び延伸率特性が著しく向上することを確認することができ、降伏強度及び熱伝導度特性も同等レベル以上を確保できることを確認することができる。

10

【0093】

表 4 及び表 5 は、本発明の実験例によるアルミニウム鑄造合金の物性（T5 & a s - c a s t）を測定して示したものである。

【0094】

【表 4】

合金コード	冷却速度 (K/s)	特性 (T5熱処理 (155°C, 8時間))				
		最大引張強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	延伸率 (%)	電気伝導度 (%IACS)	熱伝導度 (W/mK)
合金 1	2.2	195±4	127±1	3.0±0.3	38.6±0.2	175.1±0.3
	6.9	199±11	131±1	3.6±1.2	37.2±0.2	177.4±0.2
	16	203±5	113±15	6.6±3.8	37.8±0.1	175.1±0.4
	40	無し			40.0±0.2	168.4±0.5
合金 2	2.2	173±4	117±2	1.8±0.3	37.1±0.6	171.5±1.2
	6.9	174±6	114±1	2.4±0.7	36.4±0.6	172.4±0.8
	16	177±20	109±7	3.3±2.5	37.2±0.3	170.0±0.9
	40	無し			38.7±0.5	185.6±2.0
合金 3	2.2	196±2	120±1	3.8±0.4	38.2±0.3	173.1±1.4
	6.9	203±4	123±3	5.1±1.0	37.1±0.5	171.3±0.9
	16	201±4	109±7	6.5±2.4	37.5±0.3	169.5±1.4
	40	無し			38.7±0.6	190.4±1.2
合金 4	2.2	203±6	130±4	3.4±0.5	36.6±0.2	174.9±2.0
	6.9	199±10	125±3	4.0±2.2	36.0±0.2	169.7±1.8
	16	188±5	99±14	5.0±1.6	36.4±0.2	174.9±1.8
	40	無し			37.6±0.3	174.0±1.9

20

30

40

【0095】

50

【表 5】

合金コード	冷却速度 (K/s)	特性(T5熱処理(155°C, 8時間))				
		最大引張強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	延伸率 (%)	電気伝導度 (%IACS)	熱伝導度 (W/mK)
合金 5	2.2	188±3	122±1	2.8±0.4	38.2±0.5	175.1±0.3
	6.9	198±3	109±6	6.7±1.8	37.5±0.8	177.4±0.2
	16	192±8	119±3	3.9±1.3	37.4±0.4	175.1±0.4
	40	無し			39.6±0.5	191.3±1.4
合金 6	2.2	191±5	124±3	2.8±0.4	N/A	173.1±1.0
	6.9	178±11	120±9	2.2±0.3	N/A	175.4±1.2
	16	190±6	110±10	4.0±0.5	N/A	172.7±1.3
	40	無し			N/A	179.0±2.4

10

合金コード	冷却速度 (K/s)	特性(鑄造直後)			
		最大引張強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	延伸率 (%)	電気伝導度 (%IACS)
合金 7	6.9	175±4	107±2	3.0±0.5	34.6±1.2
	16	179±16	98±4	3.7±1.9	35.0±0.2
合金 8	6.9	186±6	103±1	4.6±0.8	33.1±0.7
	16	218±3	103±2	8.4±0.2	33.8±0.2
合金 9	6.9	149±15	90±2	3.2±1.2	33.2±0.6
	16	170±14	91±3	4.2±1.2	33.5±0.6

20

【0096】

30

表 4 及び表 5 において、合金 3 ~ 6 によれば、本発明の実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金は、100MPa ~ 140MPa の範囲の降伏強度、180MPa ~ 220MPa の範囲の最大引張強度、2.5% ~ 8.5% の範囲の延伸率、及び 160W/mK ~ 190W/mK の範囲の熱伝導度を実現できることを確認することができる。

【0097】

本実験例では、液相工程基盤の生成相の制御が、究極的に機械的、物理的特性にどのように影響を及ぼすのかを評価した。先に提示された液相工程方法により A356.2 + 0.4Fe 合金を溶湯処理し、2.2 ~ 16K/s の冷却速度で鑄造した。その後、鑄造サンプルから引張サンプルを採取し、引張特性を評価した。このとき、全てのサンプルに対して、溶体化処理なしに時効処理のみを行う T5 処理を行い、条件は、155 で 8 時間時効処理する方法を採択した。液相工程による生成相の制御(例えば、Fe 系金属間化合物の準平衡相の具現及び微細化)によって、生成相の変化がない TR@700 の条件と比較して、延伸率が 2% から 6% まで最大 300% まで増加することが分かる。また、延伸率の増加と共に、降伏強度及び引張強度が小幅増加するものと評価される。UST 処理材の場合、一部の冷却速度で降伏強度が目標特性である 130MPa を満たしたが、それ以外の液相工程及び冷却速度では、100 ~ 120MPa レベルの降伏強度が得られるものと評価される。このような液相工程基盤の生成相の制御は、引張特性に加え、熱伝導度特性にも影響を及ぼすことが確認される。

40

【0098】

50

図 27 及び図 28 は、先に提示された液相工程処理及び冷却速度による熱伝導度の変化を示すグラフである。本実験例において、常温熱伝導度の物性は、引張試験と同様に、T5 熱処理材に対して行った。

【0099】

確認できるように、試験に使用された合金は、鑄造工程（液相工程、冷却速度）に関係なく、T5 処理材の熱伝導度は 160 W/mK を超えることが分かる。一方、熱伝導度特性は、液相工程の条件に関係なく、冷却速度が増加するほど増加することを確認することができ、冷却速度を 40 K/s まで増加させた場合、合金 4 と合金 5 はいずれも、熱伝導度の値が 190 W/mK に到達するものと評価され、合金 2 と比較して熱伝導度が向上することが分かる。

10

【0100】

冷却速度が増加するほど、基地内の溶質元素のトラッピング (trapping) 挙動により固溶度が増加すると理解されており、したがって、T5 熱処理後にも時効析出物の量は比例して増加すると予想される。この点を考慮すると、冷却速度が最も速い 40 K/s の場合、他の冷却速度の条件と比較して、熱伝導度が減少せずに上昇するという点は、基地内の溶質 - 析出効果よりも、他の微細組織的因子に起因するという事実を提示する。これは、基地析出相だけでなく、'凝固晶出相の形状、大きさ及び分布が熱伝導度に影響を与えることができる' という仮説を裏付ける結果といえる。

【0101】

一方、 40 K/s の冷却速度で観察される Fe 系金属間化合物の場合、 800 以上の温度で thermal-rate によって準平衡相の誘導が促進されると同時に、顕著に微細化されることが確認される。また、生成相の分布もさらに均一になったことが観察される。他の凝固晶出相である共晶 Si 及び $\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 相の変化がないと仮定すると、後方散乱電子イメージでは、このような Fe 系金属間化合物の形状、大きさ及び分布の変化が熱伝導度に直接的に影響を与えるものと判断される。

20

【0102】

図 29 は、本発明の実験例 2 ~ 5 によるアルミニウム鑄造合金の冷却速度による Fe 系金属間化合物の大きさを示したグラフであり、図 30 は、本発明の実験例 2 ~ 5 によるアルミニウム鑄造合金の冷却速度による Fe 系金属間化合物の体積分率を示したグラフである。

30

【0103】

図 29 及び図 30 を参照すると、液相工程による $\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相の大きさ及び分率が全般的に減少することを確認することができ、冷却速度が 2.2 K/s である場合、液相工程によって大きさ ($46.5 \mu\text{m}$ - $10.3 \mu\text{m}$) 及び分率 (1.1% - 0.7%) が最大幅で減少することを確認することができる。

【0104】

本実験例で試みた液相工程及び冷却速度の全範囲に対して鑄造したサンプルから観察される Fe 系金属間化合物の大きさ及び分率を定量分析した。図 29 及び図 30 は、その結果を示しており、液相工程の変数に関係なく、冷却速度が増加するほど、Fe 系金属間化合物の大きさ及び分率がいずれも減少する推移を示す。一方、それぞれの冷却速度で、概ね、Fe 系金属間化合物の大きさは、合金 2 と比較して、合金 4、そして合金 3 あるいは合金 5 の条件に行くほど減少することが確認される。このような鑄造工程別の Fe 系金属間化合物の大きさの差は、冷却速度が 2.2 K/s である場合に最も大きく示され、 6.9 K/s 以上に増加させると、合金 3、合金 4、合金 5 はいずれも、微細化の程度が類似することが確認される。大きさと同様に、Fe 系金属間化合物の分率も、合金 2 と比較して、合金 4 及び合金 5 の条件で大きく減少する一方、合金 3 の条件では多少増加するものと分析される。

40

【0105】

図 31 は、冷却速度が 6.9 K/sec である条件で本発明の実験例 7 ~ 9 によるアルミニウム鑄造合金の応力 - 変形率の相関関係を示したグラフであり、図 32 は、冷却速度

50

が 16 K / s e c である条件で本発明の実験例 7 ~ 9 によるアルミニウム鑄造合金の応力 - 変形率の相関関係を示したグラフである。

【 0 1 0 6 】

図 3 1 及び図 3 2 を参照すると、超音波処理による生成相の微細化を通じた延伸率の増加効果があることを確認することができる (合金 8)。冷却速度が 16 K / s である場合、延伸率が約 200 % 増加すると同時に、強度向上の効果もあることを確認することができる。

【 0 1 0 7 】

一方、1100 で熱処理する合金 9 の場合は、マグネシウムが揮発する問題及び水素捕捉度の増加によって特性の増加効果がほとんど現れないことを確認することができる。すなわち、液相線温度よりも 300 以上高い高温で過熱 (s u p e r h e a t i n g) させる場合、マグネシウムなどの反応性が強い合金元素が揮発されるため、合金固有の特性が低下することを確認することができる。

【 0 1 0 8 】

表 6 は、本発明の実験例 B によるアルミニウム鑄造合金の組成及び工程条件を示したものである。実験例 B は、共晶 A l - S i 合金系の組成 (単位 : 重量 %) について評価したものである。

【 0 1 0 9 】

【 表 6 】

	備考	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Al
合金 10	A365 (基本合金)	10.04	0.31	0.1	0.62	0.01	-	残部
合金 11	A365+0.4Fe	10.46	0.30	0.52	0.62	0.003	0.15	残部
合金 12	合金11 (TR@800°C)	10.56	0.25	0.53	0.64	0.002	0.12	残部
合金 13	合金11 (TR@900°C)	10.46	0.31	0.50	0.60	0.002	0.13	残部
合金 14	A365 (Mnフリー)	9.93	0.39	0.47	-	-	-	残部
合金 15	合金14 (TR1@800°C)	9.85	0.37	0.45	-	-	-	残部
合金 16	合金14 (TR1@900°C)	10.10	0.38	0.46	-	-	-	残部
合金 17	A365 (Mnフリー)+Sr,Ti	11.10	0.38	0.53	-	0.009	0.096	残部
合金 18	合金17 (TR@800°C)	11.24	0.40	0.45	-	0.01	0.011	残部
合金 19	合金17 (UST@800°C)	11.16	0.41	0.39	-	0.01	0.098	残部

【 0 1 1 0 】

本実験例では、F e 系金属間化合物の生成相の制御のために、液状金属を溶解するステップにおいて、通常の鑄造方法とともに、次の 2 つの液相工程 (T h e r m a l R a t e (T R)、U l t r a s o n i c t r e a t m e n t (U S T)) を行った。表 6 において、「 T R 」項目は、設定温度で 1 時間維持した後、溶湯を約 700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を意味し、「 U S T 」項目は、設定温度の溶湯で 1 分間超音波処理した後、約 700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を意味し、「 M n - f r e e 」項目は、A 3 6 5 合金において、F e 金属間化合物の生成相の制御のために M n を添加しない合金を意味する。

【 0 1 1 1 】

表 6 において、実験例 10 である ' 合金 10 ' 項目は、A 3 6 5 合金に該当し、実験例 11 である ' 合金 11 ' 項目は、A 3 6 5 合金と対比して、鉄 (F e) の含量が約 0 . 4 重量

%だけさらに多い合金に該当し、実験例12である‘合金12’項目は、合金11の合金の溶湯を設定温度800で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例13である‘合金13’項目は、合金11の合金の溶湯を設定温度900で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例14である‘合金14’項目は、A365合金において、Fe金属間化合物の生成相の制御のためにMnを添加しない合金に該当し、実験例15である‘合金15’項目は、合金14の合金の溶湯を設定温度800で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例16である‘合金16’項目は、合金14の合金の溶湯を設定温度900で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例17である‘合金17’項目は、A365合金において、Fe金属間化合物の生成相の制御のためにMnを添加せず、Sr及びTiを添加した合金に該当し、実験例18である‘合金18’項目は、合金17の合金の溶湯を設定温度800で1時間維持した後、溶湯を約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例19である‘合金19’項目は、合金17の合金の溶湯を設定温度800で1分間超音波処理した後、約700に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合に該当する。

【0112】

図33及び図34は、本発明の実験例11～実験例13において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後(cast)の微細組織を撮影した写真である。図33を参照すると、共晶SiにおいてSrの添加による改良化現象を確認することができ、液相工程によってなくなることを確認することができる。図34を参照すると、Fe金属間化合物を確認することができ、マンガンを含む場合、粗大な中国文字の形状を有する - AlMnSi相が生成されることを確認することができる。

【0113】

図35及び図36は、本発明の実験例14～実験例16において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後の微細組織を撮影した写真である。図35を参照すると、共晶Siにおいて微細組織の変化がないことを確認することができる。図36を参照すると、Fe金属間化合物を確認することができ、マンガンを含むしない合金では、既存の単斜晶結晶構造を有する - Al5FeSiの針状組織が、立方晶結晶構造を有する - AlFeSiの中国文字の形状に変化することを確認することができる。

【0114】

図37は、本発明の実験例14～実験例16において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後の引張特性を比較したグラフである。

【0115】

図37を参照すると、冷却速度が高くなるほど、最大引張強度は小幅上昇し、降伏強度は小幅減少することを確認することができる。

【0116】

図38乃至図40は、本発明の実験例14～実験例16において、冷却速度によるアルミニウムの鑄造直後の熱伝導度特性を比較したグラフである。図38乃至図40を参照すると、冷却速度が4 - 6 K/s以上では、一般の降伏強度 - 伝導度の反比例関係に従わないことを確認することができる。

【0117】

以下では、本発明の変形された他の実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金を説明する。

【0118】

Al - Si合金において、一般的に不純物であるFeがAl - Si共晶反応(Feの添加量0.32wt.%以上)の前に生成される - Al5FeSi相だけでなく、Al - Si共晶反応(Feの添加量0.32wt.%未満)の前に生成される - Al5FeS

i相も、合金の延性を大きく低下させ得る。したがって、Feの添加量がAl-Si共晶反応以前の区間で - Al₅FeSi相が生成され得るレベルである0.2~0.3重量%添加された合金に対して、追加で本発明の技術的思想を適用できるかどうかを検討し、技術の実施が可能であることを、次のように確認した。

【0119】

本発明の変形された他の実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金は、6.5重量%以上~11.5重量%以下のシリコン(Si); 0.2重量%以上~0.4重量%以下のマグネシウム(Mg); 0.2重量%以上~0.3重量%以下の鉄(Fe); 及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物; を含み、アルミニウム基地内に立方晶結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含む。

10

【0120】

前記アルミニウム鋳造合金は、ストロンチウム(Sr): 0.02重量%以下、チタン(Ti): 0.15重量%以下、またはジルコニウム(Zr): 0.15重量%以下をさらに含むことができる。

【0121】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金において、前記立方晶結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物は、 - AlMnSi相と同じ結晶構造を有するものの、Mnを含まないと共に、 - Al₅FeSi金属間化合物から相変化するすることができる。

【0122】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金において、前記アルミニウム鋳造合金は、前記 - Al₅FeSi金属間化合物を中和させるための添加剤として、マンガン(Mn)、コバルト(Co)、クロム(Cr)またはモリブデン(Mo)を含有しないことを特徴とする。

20

【0123】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金において、前記 - AlFeSi金属間化合物は、Al: 74.9~86.7at.%、Fe: 6.9~14.3at.%、Si: 6.2~11.3at.%の組成を有することができる。

【0124】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金において、100MPa~140MPaの範囲の降伏強度、180MPa~220MPaの範囲の最大引張強度、2.5%~8.5%の範囲の延伸率、及び160W/mK~190W/mKの範囲の熱伝導度を有することができる。

30

【0125】

本発明の変形された他の実施例に係る高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金の製造方法は、6.5重量%以上~11.5重量%以下のシリコン(Si); 0.2重量%以上~0.4重量%以下のマグネシウム(Mg); 0.2重量%以上~0.3重量%以下の鉄(Fe); 及び残部はアルミニウム(Al)及び不可避不純物; を含むアルミニウム鋳造合金の溶湯を提供する第1ステップと; アルミニウム基地内に立方晶結晶構造を有する - AlFeSi金属間化合物を含むように、前記アルミニウム鋳造合金の溶湯の液相線温度よりも高い温度で外部エネルギーを印加した後、冷却する第2ステップと; を含む。

40

【0126】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記アルミニウム鋳造合金の溶湯を、液相線温度よりも200~300高い温度で維持した後、1K/sec以上の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。

【0127】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鋳造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記アルミニウム鋳造合金の溶湯を、液相線温度よりも100~15

50

0 高い温度で維持した後、10 K / s e c 以上の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。

【0128】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で1時間～2時間維持することを特徴とすることができる。

【0129】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記アルミニウム鑄造合金の溶湯を、液相線温度よりも高い温度で超音波を印加して1分～2分間維持することを特徴とすることができる。

10

【0130】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、単斜晶結晶構造を有する - A l 5 F e S i 金属間化合物から、立方晶結晶構造を有する - A l F e S i 金属間化合物に相変化するステップを含むことができる。

【0131】

前記高強度、高延伸及び高熱伝導度のアルミニウム鑄造合金の製造方法において、前記第2ステップは、前記 - A l 5 F e S i 金属間化合物の生成が A l - S i 共晶反応よりも先に起こり、アルミニウム基地である - A l 相が前記 - A l 5 F e S i 金属間化合物よりも先に生成され得る。

20

【0132】

表7は、本発明の変形された他の実施例に係るアルミニウム鑄造合金の組成及び工程条件の実験例を示したものである。組成は、A l - S i 合金系の組成(単位:重量%)について評価したものである。

【0133】

【表7】

	備考	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr	Zr	Al
合金 20	基本合金	11.1	-	0.36	0.27	-	0.016	0.12	残部
合金 21	合金20 (UST@800℃)	11.2	-	0.33	0.28	-	0.015	0.12	残部
合金 22	合金20 (TR@800℃)	11.4	-	0.36	0.28	-	0.02	0.11	残部

30

【0134】

本実験例では、F e 系金属間化合物の生成相の制御のために、液状金属を溶解するステップにおいて、通常の鑄造方法とともに、次の2つの液相工程(Thermal Rate (TR)、Ultrasonic treatment (UST))を行った。Thermal Rateは、溶湯を過熱させた状態で一定時間維持する処理方法を意味する。表7において「TR」項目は、溶湯を設定温度で1時間維持した後、約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を意味し、「UST」項目は、設定温度の溶湯で1分間超音波処理した後、約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を意味する。

40

【0135】

表7において、実験例20である「合金20」項目は、基本合金に該当し、実験例21である「合金21」項目は、合金20の合金の溶湯を、800 で1分間超音波処理した後、約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合であり、実験例22である「合金22」項目は、合金20の合金の溶湯を、設定温度800 で1時間

50

維持した後、溶湯を約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した場合に該当する。本発明の変形された他の実施例に係るアルミニウム鑄造合金を形成するための鑄造工程は、図2を参照して説明した鑄造工程を適用した。図41は、本発明の変形された他の実施例(表7)において、冷却速度によるアルミニウム鑄造合金の微細組織を撮影した写真である。図41において、Step1は冷却速度が2.2 K/secであり、Step2は冷却速度が6.9 K/secであり、Step3は冷却速度が16 K/secであり、Step4は冷却速度が40 K/secである場合を示す。

【0136】

図41を参照すると、合金20では、板状を有する - Al5FeSi金属間化合物は観察されるが、中国文字の形状を有する - AlFeSi金属間化合物は観察されないことを確認することができる。

10

【0137】

合金20の合金の溶湯を800 で1分間超音波処理した後、約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した合金21では、冷却速度が10 K/sec以上である場合、板状を有する - Al5FeSi金属間化合物から、中国文字の形状を有する - AlFeSi金属間化合物に相変化が発生することを確認することができる。

【0138】

合金20の合金の溶湯を設定温度800 で1時間維持した後、溶湯を約700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した合金22では、冷却速度が1 K/sec以上である場合、板状を有する - Al5FeSi金属間化合物から、中国文字の形状を有する - AlFeSi金属間化合物に相変化が発生することを確認することができる。

20

【0139】

図42及び表8は、本発明の変形された他の実施例(表7)によるアルミニウム鑄造合金の鑄造直後の引張特性を示したものである。表8において、UTSは引張強度、YSは降伏強度、ELは延伸率を示す。

【0140】

【表8】

	冷却速度 (K/s)	最大引張強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	延伸率 (%)
合金 20	10-20	204±5	121±1	4.6±1.1
合金 21	10-20	201±7	112±4	6.1±1.1
合金 22	10-20	210±8	116±1	6.6±2.2

30

40

【0141】

図41、図42及び表8を参照すると、板状を有する - Al5FeSi金属間化合物から、中国文字の形状を有する - AlFeSi金属間化合物に相変化が発生することによって、脆性を有する - Al5FeSi金属間化合物の分率が減少して、延伸率が増加することを確認することができる。

【0142】

表9は、本発明の変形された他の実施例(表7)によるアルミニウム鑄造合金のT6熱処理後の引張特性を示したものである。T6熱処理は、溶体化処理と時効処理を順次行う熱処理を意味する。

50

【 0 1 4 3 】

【 表 9 】

	冷却速度 (K/s)	最大引張強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	延伸率 (%)
合金 20	10-20	282±2	213±12	5.3±1.5
合金 21	10-20	282±6	211±6	7.0±0.7
合金 22	10-20	296±5	231±5	8.3±2.4

10

【 0 1 4 4 】

表 9 を参照すると、板状を有する $-Al_5FeSi$ 金属間化合物から、中国文字の形状を有する $-AlFeSi$ 金属間化合物に相変化が発生することによって、脆性を有する $-Al_5FeSi$ 金属間化合物の分率が減少して、延伸率が増加するものの、鑄造直後と比較して、T6 熱処理を行った場合に強度及び延伸率が増加することを確認することができる。

20

【 0 1 4 5 】

図 4 3 は、本発明の変形された他の実施例（表 7）によるアルミニウム鑄造合金の T6 熱処理後の電気伝導度特性を示したものである。サンプルの冷却速度は $1 \sim 2 \text{ K/s}$ を適用した。

【 0 1 4 6 】

図 4 3 を参照すると、合金 20 の合金の溶湯を設定温度 800 で 1 時間維持した後、溶湯を約 700 に冷却させ、その後、金型に注入して鑄造する工程を適用した合金 22 では、電気伝導度特性が著しく改善されることを確認することができる。

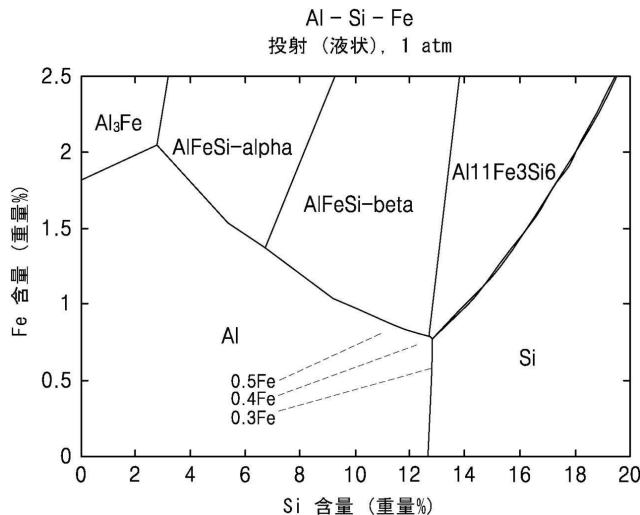
【 0 1 4 7 】

以上では、本発明の実施例を中心に説明したが、当業者の水準で様々な変更や変形を加えることができる。このような変更と変形が本発明の範囲を逸脱しない限り、本発明に属するといえる。したがって、本発明の権利範囲は、添付の特許請求の範囲によって判断されなければならない。

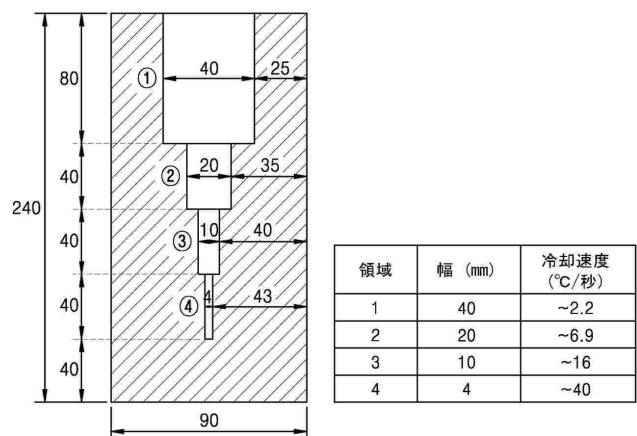
30

【 図面 】

【 図 1 】



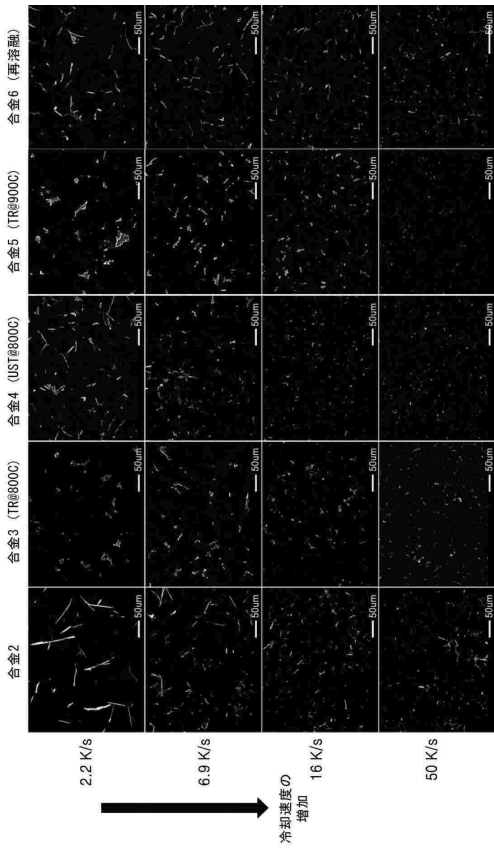
【 図 2 】



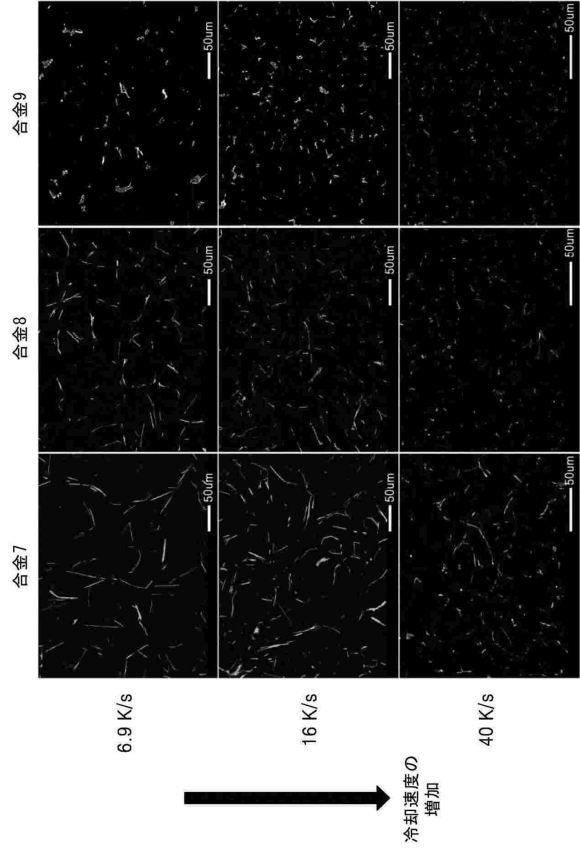
40

50

【 図 3 】



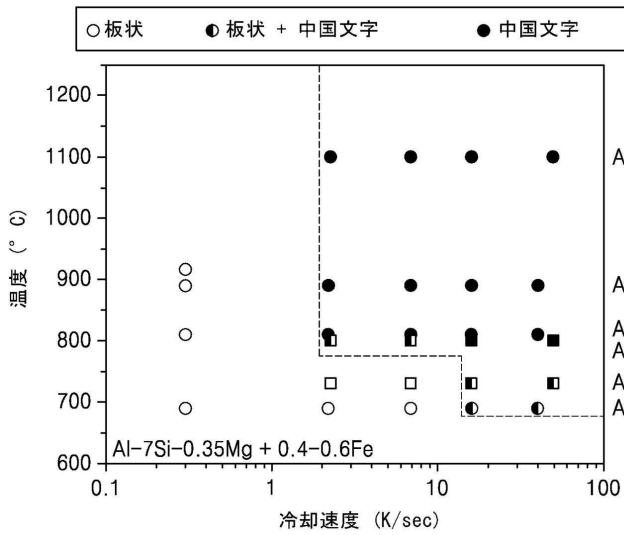
【 図 4 】



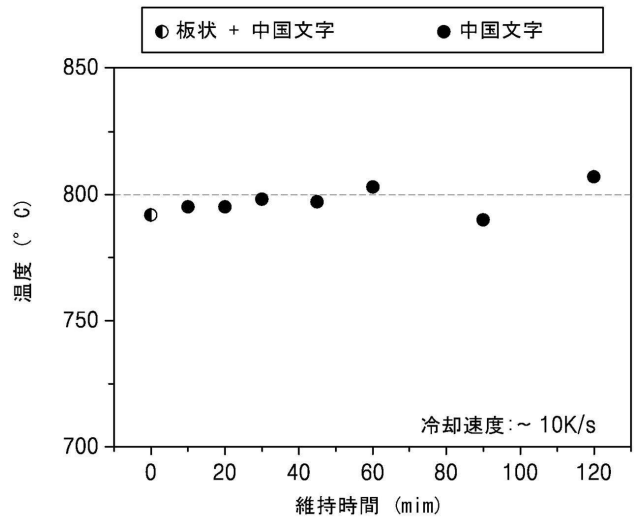
10

20

【 図 5 A 】



【 図 5 B 】

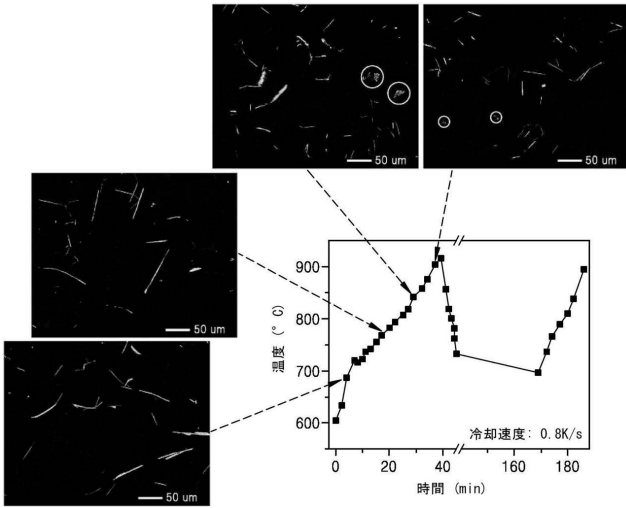


30

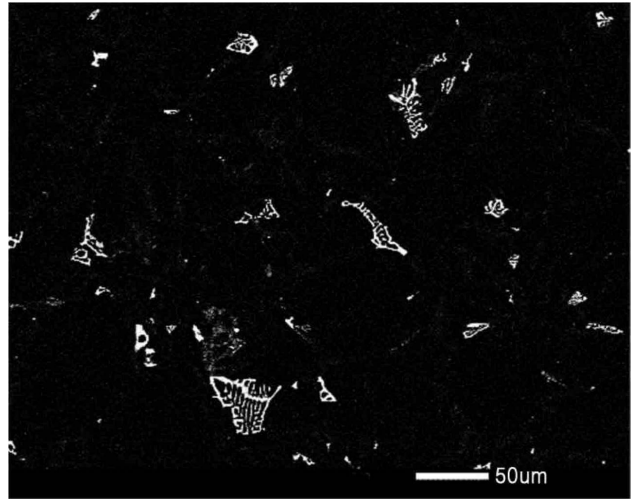
40

50

【 図 5 C 】

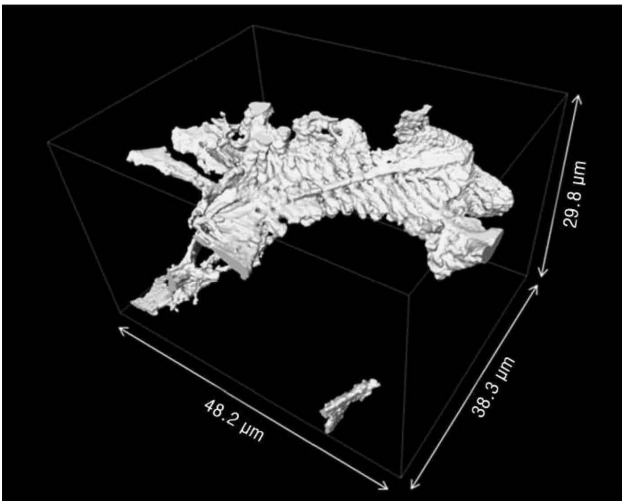


【 図 6 】

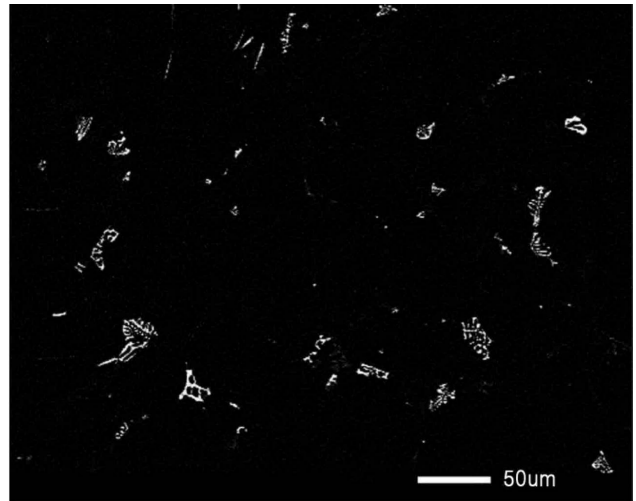


10

【 図 7 】



【 図 8 】



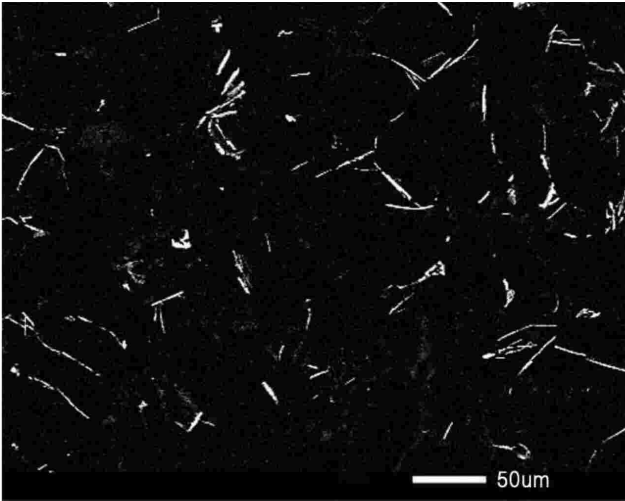
20

30

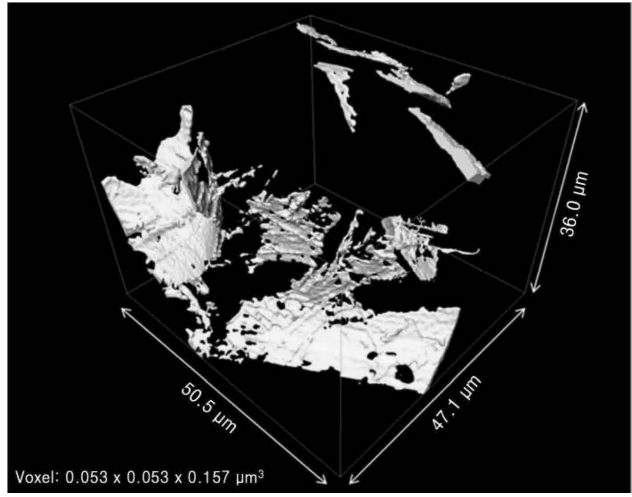
40

50

【 9 】

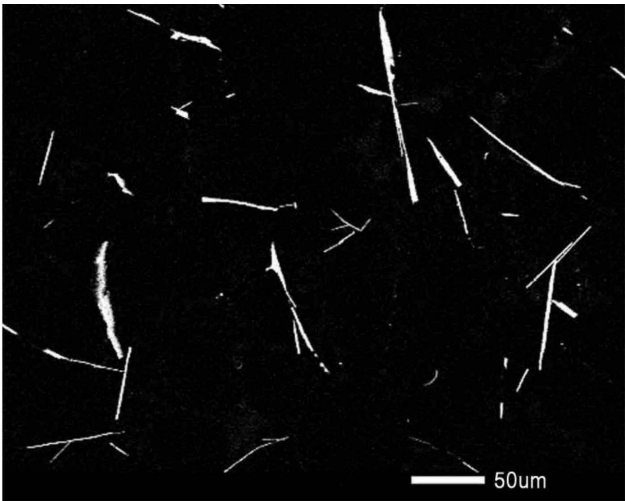


【 1 0 】

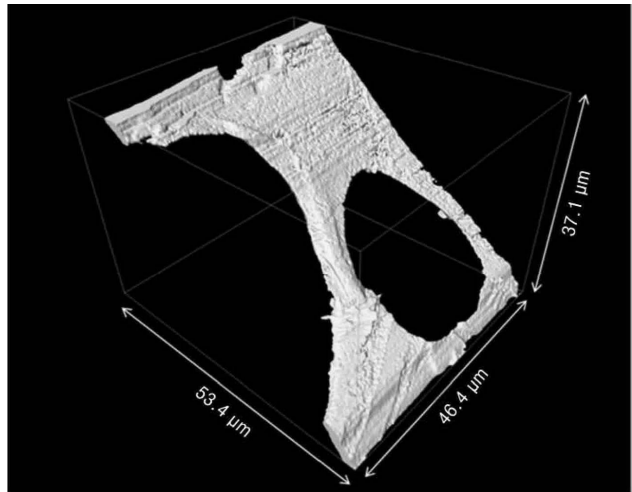


10

【 1 1 】



【 1 2 】



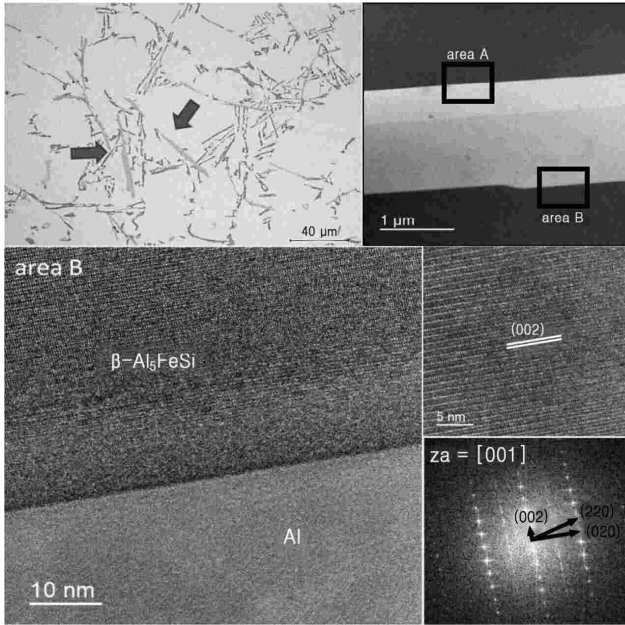
20

30

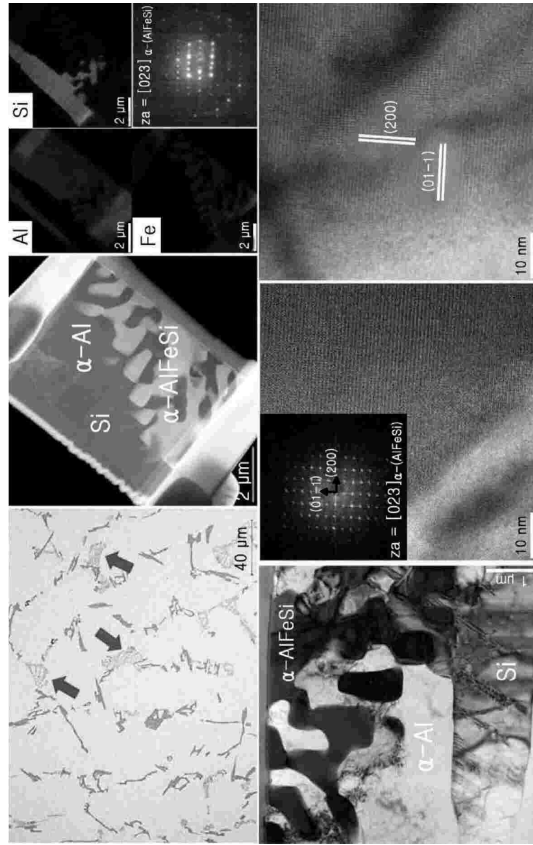
40

50

【 1 3 】



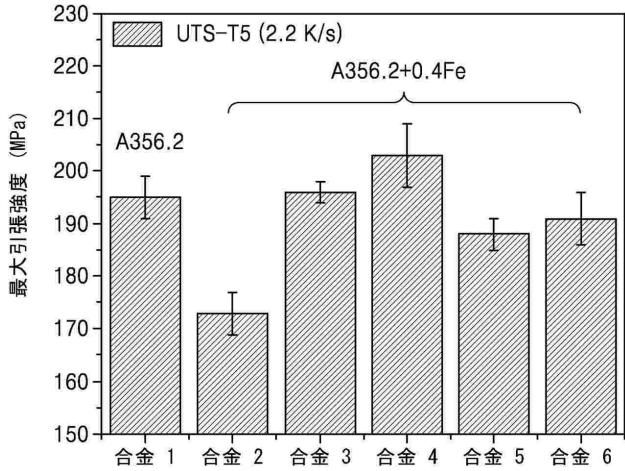
【 1 4 】



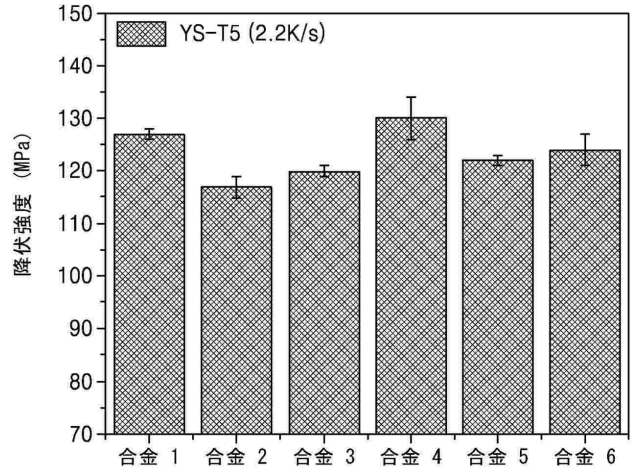
10

20

【 1 5 】



【 1 6 】

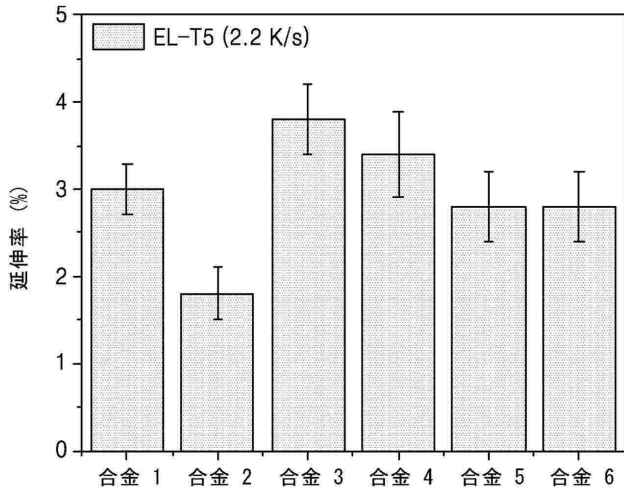


30

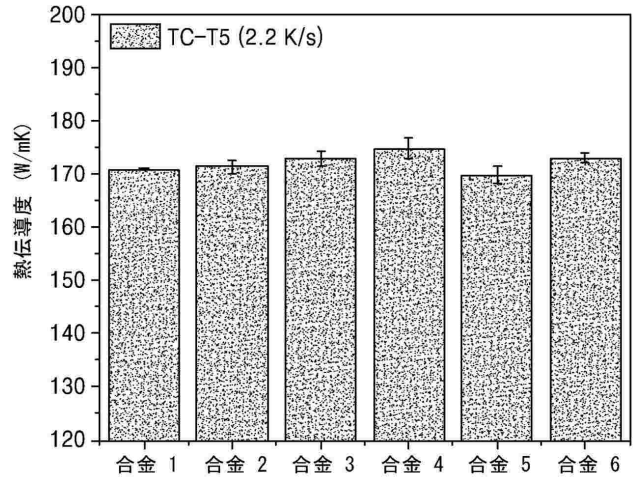
40

50

【 図 1 7 】

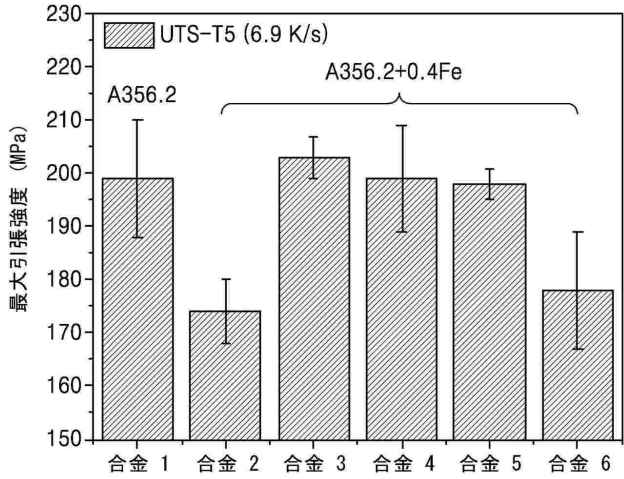


【 図 1 8 】

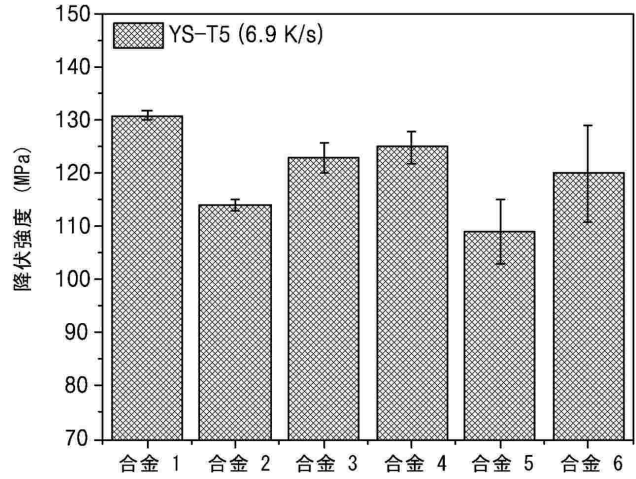


10

【 図 1 9 】



【 図 2 0 】



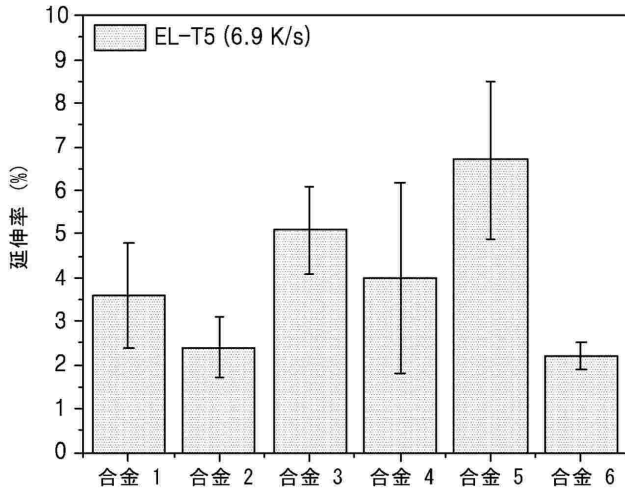
20

30

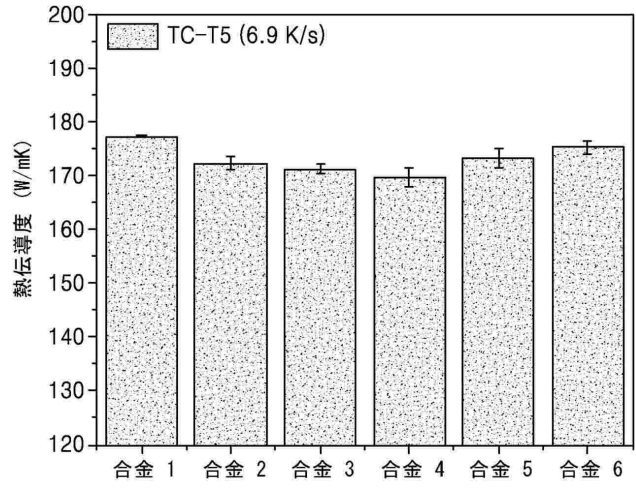
40

50

【 図 2 1 】

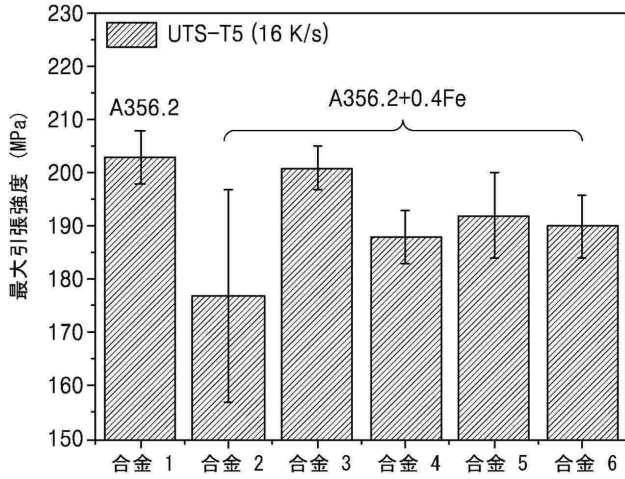


【 図 2 2 】

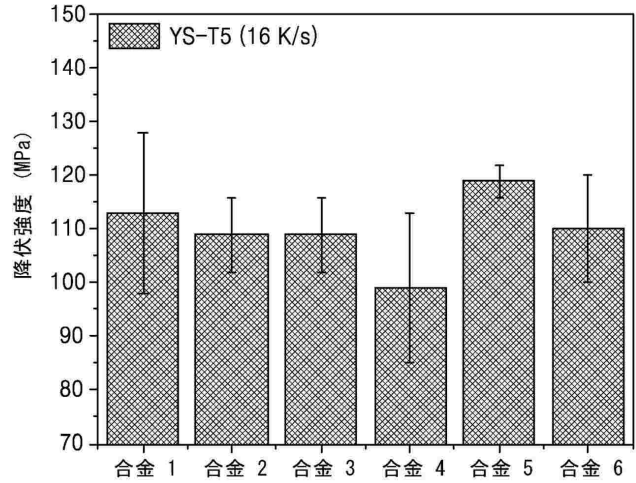


10

【 図 2 3 】



【 図 2 4 】



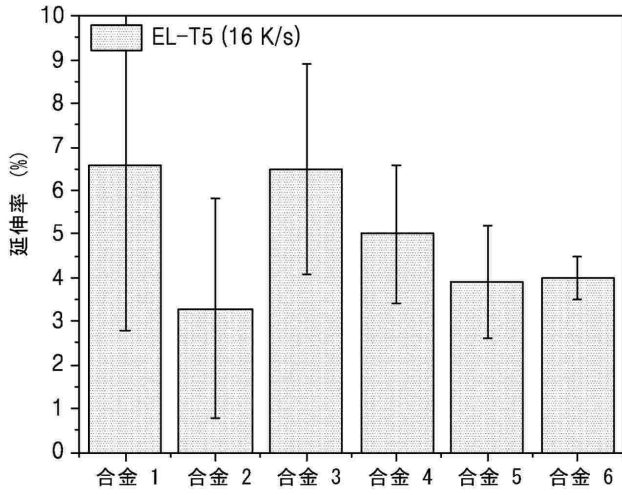
20

30

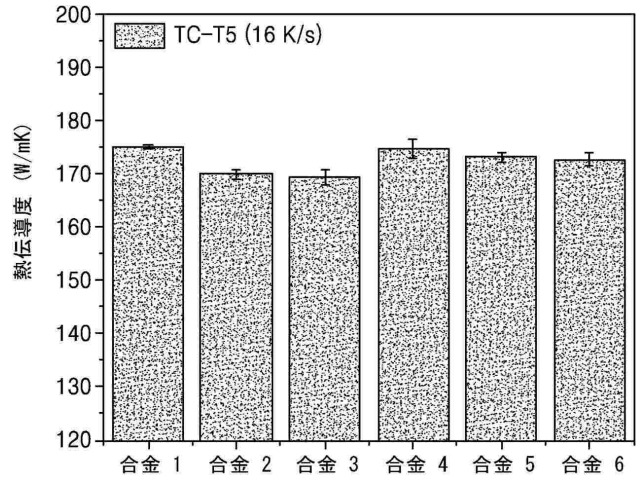
40

50

【 図 2 5 】

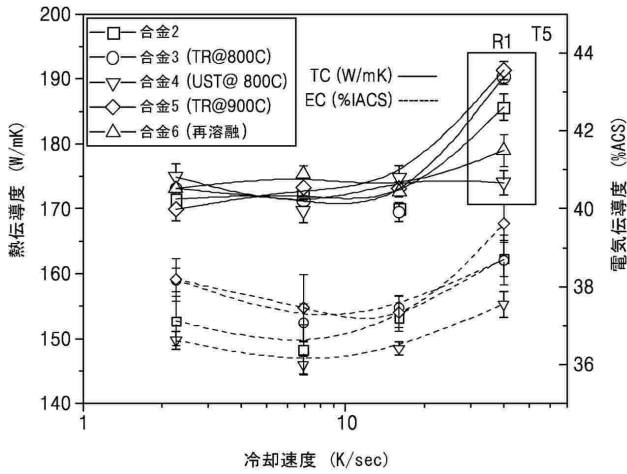


【 図 2 6 】

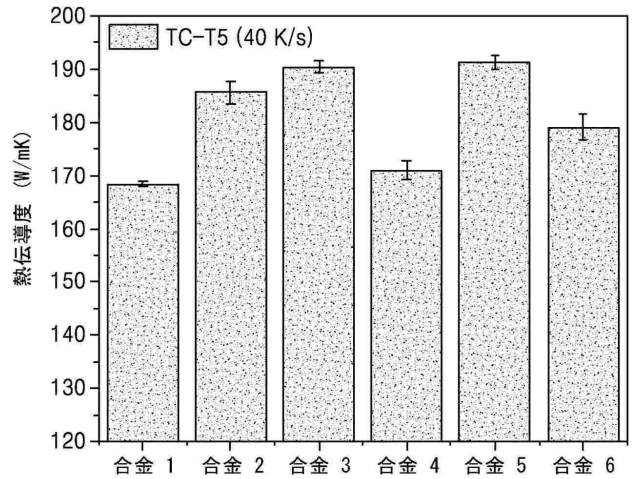


10

【 図 2 7 】



【 図 2 8 】



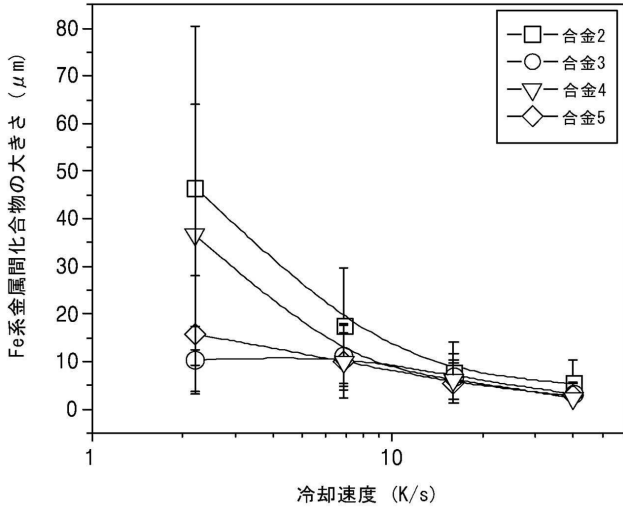
20

30

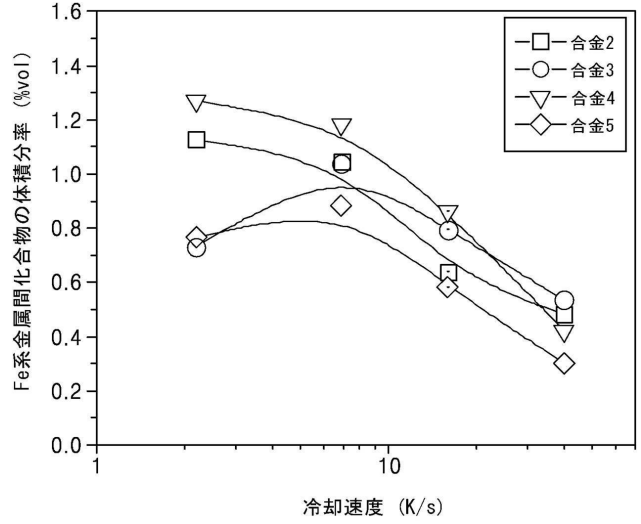
40

50

【 図 2 9 】

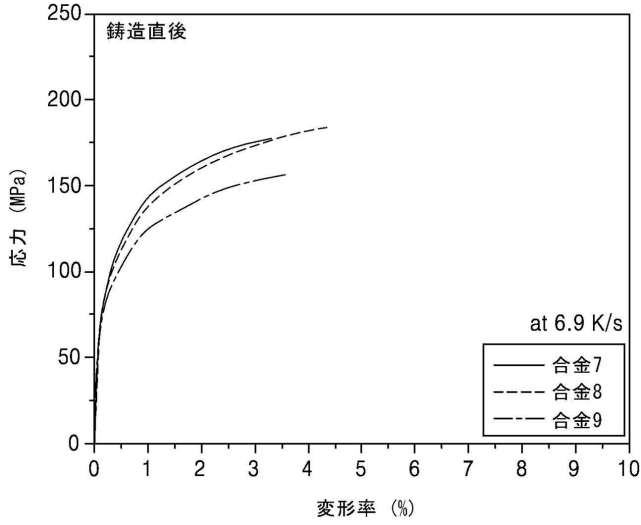


【 図 3 0 】

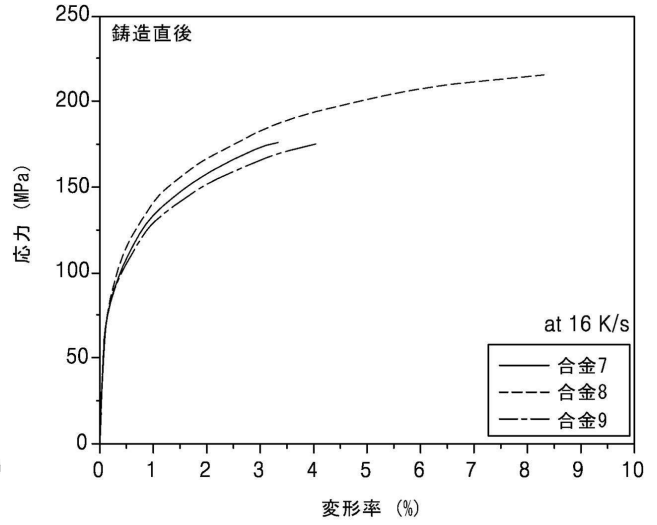


10

【 図 3 1 】



【 図 3 2 】



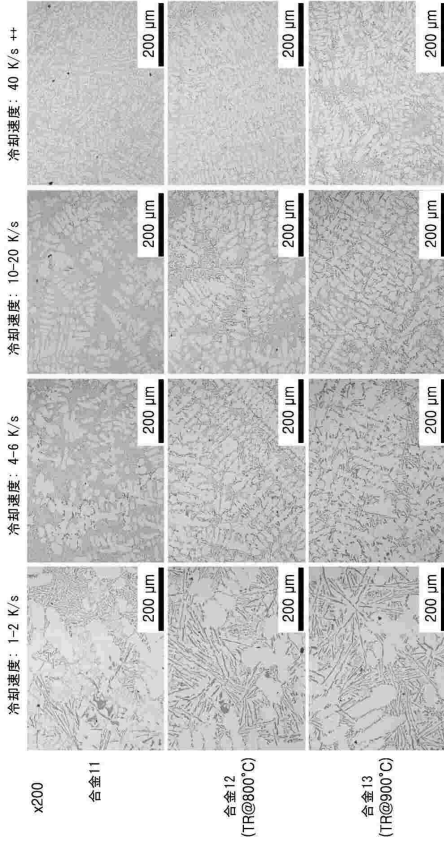
20

30

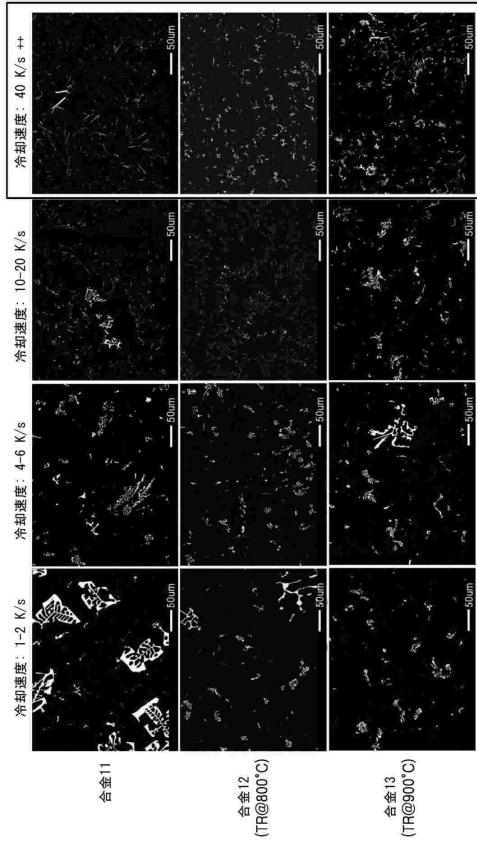
40

50

【 図 3 3 】



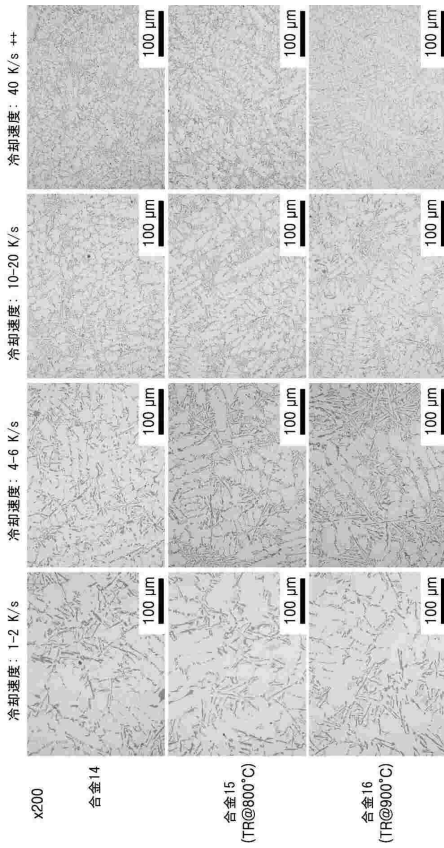
【 図 3 4 】



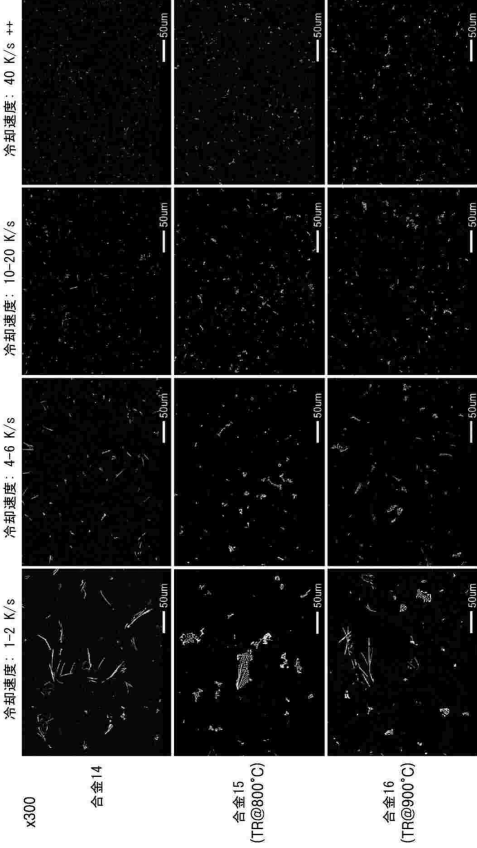
10

20

【 図 3 5 】



【 図 3 6 】

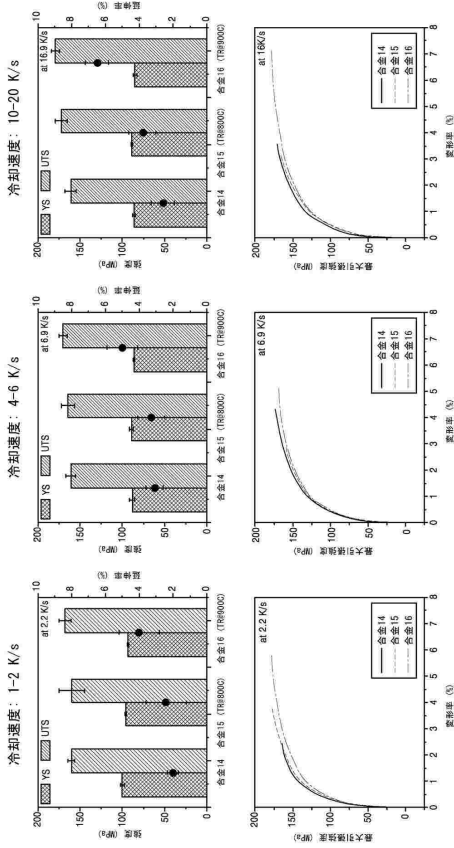


30

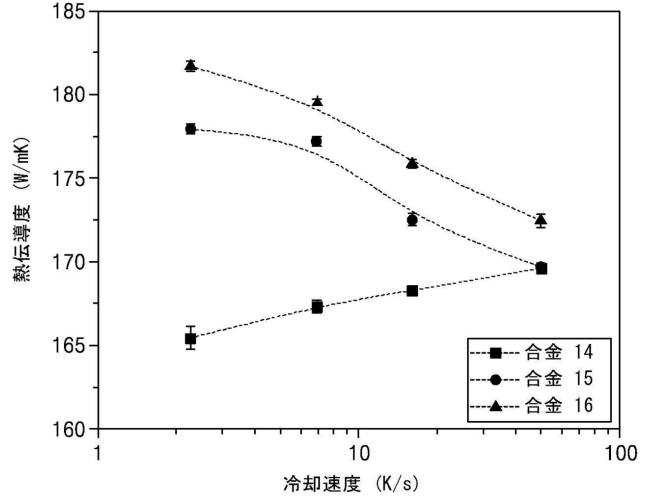
40

50

【 図 3 7 】



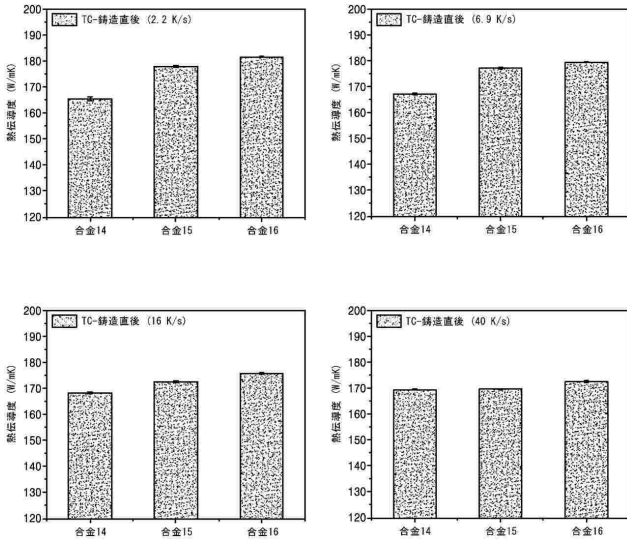
【 図 3 8 】



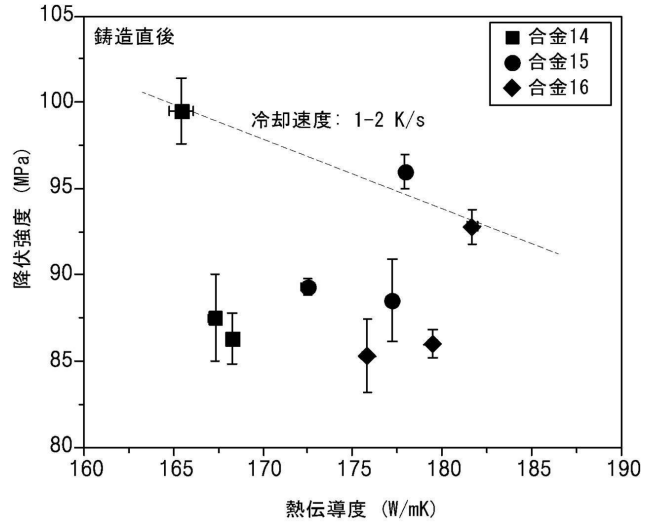
10

20

【 図 3 9 】



【 図 4 0 】

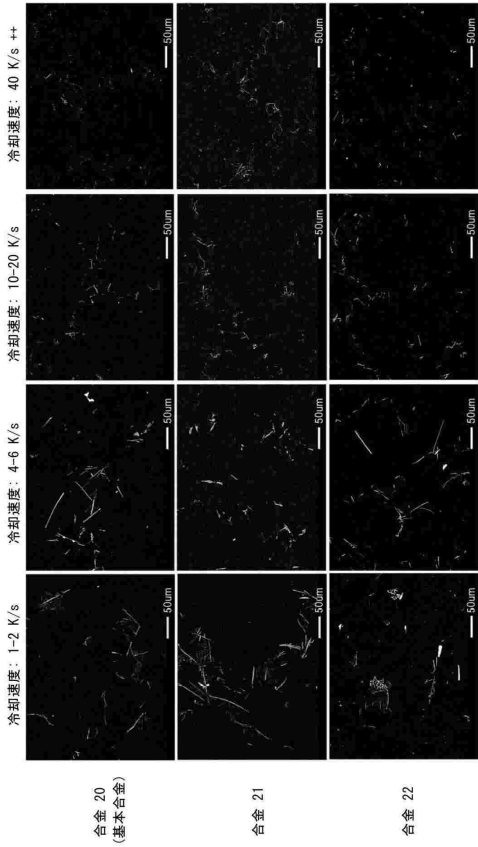


30

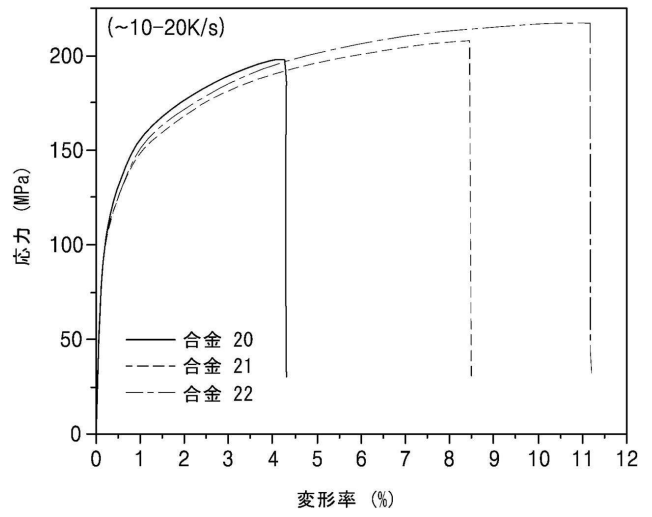
40

50

【 図 4 1 】



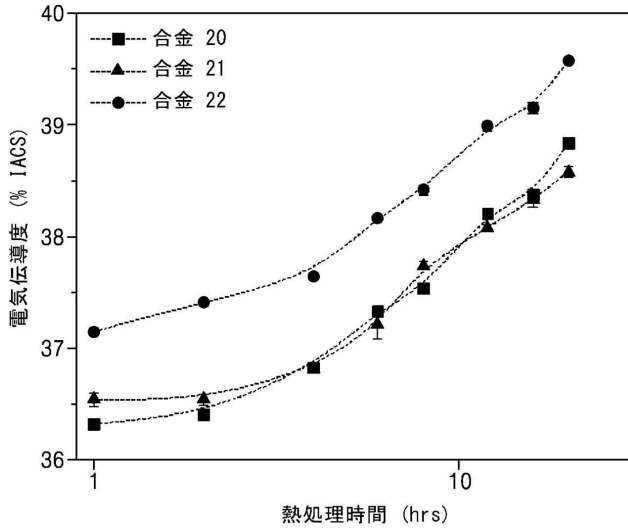
【 図 4 2 】



10

20

【 図 4 3 】



30

40

50

【 国际调查报告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2022/015789

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C 21/02(2006.01); C22F 1/043(2006.01); B22D 21/00(2006.01) 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) C22C 21/02(2006.01); B21B 3/00(2006.01); B22D 1/00(2006.01); B22D 11/114(2006.01); B22D 21/04(2006.01); C22C 1/02(2006.01) Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Korean utility models and applications for utility models: IPC as above Japanese utility models and applications for utility models: IPC as above Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) eKOMPASS (KIPO internal) & keywords: 알루미늄(aluminum), 주조(casting), 용해(melting), 유지(maintaining), 초음파(ultrasonic), 냉각(cooling), 실리콘(Si), 마그네슘(Mg), 철(Fe)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	KR 10-2017-0099345 A (KOREA INSTITUTE OF INDUSTRIAL TECHNOLOGY) 31 August 2017 (2017-08-31) See paragraphs [0015]-[0017] and [0039].	1-14
Y	JP 2007-216239 A (NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE et al.) 30 August 2007 (2007-08-30) See paragraphs [0011] and [0020]-[0023]; and claim 2.	1-14
Y	JP 2011-255392 A (NIPPON LIGHT METAL CO., LTD.) 22 December 2011 (2011-12-22) See claim 1.	7-12
A	US 2005-0199318 A1 (DOTY, Herbert William) 15 September 2005 (2005-09-15) See claim 1.	1-14
A	JP 2014-125645 A (NIPPON LIGHT METAL CO., LTD.) 07 July 2014 (2014-07-07) See claims 1 and 5.	1-14
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "D" document cited by the applicant in the international application "E" earlier application or patent 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 understand 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 "&" document member of the same patent family
Date of the actual completion of the international search 09 January 2023		Date of mailing of the international search report 10 January 2023
Name and mailing address of the ISA/KR Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208 Facsimile No. +82-42-481-8578		Authorized officer Telephone No.

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (July 2022)

10

20

30

40

50

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2022/015789

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
KR	10-2017-0099345	A	31 August 2017	KR	10-1807799	B1	13 December 2017
JP	2007-216239	A	30 August 2007	JP	4836244	B2	14 December 2011
JP	2011-255392	A	22 December 2011	JP	5565115	B2	06 August 2014
US	2005-0199318	A1	15 September 2005	AU	2004-260006	A1	03 February 2005
				AU	2004-260006	B2	24 May 2007
				CN	1809647	A	26 July 2006
				CN	1809647	C	03 September 2008
				DE	102005010626	A1	06 October 2005
				DE	112004001160	B4	08 December 2011
				DE	112004001160	T5	10 January 2008
				US	2004-0265163	A1	30 December 2004
				US	6921512	B2	26 July 2005
				WO	2005-010224	A1	03 February 2005
JP	2014-125645	A	07 July 2014	EP	2940164	A1	04 November 2015
				EP	2940164	A4	20 July 2016
				EP	2940164	B1	04 April 2018
				JP	6011998	B2	25 October 2016
				US	2015-0344992	A1	03 December 2015
				US	9657372	B2	23 May 2017
				WO	2014-104037	A1	03 July 2014

10

20

30

40

50

국제조사보고서

국제출원번호

PCT/KR2022/015789

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC)) C22C 21/02(2006.01); C22F 1/043(2006.01); B22D 21/00(2006.01)		
B. 조사된 분야		
조사된 최소문헌(국제특허분류 기재) C22C 21/02(2006.01); B21B 3/00(2006.01); B22D 1/00(2006.01); B22D 11/114(2006.01); B22D 21/04(2006.01); C22C 1/02(2006.01)		
조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌 한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보; 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC 일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보; 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC		
국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우)) eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 알루미늄(aluminum), 주조(casting), 용해(melting), 유지(maintaining), 초음파(ultrasonic), 냉각(cooling), 실리콘(Si), 마그네슘(Mg), 철(Fe)		
C. 관련 문헌		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
Y	KR 10-2017-0099345 A (한국생산기술연구원) 2017.08.31 단락 [0015]-[0017], [0039]	1-14
Y	JP 2007-216239 A (NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE 등) 2007.08.30 단락 [0011], [0020]-[0023]; 및 청구항 2	1-14
Y	JP 2011-255392 A (NIPPON LIGHT METAL CO., LTD.) 2011.12.22 청구항 1	7-12
A	US 2005-0199318 A1 (DOTY, HERBERT WILLIAM) 2005.09.15 청구항 1	1-14
A	JP 2014-125645 A (NIPPON LIGHT METAL CO., LTD.) 2014.07.07 청구항 1, 5	1-14
<input type="checkbox"/> 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. <input checked="" type="checkbox"/> 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.		
* 인용된 문헌의 특별 카테고리: "A" 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌 "D" 본 국제출원에서 출원인이 인용한 문헌 "E" 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌 "L" 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌 "O" 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌 "P" 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌 "I" 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌 "X" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다. "Y" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다. "&" 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌		
국제조사의 실제 완료일 2023년01월09일(09.01.2023)	국제조사보고서 발송일 2023년01월10일(10.01.2023)	
ISA/KR의 명칭 및 우편주소 대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578	심사관 박태욱 전화번호 +82-42-481-3405	

서적 PCT/ISA/210 (두 번째 용지) (2022년 7월)

10

20

30

40

50

국제조사보고서
대응특허에 관한 정보

국제출원번호
PCT/KR2022/015789

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2017-0099345 A	2017/08/31	KR 10-1807799 B1	2017/12/13
JP 2007-216239 A	2007/08/30	JP 4836244 B2	2011/12/14
JP 2011-255392 A	2011/12/22	JP 5565115 B2	2014/08/06
US 2005-0199318 A1	2005/09/15	AU 2004-260006 A1	2005/02/03
		AU 2004-260006 B2	2007/05/24
		CN 1809647 A	2006/07/26
		CN 1809647 C	2008/09/03
		DE 102005010626 A1	2005/10/06
		DE 112004001160 B4	2011/12/08
		DE 112004001160 T5	2008/01/10
		US 2004-0265163 A1	2004/12/30
		US 6921512 B2	2005/07/26
		WO 2005-010224 A1	2005/02/03
JP 2014-125645 A	2014/07/07	EP 2940164 A1	2015/11/04
		EP 2940164 A4	2016/07/20
		EP 2940164 B1	2018/04/04
		JP 6011998 B2	2016/10/25
		US 2015-0344992 A1	2015/12/03
		US 9657372 B2	2017/05/23
		WO 2014-104037 A1	2014/07/03

10

20

30

40

서식 PCT/ISA/210 (대응특허 추가용지) (2022년 7월)

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 F	1/00	6 3 0 A
C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
C 2 2 F	1/00	6 5 0 F
C 2 2 F	1/00	6 8 1
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 A

,RW,SD,SL,ST,SZ,TZ,UG,ZM,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,RU,TJ,TM),EP(AL,AT,BE,BG,CH,CY,CZ,DE,D
 K,EE,ES,FI,FR,GB,GR,HR,HU,IE,IS,IT,LT,LU,LV,MC,MK,MT,NL,NO,PL,PT,RO,RS,SE,SI,SK,SM,TR),O
 A(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,KM,ML,MR,NE,SN,TD,TG),AE,AG,AL,AM,AO,AT,AU,AZ,BA,B
 B,BG,BH,BN,BR,BW,BY,BZ,CA,CH,CL,CN,CO,CR,CU,CV,CV,CZ,DE,DJ,DK,DM,DO,DZ,EC,EE,EG,ES,FI
 ,GB,GD,GE,GH,GM,GT,HN,HR,HU,ID,IL,IN,IQ,IR,IS,IT,JM,JO,JP,KE,KG,KH,KN,KP,KW,KZ,LA,LC,LK,
 LR,LS,LU,LY,MA,MD,ME,MG,MK,MN,MW,MX,MY,MZ,NA,NG,NI,NO,NZ,OM,PA,PE,PG,PH,PL,PT,
 QA,RO,RS,RU,RW,SA,SC,SD,SE,SG,SK,SL,ST,SV,SY,TH,TJ,TM,TN,TR,TT,TZ,UA,UG,US,UZ,VC,VN,W
 S,ZA,ZM,ZW

ド、チャンウォン - シ、ソンサン - グ、トウォル - ロ 27 ボン - ギル 18、105 - 902

(72)発明者

ウ、クァン チュン

大韓民国 51470 キョンサンナム - ド、チャンウォン - シ、ソンサン - グ、サムジョンジャ -
 ロ 79

(72)発明者

イ、チュン ム

大韓民国 51470 キョンサンナム - ド、チャンウォン - シ、ソンサン - グ、サムジョンジャ -
 ロ 79、115 - 502

(72)発明者

キム、スベ

大韓民国 51524 キョンサンナム - ド、チャンウォン - シ、ソンサン - グ、ヨンジ - ロ 21
 ボン - ギル

(72)発明者

イ、ソン ウク

大韓民国 51485 キョンサンナム - ド、チャンウォン - シ、ソンサン - グ、ウォニ - デロ 8
 63 ボン - ギル 7