(19)日本国特許庁(JP)　(12)公表特許公報(A)　(11)公表番号
特表2023-507264
(P2023-507264A)
(43)公表日　令和5年2月22日(2023.2.22)

(51)国際特許分類			FI			テーマコード（参考）
C22C	*38/00*	*(2006.01)*	C22C	38/00	302X	3J058
C21D	*9/00*	*(2006.01)*	C21D	9/00	A	4K017
C22C	*38/32*	*(2006.01)*	C22C	38/32		4K018
B22F	*1/00*	*(2022.01)*	B22F	1/00	T	4K031
B22F	*9/08*	*(2006.01)*	B22F	9/08	A	4K042

審査請求　未請求　予備審査請求　未請求　（全16頁）　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2022-533109(P2022-533109)
(86)(22)出願日　令和2年12月1日(2020.12.1)
(85)翻訳文提出日　令和4年8月1日(2022.8.1)
(86)国際出願番号　PCT/US2020/062714
(87)国際公開番号　WO2021/126518
(87)国際公開日　令和3年6月24日(2021.6.24)
(31)優先権主張番号　62/949,761
(32)優先日　令和1年12月18日(2019.12.18)
(33)優先権主張国・地域又は機関
米国(US)
(81)指定国・地域　AP(BW,GH,GM,KE,LR,LS,MW,MZ,NA,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,DK,EE,ES,FI,FR,GB,GR,HR,HU,IE,IS,IT,LT,LU,LV,MC,
最終頁に続く

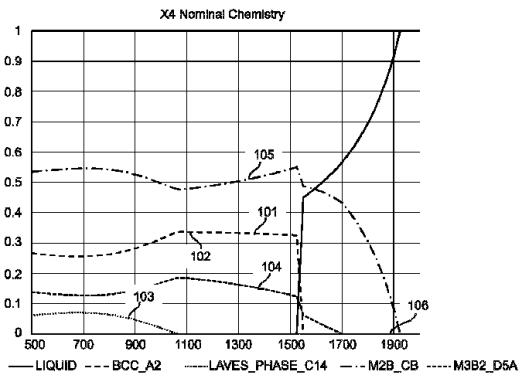
(71)出願人　515195347
エリコン メテコ（ユーエス）インコーポレイテッド
アメリカ合衆国 １１５９０ ニューヨーク、ウェストベリー、プロスペクト アヴェニュー １１０１
(74)代理人　110000855
弁理士法人浅村特許事務所
(72)発明者　アイブル、キャメロン ジェイコブ
アメリカ合衆国、カリフォルニア、エンシニータス、アロヨ ドライブ ３７５

Fターム（参考）　3J058　AA41 BA28 BA41 BA61 BA78 EA02 EA05 EA32 FA06
4K017　AA04 BA06 BB04 EB05
最終頁に続く

(54)【発明の名称】　鉄基高耐食性・耐摩耗性合金

(57)【要約】
例示的な実施形態は、高い耐食性および高い耐摩耗性を有する合金に関するものである。特に、例示的な実施形態は、２０重量%～５０重量%のＣｒと、０重量%～１５重量%のＭｏと、０重量%～１５重量%のWと、３重量%～６重量%のＢと、残部は鉄および不純物とを含む鉄基合金に関するものである。例示的な実施形態では、耐孔食性等価数（ＰＲＥＮ）は、略平衡な凝固条件下で、１３００Ｋで３０よりも大きい。例示的な実施形態では、合金の硬質相のモル分率は、略平衡な凝固条件下で、１３００Ｋで４５%～８０%の間である。合金の液相線は、略平衡な凝固条件下で２０００Ｋ未満であり得る。

Figure 1 – Thermodynamics of X4



【特許請求の範囲】
【請求項１】
鉄基合金であって、
２０重量％～５０重量％のＣｒと、
３重量％～６重量％のＢと、
Ｍｏと、
Ｗと、
残部である鉄および不純物とを含み、
式（１）で定義されるマトリックス相の耐孔食性等価数（ＰＲＥＮ）：
ＰＲＥＮ＝Ｃｒ＋３．３×（Ｍｏ＋０．５×Ｗ）＋１６×Ｎ　　（１）
が、略平衡な凝固条件下で、１３００Ｋで３０よりも大きく、
前記鉄基合金の硬質相のモル分率は、略平衡な凝固条件下で、１３００Ｋで４０％から８０％までの間であり、
前記鉄基合金の液相線は、略平衡な凝固条件下で２０００Ｋ未満である、鉄基合金。
【請求項２】
０．５～２０重量％のＭｏ＋Ｗを含む、請求項１に記載の鉄基合金
【請求項３】
前記マトリックス相のＰＲＥＮは、略平衡な凝固条件下で、１０００Ｋで２０よりも大きい、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項４】
前記マトリックス相中の１３００ＫでのＣｒの濃度は、１５重量％よりも大きく３５重量％Ｃｒ未満であり、１３００Ｋでのモリブデンとタングステンの濃度の合計は、略平衡な凝固条件下で、２重量％よりも大きく３５重量％未満である、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項５】
８００Ｋでの金属間化合物相のモル分率が、略平衡な凝固条件下で、２０％未満である、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項６】
前記鉄基合金をアトマイズして粉末を形成することを含む、請求項１に記載の鉄基合金を形成する方法。
【請求項７】
請求項１に記載の鉄基合金を基材上に堆積させることを含む、耐摩耗性・耐食性コーティングを形成する方法。
【請求項８】
前記鉄基合金のアーク溶融したミクロ組織が、体積％で４５％から８０％までの間の前記硬質相を含む、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項９】
アーク溶融インゴットミクロ組織のＰＲＥＮが２５よりも大きい、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項１０】
前記鉄基合金は、ＨＶＯＦにより堆積され、空孔率が３％未満である、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項１１】
請求項１に記載の鉄基合金をブレーキディスク摩耗面に堆積させることを含む、耐摩耗性・耐食性コーティングを形成する方法。
【請求項１２】
前記硬質相は、ホウ化物、炭化物、炭化ホウ化物、酸化物、および窒化物のうちの少なくとも１つを含む、請求項１に記載の鉄基合金。
【請求項１３】
Ｍｏの濃度が最大１５重量％である、請求項１に記載の鉄基合金。

【請求項１４】
Ｗの濃度が最大１５重量％である、請求項１に記載の鉄基合金。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本技術は広く言えば、優れた耐食性および耐摩耗性を備えた合金に関するものである。特に、例示的な実施形態は、自動車のディスクブレーキに使用される鉄基合金に関するものである。
【背景技術】
【０００２】
ねずみ鋳鉄は、自動車およびトラックなどの多くの輸送オプションでブレーキディスクの現在の標準材料である。低コストで、鋳造による製造が容易で、機械的特性が許容範囲内であるため、それは優れた選択肢である。しかしながら、ねずみ鋳鉄には、耐摩耗性が低いため、動作中の材料損失が大きく、耐食性が低いため、通常の動作中に腐食が発生することを含む、いくつかの問題となる特性がある。規制圧力と相まって、鋳鉄の魅力的な特性を維持しながら、材料が現場で直面する腐食と摩耗の問題を軽減するブレーキディスク材料に対する需要が高まっている。複合ブレーキディスクなどの代替技術は、コストが高いため、大量生産には魅力がないことがよくある。
【０００３】
一般的に、とりわけ２つの主な要因がこの市場動向を推進している。第１の要因は、ブレーキディスクの摩耗に起因する微粒子排出量を削減するためのレギュレーターからの圧力の増加であり、第２の要因は、回生ブレーキが可能な車両での摩擦ブレーキの使用が減少し、鋳鉄ブレーキの腐食をもたらすことである。目に見える腐食（錆）は美観の問題であるが、ブレーキの効果を低下させる可能性もある。
【０００４】
さらに、多くのコーティング用途では、ニッケルおよび／またはコバルトの使用を削減または排除するための強力な規制および安全上の圧力がある。これらの材料は両方とも、溶射およびその他のコーティングの金属相として一般的に使用されている。
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【０００５】
例示的な実施形態では、合金およびコーティングは、ディスクの耐摩耗性および耐食性を高めることにより、ブレーキディスクの性能を改善する。これにより、ねずみ鋳鉄などの標準的な材料と比較して、粒子状物質の排出が減少する、ディスクの美観が向上する、および／またはブレーキ性能が向上する可能性がある。さらに、例示的な実施形態の合金は鉄基であるため、それらは、より高価な金属および／または複合材料と比較して競争力のあるコストで提供および使用することができる。
【課題を解決するための手段】
【０００６】
例示的な実施形態に係る合金は鉄基であり、組み込まれるコバルトおよびニッケルの量を制限することができ、したがって、多くの摩耗および腐食用途に対するそれらの魅力を改善する。
【０００７】
例示的な実施形態は、耐食性マトリックスのインサイチュー形成および硬質相の高い体積／モル分率を介して高い耐食性および耐摩耗性を有する鉄基合金を含む。例示的な実施形態では、ホウ素は、熱スプレーおよび／または粉末アトマイズに固有の急速な冷却速度の下でさえ、ホウ化物相の沈殿を促進する鉄および鉄合金との実質的に低い固溶溶解度を有するので、ホウ化物は、設計の観点から有益である硬質相を構成する。これらの有益な相の形成により、合金の靭性および延性を低下させる可能性のあるシグマ相またはラーベス相などの金属間化合物相を含む有害な相を低減または排除することができる。例示的な

実施形態では、合金は、合金中の元素バランスのために金属間化合物相の割合を減らすことができ、有害な金属間化合物相の減少はまた、凝固中の様々な相の形成の自由エネルギーによって熱力学的に促進され得る。例示的な実施形態では、アトマイズによる合金の製造可能性は、合金の液相線温度を制御することによって実行することができる。

【０００８】

例示的な実施形態では、鉄基合金は、２０重量％～５０重量％のＣｒ、０重量％～１５重量％のＷ、０重量％～１５重量％のＭｏ、および３重量％～６重量％のＢを含む。例示的な実施形態では、Ｃｒ＋３．３×（Ｍｏ＋０．５×Ｗ）＋１６×Ｎとして計算される耐孔食性等価数（ＰＲＥＮ）は、略平衡な凝固条件下で、１３００Ｋで３０よりも大きい。例示的な実施形態では、合金の硬質相のモル分率は、略平衡な凝固条件下で、１３００Ｋで４０％～８０％の間である。例示的な実施形態では、合金の硬質相のモル分率が８０％を超える場合、金属間化合物相および／またはホウ酸塩の過剰な割合は、靭性および延性の低下とともに、脆化および不十分な機械的特性につながる可能性がある。例示的な実施形態では、４５％未満である合金の硬質相のモル分率は、摩耗性能の低下をもたらす。

【０００９】

例示的な実施形態では、合金の液相線は、略平衡な凝固条件下で２０００Ｋ未満である。例示的な実施形態では、液相線が２０００Ｋを超える場合、アトマイズによる材料の製造可能性が低下し、これにより、プロセスが高価になり、生産収率が低下する。例示的な実施形態では、Ｃｒの濃度が５０重量％を超える場合、ラーベス相が形成され、その結果、ＰＲＥＮが低く、耐食性が低くなる可能性がある。例示的な実施形態では、ＷまたはＭｏの濃度が１５重量％を超える場合、ラーベス相が形成され、その結果、コストが高くなり、孔食耐食性が低くなる可能性がある。例示的な実施形態では、Ｂの濃度が６重量％を超える場合、過剰な硬質相が形成され、摩耗性能が低くなる可能性がある。

【００１０】

本開示は、前記複数の図面を参照して、本開示の好ましい実施形態の非限定的な例として、以下の詳細な説明においてさらに説明され、同様の文字は、図面のいくつかの図を通して同様の要素を表す。

【図面の簡単な説明】

【００１１】

【図１】例示的な一実施形態に係る、合金（Ｘ４）の熱力学的凝固を示す図である。

【図２】例示的な一実施形態に係る、合金（Ｘ５）の熱力学的凝固を示す図である。

【図３】例示的な一実施形態に係る、Ｘ４のスプラット急冷アーク溶融インゴットのミクロ組織の図である。

【図４】例示的な一実施形態に係る、Ｘ５のスプラット急冷アーク溶融インゴットのミクロ組織の図である。

【図５】例示的な一実施形態に係る、合金（Ｘ９）の熱力学的凝固を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【００１２】

本開示の様々な態様のうちの１つまたは複数を介して、本開示の実施形態および／または特定の構成またはサブコンポーネントは、上記および下記に具体的に記載されるような１つまたは複数の利点を引き出すことを意図している。

【００１３】

熱力学

本開示の例示的な実施形態では、合金は、図１および図２に示されるように、平衡または平衡に近い熱力学的パラメータによって完全に説明することができる。鉄合金の腐食性能を予測する１つの方法は、以下の式（１）に従って計算されたＰＲＥＮを使用することである。

【数１】

$$PREN = Cr + 3.3 \times (Mo + 0.5 \times W) + 16 \times N \qquad (1)$$

ただし、元素値は重量パーセントである。

【００１４】

ほとんどのフェライト系ステンレス鋼などの単相材料では、ＰＲＥＮはバルク合金組成に適用される。しかしながら、本開示の合金は複数の相を含み得るので、ＰＲＥＮ数は、例えばホウ化物など形成する可能性のある他の相の組成を考慮せずに、マトリックス相の平衡熱力学的条件に基づいて計算される。マトリックス相は、面心立方（ＦＣＣ）または体心立方（ＢＣＣ）の鉄に富む金属相として定義される。したがって、マトリックスＰＲＥＮ値を使用して、多相材料の相対的な腐食性能を正確に予測することができる。本開示の例示的な実施形態では、マトリックス相はＢＣＣフェライトである。

【００１５】

図１は、例示的な一実施形態に係る、合金（Ｘ４）の熱力学的凝固を示す図である。図１では、Ｘ軸は温度を表し、Ｙ軸はモル分率を表す。図１に示されるように、合金Ｘ４のマトリックスＰＲＥＮは、ラベル１０１によって示されるように、計算されたＣｒ含有量２１．２重量％、Ｍｏ含有量１．９重量％、およびＷ含有量３．０重量％に基づき、１３００Ｋで３２，５と計算され、平衡凝固条件下で存在する唯一のマトリックス相であるＢＣＣ相の化学物質に基づいてラベル１０２によって示されるように、Ｃｒ含有量１６．９重量％、Ｍｏ含有量０．４６重量％、およびＷ含有量０．９８重量％に基づき、１０００Ｋで２０．０と計算される。

【００１６】

図２は、例示的な一実施形態に係る、合金（Ｘ５）の熱力学的凝固を示す図である。図２では、Ｘ軸は温度を表し、Ｙ軸はモル分率を表す。図２では、Ａｌｌｏｙ　Ｘ５のマトリックスＰＲＥＮは、ラベル２０１によって示されるように、計算されたＣｒ含有量３１．２重量％、Ｍｏ含有量２．０重量％、およびＷ含有量３．０重量％に基づき、１３００Ｋで４２．７と計算され、ラベル２０２によって示されるように、計算されたＣｒ含有量２１．９重量％、Ｍｏ含有量０．５６重量％、およびＷ含有量０．７８重量％を含むＢＣＣ相の化学物質に基づき、１０００Ｋで２５．０と計算される。

【００１７】

図５は、例示的な一実施形態に係る、合金（Ｘ９）の熱力学的凝固を示す図である。図５では、Ｘ軸は温度を表し、Ｙ軸はモル分率を表す。図５では、Ａｌｌｏｙ　Ｘ９のマトリックスＰＲＥＮは、ラベル５０１によって示されるように、計算されたＣｒ含有量３０．１重量％とＷ含有量３．４重量％に基づき、１３００Ｋで３５．７と計算され、ラベル５０２によって示されるように、Ｃｒ含有量２４．６重量％とＷ含有量１，５重量％として計算されたＢＣＣ相の化学物質に基づき、１０００Ｋで２７．０と計算される。

【００１８】

以下の表１は、アーク溶解を介して生成された合金のリストと、それらの公称化学物質を重量パーセントで示している。

【表１】

アーク溶解で製造された合金の公称濃度

	B	Cr	Fe	Mo	W
P130-X1	4.5	40	残部	2	0
P130-X2	5.1	34	残部	10	2
P130-X3	4.5	38	残部	4	2
P130-X4	5.3	32	残部	10	4
P130-X5	4.5	42	残部	4	2
P130-X6	4.5	44	残部	4	2
P130-X7	4.4	41	残部	0	2
P130-X9	3.7	40	残部	0	2

【００１９】
本開示の例示的な実施形態では、１３００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、３０（Ｙ軸上で０．３０）よりも大きい。本開示の他の例示的な実施形態では、１３００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、３２（Ｙ軸上で０．３２）よりも大きい。本開示の他の例示的な実施形態では、１３００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、３４（Ｙ軸上で０．３４）よりも大きい。本開示のさらなる例示的な実施形態では、１３００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、３８（Ｙ軸上で０．３８）よりも大きい。本開示のさらに他の例示的な実施形態では、１３００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、４０（Ｙ軸上で０．４０）よりも大きい。
【００２０】
さらに、本開示の例示的な実施形態では、１０００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、１５（Ｙ軸上で０．１５）よりも大きい。本開示のさらなる例示的な実施形態では、１０００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、１７（Ｙ軸上で０．１７）よりも大きい。本開示のさらに別の例示的な実施形態では、１０００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、１９（Ｙ軸上で０．１９）よりも大きい。本開示の例示的な実施形態では、１０００ＫでのマトリックスＰＲＥＮは、２０（Ｙ軸上で０．２０）よりも大きい。
【００２１】
鉄合金の腐食性能を予測する別の方法は、合金のクロム含有量を測定することによるものである。例示的な実施形態では、クロム含有量は、平衡凝固条件下でのマトリックス相について計算される。以下の表２はまた、平衡凝固条件下で製造された合金とそれらの計算されたマトリックスクロム含有量を示している。
【００２２】
例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、１６％を超えるクロムを含む。他の例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、１８％を超えるクロムを含む。さらなる例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、２０％を超えるクロムを含む。さらに別の例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、２２％を超えるクロムを含む。さらに別の例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、２４％を超えるクロムを含む。さらに別の例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、２６％を超えるクロムを含む。さらに別の例示的な実施形態では、１３００Ｋで、マトリックスは、重量パーセントで、２８％を超えるクロムを含む。
【００２３】
クロムは、高塩化物環境での耐食性に有利であるが、モリブデンとタングステンの存在はまた、Ｃｒも存在する高塩化物環境での鉄合金の耐孔食性を向上させる。以下の表２はまた、製造された合金と、平衡凝固条件下で計算されたモリブデンとタングステンのマトリックス含有量を示している。
【００２４】
１３００Ｋでの例示的な実施形態では、マトリックスは、重量パーセントで、０．５％を超えるモリブデンとタングステンの組み合わせを含む。１３００Ｋでの例示的な実施形態では、マトリックスは、重量パーセントで、１％を超えるモリブデンとタングステンの組み合わせを含む。１３００Ｋでの例示的な実施形態では、マトリックスは、重量パーセントで、２％を超えるモリブデンとタングステンの組み合わせを含む。１３００Ｋでの他の例示的な実施形態では、マトリックスは、重量パーセントで、４％を超えるモリブデンおよびタングステンの組み合わせを含む。
【００２５】
高Ｃｒ、Ｍｏ、および／またはＷステンレス鋼での金属間化合物相の形成は、靭性および／または延性の低下と相関する金属間化合物相の割合が高いという問題である。この材料は、溶射または他のプロセスを介した堆積後に亀裂が発生しないように低減されることを意図しているので、任意の脆化相の存在を低減することが有利である。例示的な実施形態では、金属間化合物相のモル分率は、すべてのカイ相、シグマ相、およびラーベス相の

平衡凝固条件下での合計として定義される。ブレーキディスクなどの一部の用途では、極端な制動イベント中に表面温度が８００Ｋに達する可能性があり、その結果、使用中に金属間化合物相が析出しないことが有利である。

【００２６】

図１に示される合金Ｘ４では、８００Ｋに存在する唯一の金属間化合物相は、ラベル１０３によって示されるラーベス相であるため、８００Ｋでの金属間化合物相のモル分率は、６．４％として計算される。図２に示される合金Ｘ５では、８００Ｋでラベル２０３によって示されるラーベス相とラベル２０４によって示されるシグマ相の両方が存在するので、計算されたモル分率の合計は１３．０％になる。図５に示される合金Ｘ９では、８００Ｋでラベル５０３によって示されるラーベス相とラベル５０４によって示されるカイ相の両方が存在するので、計算されたモル分率の合計は１３．５％になる。

【００２７】

例示的な実施形態では、８００Ｋで、合金は、モルパーセントで、２０％未満の金属間化合物相を含む。他の例示的な実施形態では、８００Ｋで、合金は、モルパーセントで、１５％未満の金属間化合物相を含む。さらなる例示的な実施形態では、８００Ｋで、合金は、モルパーセントで、１０％未満の金属間化合物相を含む。さらに別の例示的な実施形態では、８００Ｋで、合金は、モルパーセントで、８％未満の金属間化合物相を含む。

【００２８】

ホウ化物、炭化物、炭化ホウ化物、酸化物、窒化物などの硬質相の形成は、合金の耐摩耗性を向上させることができる。特に周期的で急速な温度変化にさらされた場合、過度に高い値が堆積後または使用中に合金の亀裂を引き起こす可能性がある硬質相の割合には実際的な制限がある。本開示における硬質相は、平衡凝固条件下でのすべてのホウ化物、炭化物、炭化ホウ化物、酸化物、および／または窒化物の合計として計算することができる。

【００２９】

図１に示される合金Ｘ４では、１３００Ｋで２つの硬質相（ラベル１０４によって示されるM_3B_2相と、ラベル１０５によって示されるM_2B相）が存在し、これらの硬質相の合計は６６．７モル％である。図２に示される合金Ｘ５では、存在する硬質相は１つだけであり、ラベル２０５によって示されるM_2Bであるため、１３００Ｋでの硬質相のモル分率は、５８．８％である。図５に示される合金Ｘ９では、存在する硬質相は１つだけであり、ラベル５０５によって示されるM_2Bであるため、１３００Ｋでの硬質相のモル分率は４９％である。

【００３０】

例示的な実施形態では、平衡または平衡に近い凝固条件下での硬質相のモル分率は、４５％～８０％の間である。本開示の他の例示的な実施形態では、硬質相のモル分率は、５０％～７５％の間である。本開示のさらなる例示的な実施形態では、硬質相のモル分率は、５０％～６０％の間である。本開示のさらに別の例示的な実施形態では、硬質相のモル分率は、５５％～７０％の間である。例示的な実施形態では、平衡または平衡に近い凝固条件下での硬質相のモル分率は、３５％～６５％の間である。本開示の他の例示的な実施形態では、硬質相のモル分率は、４０％～６０％の間である。本開示のさらなる例示的な実施形態では、硬質相のモル分率は、４５％～５５％の間である。

【００３１】

溶融およびアトマイズ中に高温相が形成されると、流動性が制限されて合金の製造可能性が低下する可能性がある。流動性が制限されると、溶融するために特別な装置が必要になる可能性があり、アトマイズの収率が低下する可能性がある、および／または工業規模での生産が不可能になる可能性がある。より低い液相線温度がアトマイズ中の流動性の改善と相関するため、より高い流動性を確保するために、平衡凝固条件下での液相線温度が制御される。例示的な実施形態では、流動性と液相線温度は逆相関し得る。

【００３２】

液相線温度は、合金が１００％液体である最低温度として熱力学的に定義される。合金

Ｘ４およびＸ５では、液相線温度は、ラベル１０６および２０６によって示されるように１９２５Ｋである。合金Ｘ９では、液相線温度は１８１９Ｋである。

【００３３】

例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、２０００Ｋ未満である。他の例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、１９７５Ｋ未満である。さらなる例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、１９５０Ｋ未満である。さらに別の例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、１９２５Ｋ未満である。さらに別の例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、１９００Ｋ未満である。さらに別の例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、１８７５Ｋ未満である。さらに別の例示的な実施形態では、合金の液相線温度は、１８５０Ｋ未満である。

【００３４】

マトリックス相構造は、ブレーキディスクおよびその他の用途への材料の適合性を決定する可能性がある。本開示の合金は、いくつかの実施形態では、図１、図２、および図５ではＢＣＣ＿Ａ２として示されるフェライト系マトリックスを有し得る。いくつかの実施形態では、唯一のマトリックス相は、鉄ＦＣＣ鉄相を含まないＢＣＣ＿Ａ２である。いくつかの実施形態では、任意の温度でのＦＣＣ鉄マトリックス相の割合は、５モル％未満である。いくつかの実施形態では、任意の温度でのＦＣＣ鉄マトリックス相の割合は、１０モル％未満である。いくつかの実施形態では、任意の温度でのＦＣＣ鉄マトリックス相の割合は、２０モル％未満である。いくつかの実施形態では、任意の温度でのＦＣＣ鉄マトリックス相の割合は、２５モル％未満である。

【００３５】

いくつかの実施形態では、硬質相が完全にまたは主にホウ化クロムであることが好ましい。クロム含有量が良好な腐食性能に寄与するため、これは有利である。ホウ化クロムはまた、ＭＣ炭化物およびモリブデンやタングステンのホウ化物など、他の多くの硬質相よりも低温で形成される。ホウ化クロムのモル分率は、１３００ＫでのM_2Bの割合として定義され、ここで、M_2Bは９０％を超えるＦｅ＋Ｃｒ＋Ｂを含む。

【００３６】

図５に示す合金Ｘ９では、ホウ化クロムの割合は４９モル％である。

【００３７】

本開示のいくつかの実施形態では、ホウ化クロムのモル分率は、４０～６５モル％の間である。本開示のいくつかの実施形態では、ホウ化クロムのモル分率は、４５～５５モル％の間である。本開示のいくつかの実施形態では、ホウ化クロムのモル分率は、４５～７０モル％の間である。本開示のいくつかの実施形態では、ホウ化クロムのモル分率は、５５～７０モル％の間である。

【００３８】

いくつかの実施形態では、硬質相が主に過共晶相として形成されることが重要である。これにより、アトマイズまたはその他の方法で粉末に製造された後、硬質相が十分に粗くなることが保証される。細かすぎる硬質相は、所与の用途に対して必要な望ましい摩耗性および／または摩耗特性を提供しない可能性がある。過共晶硬質相の割合は、マトリックスがまだ凝固していない最低温度でのすべての硬質相の合計として測定される。図５のＡｌｌｏｙＸ９では、これは１６００Ｋで発生する。したがって、Ｘ９の過共晶硬質相の割合は、図５のラベル５０７にあるように３１．７モル％である。

【００３９】

いくつかの実施形態では、過共晶硬質相の割合は２５％を超える。いくつかの実施形態では、過共晶硬質相の割合は２８％を超える。いくつかの実施形態では、過共晶硬質相の割合は３０％を超える。

【００４０】

ミクロ組織

例示的な実施形態では、合金はまた、それらのミクロ組織的特徴によって説明することができる。ホウ化物、炭化物、炭化ホウ化物、酸化物、窒化物などの硬質相の形成は、合

金の耐摩耗性を向上させることができる。特に周期的で急速な温度変化にさらされた場合、過度に高い値が堆積後または使用中に合金の亀裂を引き起こす可能性がある硬質相の割合には実際的な制限がある。本開示における硬質相は、合金のアーク溶融サンプルで定量的金属組織学技術を使用して測定された場合の、すべてのホウ化物、炭化物、炭化ホウ化物、酸化物、および窒化物の合計として計算することができる。

【００４１】

図３に示される合金Ｘ４のミクロ組織では、硬質相の体積分率は、ラベル３０１によって示されるホウ化鉄クロムと、ラベル３０２によって示されるホウ化鉄クロムモリブデンタングステンの合計として６７％で測定される。図４に示される合金Ｘ５のミクロ組織では、硬質相の体積分率は、ラベル４０１によって示されるホウ化鉄クロムの合計として５７％で測定される。

【００４２】

マトリックス相のＰＲＥＮは、合金の腐食性能の強力な予測因子である。式（１）に関して前述したように、ＰＲＥＮは［Ｃｒ＋３．３×（Ｍｏ＋０．５×Ｗ）＋１６×Ｎ］（ただし、元素値は重量パーセントである）として計算される。元素の重量パーセントは、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）内でエネルギー分散型Ｘ線分光法（ＥＤＳ）を使用して測定される。

【００４３】

図３に示される合金Ｘ４のミクロ組織では、ＰＲＥＮは、ラベル３０３によって示されるマトリックス相から計算され、ＥＤＳを介して３８．３に等しいと測定される。図４に示される合金Ｘ５のミクロ組織では、ラベル４０２によって示されるマトリックス相のＰＲＥＮは、４８．３に等しいと測定される。製造されたすべてのアーク溶融合金の測定されたマトリックスＰＲＥＮ値を表２に示す。

【表２】

アーク溶融合金の熱力学的および経験的結果

	マトリックス PREN 1300K	1300K 硬質相 モル%	1300kでの マトリックス Cr	1300Kでの マトリックス Mo+W	1000Kでの マトリックス PREN	液相線 温度 K	800Kでの 金属間 化合物 モル%	測定された PREN	BCC内の 測定された Cr
P130-X1	31.5	57.7	27.8%	1.1%	25.39	1900	2.3%	27.0	18.7%
P130-X2	34.8	64.3	24.0%	4.3%	24.66	1925	7.8%	33.9	18.1%
P130-X3	39.0	58.8	25.4%	6.1%	25.01	1900	6.5%	35.9	18.1%
P130-X4	32.5	66.7	21.2%	5.0%	20.02	1925	6.4%	38.3	23.7%
P130-X5	42.7	58.8	31.2%	5.0%	25.01	1925	13.0%	48.3	18.9%
P130-X6	44.6	58.7	34.4%	4.3%	25.01	1925	18.7%	46.5	25.8%
P130-X7	35.1	57	28.8%	3.9%	27.00	1900	6.3%	43.0	20.1%
P130-X9	35.7	49.1	30.1	3.4%	27.0	1819	13.5%	42	23%

【００４４】

いくつかの用途では、本開示に記載されている合金は、耐食性を提供することを目的としたコーティングとして堆積させることができる。高塩化物含有水などの腐食性媒体が存在する場合、過度のコーティングの多孔性は、腐食性媒体を基材に浸透させる可能性がある。この浸透が発生した場合、基材の腐食は、表面の変色、オーバーレイ性能の低下、および／または基材からのコーティングの剥離につながる可能性がある。結果として、溶射または他の堆積方法によって堆積されたコーティングの空孔率のパーセンテージを制御することが有利である可能性がある。

【００４５】

以下の表３は、３つのパラメータでＨＶＯＦを介して溶射された本開示の合金と、ＡＳＴＭ　Ｅ２１０９－０１を介して測定されたときのそれらの結果として生じる空孔率を要

約している。

【００４６】

例示的な実施形態では、記載された合金から形成されたコーティングは、３％未満の空孔率を有し得る。本開示の他の例示的な実施形態では、記載された合金から形成されたコーティングは、２％未満の空孔率を有し得る。本開示のさらなる例示的な実施形態では、記載された合金から形成されたコーティングは、１．５％未満の空孔率を有し得る。本開示のさらに別の例示的な実施形態では、記載された合金から形成されたコーティングは、１％未満の空孔率を有し得る。

【００４７】

コーティングの摩耗性能の予測因子は、０．３ｋｇｆ（ＨＶ０．３）でビッカース試験法によって測定された硬度とすることができる。一方、過度の硬度は、靭性および／または延性が低いことを示している可能性があり、使用中に亀裂または剥離を引き起こす可能性がある。硬度は一般的に、靭性または延性と逆相関する。以下の表３は、本開示の３つのＨＶＯＦ溶射合金のＨＶ０．３値を要約している。

【００４８】

例示的な実施形態では、ビッカース硬さＨＶ０．３は、５００～１０５０の間である。例示的な実施形態では、ＨＶ０．３は、６００～９５０の間である。

【表３】

ＨＶＯＦ溶射粉末の結果

合金	空孔率 % (ASTM E2109-01)	サイ結合(Psi-bond)強度 (C633- 13)	硬度 HV0.3	密度 %	パラメータ
P130-X5	<1	9445 ± 1844	783 ± 84	64.76	A
	1.4 ± 0.2	11820 ± 143	787 ± 92	65.23	B
	1.6 ± 0.5	6867 ± 557	871 ± 82	74.56	C
P130-X7	1.4 ± 0.4	10926 ± 450	790 ± 68	67.63	C
	1.5 ± 0.5	10308 ± 2998	754 ± 108	67.46	B
	<1	12076 ± 365	769 ± 98	58.55	A
P130-X4	2.2 ± 0.3	8861 ± 2453	919 ± 50	78.01	C
	1.2 ± 0.2	9747 ± 777		76.36	B
	<1	9695 ± 383	904 ± 69	71.42	A

【００４９】

<u>化学物質</u>

本開示の例示的な実施形態では、合金は、それらのバルクの化学物質によって説明することができる。他の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、２０％～５０％のクロム、０％～１５％のモリブデン、０％～１５％のタングステン、３％～６％のホウ素を含む。さらなる例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、２５％～５０％のクロム、０％～１５％のモリブデン、０％～１５％のタングステン、３％～６％のホウ素を含む。さらに別の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３０％～４５％のクロム、０％～１５％のモリブデン、０％～１５％のタングステン、３％～６％のホウ素を含む。さらに別の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、２０％～５０％のクロム、０％～１５％のモリブデン、０％～１５％のタングステン、３．３％～５．５％のホウ素を含む。他の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、２０％～５０％のクロム、０％～１５％のモリブデン、０％～１５％のタングステン、３．３％～５．５％のホウ素を含む。上記の実施形態では、合金元素の残部は、鉄および不純物を含むことが理解される。

【００５０】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、２８％～３６％のクロム、８％～１２％のモリブデン、２％～６％のタングステン、４．８％～５．６％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。他の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、２５％～３９％のクロム、７％～１３％のモリブデン、２％～６％のタングステン、４．６％～５．８％のホウ素を含む。上記の実施形態では、合金元素の残部は、鉄および不純物を含むことが理解される。
【００５１】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３８％～４６％のクロム、３％～６％のモリブデン、０％～４％のタングステン、４．０％～４．８％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。他の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３６％～４８％のクロム、２％～８％のモリブデン、０％～６％のタングステン、３．８％～５．０％のホウ素を含む。上記の実施形態では、合金元素の残部は、鉄および不純物を含むことが理解される。
【００５２】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３６％～４８％のクロム、０％～４％のタングステン、３．８％～４．８％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。
【００５３】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３５％～４５％のクロム、０％～４％のタングステン、３．４％～４．２％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。
【００５４】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３５％～４５％のクロム、０％～４％のモリブデン＋タングステン、３．４％～４．２％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。
【００５５】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３５％～４５％のクロム、０％～８％のモリブデン＋タングステン、３．４％～４．２％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。
【００５６】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３５％～４５％のクロム、０．５％～４％のモリブデン＋タングステン、３．４％～４．２％のホウ素、残部は鉄と不純物を含む。
【００５７】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで、３５％～４５％、３．４％～４．２％のホウ素を含む。
【００５８】
例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで１％未満の炭素を含む。他の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで０．５％未満の炭素を含む。さらなる例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで０．２５％未満の炭素を含む。さらに別の例示的な実施形態では、粉末は、重量パーセントで０．１％未満の炭素を含む。
【００５９】
規制、環境、および安全上の懸念から、ニッケルの濃度が高すぎるとフェライトの安定性が低下し、環境へのリスクが高まるため、すべての摩耗面でニッケルおよび／または銅を制限することが望ましい可能性がある。本開示の例示的な実施形態は、原料粉末のニッケル含有量を具体的に制限する。
【００６０】
例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、５重量％未満のニッケルを含む。他の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、２重量％未満のニッケルを含む。さらなる例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、１重量％未満のニッケルを含む。さらに別の例示的な実施形態では、生成される

粉末およびコーティングは、０．５重量％未満のニッケルを含む。さらに別の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．２重量％未満のニッケルを含む。他の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．１５重量％未満のニッケルを含む。さらに別の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．１重量％未満のニッケルを含む。

【００６１】

例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、５重量％未満の銅を含む。他の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、２重量％未満の銅を含む。さらなる例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、１重量％未満の銅を含む。さらに別の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．５重量％未満の銅を含む。さらに別の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．２重量％未満の銅を含む。他の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．１５重量％未満の銅を含む。さらに別の例示的な実施形態では、生成される粉末およびコーティングは、０．１重量％未満の銅を含む。

【００６２】

用途

例示的な実施形態では、合金は粉末に製造される。例示的な実施形態では、合金は、ガスアトマイズによって粉末に製造される。以下の表４は、本開示の実施形態に係る合金の測定されたガスアトマイズ粉末の化学物質を提供する。本開示の例示的な実施形態では、記載された合金は、水アトマイズによって粉末に製造される。

【表４】

溶射用の粉末に製造された合金の測定された化学物質

合金	Fe	Cr	Mo	W	B	C
P130-X4	残部	31.9	10	4.1	5.2	0.08
P130-X5	残部	41.4	4.5	1.9	4.4	0.05
P130-X7	残部	40.8	該当なし	1.9	4.3	0.06
P130-X9	残部	40.1	0	2.1	3.7	0.07

【００６３】

例示的な実施形態では、合金は、高速フレーム（ＨＶＯＦ：ｈｉｇｈ　ｖｅｌｏｃｉｔｙ　ｏｘｙｇｅｎ　ｆｕｅｌ）溶射を介して堆積させることができる。本開示の他の例示的な実施形態では、合金は、ガス燃料ＨＶＯＦ溶射を介して堆積させることができる。本開示のさらなる例示的な実施形態では、合金は、液体燃料ＨＶＯＦ溶射を介して堆積させることができる。本開示のさらに別の例示的な実施形態では、合金は、高速フレーム（ＨＶＡＦ:ｈｉｇｈ　ｖｅｌｏｃｉｔｙ　ａｉｒ　ｆｕｅｌ）溶射を介して堆積させることができる。本開示のさらに別の例示的な実施形態では、合金は、プラズマ溶射を介して堆積させることができる。本開示の他の例示的な実施形態では、合金は、ガス式溶射を介して堆積させることができる。本開示のさらなる例示的な実施形態では、合金は、高速アークワイヤー溶射を介して堆積させることができる。本開示の例示的な実施形態では、合金は、ツインワイヤーアーク溶射（ＴＷＡＳ）を介して堆積させることができる。本開示の合金は、摩耗体を形成するために焼結することができる。本開示の合金は、摩耗部品を形成するために鋳造することができる。

【００６４】

本開示の合金は、乗用車用のブレーキディスクおよびブレーキドラムに使用することができる。この合金は、中型および大型の道路車両に使用できる。合金は、一般的に、列車、路面電車、オートバイ、オフロード車、鉱山用トラックなどの輸送手段におけるブレーキディスクに使用できる。

【００６５】

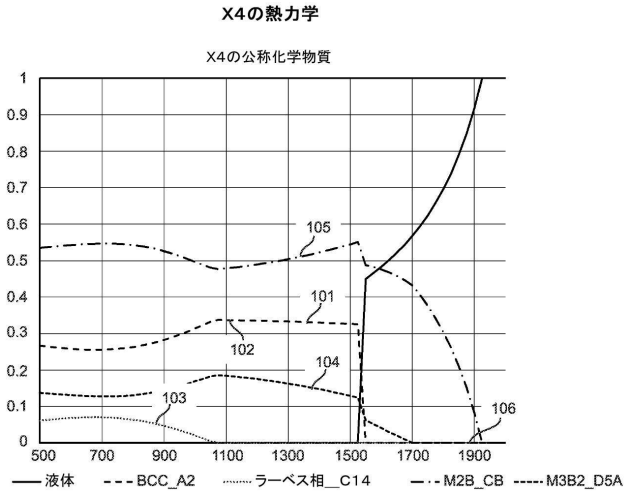
本明細書で説明される実施形態の図は、様々な実施形態の一般的な理解を提供することを意図している。これらの図は、本明細書に記載の構造または方法を利用する装置およびシステムの要素および構成の全体の完全な説明として役立つことを意図するものではない。他の多くの実施形態は、本開示を検討する際に当業者には明らかであり得る。本開示の範囲から逸脱することなく構造的および論理的置換および変更を行うことができるように、他の実施形態を利用し、本開示から導き出すことができる。また、開示および図は、限定的ではなく例示的であると見なされるべきである。

【００６６】

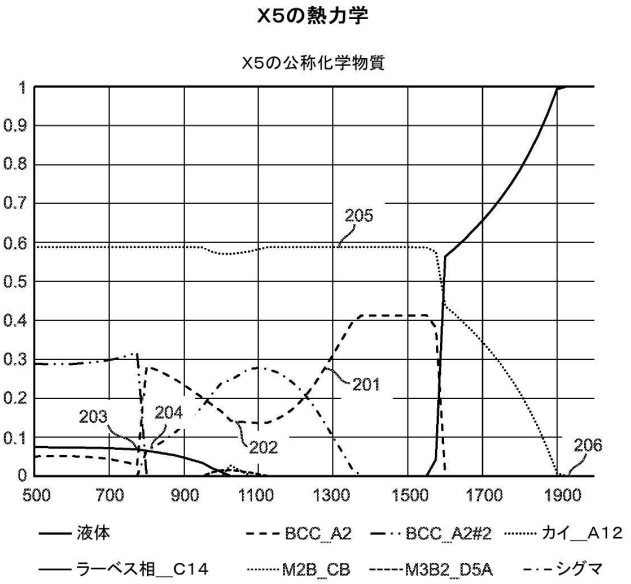
本開示の１つまたは複数の実施形態は、本出願の範囲を任意の特定の発明または発明の概念に自発的に限定することを意図することなく、単に便宜的に「発明」という用語によって、本明細書では個別におよび／または集合的に言及することができる。さらに、特定の実施形態が本明細書に例示および記載されているが、同じまたは同様の目的を達成するように設計されたその後の任意の配置を、示される特定の実施形態の代わりに使用できることを理解すべきである。本開示は、様々な実施形態のその後のすべての適応または変形を網羅することを意図している。上記の実施形態の組み合わせ、および本明細書で具体的に説明されていない他の実施形態は、説明を検討すると、当業者には明らかとなるであろう。

【図面】

【図１】

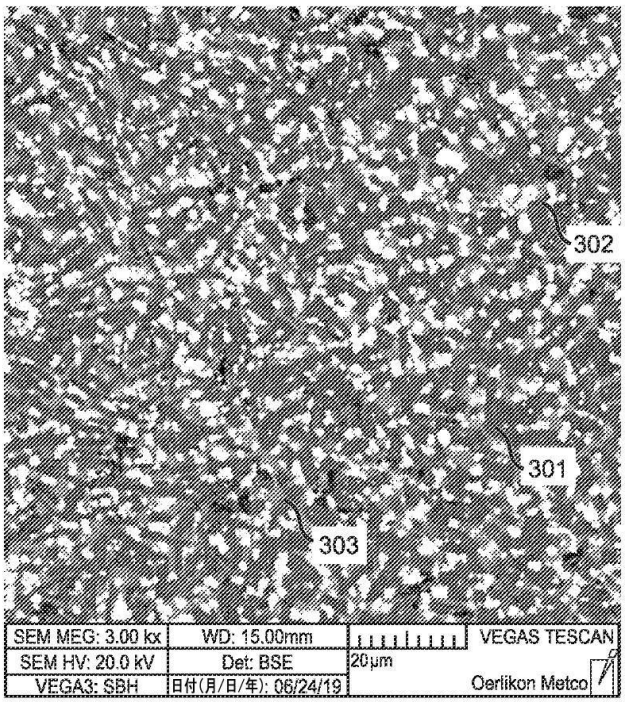


【図２】



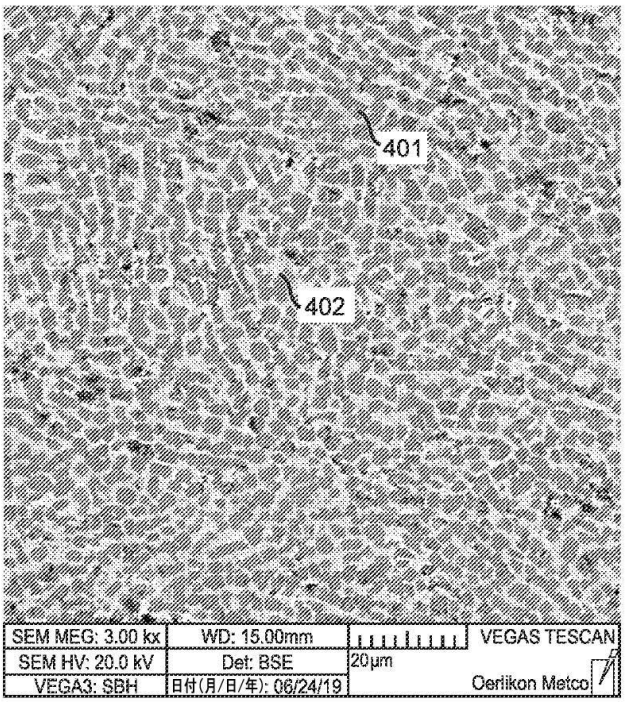
【図３】

X4のスプラット急冷インゴットのミクロ組織

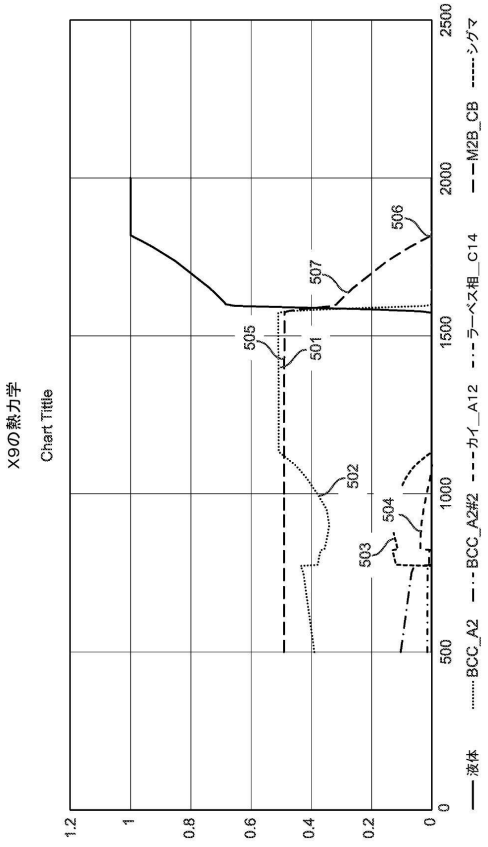


【図４】

X5のスプラット急冷インゴットのミクロ組織



【図５】



【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/US 20/62714

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
IPC - C21D 1/18; C21D 6/02; C21D 9/00 (2021.01)
CPC - C21D 1/18; C21D 1/25; C21D 6/002; C21D 6/004

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)
See Search History document

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
See Search History document

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
See Search History document

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	US 2014/0134039 A1 (Roscoe) 15 May 2014 (15.05.2014) Para [0001]; [0014]; [0046]; [0064]-[0069]; [0106]	1-5, 8-9, 12a, 12b, and 13
--- Y		6-7 and 10-11
Y	US 2019 / 0024225 A1 (Arconic Inc.) 24 January 2019 (24.01.2019) Para [0003]; [0066]	6
Y	US 2016/0290423 A1 (Freni Brembo S.P.A) 06 October 2016 (06.10.2016) Para [0001]; [0008]; [0011]; [0012]; [0067]	7 and 10-11
A	US 2014/0065005 A1 (Yoshitake) 06 March 2014 (06.03.2014) entire document	1-13

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ 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	Date of mailing of the international search report
27 January 2021	26 FEB 2021
Name and mailing address of the ISA/US Mail Stop PCT, Attn: ISA/US, Commissioner for Patents P.O. Box 1450, Alexandria, Virginia 22313-1450 Facsimile No. 571-273-8300	Authorized officer Lee Young Telephone No. PCT Helpdesk: 571-272-4300

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (July 2019)

フロントページの続き

(51)国際特許分類		FI			テーマコード（参考）
C23C	*4/08 (2016.01)*	C23C	4/08		
C23C	*4/129(2016.01)*	C23C	4/129		
C23C	*4/134(2016.01)*	C23C	4/134		
C23C	*4/131(2016.01)*	C23C	4/131		
F16D	*65/12 (2006.01)*	F16D	65/12	E	
		F16D	65/12	M	

MK,MT,NL,NO,PL,PT,RO,RS,SE,SI,SK,SM,TR),OA(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,BB,BG,BH,BN,BR,BW,BY,BZ,CA,CH,CL,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DJ,DK,DM,DO,DZ,EC,EE,EG,ES,FI,GB,GD,GE,GH,GM,GT,HN,HR,HU,ID,IL,IN,IR,IS,IT,JO,JP,KE,KG,KH,KN,KP,KR,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,WS,ZA,ZM,ZW

Fターム（参考）

FA14 FA17

4K018 AA32 BA16 BD09 KA05 KA58

4K031 AA02 AB02 CB07 CB22 CB23 CB24 DA01 DA03 DA04

4K042 AA25 BA03 BA06 CA02 CA05 CA07 CA08 CA10 DA07 DB03