

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11)特許番号

特許第3516060号
(P3516060)

(45)発行日 平成16年4月5日(2004.4.5)

(24)登録日 平成16年1月30日(2004.1.30)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I
H 0 1 B 13/00	5 6 5	H 0 1 B 13/00 5 6 5 A
12/10	Z A A	12/10 Z A A
// C 2 2 C 27/02	1 0 2	C 2 2 C 27/02 1 0 2 A
C 2 2 F 1/00	6 2 5	C 2 2 F 1/00 D 6 2 5

請求項の数5(全12頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2000-167971(P2000-167971)

(22)出願日 平成12年6月5日(2000.6.5)

(65)公開番号 特開2001-52546(P2001-52546A)

(43)公開日 平成13年2月23日(2001.2.23)

審査請求日 平成13年1月25日(2001.1.25)

(31)優先権主張番号 特願平11-158826

(32)優先日 平成11年6月4日(1999.6.4)

(33)優先権主張国 日本 (J P)

(73)特許権者 301023238
独立行政法人物質・材料研究機構
茨城県つくば市千現一丁目2番1号

(72)発明者 菊池 章弘
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学技術庁金属材料技術研究所内

(72)発明者 飯嶋 安男
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学技術庁金属材料技術研究所内

(72)発明者 井上 廉
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学技術庁金属材料技術研究所内

審査官 青木 千歌子

(56)参考文献 特開 平6-283059 (J P, A)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 Nb₃(Al, Ge)またはNb₃(Al, Si)極細多芯超伝導線の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】 厚さ1μm以下のAl-(2~30)at%Ge合金がNb母材中に体積率1:2.5~1:3.5で均質に複合された複合芯材を作製し、この複合芯材の多数本をNb含有の筒状のマトリックス材に埋め込んで極細多芯構造複合線を作製し、この極細多芯構造複合線を2秒以内で1700以上の温度まで加熱し、次いで熔融金属中に導き冷却する急熱・急冷処理により、極細多芯構造複合線中に結晶秩序度の低いA15相化合物フィラメントを形成し、この状態で、この極細多芯構造複合線上に超伝導安定化材としてのCuを被覆し、次いで650~900で追加熱処理を行うことによりA15相化合物のNb₃(Al, Ge)の結晶秩序度を回復させることを特徴とするNb₃(Al, Ge)極細多芯超伝導線の製造方法。

【請求項2】 請求項1において、出発材であるAl-(2

~30)at%Ge合金に代えて、Al-(2~20)at%Si合金を使い、同一の工程で作製することを特徴とするNb₃(Al, Si)極細多芯超伝導線の製造方法。

【請求項3】 請求項1または2において、製造工程中、追加熱処理の前段で行われる安定化のためのCu被覆に代えて、追加熱処理の後に安定化のためのCu被覆を行うことを特徴とするNb₃(Al, Ge)またはNb₃(Al, Si)極細多芯超伝導線の製造方法。

【請求項4】 請求項1または2において、製造工程中、Cuをあらかじめ拡散バリアー材で周囲を囲んだ状態でマトリックス材中に組み込み、伸線加工を行って極細多芯構造複合線を作製し、この極細多芯構造複合線を急熱・急冷処理をすることを特徴とするNb₃(Al, Ge)またはNb₃(Al, Si)極細多芯超伝導線の製造方法。

【請求項5】 請求項1、2、3、または4において、

製造工程中の出発材であるAl-(2 ~ 30)at%Ge合金またはAl-(2 ~ 20)at%Si合金に代えて、Al-(2 ~ 30)at%Ge-(0 ~ 7)at%X合金またはAl-(2 ~ 20)at%Si-(0 ~ 7)at%X合金(ただしXは、Mg、Zn、Li、Ag、Cu、Bの中から選択される1種類以上)を使用することを特徴とするNb₃(Al,Ge)またはNb₃(Al,Si)極細多芯超伝導線の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この出願の発明は、Nb₃Al極細多芯超伝導線の特性向上のためGe添加、Si添加を検討する中で案出された発明であり、GeまたはSiが添加されるNb/Al合金製極細多芯超伝導線の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術とその課題】アーク溶解で作製されたNb₃(Al,Ge)またはNb₃(Al,Si)の超伝導臨界温度T_cおよび超伝導臨界磁場H_{c2}は、Nb₃Alよりずっと高くなることは以前から知られていた。

【0003】最近、図13に示すような製法を用いる中で、NbとAlの複合線材を急熱・急冷処理し、Nb-25at%Alの過飽和bcc合金固溶相を複合線材中に生成させ、その後650~900で熱処理することで、化学量論組成に近く、極めて細かい結晶粒のNb₃Alを析出させる製法が提案されている。この製法では臨界電流密度J_cが極めて高くなるため、実用線材の製法として注目されている。

【0004】現在、金属系超伝導材料を使った発生磁場記録は21.7Tであり、Nb₃Al線材が実用化しても、発生磁場の上限は23.5T程度と考えられる。

【0005】酸化物系超伝導線材は、より強磁場の発生が可能であるが、線材製造コストが金属系超伝導線材の百倍程度大きいのが問題である。

【0006】ところで、NbマトリックスとAl-Ge合金芯からなる極細多芯複合線材を作製し、通電加熱で2000近くまでの温度まで急熱し、次いで液体金属中に連続的に導き急冷する急熱・急冷処理を施すと、Al中のGeの添加量が2%以下と少ない場合、過飽和固溶体が生成され、追加析出熱処理により、大きいJ_cが得られるが、T_cやH_{c2}の顕著な増加は見られない。

【0007】一方、Geの添加量が多くなると、過飽和固溶体は不安定になり、超急冷条件下のみで過飽和固溶体は形成される。

【0008】しかし、連続的な超急冷は工業的に極めて実現が難しいため、実用化の目途が立たない。

【0009】

【課題を解決するための手段】以上の従来技術の欠点を打開するために、この出願の発明は、厚さ1μm以下のAl-(2 ~ 30)at%Ge合金がNb母材中に体積率1:2.5 ~ 1:3.5で均質に複合された複合芯材を作製し、この複合芯材の多数本をNb含有の筒状のマトリックス材に埋め込んで

極細多芯構造複合線材を作製し、この極細多芯構造複合線材を2秒以内で1700以上の温度まで加熱し、次いで熔融金属中に導き冷却する急熱・急冷処理により、極細多芯構造複合線材中に結晶秩序度の低いA15相化合物フィラメントを形成し、この状態で、この極細多芯構造複合線材上に超伝導安定化材としてのCuを被覆し、次いで650~900で追加熱処理を行うことによりA15相化合物のNb₃(Al,Ge)の結晶秩序度を回復させることを特徴とするNb₃(Al,Ge)極細多芯超伝導線の製造方法(請求項1)を提供する。

【0010】また、この出願の発明は、請求項1において、出発材であるAl-(2 ~ 30)at%Ge合金に代えて、Al-(2 ~ 20)at%Si合金を使い、請求項1と同一の工程で作製することを特徴とするNb₃(Al,Si)極細多芯超伝導線の製造方法(請求項2)を提供する。

【0011】更に、請求項1または2において、製造工程中、追加熱処理の前段で行われる安定化のためのCu被覆に代えて、追加熱処理の後に安定化のためのCu被覆を行うことを特徴とするNb₃(Al,Ge)またはNb₃(Al,Si)極細多芯超伝導線の製造方法(請求項3)を、また、請求項1または2において、製造工程中、Cuをあらかじめ拡散バリアー材で周囲を囲んだ状態でマトリックス材中に組み込み、伸線加工を行って極細多芯構造複合線材を作製し、この極細多芯構造複合線材を急熱・急冷処理をすることを特徴とするNb₃(Al,Ge)またはNb₃(Al,Si)極細多芯超伝導線の製造方法(請求項4)を、更に請求項1、2、3、または4において、製造工程中の出発材であるAl-(2 ~ 30)at%Ge合金またはAl-(2 ~ 20)at%Si合金に代えて、Al-(2 ~ 30)at%Ge-(0 ~ 7)at%X合金またはAl-(2 ~ 20)at%Si-(0 ~ 7)at%X合金(ただしXは、Mg、Zn、Li、Ag、Cu、Bの中から選択される1種類以上)を使用することを特徴とするNb₃(Al,Ge)またはNb₃(Al,Si)極細多芯超伝導線の製造方法(請求項5)をも提供する。

【0012】すなわち、この出願の発明は発明者により見出された以下の知見に基づいて完成されている。

【0013】まず、前記の通りの急熱・急冷処理を行うと、結晶秩序度の低いA15相化合物フィラメントが生成し、この線材を650~900で熱処理すると、結晶の長距離秩序度が回復し、T_c=19.4K、H_{c2}(4.2K)=39.5Tが得られるが、J_c(4.2K)は15Tで130A/mm²と実用線材に比べて少し低い。ただし、磁場増加によるJ_c減少は小さく、25TでのJ_c(4.2K)は100A/mm²程度であり、金属系超伝導線材の中では最も高いことである。だが、超伝導マグネットとして実用されるには、J_c(4.2K)は目標とする発生磁場で最低150A/mm²程度は必要であり、実用線の実現には若干無理があった。

【0014】ところが、Al-Ge合金芯径を従来の径より1.5μmから0.3μmまで減少させた複合極細多芯線材を作製することに成功し、この複合線材を急熱・急冷処理したところ、最終的に得られたJ_c(4.2K)は21Tで、250A/m

m²を超えており、25T で150A/mm²に達した。

【0015】このことから、このNb₃(Al,Ge)極細多芯線材を使った超伝導マグネットは最適設計を行えば、4.2K 運転で25T、また 1.8K 運転で 27Tの磁場発生が可能であると推定できる(4.2K 1.8K への冷却で、超伝導特性は2T程度改善される)ことが判明した。

【0016】AlにSiを添加した場合も、TcおよびHc₂(4.2K)は改善された。このケースでは急熱・急冷処理した場合、過飽和固溶体が不安定になり、結晶秩序度の低いA15相化合物が生成し、Jcが低いという問題に直面したものの、同様にAl-Si合金芯径を小さくすることで、Jcを増加させることに成功した。

【0017】この出願の発明は、このような知見に基づいて完成されたものであり、GeまたはSiを添加してTcおよびHc₂を向上させたNb₃Al極細多芯線において、大きいJcを得るための新製造法を提案するものである。

【0018】この出願の製造方法により得られる発明の超伝導線材は、27T級の強磁場発生を可能とする。

【0019】

【発明の実施の形態】① Nb/Al合金マイクロ複合体芯の作製態様について、以下の実施例では、図9に示すようにNbチューブにAl合金芯を挿入して、伸線加工を繰り返すことで作製したする方法(ロッド・イン・チューブ法)が採用されるが、この製法以外に、図10に示すように、Nb粉末とAl合金粉末を混ぜ合わせた混合物を伸線加工する方法(パウダー・イン・チューブ法)、図11に示すように、NbシートとAl合金シートを重ね合わせてロール状に巻き込んだ複合体を伸線加工する方法(ジェリーロール法)、図12に示すように、Al合金シートをNbシートと重ねた状態で、軽度の加工を加え、次いで、適当な長方形チップ状に切って、押し出し加工(クラッドチップ・押し出し法)により、マイクロ複合体を作製しても原理的に、その特性は変化しない。

② Al合金の厚さは1 μm以下とする。Al合金の厚さが1 μm以上を超える場合、低磁場中のJc(4.2K)が小さくなり、実用上、都合が悪いからである。

③ マイクロ複合体中の合金比は、Al-(2~30)at%Ge合金がNb中に占める体積率の範囲を1:2.5~1:3.5とする。これは、芯材中のNbとAl合金の比率は化学量論では3:1であり、この付近の組成であれば、超伝導A-15相化合物が生成するからである。3:1の比率から大きく離れた場合には、他の非超伝導化合物や非超伝導合金の構成割合が大きくなり、他の化合物が生成する。実施例では3:1に固定して行ったが、実用的にはこの組成からある程度ずれていても問題はない。

④ GeまたはSiの添加量は、Al中のGeまたはSi添加量を2at%以上とする。添加量が2at%未満の場合、過飽和bcc固溶体が優先し、これが生成する。その場合は以前の特許第2762074号と同じ製造法となる。

【0020】Al中のGeまたはSi添加量に係る最良の効果

は、20at%Ge、または10at%Siのときに得られ、過剰添加は超伝導特性を次第に劣化させる。

⑤ 急熱・急冷処理の時間については、実施例では線材移動速度1m/secを標準に行ったが、この場合の加熱時間は0.1秒である。線材移動速度を0.5m/sec、0.2m/secと遅くしても、得られる超伝導性は殆ど変わらない。ただし0.05m/sec以下にすると、Ga浴等の熔融金属中に溶けだすNb量が増え、長尺線の急熱・急冷処理には、適さないようである。このように、線材あるいは装置を構成する金属への著しい反応および侵食を防ぐため、熔融金属は、一般には、その融点以上で300程度までの温度範囲に保持されていることが好ましい。

【0021】また、急熱・急冷処理時の熱処理時間を長くすることは、冷却速度を遅くすることに繋がるので好ましくない。現実には0.1秒の加熱で充分である。

⑥ マトリックス材には、実施例では純Nbを使用しているが、これは1700以上の温度に耐えることができ、良好な冷間加工性を有しており、しかも、Nb₃Alとの拡散反応性に乏しいからである。このような要件を備えたマトリックス材としては、純Nbの他に、純Ta、Nb基合金、Ta基合金が挙げられ、適用可能である。

⑦ 加工の出発材は、実施例ではAl-Ge合金、Al-Si合金を使用しているが、従来の経験から、この合金にMg、Ag、Cu、BおよびLiを合計して7at%以下を含ませても差し支えなく、これらMg等を7at%以下を含有する場合、複合加工性は改善され、一方超伝導特性には大きなマイナス効果はなく、問題ない。

⑧ 追加熱処理は、実施例では800で行っているが、熱処理温度は、650~900の温度範囲で行えばよい。この温度範囲の追加熱処理により、A15相化合物のNb₃(Al,Ge)の結晶秩序度を回復させることができる。

⑨ 安定化材としてのCuの被覆は、電気メッキ、化学メッキ、物理的メッキ等から任意に選択して実施可能であり、また、被覆時期も、追加熱処理の前段または後段と任意に選択することが可能である。

【0022】以下、実施例を示し、さらに詳しくこの出願の発明の実施の態様を説明する。

【0023】

【実施例1】Ge添加の例として、図2、図9を参照して説明する。

【0024】Al-5at%Ge、Al-20at%Ge、Al-30at%GeおよびAl-40at%Ge合金をタンマン溶解で作製し、外径7mmの丸棒状に切り出し、Nbパイプ(外形14mm、内径7mm)に詰め込み、390での球状化熱処理を加えながら冷間溝ロール加工と伸線加工を施した。これによって厚さ1 μm以下のAl-(2~30)at%Ge合金をNb中に体積率1:3となるよう均質に複合芯材を作製した。

【0025】ここでAl-40at%Ge合金の場合は、加工の初期に割れが発生し、伸線加工工程で断線が発生したので、複合加工は成功しなかった。

【0026】しかし、Geが30at% 以下の場合には、複合加工ができ、これらの複合線は一部、1.14mm まで、残りは0.8 mm まで伸線加工を遂行することができた。

【0027】伸線加工に続いて、この単芯複合線を適当な寸法に切断し、1.14mm の単芯線を121 本束ねて、Nbパイプ(外径 20mm、内径 14mm)に、また0.8mm の単芯線を330 本束ねて、Nbパイプ(外径 25mm、内径 16mm)に詰め込んだ後、中間焼鈍無しで、溝ロール加工および伸線加工を行い、121 芯複合線は1.14mm まで加工した後、切断し、121 本束ねて、Nbパイプ(外径 20mm、内径 14mm)に詰め込んだ。また、330 芯複合線は0.8 mm まで加工した後、切断し、330 本束ねて、Nbパイプ(外径 25mm、内径 16mm)に詰め込んだ。これらの 121×121本複合体と330 × 330 本複合体を溝ロール加工および伸線加工により、0.8mm まで加工した。こうして、複合芯材を、多数本、純Nbよりなるマトリックス材に埋め込んだ極細多芯構造複合線を作製した。

【0028】なお、複合体はその多数本がマトリックス材に埋め込まれるが、ここで多数本とは、数十本から数百万本の範囲を一般的に意味している。その後、図1に示すように、Nb/Al-Ge複合体なる極細多芯構造複合線を急熱・急冷処理をして低結晶秩序度のNb₃(Al,Ge)-A15相化合物を生成させ、更に結晶秩序化のため熱処理を追加する工程を経て、高結晶秩序度のNb₃(Al-Ge)A15 相超伝導体を得ることができた。

【0029】これらの複合線を図5に示すような急熱・急冷装置にかけた。

【0030】ここで、急熱・急冷装置は、線材の供給、巻き取り機構、Ga浴槽、回折記録装置および電源装置を備え、線材(1)の電熱加熱とGa浴冷却をする装置である。線材(1)は、供給用リール(2)からガイドローラー(3)、電極プリー(4)、浸漬ガイドローラー(5)を経て巻き取り用リール(6)に巻き取られる。動力源(9)は、電極プリー(4)、浸漬ガイドローラー(5)に夫々導線(14)(10)により接続されており、記録装置(11)は加熱電圧用導線(12)、加熱電流用導線(13)を介して電極プリー(4)、浸漬ガイドローラー(5)に接続されている。浸漬タンク(7)にはGa溶液が満たされており、浸漬ガイドローラー(5)がGa溶液に浸漬されている。

【0031】線材(1)は、電極プリー(4)を通過するとき、記録装置(11)の制御を受けながら急激に加熱され、Ga溶液を通過する際に急激に冷却されるように構成されている。

【0032】複合線は1m/sec の速度で移動しながら、Ga浴と電極プリーの間で通電加熱により室温から約2000 まで急熱される。次いで、50 程度に保持されたGa浴中を通過させて急冷される(急冷速度 1×10^5 /sec 程度)。ここで、Ga浴は電極と冷媒の役割を兼ねている。

【0033】図2に示すように、続いて、結晶秩序度の

低いA15 相化合物フィラメントを複合線中に形成した状態で、この複合線上に電気メッキ、化学メッキまたは物理的メッキにより、超伝導安定化材としてのCuを被覆した。

【0034】その後、結晶秩序化のため熱処理を施して、結晶秩序度が高く、Cu安定化したNb₃(Al,Ge)超伝導体の複合線を得た。

【0035】なお、安定化のためのCu被覆工程は、この実施例では、製造工程中、急熱・急冷処理後、追加熱処理の前段で行ったが、図3に示すように、熱処理を施して高結晶秩序度Nb₃(Al-Ge)A15 相超伝導体とした後にCu被覆を行うこともできる。

【0036】また、図4に示すように、複合線材作製の工程において、Cuはあらかじめ、拡散バリア材、たとえばV、Nb、Ta等で周囲を囲んだ状態のものとしてマトリックス材中に組み込み、伸線加工を行って極細多芯構造複合線を作製し、この極細多芯構造複合線を急熱・急冷処理をすることもできる。

【0037】巻き取られた複合線をX線回折装置で調べたところ、図6に示すようにA15 相化合物が生成していた。これはGeを含まないNb/Al 線材を使い急熱・急冷処理した場合、過飽和bcc 固溶相ができるのと対照的であった。

【0038】Nb/Al-20at%Geを使った場合、急熱・急冷処理後のTcは図7に示すように14.9Kであった。800 の追加熱処理により、結晶の長距離秩序度が回復し、Tcは19.4K まで向上した。

【0039】Ge無添加の場合、最高のTcとして17.5K が得られているので、2K程度向上したこととなる。

【0040】なお、Al-5at%Ge およびAl-30at%Geを使った場合、得られた最高のTcは、それぞれ、18.3K および18.7Kであった。

【0041】Nb/Al-20at%Ge を使った場合、Hc₂(4.2K)も急熱・急冷処理後は20T 程度であったが、650 ~ 900 の追加処理により、30 ~ 40TまでHc₂(4.2K) は向上した。Ge無添加の場合のHc₂(4.2K) は25 ~ 26Tなので、Ge添加により、Hc₂(4.2K) は大幅に改善されたことになる。

【0042】Ge添加線材は、TcおよびHc₂(4.2K)が大幅に改善されるが、Jc(4.2K)は、図8に示すように、低磁界ではあまり大きくない。ただしこれまでの実用超伝導線材ではJcが極めて小さくなり、使えなくなる20T 以上の磁場中ではかなり高い値を示す。特に330 × 330芯Nb/Al-20at%Ge (Al-Ge 合金芯径0.3 μm)複合線材を使った場合に得られたJc(4.2K)は、21T で250A/mm²を越えており、25T で150A/mm²に達した。したがって、このNb₃(Al,Ge)極細多芯線材を使った超伝導マグネットは最適設計を行った場合、4.2K運転で25T、また1.8K 運転で27T の超強磁場発生が可能だということが示唆される(4.2K 1.8Kへの冷却で、超伝導特性は2T 程度改善さ

れる)。

【0043】Al-5at%Ge およびAl-30at%Geを使った場合もAl-20at%Geで得られたほどの顕著な効果ではないが、高磁場特性の改善が見られた。いずれも121 × 121 芯 (芯径1.5 μm) の場合より、330 × 330 芯 (芯径0.3 μm) の場合の方がJc(4.2K)は向上した。

【0044】

【実施例2】Si添加の例としてAl-3at%Si、Al-10at%Si、Al-20at%Si および Al-30at%Si 合金をタンマン溶解で作製し、実施例1と同一方法で外径0.8mm で、Al-Si合金芯を121 × 121 本含む複合線と 330 × 330 本含む複合線を作り、急熱・急冷処理後、追加熱処理を行い、超伝導特性を調べた。

【0045】急熱・急冷処理後、X線回折を行うと、秩序度の悪いA15 相化合物フィラメントが生成していた。

【0046】この急熱・急冷処理後のTcはいずれの試料でも13~15K 程度であった。800 の追加熱処理を行ったところ、Tcは向上し、10at%Si を添加したAl合金を使った場合に最も顕著な効果を示し、Tcは18.8K までに向上した。

【0047】3at%Si および20at%Si を添加した場合、得られたTcは18.2K および18.1K と向上したが、30at%Si 添加の場合は、得られた最高のTcは17.2K とSi無添加の場合に得られた最高のTc、17.9K よりも低下した。

【0048】Nb/Al-10at%Siを使った場合に得られたJc(4.2K)は、Nb/Al-20at%Ge で得られたJcと極めて類似した磁場依存性を示した。Ge添加の場合と類似して、芯径が1.5 μm の場合より、0.3 μm の場合の方がJc(4.2K)は高くなり、150A/mm²のJc(4.2K)が24T で得られた。

【0049】従って、このNb₃(Al,Si)極細多芯線は、4.2K運転で 24T、1.8K運転で 26Tの磁界発生に有望な超伝導線材と考えられる。

【0050】

【発明の効果】この出願の発明の製造方法によれば、GeまたはSiを添加してTcおよびHc₂ を向上させたNb₃Al 極細多芯線において、高いJcを得ることができ、27T 級の強磁場発生を可能とする超伝導線材が製造可能となる。

【0051】従来、超伝導特性が優れているとは知られていたが、高Jcをもたらす線材化方法が知られていなかったNb₃(Al, Ge)または Nb₃(Al,Si) 化合物について、実用に適した線材化方法が得られ、高臨界電流密度Jcが実現する。

【0052】このような高臨界電流密度を有するこの出願の発明により製造される超伝導線材は、従来、困難とされていた25-27Tの超強磁場発生を可能とし、核融合炉

マグネット、電磁推進船、1.1 GHz NMR スペクトロメータ等への応用が有望視され、更に全く新しい応用技術が生み出される可能性も有り、多大な経済的波及効果が予想される。

【図面の簡単な説明】

【図1】急熱・急冷による新型製法を示した工程図である。

【図2】新型製法の一例を示した工程図である。

【図3】新型製法の一例を示した工程図である。

【図4】新型製法の一例を示した工程図である。

【図5】急熱・急冷装置を示した概要図である。

【図6】Nb/Al複合線およびNb/Al-20at%Ge 複合線を急熱・急冷処理した状態の線材と、その後800、10時間の追加熱処理をした線材のX線回折パターンを示した図である。

【図7】Nb/Al複合線およびNb/Al-20at%Ge 複合線の追加熱処理によるTcの変化を示した図である。

【図8】Nb/Al複合線およびNb/Al-20at%Ge 複合線において、芯材径を変えた場合のJc-B特性を示した図である。

【図9】Nb/Al合金複合線材の加工法の一つであるロッド・イン・チューブ法を示した工程図である。

【図10】Nb/Al合金複合線材の加工法の一つであるパウダー・イン・チューブ法を示した工程図である。

【図11】Nb/Al合金複合線材の加工法の一つであるジェリーロール法を示した工程図である。

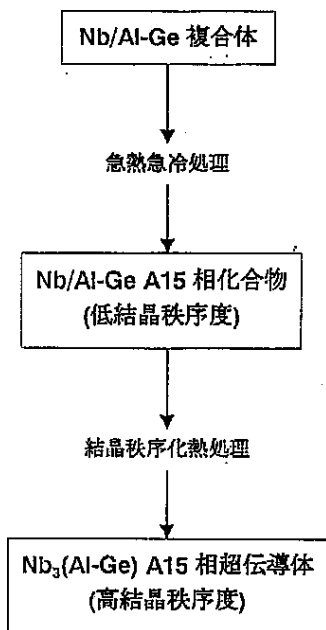
【図12】Nb/Al 合金複合線材の加工法の一つであるクラッドチップ・押し出し法を示した工程図である。

【図13】急熱・急冷による従来の製法を示した工程図である。

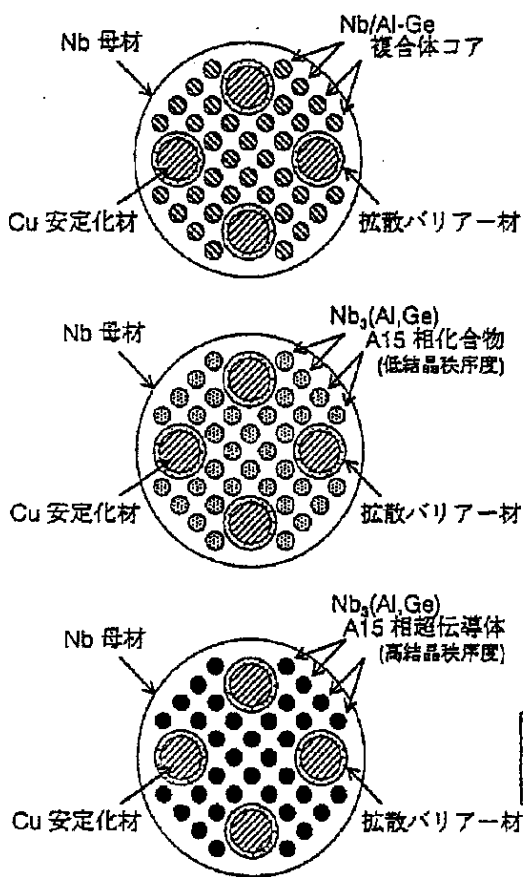
【符号の説明】

- 1 線材
- 2 供給用リール
- 3 アイドルローラー
- 4 電極プリー
- 5 浸漬アイドルローラー
- 6 巻き取り用リール
- 7 浸漬タンク
- 8 G a 浴槽
- 9 動力源
- 10 導線
- 11 回折記録装置
- 12 加熱電圧用導線
- 13 加熱電流用導線
- 14 導線

【図1】



【図4】



Nb/Al-Ge 複合体 (安定化材粗込み)

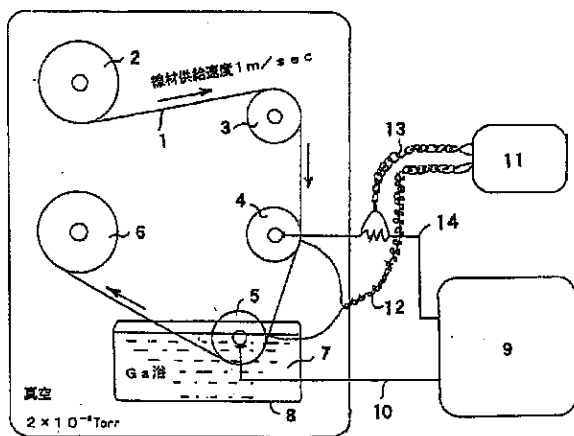
急熱急冷処理

Nb3(AI,Ge) A15 相化合物 (低結晶秩序度)

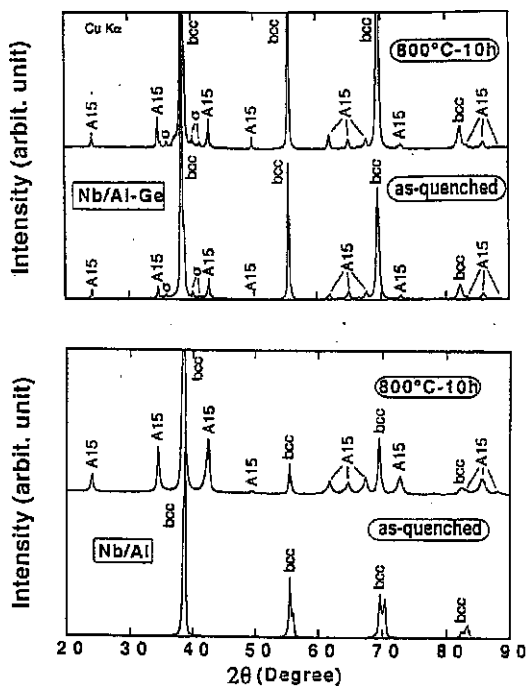
結晶秩序化熱処理

Nb3(AI,Ge) A15 相超伝導体 (高結晶秩序度)

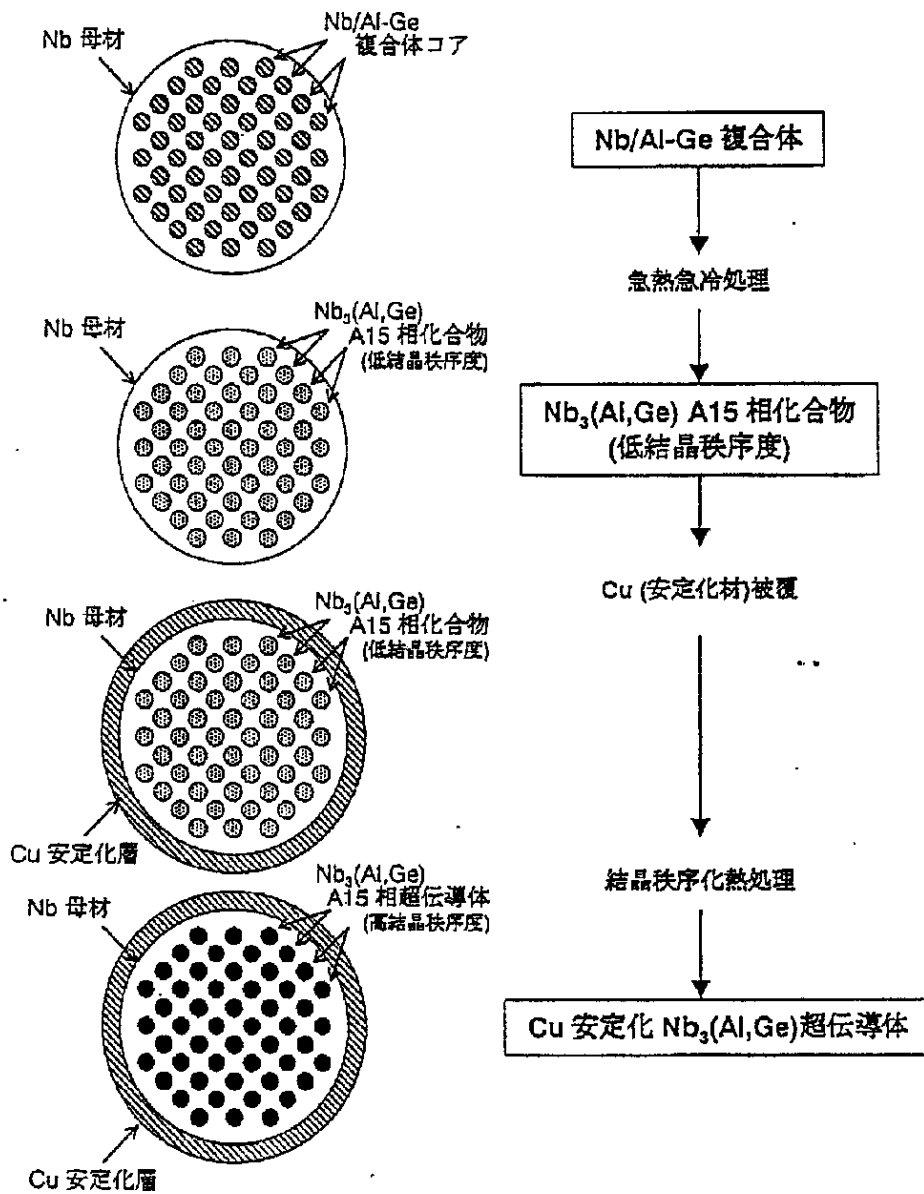
【図5】



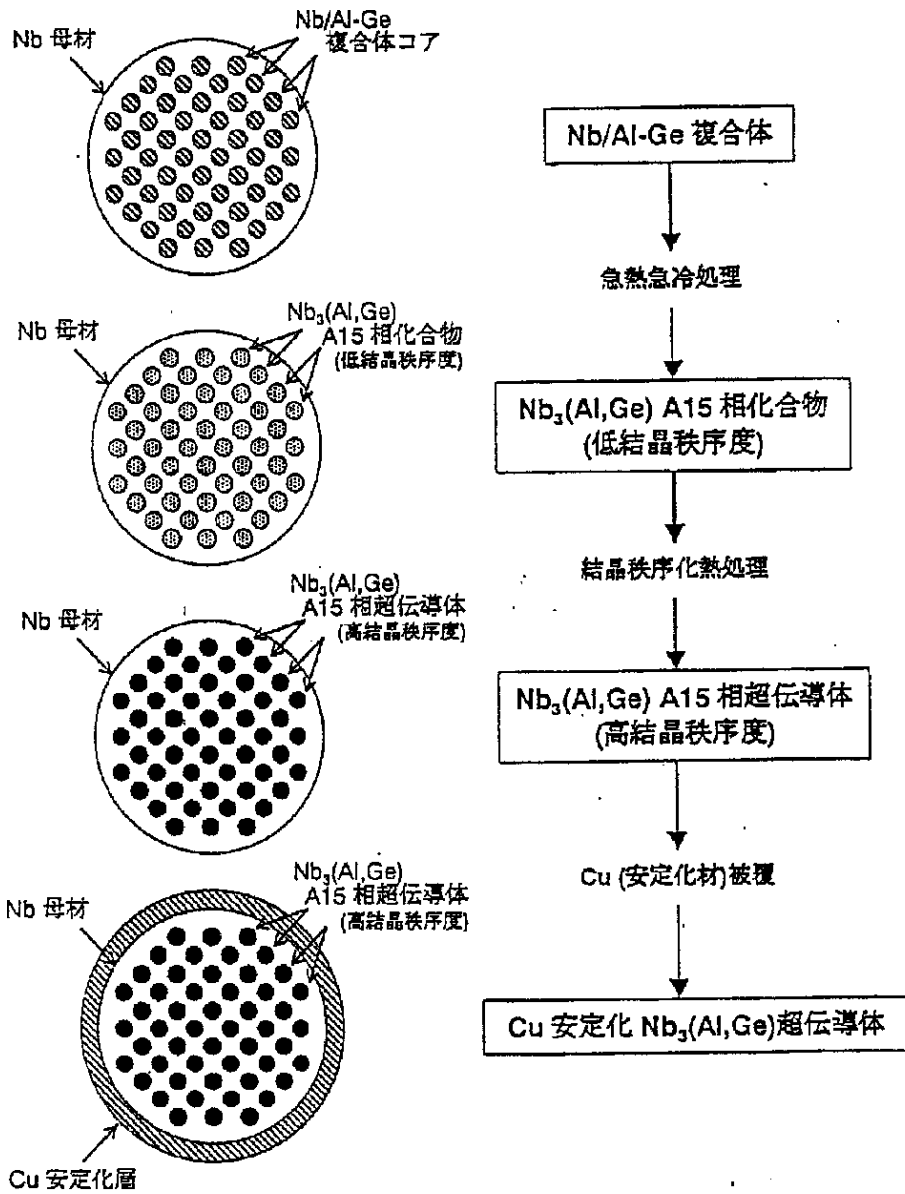
【図6】



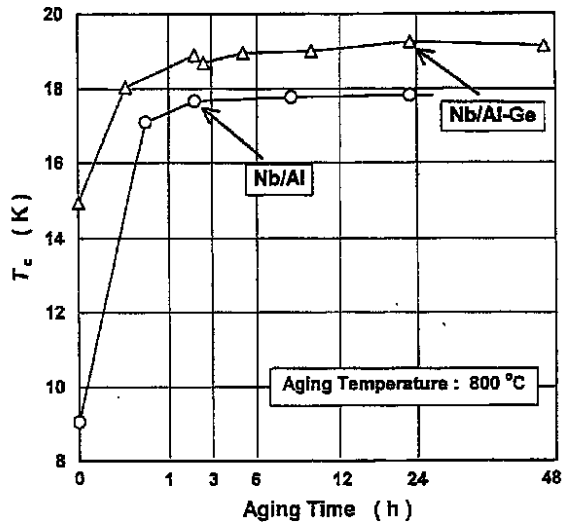
【図2】



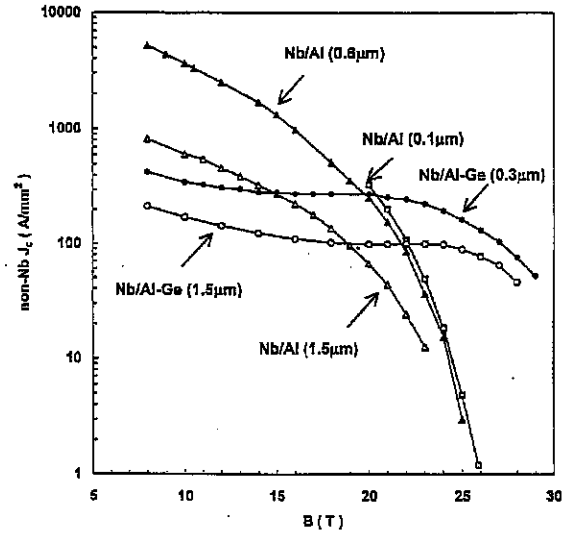
【図3】



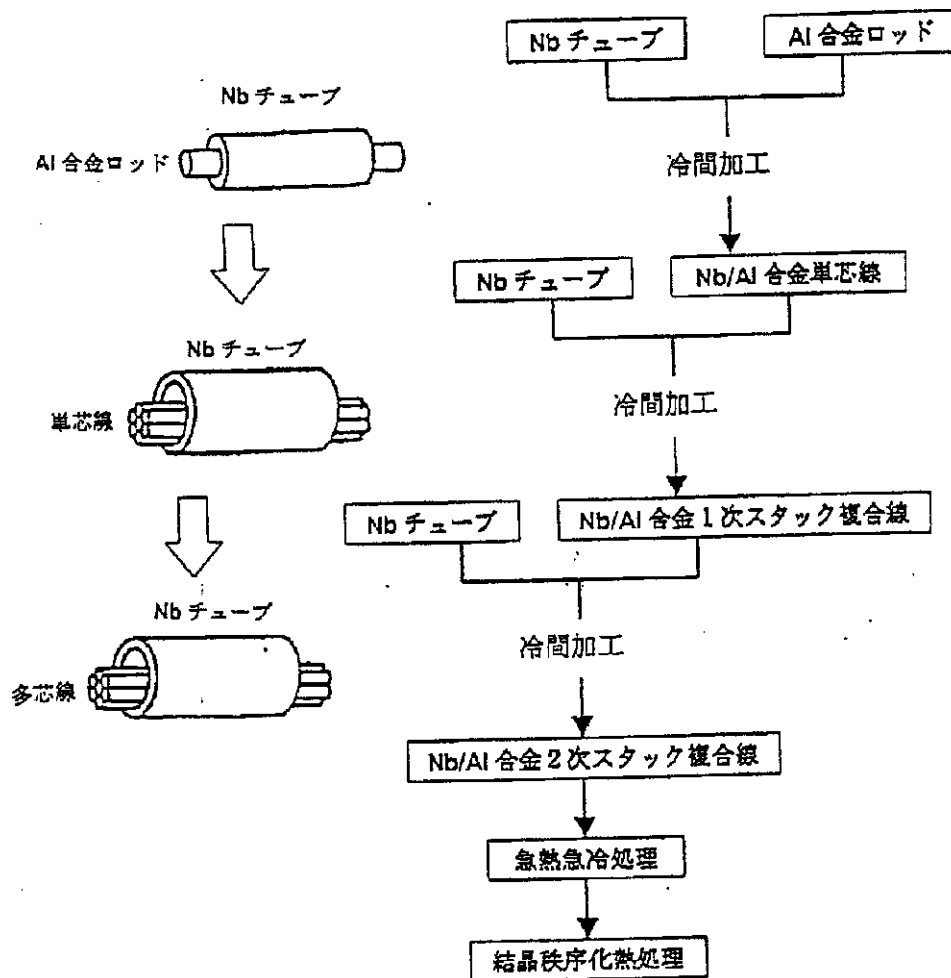
【図7】



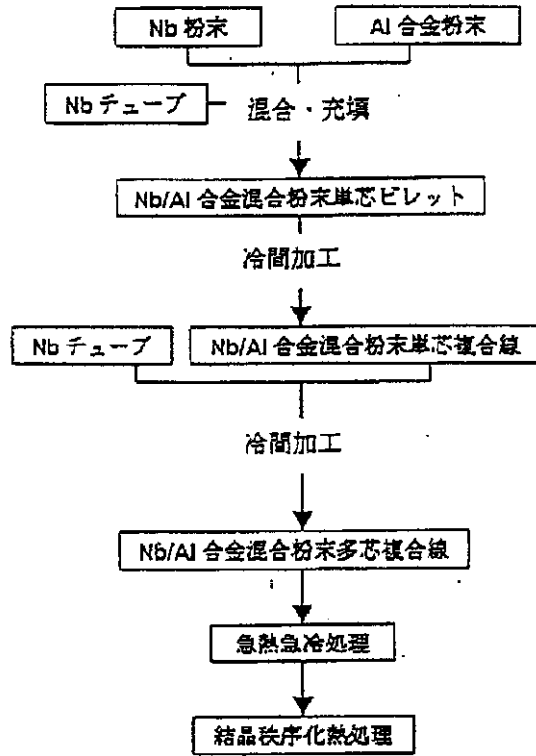
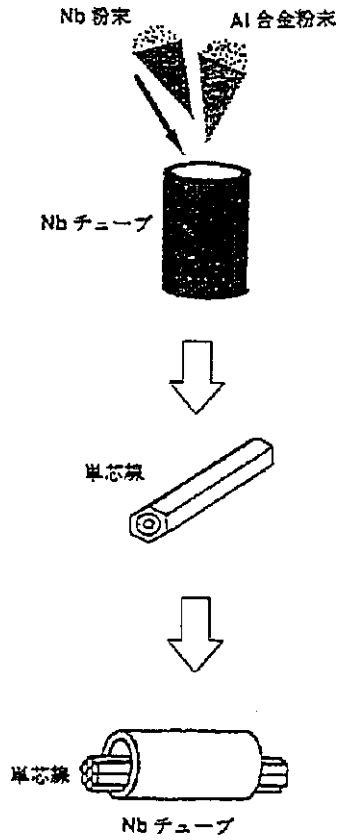
【図8】



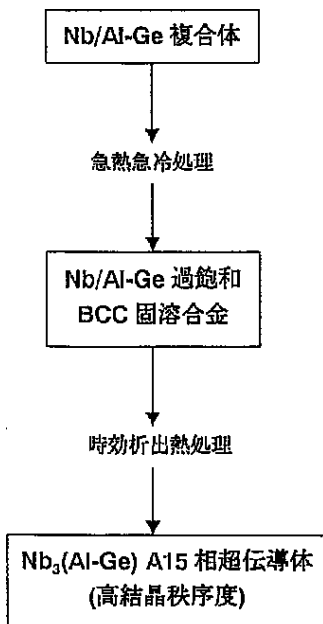
【図9】



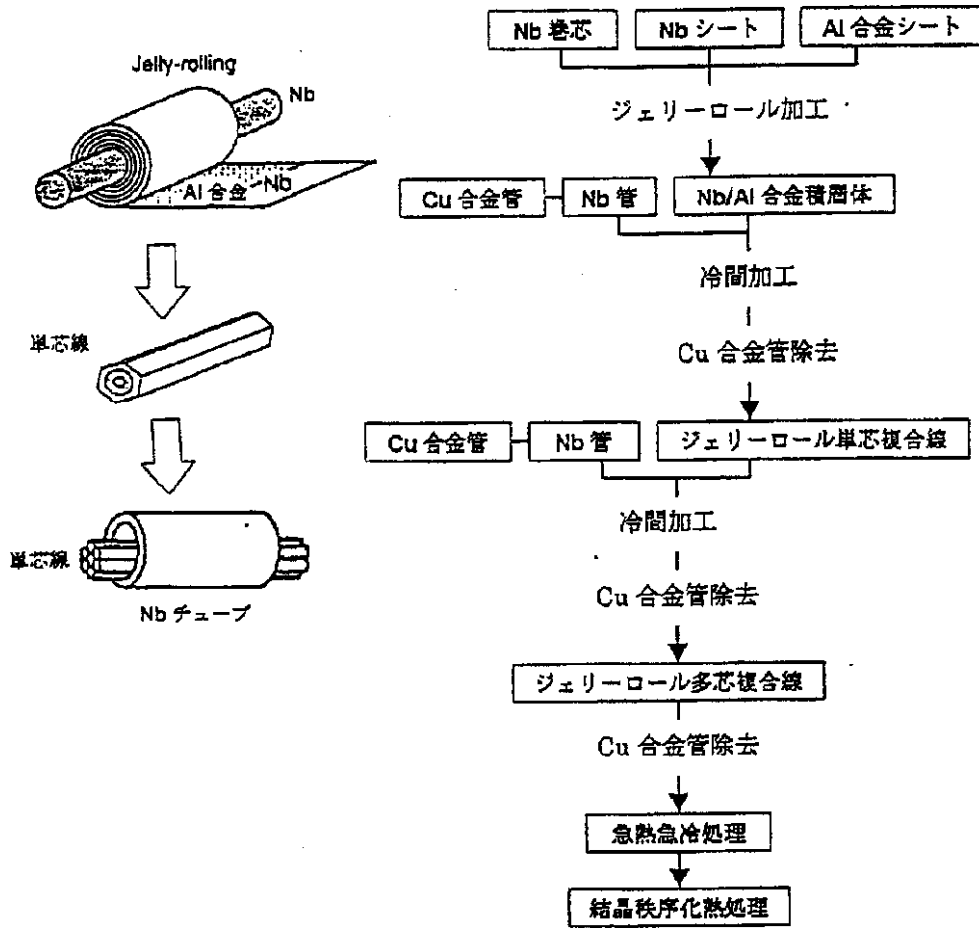
【図10】



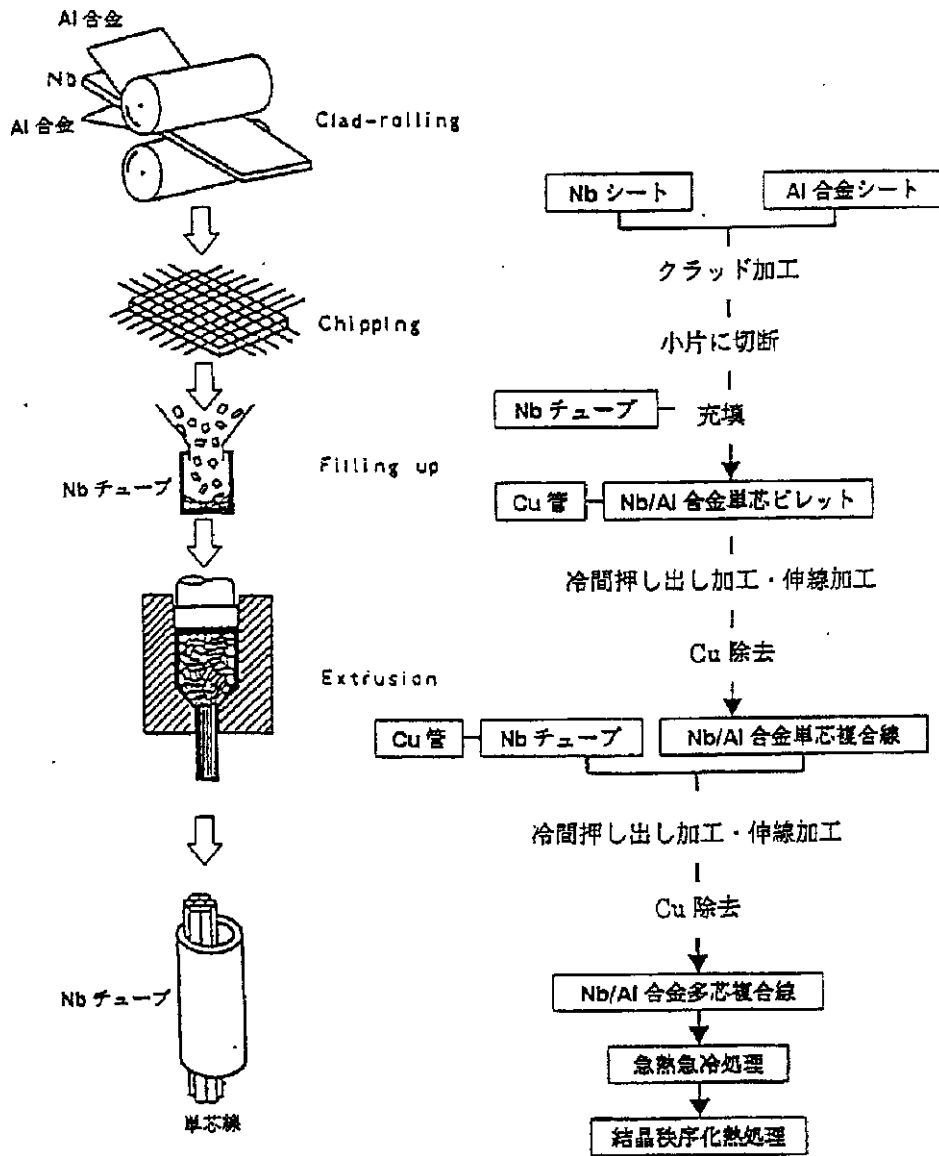
【図13】



【図11】



【図12】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.7	識別記号	F I	
C 2 2 F 1/00	6 2 7	C 2 2 F 1/00	6 2 7
	6 6 1		6 6 1 A
	6 9 1		6 9 1 A
	6 9 2		6 9 1 B
			6 9 2 A

(58) 調査した分野(Int.Cl.7, DB名)
H01B 12/00 - 13/00