



特許協力条約に基づいて公開された国際出願

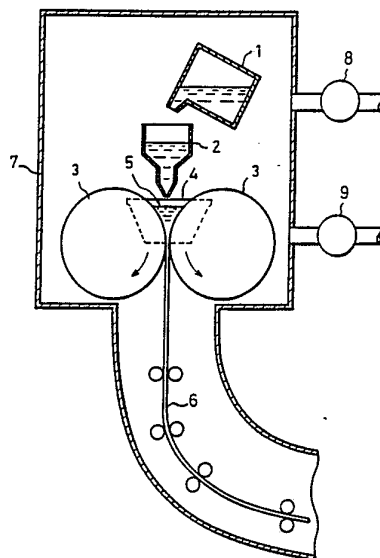
(51) 国際特許分類 5 B22D 11/06, C22C 14/00 C22F 1/18	A1	(11) 国際公開番号 WO 91/09697 (43) 国際公開日 1991年7月11日 (11. 07. 1991)
(21) 国際出願番号 PCT/JP90/01691 (22) 国際出願日 1990年12月25日 (25. 12. 90) (30) 優先権データ 特願平1/335794 1989年12月25日 (25. 12. 89) JP 特願平1/335797 1989年12月25日 (25. 12. 89) JP (71) 出願人 (米国を除くすべての指定国について) 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP] 〒100-71 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo, (JP) (72) 発明者; および (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ) 花村年裕 (HANAMURA, Toshihiro) [JP/JP] 松尾宗次 (MATSUO, Munetsugu) [JP/JP] 溝口利明 (MIZOGUCHI, Toshiaki) [JP/JP] 宮沢憲一 (MIYAZAWA, Kenichi) [JP/JP] 木村正雄 (KIMURA, Masao) [JP/JP] 正橋直哉 (MASAHASHI, Naoya) [JP/JP] 〒211 神奈川県川崎市中原区井田1618番地 新日本製鐵株式会社 第1技術研究所内 Kanagawa, (JP) (74) 代理人 弁理士 青木 朗, 外 (AOKI, Akira et al.) 〒105 東京都港区虎ノ門一丁目8番10号 静光虎ノ門ビル 青和特許法律事務所 Tokyo, (JP)		(81) 指定国 DE (欧州特許), FR (欧州特許), GB (欧州特許), JP, US. 添付公開書類 国際調査報告書

(54) Title : SHEET OF TITANIUM-ALUMINUM INTERMETALLIC COMPOUND AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称 テタン・アルミニウム金属間化合物薄板及びその製造方法

(57) Abstract

A cast sheet with a thickness of 0.25 to 2.5 mm comprising 40 to 53 atomic % of titanium, 0.1 to 3 atomic % of at least one element selected from among chromium, manganese, vanadium, and iron, and the balance of aluminum; and a process for producing a cast sheet of a titanium-aluminum intermetallic compound excellent in mechanical properties and surface conditions, which comprises pouring molten metal of the above composition into a mold of a twin-drum continuous casting machine to effect solidification by rapid cooling, thereby forming a cast metal with a thickness of 0.25 to 2.5 mm, and further, if necessary, subjecting the metal to retention treatment to hot isostatic pressing.



(57) 要約

本発明は原子%でTi 40~53%及びCr, Mn, V, Feの元素の内少なくとも1種の元素を0.1~3%含有し、残部Alからなる厚さ0.25~2.5mmの鋳片薄板及び上記成分の溶湯を双ドラム式連続鋳造機の鋳型に注入して急冷凝固し、0.25~2.5mm厚の鋳片を鋳造し、必要により該鋳片に保定処理、HIP処理を施すTiAl金属間化合物薄板の製造方法にあり、機械的特性及び表面性状の優れた鋳片薄板を提供できる。

情報としての用途のみ

PCTに基づいて公開される国際出願のパンフレット第1頁にPCT加盟国を同定するために使用されるコード

AT	オーストリア	ES	スペイン	ML	マリ
AU	オーストラリア	FI	フィンランド	MN	モンゴル
BB	バルバドス	FR	フランス	MR	モーリタニア
BE	ベルギー	GA	ガボン	MW	マラウイ
BF	ブルキナ・ファソ	GI	ギニア	NL	オランダ
BG	ブルガリア	GB	イギリス	NO	ノルウェー
BJ	ベナン	GR	ギリシャ	PL	ポーランド
BR	ブラジル	HU	ハンガリー	RO	ルーマニア
CA	カナダ	IT	イタリア	SD	スーダン
CF	中央アフリカ共和国	JP	日本	SE	スウェーデン
CG	コンゴ	KP	朝鮮民主主義人民共和国	SN	セネガル
CH	スイス	KR	大韓民国	SU	ソビエト連邦
CI	コート・ジボアール	LI	リヒテンシュタイン	TD	チャード
CM	カメルーン	LK	スリランカ	TG	トゴ
CS	チェコスロバキア	LU	ルクセンブルグ	US	米国
DE	ドイツ	MC	モナコ		
DK	デンマーク	MG	マダガスカル		

明 細 書

チタン・アルミニウム金属間化合物薄板
及びその製造方法

〔技術分野〕

本発明はチタン・アルミニウム金属間化合物の薄板及びその製造方法に関するものであり、特に軽量、耐熱性、高温強度などの宇宙・航空機用途に適した優れた特性を保有する構造用素材のチタン・アルミニウム金属間化合物の薄板及びその製造方法を提供するものである。

〔背景技術〕

TiAl 金属間化合物は、金属材料としては、ほぼ最高の高温比強度を持ち、しかも耐食性が高く、軽量の材料である。Metallurgical Transaction, Vol.6A(1975) p.1991には、800℃で40kg/mm²の高温強度が得られたことが報告されている。そこで、これらの特性を利用して、TiAl 金属間化合物はガスタービン部品、自動車用エンジンのバルブ、ピストンへの適用、高温用グイスや軸受部品などへの適用が好適と考えられてきた。

TiAl 金属間化合物は状態図上である組成幅をもちTi 40～52原子%、Al 60～48原子%で熱的平衡状態においてL1₀型構造（基本的には面心正方構造であるが〈001〉方向にTiの層、Alの層が交互に並ぶ構造）の単一相となる。こ

のため、単結晶状態では温度の上昇と共に強度が増加する異常強化現象が発見されている。そして多結晶体でも高温で強度が低下しないことが知られている。しかしながら多結晶体の $TiAl$ 金属間化合物の欠点は常温から $700^{\circ}C$ 付近まで延性が低いこと（特公昭59-581）であり、熱間における圧延も非常に困難である点にある。従って薄板を製造するためには最終製品に近いニア・ネット・シェイプの鑄造技術が必要である。

このようなニア・ネット・シェイプ化としての薄板製造技術は最近急速に進展しており、特に金属材料ではステンレス鋼板製造などへの応用が進んでいる。その薄板製造技術としては、種々の鑄造方法が提案されているが、その中で双ロール法は厚みの一様な連続した薄板を作製するのに適している。

上記技術の金属間化合物への応用例としては、微量のボロンを添加することにより延性が改善されたニッケル・アルミニウム金属間化合物 (Ni_3Al) の例が知られている。この例は、1988年11月に開催された「ニア・ネット・シェイプ製品の鑄造」("Casting of Near Net Shape Products")に関する国際会議に報告されている(Proceedings of an International Symposium on Casting of Near Net Shape Products, 315 ~ 333 ページ、The Metallurgical Society 発行)。また $TiAl$ 金属間化合物薄板の製造方法は特願平1-50649 に記載されている。

更に又、薄板直接製造技術によるニア・ネット・シェイプ化は、工程の省略などの利点を有するが、鑄造後に急速冷却

を伴うために薄板の欠陥（表面割れ、ポロシティ）が生じるという欠点をもつ。

従って直接鑄造された薄板の製品の健全性を確保して高い信頼性を保証できるためには、薄板の欠陥を除去することが重要な課題となる。

〔発明の開示〕

本発明の目的とするところは、TiAl金属間化合物薄板のニア・ネット・シェイプ直接鑄造方法において、その供用特性を付与する最適な成分及び結晶組織を提供するところにある。薄板直接鑄造によるニア・ネット・シェイプ化は、工程の省略などの大きな利点を有するが、いわゆる鍛錬がなされないために結晶組織の調整や制御が十分に行われないので、特性上特に加工性や機械的性質の劣る欠点を持つ。

従って直接鑄造された薄板の製品特性すなわち優れた加工性や機械的性質を確保して高い信頼性を保証するためには、その鑄造段階において結晶組織の調整や制御が最大限になされて最適な結晶組織を得ることが重要な課題となる。

更に又、本発明の他の目的はかかるニア・ネット・シェイプ直接鑄造方法において、その製品欠陥（表面割れ、ポロシティ）を防止する技術を提供するものである。

本発明者らは、上述した目的を達成すべく種々の検討を重ねたところ、上記のようなニア・ネット・シェイプ直接鑄造方法における問題点を解決するには、特定の成分と結晶組織を有するTiAl金属間化合物が必要であり、更に、鑄造条件

及び鑄造直後の熱処理、それに引続く加工処理等を特定することが有効であることを見出し、本発明を完成した。

すなわち、本発明の要旨とするところは、原子%で、Ti: 40～53%及びCr, Mn, V, Feの元素の内少なくとも1種の元素を0.1～3%含有し、残部Al及び不可避的不純物からなる三元系のTiAl金属間化合物であって且つ、鑄造まゝの凝固組織が板状薄肉鑄片の両表面から中心部に向って柱状晶組織を形成するか、該組織と鑄片中心部付近に存在する等軸晶との混合組織からなり、更に鑄片厚さが0.25～2.5 mmである薄板にある。

さらに、本発明の他の要旨は、前記TiAl金属間化合物の溶湯を双ドラム式連続鑄造機の鑄型に注入して板状薄肉鑄片を鑄造し、必要により該鑄片に800～1000℃に一定時間保定したあと、室温迄炉冷し、更に高温静水圧 圧下処理を施して、表面割れポロシティ等の表面欠陥を除去した品質の優れた薄板を製造する方法にある。

先ず、塑性加工に有利な鑄造組織について説明する。

本発明は鑄造まゝの凝固組織が鑄片の両表面から中心部に向かう柱状晶のみか、あるいは前記柱状晶と鑄片中心付近に存在する等軸晶との混合組織とからなるが、かかる柱状晶組織は次のような構造になっている。

TiAl系金属間化合物において、TiとAlの組成比を変えることにより γ 相(TiAl金属間化合物、L1₀型構造)と α_2 相(Ti₃Al金属間化合物、D0₁₉型構造)の2相共存組織が得られる。上記組成範囲をTi: 40～53%、第3元素: 0.1～

3%、残部Alにすると、熔融状態から凝固する際に、最初に六方晶結晶の化合物が晶出し、適当な冷却速度で凝固させることにより選択的にその{0001}面が板面と平行、つまり<0001>方向が板厚方向と平行になるよう結晶化する。しかしこの組成範囲の化合物では、六方晶結晶は凝固点直下でのみ安定であり、 γ 相(L1₀型構造)への規則的な構造変化を起こす。この構造変化の時に、L1₀型構造の<111>結晶方向が六方晶結晶の<0001>方向と平行となるように結晶方位が変わる。したがって適切な速度で冷却を行えば、所要の集合組織である<111>結晶方向が鋳片厚方向に優先的に配向した組織を持つTiAl化学量論比近傍組成のチタン・アルミニウム金属間化合物薄板が製造できる。この系に第3元素として0.1~3.0原子%のCr, Mn, V又はFeを単独または複合添加すると、所要の集合組織を損なわずに結晶構造を収縮等方化させ、鑄造組織の微細化をもたらし、室温~1000℃の強度を確保することができる。

上記添加量の限定理由は、0.1原子%未満では上記効果が得られず、3.0原子%超では各元素が化合物をつくり材料の延性を低下せしめるので、0.1~3.0原子%とした。

なお、鋳片厚を0.25~2.5mmの範囲にしたのは、0.25mm未満の厚さの鋳片では最高冷却速度においても六方晶結晶の優先方位が形成されず、さらにL1₀構造への規則的な構造変化が起こらないためである。一方2.5mm超の厚い鋳片では最高冷却速度においても中心部分には結晶の無秩序な核生が生じ、所望の組織が得られない。

次に、かかる板状薄肉鋳片を鋳造する方法について説明する。

一般に双ドラム式連続鋳造機（以下連鋳機という）は、2本の冷却ドラムを平行にかつ逆方向に回転するように配置し、該冷却ドラムの両端面にサイド堰を設けて湯溜り部（鋳型）を構成し、該湯溜り部内の溶湯を前記冷却ドラムの回転によって冷却しつつ薄肉鋳片を鋳造するようになっている。

本発明では TiAl 金属間化合物の溶湯を上記湯溜り部に注入して薄肉鋳片を鋳造するが、TiAl 金属間化合物は延性の小さい材料であるため鋳片の凝固冷却中に割れが発生し易く、従って不均一凝固の原因となるメニスカス部における酸化物の形成を抑制する必要がある。このため不活性ガス（Ar, He など）中での溶解、鋳造が必要である。

直接鋳造された薄板状鋳片は、鋳型離脱時より徐冷（例えば炉冷）されるが必要に応じて一定温度、時間の保定処理あるいはHIP処理を施すことができる。

これにより表面割れ及びポロシティのない優れた品質の薄板を得ることができる。

上記において、鋳片を鋳造するに際し、毎秒 $10^2 \sim 10^5$ °C の冷却速度で鋳造するのが好ましいが、 10^5 °C/sec は六方晶結晶に凝固しかつ、L1₀型構造への規則的な構造変化を起す上限速度に対応する。また 10^2 °C/sec 未満では結晶の無秩序な核生成が起り、結晶方位の優先度は消失する。

また、鋳型離脱後の鋳片は表面割れ防止のため 200 °C/hr 以下の冷却速度で 200 °C 以下迄徐冷されるが、徐冷時間を短

縮する意味で、凝固後の鑄片を 800～1000℃ の温度範囲に 1～20分保持してもよい。この保定温度は熱応力による割れの発生を防止するための温度である。この保定手段は鑄片が鑄型を離脱する個所に加熱炉を設置してもよく、また、鑄片の急冷を避ける意味で鑄片全体が鑄型を完全に離脱する前に冷却ドラムの回転を止め、冷却ドラム上部で材料の一部をバルク状に凝固し鑄片を冷却ドラム上部よりつるすようにしてもよい。

H I P 処理は鑄片内のポロシティ（空隙部）をつぶす目的で行われるが、鑄片は1000～1400℃（熔融温度以下）の温度範囲で1000気圧以上の雰囲気内に10分～1時間保持される。

以上の方法により、優れた機械的特性をもちかつ、表面及び内部欠陥のない TiAl 金属間化合物薄板を製造することができる。

〔図面の簡単な説明〕

第1図は本発明を実施する装置の概略を示す断面側面図である。

第2図は本発明によって得られた鑄片の鑄造方向における断面金属組織を示す写真である。

第3図（A）は本発明材を鑄造後炉冷したときの表面状態を示す写真であり、第3図（B）は本発明材を鑄造後放冷したときの表面状態を示す写真である。

第4図（A）は TiAl 金属間化合物鑄片を H I P 処理したあとの断面写真であり、第4図（B）は H I P 処理前の断面

写真である。

〔発明を実施するための最良の形態〕

次に、本発明を実施するための最良の形態を実施例に基づき具体的に説明する。

（実施例）

アルミニウム地金とスポンジチタンおよび他の元素(Cr, Mn, VまたはFe)を第1表で示す組成で配合し、これをプラズマ・アーク炉にて溶解して母合金を精製した。

次に、上記各母合金を第1図に示す鑄造機に注入し薄肉鑄片を鑄造した。上記鑄造機は概略次のような構成をなす。図において、金属間化合物 $TiAl$ を溶解するるつぼ1の下方に溶湯を均一供給するためのタンディッシュ2を配置し、その直下に冷却ドラム3とサイド堰4で構成する湯溜り部5（鑄型）を設け、これらを雰囲気調整容器7内に配設する。8は不活性ガス導入機構、9は排出機構である。

試料 No.	主 要 組 成 (原子%)	母材重量 (g)	二次冷却 (°C、分)	表面性状	鑄片厚さ (mm)	連続性 長さ (mm)	備 考
1	52Ti48A $\varnothing$	3500	1000, 30	横湯皺	1.51	150-680-850-440	比 較 例
2	52Ti48A $\varnothing$	2000	1000, 10	横湯皺	1.58	2070	
3	52Ti48A $\varnothing$	2100	950, 10	良 好	1.54	2170-380-230-30	
4	52Ti48A $\varnothing$	2000	900, 10	良 好	1.58	2310-230	
5	52Ti48A $\varnothing$	2000	850, 10	良 好	1.55	2500	
6	52Ti48A $\varnothing$	2000	800, 10	良 好	1.55	1680-480	
7	50Ti48A $\varnothing$ 2Cr	3500	1000, 10	良 好	1.51	2400	本 発 明 例
8	50Ti48A $\varnothing$ 2Mn	2000	1000, 10	良 好	1.58	2070	
9	50Ti48A $\varnothing$ 2V	2100	1000, 10	良 好	1.54	2220-380	
10	50Ti48A $\varnothing$ 2Fe	2000	1000, 10	良 好	1.58	2300-200	
11	50Ti47A $\varnothing$ 3Cr	2000	1000, 10	良 好	1.55	2400	
12	50Ti47A $\varnothing$ 3Mn	2000	1000, 10	良 好	1.55	2480	
13	50Ti47A $\varnothing$ 1.5Cr1.5Mn	2000	1000, 10	良 好	1.55	2000	

第 1 表

第1表に示す各母合金を2000～3500 gの重量範囲で上記のつぼ1に投入し、Ar雰囲気中で1600℃まで加熱溶解し一旦1500℃の温度に調整した後、幅4 mm、長さ95 mmの開口部をもつタンディッシュ2を介して湯溜り部5に注入した。該湯溜り部5を構成する冷却ドラム3、3は直径300 mm、幅100 mmの一对の銅合金製であって内部冷却されており、従って溶湯を一定のドラム支持力下でかつ、 $10^3\text{℃}/\text{sec}$ の冷却速度により急冷凝固して、第1表に示す厚さの連続板状薄铸片6を製造した。

得られた铸片の铸造方向における断面組織の一例（試料No. 7）を第2図で示す。铸造まゝの凝固組織は铸片の両表面から中心部に向かう柱状晶のみか、あるいは前記柱状晶と铸片中心部付近に存在する等軸晶との混合組織から構成されている。

上述した通り、本発明法で得られた铸片のミクロ組織はL1₀型構造の〈111〉結晶方向が铸片厚方向に優先的に配向した組織とD0₁₉型構造の組織とが微細な層状複合構造をなしているが、Cr等の第3元素が添加されているため上記層状構造が極めて微細となっており、L1₀型構造組織の1層の幅が1000 Å、D0₁₉型構造組織の幅が100 Åであった。

一方、試料No. 1の第3元素無添加材のミクロ組織も層状構造となっているが、各構造組織の1層の幅は10000 Å、1000 Åであって本発明の組織に比し粗大となっていた。

冷却ドラム3、3から送り出された铸片6は雰囲気調整容器7内で $1\text{℃}/\text{sec}$ の冷却速度で徐冷されながら搬送系加熱

炉（図示せず）に挿入され、該炉において第1表で示す二次冷却条件で処理された。その後炉の電源を止め、200℃以下まで炉冷した。

このようにして得た鑄片の室温と高温における機械的性質（伸び%）を第2表に示した。本発明例はいずれの温度においても比較例より高い伸びを示している。

また、試料No.7の炉冷後の鑄片表面性状と冷却ドラム離脱後放冷された鑄片の表面性状をそれぞれ第3図（A）と（B）に示す。緩冷却された鑄片の表面には割れが殆ど見られないが、放冷された鑄片の表面には細かい表面割れが認められた。

なお、各試料の炉冷後の鑄片表面性状を第1表に示した。本発明例はいずれも良好であった。

次に、200℃以下迄冷却された鑄片に1000℃、1500気圧で1時間保持のHIP処理を施し、破断応力（三点曲げ抗折力）を調べた。この結果を第3表に示す。本発明例は比較例に比べ破断応力は大きく、またHIP処理を施すことにより著るしく増大することが確認された。

試料 No.	主 要 組 成 (原子%)	伸び% (室温)	伸び% (800℃)	備考
1	52Ti48A $\varnothing$	1.4	12	比較 例
2	52Ti48A $\varnothing$	1.5	13	
3	52Ti48A $\varnothing$	1.4	12	
4	52Ti48A $\varnothing$	1.5	12	
5	52Ti48A $\varnothing$	1.4	12	
6	52Ti48A $\varnothing$	1.5	11	
7	50Ti48A $\varnothing$ 2Cr	1.9	20	本 発 明 例
8	50Ti48A $\varnothing$ 2Mn	1.7	20	
9	50Ti48A $\varnothing$ 2V	1.7	18	
10	50Ti48A $\varnothing$ 2Fe	1.7	17	
11	50Ti47A $\varnothing$ 3Cr	1.9	22	
12	50Ti47A $\varnothing$ 3Mn	1.8	21	
13	50Ti47A $\varnothing$ 1.5Cr1.5Mn	1.8	20	

第 2 表

試料 No.	主 要 組 成 (原子%)	破 断 応 力 (kg/mm ²)		備 考
		AS-CAST (保 定 処 理 後)	H I P 後	
1	52Ti48A ℓ	65.2	70.0	比較例
6	52Ti48A ℓ	55.3	69.0	
7	50Ti48A ℓ 2Cr	79.5	97.3	本 発 明 例
8	50Ti48A ℓ 2Mn	77.9	85.8	
9	50Ti48A ℓ 2V	75.2	90.7	
10	50Ti48A ℓ 2Fe	76.8	100.2	
11	50Ti47A ℓ 3Cr	65.0	102.4	
12	50Ti47A ℓ 3Mn	76.9	89.2	
13	50Ti47A ℓ 1.5Cr1.5Mn	75.0	100.0	

第 3 表

試料 No.	主 要 組 成 (原子%)	伸び% (1200℃, 5 × 10 ⁻⁴ sec ⁻¹)		備 考
		AS-CAST (保 定 処 理 後)	H I P 後	
1	52Ti48A ℓ	20.0	30.0	比較例
7	50Ti48A ℓ 2Cr	30.0	100.5	本 発 明 例
11	50Ti47A ℓ 3Cr	25.0	102.0	

第 4 表

なお、H I P 処理によるポロシティ除去効果をみるために、組成を50Ti50A ℓ として作製した試料に、1250℃、1500気圧、

1 時間保持の H I P をかけ、その結果を第 4 図 (A) に示した。H I P 処理前 (第 4 図 (B)) のポロシティが殆ど除去されていることがわかる。

また、試料 No. 7, 11 の Cr 含有材について熱間加工性 (1200℃, $5 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ の歪速度) を調査したところ、H I P 処理後に 100% 以上の伸びを得ることができた。比較例の試料 No. 1 との差は歴然たるものであった。

以上の通り、本発明によれば、得られた鋳片又は処理薄板の機械的性質は著るしく改善された。これは主に、第 3 元素の添加により TiAl 金属間化合物の集合組織が微細化されたことと、鋳片の保定処理、H I P 処理の結果と考えられる。

〔産業上の利用可能性〕

以上の実施例からも明らかな如く、本発明により製造された急冷凝固薄肉鋳片又はその処理薄板は、従来の薄肉鋳片よりも一層優れた機械的特性や表面性状を有しており、さらに難加工性素材の新しい製造方法を提供するため、工業上極めて有用である。

請 求 の 範 囲

1. 原子%で、Ti: 40~53%及びCr, Mn, V, Feの元素の内少なくとも1種の元素を0.1~3%含有し、残部Al及び不可避的不純物からなり、鑄造まゝの凝固組織が板状薄肉鑄片の両表面から中心部に向う柱状晶組織であって上記鑄片の厚さが0.25~2.5mmであることを特徴とするTiAl金属間化合物薄板。

2. 鑄造まゝの凝固組織が鑄片の両表面から中心部に向う柱状晶組織と鑄片中心部付近に存在する等軸晶との混合組織からなる請求の範囲第1項記載のTiAl金属間化合物薄板。

3. 前記柱状晶組織は鑄片の両表面から中心部に向う方向に<111>方向が優先的に配向されていると共に、L1₀構造とD0₁₉構造の微細複合組織で形成されている請求の範囲第1項又は第2項記載のTiAl金属間化合物薄板。

4. 原子%で、Ti: 40~53%及びCr, Mn, V, Feの元素の内少なくとも1種の元素を0.1~3%含有し、残部Al及び不可避的不純物からなるTiAl金属間化合物の溶湯を不活性ガス雰囲気中の双ドラム式連続鑄造機の鑄型に注入して上記双ドラムにより急冷凝固して0.25~2.5mm厚の板状薄肉鑄片を鑄造し、該鑄片を上記双ドラムから離脱した直後に200℃/hr以下の冷却速度で200℃以下まで冷却することを特徴とするTiAl金属間化合物薄板の製造方法。

5. 200℃以下迄冷却した前記鑄片を1000℃以上の温度及び1000気圧以上の雰囲気のもとで高温静水圧 圧下処理を行

う請求の範囲第4項記載の製造方法。

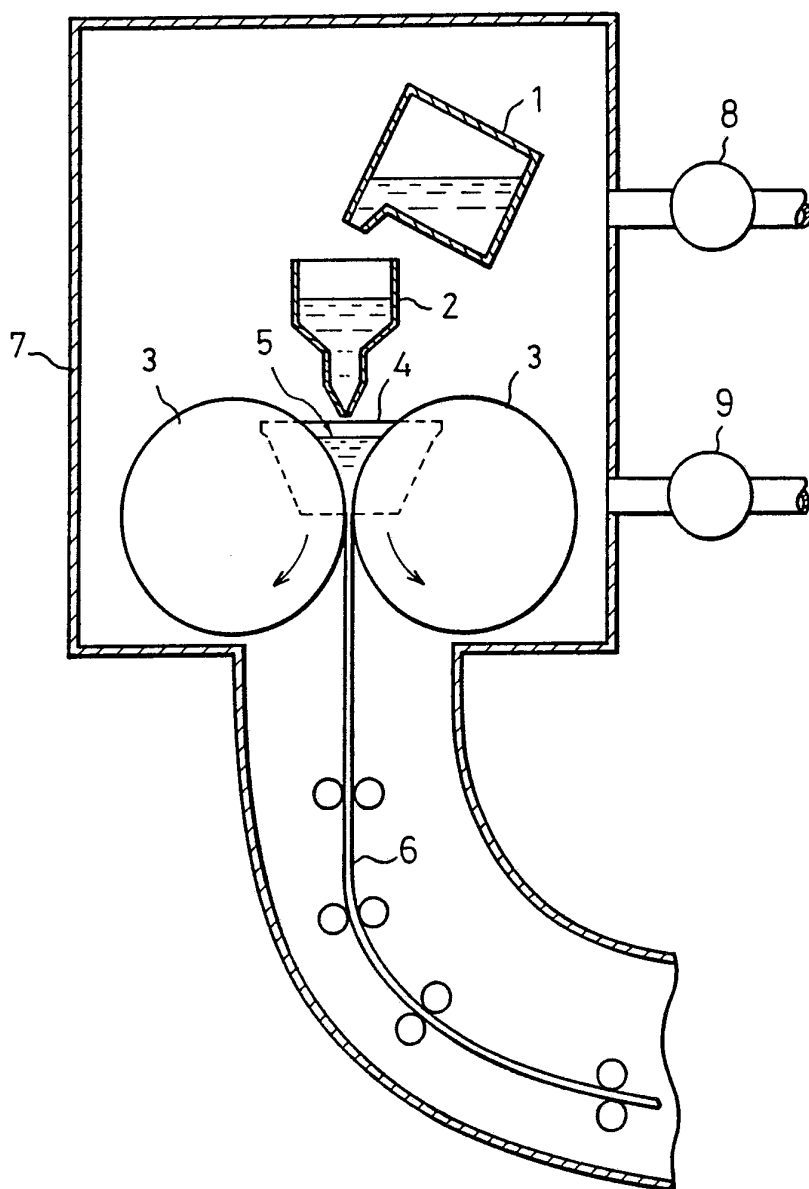
6. 前記高温静水圧 圧下処理を施したのち、1200～1400℃の温度範囲で $5 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ 以下の低歪速度により熱間加工を施す請求の範囲第5項記載の製造方法。

7. 上記双ドラムにより、毎秒 $10^2 \sim 10^5$ °C の冷却速度において鑄造する請求の範囲第4項記載の製造方法。

8. 上記鑄片を双ドラムから離脱した直後に、800～1000℃の温度範囲に1～20分保定し、次いで 200°C/hr 以下の冷却速度で室温迄冷却する請求の範囲第4項又は第5項記載の製造方法。

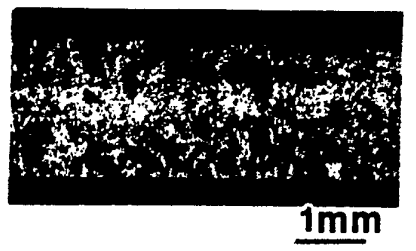
1/4

Fig. 1



$\frac{2}{4}$

Fig. 2



→ 鑄造方向

Fig. 3(a)

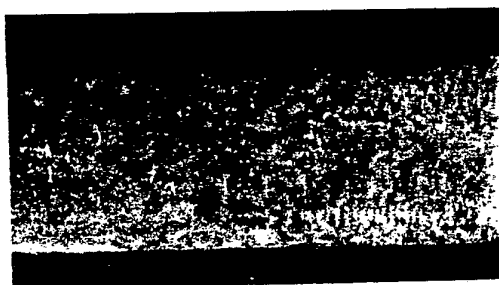


Fig. 3(b)



3/
4

Fig. 4(a)

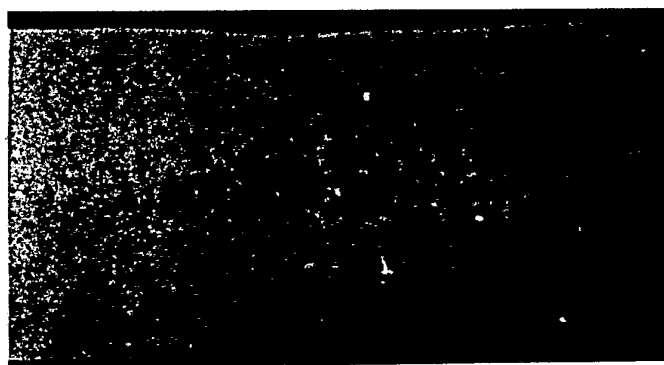
after HIP



500μm

Fig. 4(b)

before HIP



図面の参照符号表

- 1 … るつぼ
- 2 … タンディシュ
- 3 , 3 … 冷却ドラム
- 4 … サイド堰
- 5 … 湯溜り部
- 6 … 鋳片
- 7 … 雰囲気調整容器
- 8 … 不活性ガス導入機構
- 9 … 排気機構

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No PCT/JP90/01691

I. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER (if several classification symbols apply, indicate all) ⁶		
According to International Patent Classification (IPC) or to both National Classification and IPC		
Int. Cl ⁵ B22D11/06, C22C14/00, C22F1/18		
II. FIELDS SEARCHED		
Minimum Documentation Searched ⁷		
Classification System	Classification Symbols	
IPC	B22D11/06, C22C14/00, 21/00, C22F1/04, 1/18	
Documentation Searched other than Minimum Documentation to the Extent that such Documents are Included in the Fields Searched ⁸		
Jitsuyo Shinan Koho		1926 - 1991
Kokai Jitsuyo Shinan Koho		1971 - 1991
III. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT ⁹		
Category [*]	Citation of Document, ¹¹ with indication, where appropriate, of the relevant passages ¹²	Relevant to Claim No. ¹³
Y	JP, A, 61-41740 (Kagaku Gijutsucho Kinzoku Zairyo Gijutsu Kenkyusho-cho), February 28, 1986 (28. 02. 86), Lines 6 to 10, lower part, left column, page 1 & US, A, 4661316	1, 4
Y	JP, A, 56-41344 (United Technologies Corp.), April 18, 1981 (18. 04. 81), Line 15, lower part, left column to line 8, lower part, right column, page 1 & FR, B, 2462483 & US, A, 4294615 & GB, B, 2060694 & DE, A, 3024645	1, 4
P	JP, A, 2-224803 (Kobe Steel, Ltd.), September 6, 1990 (06. 09. 90), Line 11, lower part, right column, page 3 to line 10, upper part, left column, page 4 (Family: none)	4, 6, 7
A	JP, A, 62-77151 (Nippon Steel Corp.), April 9, 1987 (09. 04. 87), Lines 5 to 8, lower part, left column, page 1 (Family: none)	4
[*] Special categories of cited documents: ¹⁰ "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 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 "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		
IV. CERTIFICATION		
Date of the Actual Completion of the International Search		Date of Mailing of this International Search Report
March 8, 1991 (08. 03. 91)		March 25, 1991 (25. 03. 91)
International Searching Authority		Signature of Authorized Officer
Japanese Patent Office		

国 際 調 査 報 告

国際出願番号PCT/JP 90/ 01691

I. 発明の属する分野の分類			
国際特許分類 (IPC) Int. Cl.⁵ B 22 D 11 / 06 , C 22 C 14 / 00 , C 22 F 1 / 18			
II. 国際調査を行った分野			
調 査 を 行 っ た 最 小 限 資 料			
分 類 体 系	分 類 記 号		
IPC	B 22 D 11 / 06 , C 22 C 14 / 00 , 21 / 00 , C 22 F 1 / 04 , 1 / 18		
最小限資料以外の資料で調査を行ったもの			
日本国実用新案公報		1926-1991年	
日本国公開実用新案公報		1971-1991年	
III. 関連する技術に関する文献			
引用文献の カテゴリー ※	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示		請求の範囲の番号
Y	JP, A, 61-41740 (科学技術庁金属材料技術研究所長), 28. 2月. 1986 (28. 02. 86), 第 1 頁下段左欄第 6 - 10 行, & US, A, 4661316		1 , 4
Y	JP, A, 56-41344 (ユナイテッド・テクノロジーズ・ コーポレーション), 18. 4月. 1981 (18. 04. 81), 第 1 頁下段左欄第 15 行 - 下段右欄第 8 行 & FR, B, 2462483 & US, A, 4294615 & GB, B, 2060694 & DE, A, 3024645		1 , 4
P	JP, A, 2-224803 (株式会社 神戸製鋼所), 6. 9月. 1990 (06. 09. 90), 第 3 頁下段右欄第 11 行 - 第 4 頁上段左欄第 10 行, (ファミリーなし)		4 , 6 , 7
※ 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 先行文献ではあるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日 若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の 日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日の後に公表された文献であって出 願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解 のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新 規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の 1 以上の 文献との、当業者にとって自明である組合せによって進 歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリーの文献			
IV. 認 証			
国際調査を完了した日 08. 03. 91		国際調査報告の発送日 25.03.91	
国際調査機関 日本国特許庁 (ISA/JP)		権限のある職員 特許庁審査官	4 E 8 8 2 3
		亀 松	宏 ㊟

第2ページから続く情報

A	(Ⅲ欄の続き) JP, A, 62-77151 (新日本製鐵株式会社), 9. 4月. 1987 (09. 04. 87), 第1頁下段左欄第5-8行, (ファミリーなし)	4
---	--	---

V. ☐ 一部の請求の範囲について国際調査を行わないときの意見

次の請求の範囲については特許協力条約に基づく国際出願等に関する法律第8条第3項の規定によりこの国際調査報告を作成しない。その理由は、次のとおりである。

1. ☐ 請求の範囲 _____ は、国際調査をすることを要しない事項を内容とするものである。
2. ☐ 請求の範囲 _____ は、有効な国際調査をすることができる程度にまで所定の要件を満たしていない国際出願の部分に係るものである。
3. ☐ 請求の範囲 _____ は、従属請求の範囲でありかつ PCT 規則 6.4(a)第2文の規定に従って起草されていない。

VI. ☐ 発明の単一性の要件を満たしていないときの意見

次に述べるようにこの国際出願には二以上の発明が含まれている。

1. ☐ 追加して納付すべき手数料が指定した期間内に納付されたので、この国際調査報告は、国際出願のすべての調査可能な請求の範囲について作成した。
2. ☐ 追加して納付すべき手数料が指定した期間内に一部分しか納付されなかったので、この国際調査報告は、手数料の納付があった発明に係る次の請求の範囲について作成した。
請求の範囲 _____
3. ☐ 追加して納付すべき手数料が指定した期間内に納付されなかったので、この国際調査報告は、請求の範囲に最初に記載された発明に係る次の請求の範囲について作成した。
請求の範囲 _____
4. ☐ 追加して納付すべき手数料を要求するまでもなく、すべての調査可能な請求の範囲について調査することができたので、追加して納付すべき手数料の納付を命じなかった。

追加手数料異議の申立てに関する注意

- ☐ 追加して納付すべき手数料の納付と同時に、追加手数料異議の申立てがされた。
- ☐ 追加して納付すべき手数料の納付に際し、追加手数料異議の申立てがされなかった。