

冷間加工容易な永久磁石

Mechanically Soft Permanent Magnet Alloys

石 嶋 洋 一* 佐 藤 正 義**
Yōichi Ishijima Masayoshi Satō

内 容 梗 概

最近エレクトロニクスその他の分野の発展に伴い、冷間加工が容易な永久磁石の薄板、細い線やリボンなどが要求されるようになってきた。これらの磁石においては冷間での加工は単に成形のみではなく、磁石の特性を向上させたり、用途に応じて特性を変化させるための有効な方法である。

1. 緒 言

現在多量に用いられている永久磁石は、主として鑄造成形されるアルニコ系磁石および焼結によって作られるBaフェライト系磁石である。この二種の磁石は、原料や製法が異なっているだけでなく、磁氣的硬化の原因も前者が強磁性析出粒子の形状異方性であるに対し後者では結晶異方性がおもなものであるなど多くの面において対照的であり、それらのすぐれた性能と相まって最も代表的な磁石といえよう。しかし最近エレクトロニクスその他の分野の発展に伴い、性能の点ではこれらの磁石より劣っても冷間加工が容易な磁石や、残留磁化は大きい抗磁力が比較的小さい、半硬磁性材料と呼ばれる新しい材料の薄板あるいは細い線やリボンなどが要求されるようになってきた。

冷間加工が容易な磁石としてはCunifeが古くから知られている。これはCu-richなFe-Ni-Cu合金で、高温においては単一の面心立方相が安定であるが、低温ではFe-Ni-richな強磁性相とCu-richな非強磁性相の二つの面心立方相に分離するために磁氣的硬化が起こる。面心立方合金であることと、分離した二相の格子定数の差があまり大きくないことなどのために、この磁石は時効後でも冷間で容易に加工することができる。これと磁氣的硬化を生ずる過程は異なるが、少なくとも時効前には冷間加工が容易な磁石としてFe-Co-V系やFe-Ni-Cr系などの合金がある。Fe(-Co)-richなこれらの合金の高温で安定な非強磁性面心立方相は低温で強磁性体心立方相へと格子変態を行なうが、組成や加工および時効の条件を選ぶことにより、Cunifeの場合と同様に、強磁性と非強磁性の二相が細かく分散し共存している状態を作ることができる。しかし一般にこれらの合金は冷間での加工により格子変態を起こすために加工硬化が著しく、また時効によりさらに硬度を増すから時効後の冷間加工は困難である。

これらのほか、規則格子生成に伴って磁氣的硬化を生ずるCo-Pt系磁石などにも冷間加工が可能な磁石があるが、ここではそれらには触れないことにする。

2. 概 論

上述のように、これら磁石の磁氣的硬化は強磁性および非強磁性二相の分散共存による。したがって、強磁性格子の大きさ、形状、方向分布と体積比が磁性を決定すると考えてよい。Cunifeは普通溶体化処理→時効→冷間加工→再時効という工程を経るが、冷間での加工によって強磁性相の体積比は変わらないと考えられるから、磁性の変化は強磁性粒子の大きさ、形状および方向分布の変化による。方向性のある加工を行なうと、はじめは母相の変形に伴って強

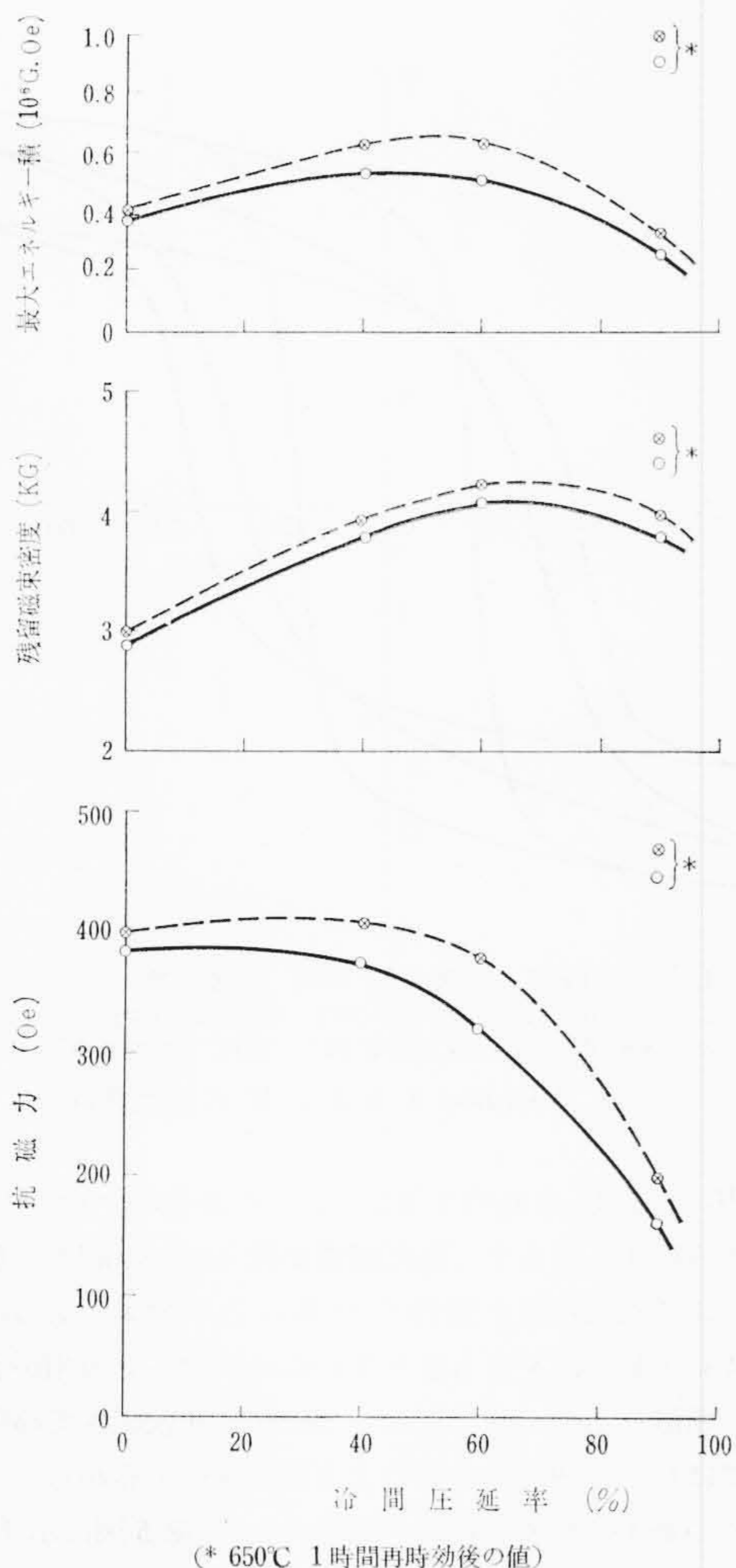
磁性粒子も変形し、分布も多少方向性をもつようになるが、加工度が高くなるにつれて粒子の細分化が起こる。実際、後述するようにCunifeを時効した後強度の冷間圧延を施すと、析出のごく初期におけると同様に、非常に細かい強磁性単磁区粒子に見られる特異な挙動—superparamagnetism—を示し、抗磁力が減少する。したがって、抗磁力を増大するためには粒子を成長させるための再時効が必要になる。また、一般にこのような強度の方向性のある加工により結晶方位に特定の分布を生ずる。Cunifeを冷間で板圧延する場合には、面心立方金属に普通に見られる(112)[111]および(011)[211]を主とする圧延集合組織を生じ、後述するような再時効温度における熱処理ではこの集合組織は再時効後もそのまま残る。したがって、再時効は圧延集合組織における細分された強磁性粒子の成長である。Fe-Ni-Cu系合金の析出粒子は板状で母相の(100)面に平行に成長するから、圧延方向がすぐれた磁性の方向となり、面内に著しい異方性を生ずる。

Fe-Co-V系およびFe-Ni-Cr系磁石のように格子変態を利用する磁石の場合にも、磁性を左右する因子はCunifeの場合と同様であるが、これらの磁石がすぐれた磁性を示すのはこれらの合金の強磁性相の自発磁化が大きいことによる。残留磁束が特に大きいことを必要とする半硬磁性材料には、この系統の合金が有利である。これらの合金は高温から冷却するとマルテンサイト変態同様に組成を変えず格子形のみが変わる。これを加熱すると冷却の際よりも高い温度で逆の変態を起こすが、この際限られた温度範囲ではあるが二相共存の温度領域があり、ここに長時間保つと二相の間で組成のズレを生ずる。純金属の同素変態でも変態温度が低い場合には変態が完全には終了せず、また粒子を細かくすると高温相を容易に常温にまで過冷することができる。これはこの変態が一種の核形成および成長という過程をとり、変態に伴うひずみを変態の進行を阻止したり粒子が細かくなると核の存在確率が小さくなることなどによる。冷間での加工は低温相への変態を促進するが、加工状態から加熱により逆変態させる場合にはむしろ二相共存の温度範囲を広くし、また加工により拡散は促進されるから、二相共存を著しく安定にすると考えられる。Fe-Co-V系合金では加工後時効するとふたたび冷間で加工することは困難であるが、Fe-Ni-Cr系合金では加工と時効の反復が集合組織や変態の方向性などと相まって磁性を著しく向上することが示される。

このように冷間での加工は単なる成形の手段ではなく、磁石の特性の向上あるいは用途にあった特性をもつ磁石を得るための有効な方法である。しかし、方向性のある冷間加工でも加工の方法、たとえば引抜きや板圧延などによって得られる特性は異なり、一般に引抜きのように横方向に逃げないような加工法によるほうがすぐれた特性が得られる。以下においては主として板圧延の場合のCunife、Fe-Co-V系磁石および二、三の半硬磁性材料についての実例を示す。

* 日立金属工業株式会社熊谷工場

** 日立製作所中央研究所

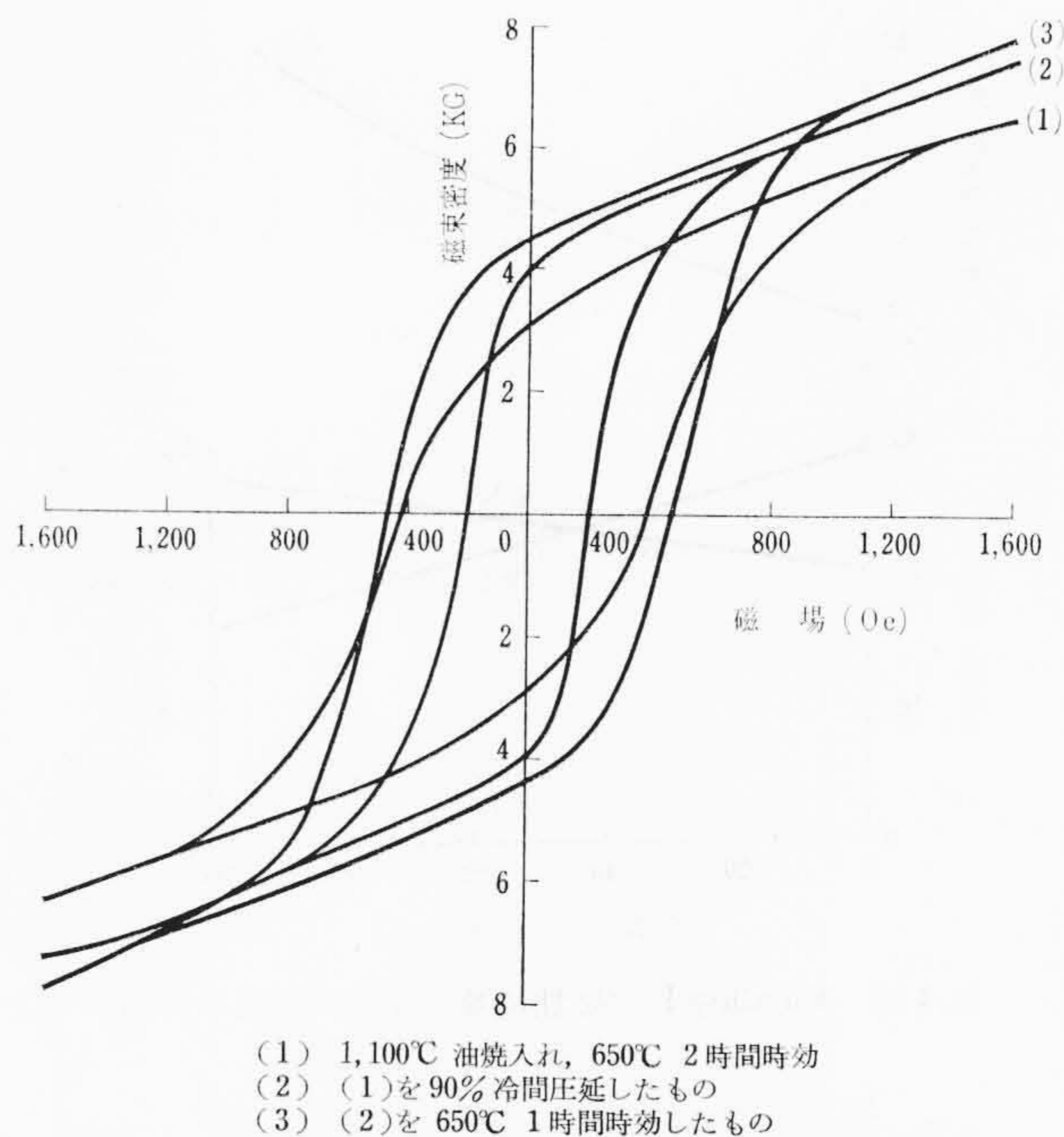


第1図 Cunife の磁性に及ぼす冷間圧延の影響

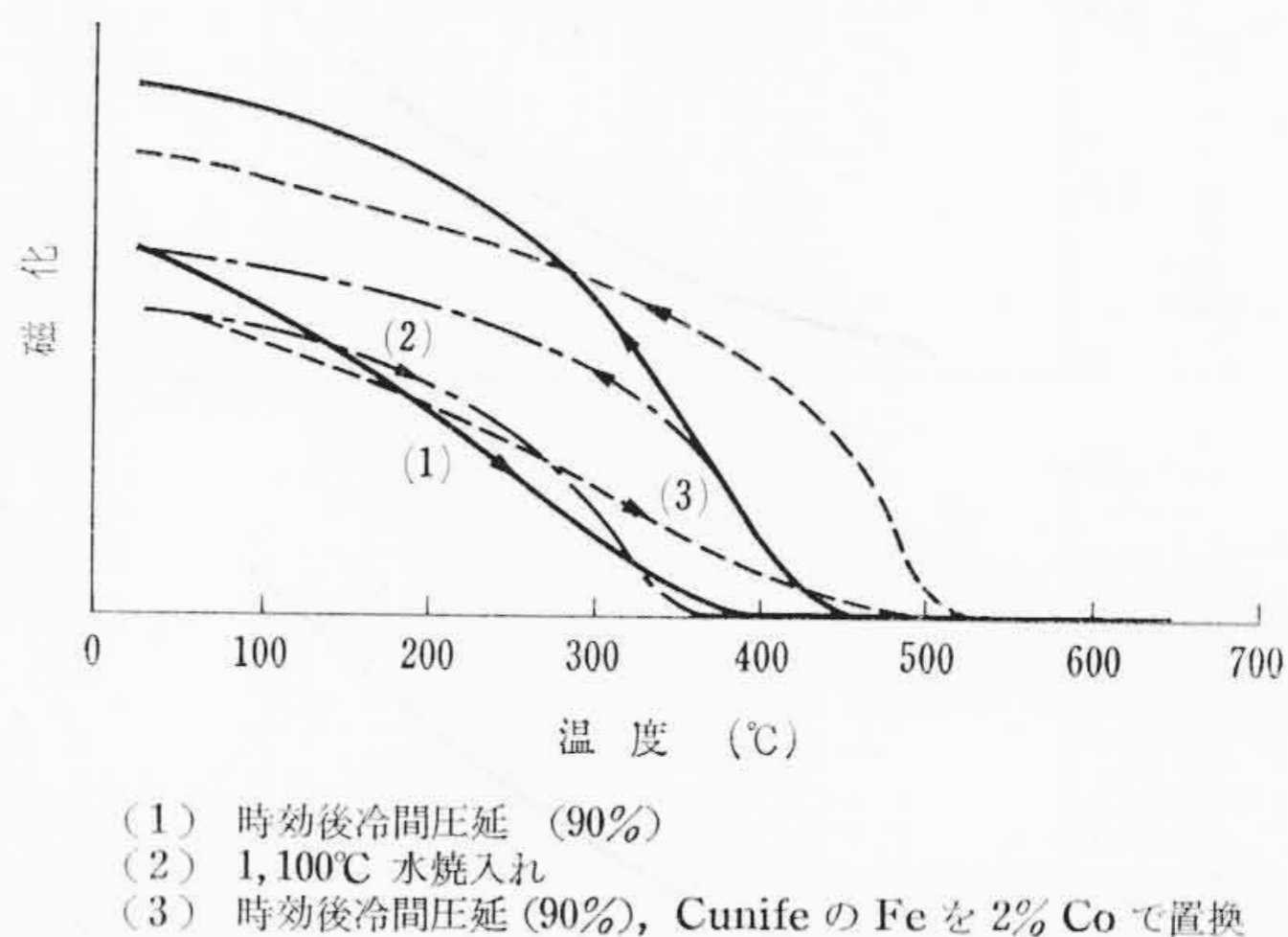
3. Cunife 磁石

緒言にも述べたように、Cunife は古くから冷間加工容易な磁石として知られており、その代表的な組成は 20%Ni, 20%Fe, 60%Cu である。原料を溶解鑄造後、熱間加工→溶体化処理→時効→冷間加工→再時効という工程が普通とられるが、この合金はデンドライトを生じやすく、単に加熱したのみでは消失しがたいから軽度の冷間加工を施してあらかじめ均質化処理を行なったほうがよい。熱間加工は温度をあまり高くするとかえって困難となり、また、析出温度が高いうえに均一相温度範囲が狭かつ融点が低いので溶体化処理がむずかしい。磁性が最もすぐれている上述の組成よりも多少 Ni 含有量を増したほうが溶体化処理が容易になる。

第1図は 1,100°C から油焼入れ後 650°C で 2 時間時効した Cunife の熱間圧延板を冷間で圧延した場合、および 90% 冷間圧延後 650°C で 1 時間再時効した場合の磁性を示す。なお、図の⊗印および点線は Cunife の Fe の一部(この図の場合は約 2%)を Co でおきかえた組成の合金についての値である。また第2図にそれぞれの状態における履歴曲線を示す。必要とする板厚が厚い場合には熱間圧延のままで用いられるが、その場合には抗磁力 H_c が 400 Oe、残留磁束密度 B_r が 3,000G、最大エネルギー積 $(BH)_{max}$ が $0.4 \times 10^6 \text{ G} \cdot \text{Oe}$ である。それを 50% 程度冷間圧延すると H_c はあまり変わらないが、 B_r が 4,000G、 $(BH)_{max}$ が $0.6 \times 10^6 \text{ G} \cdot \text{Oe}$ と増加する。要求される板厚が薄く、面に異方性があってもさしつかえない場合には 90% 以上の冷間圧延を施した後再時効することによって H_c が 500 Oe、 B_r が 4,500G、 $(BH)_{max}$ が $1.0 \times 10^6 \text{ G} \cdot \text{Oe}$ 以上の値が得られる。なお、図から明らかのように Fe の一部を Co でおきかえたほうがすぐれ



第2図 種々の熱処理を施した Cunife の履歴曲線

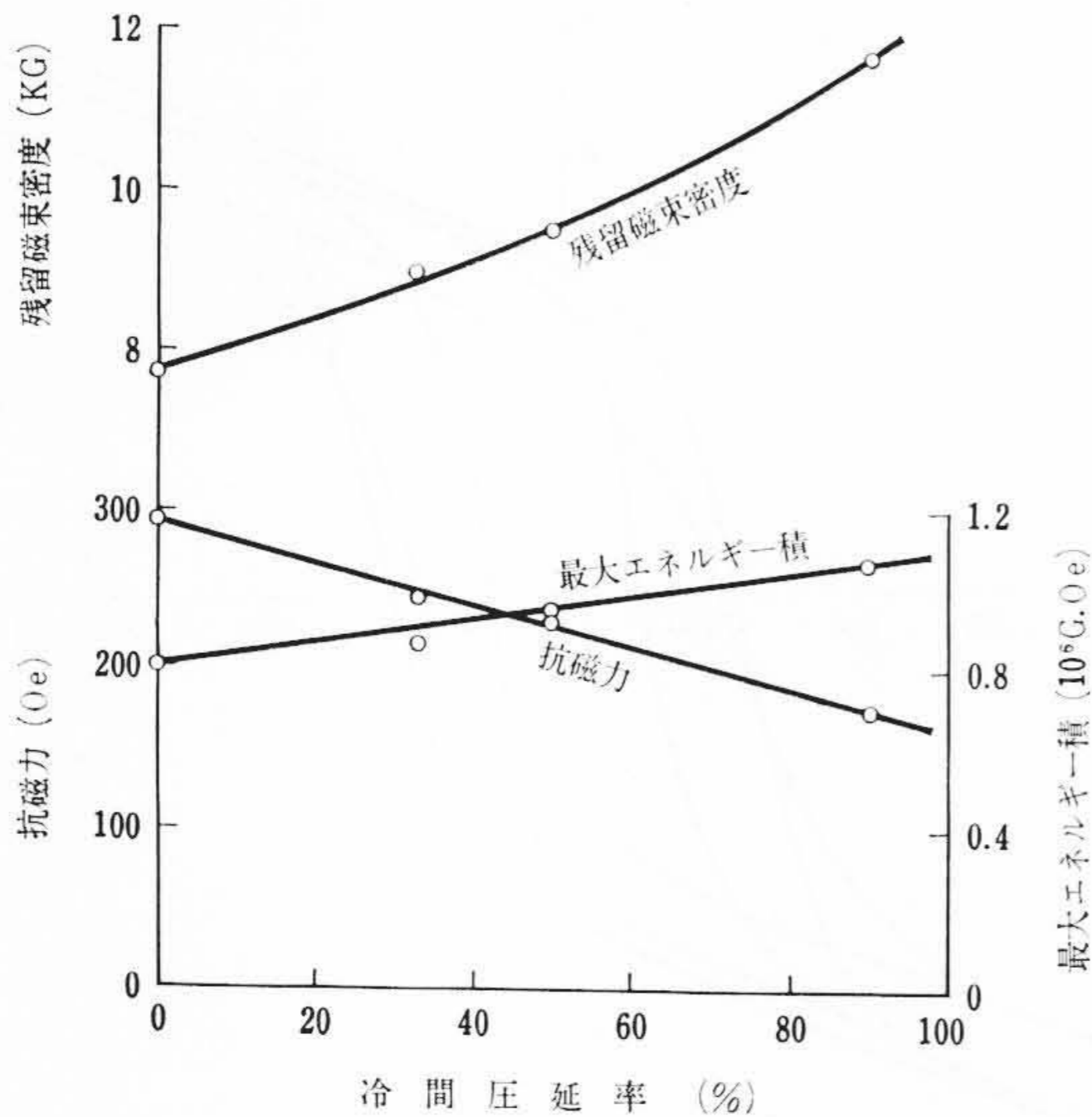


第3図 種々の熱処理を施した Cunife の磁化—温度曲線

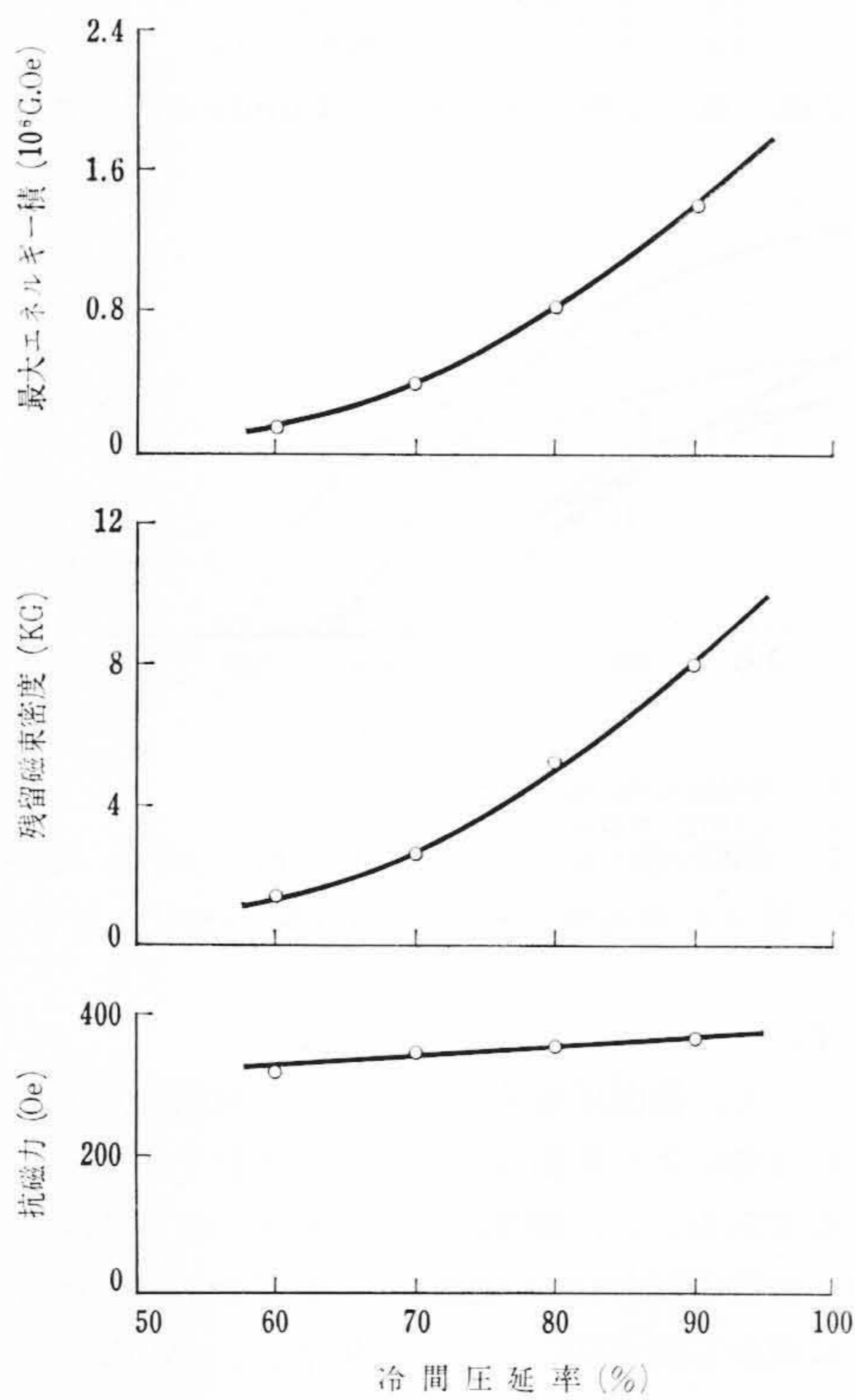
た磁性を示す。

第1図において、冷間圧延率が高くなると抗磁力が著しく減少するが、これが時効により析出成長した強磁性粒子が加工によって細分されるためであることは第3図に示す磁化—温度曲線から明らかである。加工状態の試料(図の実線)では温度の上昇に伴って磁化はほぼ直線的に減少し約 400°C 付近で消失する。この温度が真のキュリー点でないことは、加工前の時効と同じ温度 650°C に約 15 分保持した後冷却すると約 450°C で磁化が現われ、磁化—温度曲線も普通の強磁性体と同形になり、以後の加熱冷却によってその形はほとんど変化しないことから明らかである。図の鎖線は 1,100°C から焼入れた状態における同一試料についての測定結果で、キュリー点が 350°C の普通の強磁性体の曲線を示す。また、図の破線は Fe の一部を Co で置換した試料の加工状態からの加熱冷却曲線であるが、Co で置換したためのキュリー点の上昇を除けば、ほぼ直線的な磁化の減少と見かけ上のキュリー点の低下は実線の場合とまったく同様である。

強磁性粒子を非常に細かくすると superparamagnetic な挙動を示すようになるが、完全に飽和させるほどに強くない磁場においては磁化は温度に対し直線的に減少し、そのためキュリー点が見かけ上低下することが理論的にも示される。また、このような superparamagnetic な粒子の集合体では、残留磁束は粒子間の相互作用によってあまり低下しないが、単磁区粒子の集合体におけるよりも抗磁力は著しく低下する。



第4図 Vicalloy I の磁性に及ぼす冷間圧延の影響

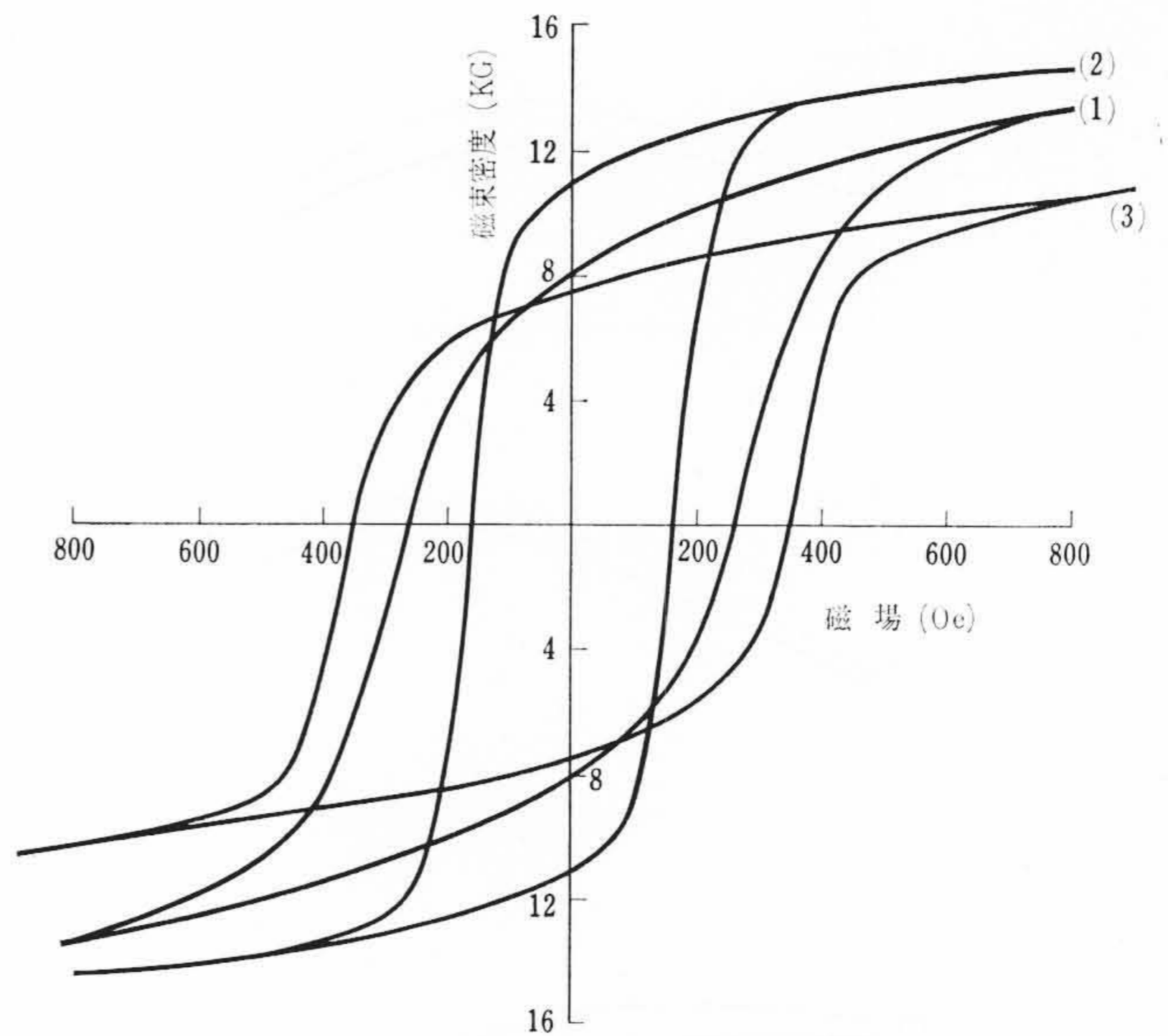


第5図 Vicalloy II に及ぼす冷間圧延の影響

前述したとおり、引抜きのように横方向に逃げないような加工法が磁性の向上に対して特に有効である。たとえば、5φから1.6φまで約90%の線引きを行なうことによって、 H_c が520 Oe、 B_r が5,600 G、 $(BH)_{max}$ が $1.6 \times 10^6 G \cdot Oe$ の値が得られ、 $(BH)_{max}$ は同一加工度の板圧延の場合の約1.6倍となる。

4. Fe-Co-V系磁石

この系の磁石の最も代表的なものは52%Co、9~10%V、残Feのバイカロイ I (Vicalloy I) と52%Co、13~14%V、残Feのバイカロイ II (Vicalloy II) である。バイカロイ I を1,000°Cから水焼入れした熱間圧延板および1,000°Cから空冷後34、50および90%冷間で圧延した板を625°Cで時効する場合に、 $(BH)_{max}$ が最大になったときの H_c 、 B_r および $(BH)_{max}$ の値と冷間圧延率との関係を示したのが第4図である。冷間圧延率を増すと $(BH)_{max}$ も増加するが、 H_c



(1) Vicalloy I (熱間圧延板, 600°C 8時間時効)
(2) Vicalloy I (冷間圧延率 90%, 600°C 8時間時効)
(3) Vicalloy II (冷間圧延率 90%, 550°C 6時間時効)

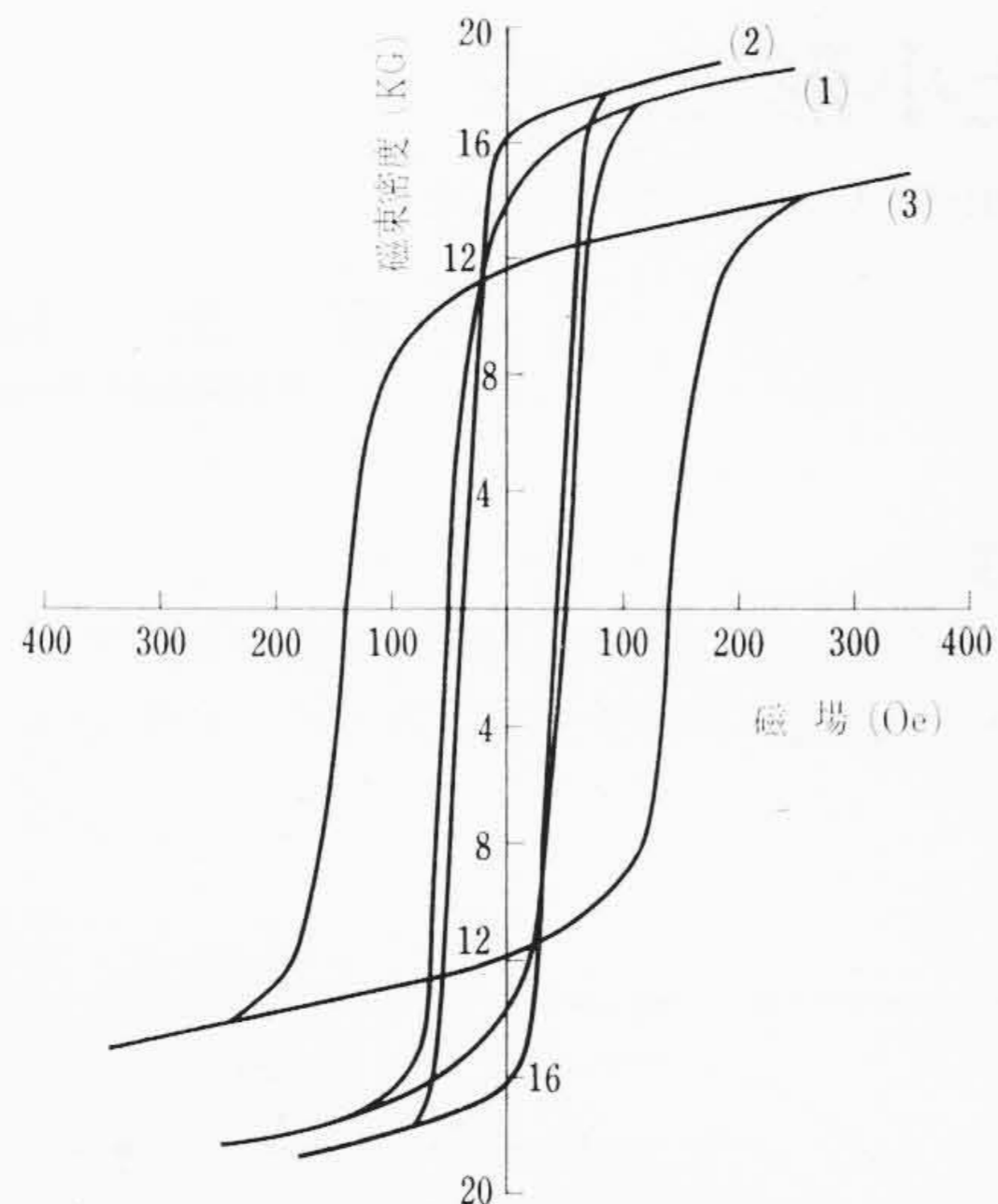
第6図 Vicalloy I および II の履歴曲線

の減少と B_r の増加がきわめて著しい。このように、バイカロイ I では熱処理のみによってもすぐれた磁性が得られ、冷間での加工は磁性の向上および磁気特性を変化させることに効果があるのであるが、バイカロイ II ではV含有量が多いため面心立方相が著しく安定であり、常温以上での熱処理のみでは常に非強磁性で冷間での加工によってはじめて強磁性の体心立方相に変態するから、この磁石では冷間での加工は必要不可欠の条件である。第5図に示すように、バイカロイ I と異なり、冷間圧延による抗磁力の変化は少なく、磁性に及ぼす冷間圧延の影響はもっぱら変態量の増加が残留磁束の増加を通じて $(BH)_{max}$ を増加させている。図からも明らかのように、板圧延の場合には冷間圧延率70%以下では $(BH)_{max}$ の値はバイカロイ I よりも低いから、バイカロイ II は強度の冷間加工を施し得る薄板、細線またはリボンに用途が限られる。第6図は熱間圧延および90%冷間圧延したバイカロイ I の曲線と90%冷間圧延したバイカロイ II の履歴曲線とを比較して示したものである。

この系統の合金では高温加工はCunifeに比べると非常に容易であり、バイカロイ I を熱間圧延のまま用いる場合を除けば、冷間加工前の高温からの冷却速度は結果にほとんど影響を与えない。バイカロイ II では特に冷間加工中の加工硬化が著しく、時効によって硬度がさらに増加するから、打抜きなどの成形は時効前に行なう必要がある。

5. 半硬磁性材料

最近、半硬磁性材料と呼ばれ永久磁石と高透磁率合金の中間的性格をもつ材料が要求されるようになってきた。これは電子部品などにおいて、容易に変化させ得るようなバイアス磁場の発生に用いられ、残留磁束密度はできるだけ高いことが必要であるが、抗磁力は反磁場程度の比較的低い値でよい。また、小形ヒステリシスモータのロータ材料として履歴曲線の面積ないし回転履歴は大きい励磁の関係上抗磁力はあまり大きくない永久磁石が用いられる。高残留磁束の材料は体心立方相のFe合金、特に高自発磁化のFe-Co系合金を冷間圧延した後時効して角形履歴曲線をもつようにすることによって得られる。たとえば、前節のFe-Co-V系磁石のV含有量を減少すれば抗磁力は低下するが残留磁束は増加し、90%以上の冷間圧延を行なうことによって、4%V合金では B_r が16,000 G、 H_c が



- (1) 45%Co, 4%V, 6%Ni, 残 Fe (90% 冷間圧延, 600°C 2時間時効)
- (2) 30%Co, 15%Cr, 残 Fe (90% 冷間圧延, 550°C 1時間時効)
- (3) Vicalloy I (90% 冷間圧延, 600°C 2時間時効)

第7図 半硬磁性材料の履歴曲線

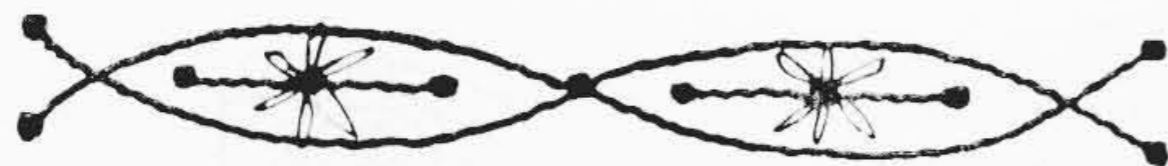
35Oe の値が得られ, さらに Co 量を変えることによって B_r が 18,000

Gの値が得られる。第7図はこれよりも多少 B_r は低いが H_c の大きい合金として, 45%Co, 4%V, 6%Ni, 残 Fe の合金と 30%Co, 15%Cr, 残 Fe の合金の 90% 冷間圧延板の履歴曲線を同じ加工度のバイカロイ I のそれと比較して示したものである。これら Fe-Co 系の合金は V, Ni, Cr などの含有量を変えることにより磁性を著しく変えることができるが, 残留磁束密度を大きくしようとする抗磁力が下がり, 両者の積もまた小さくなる。

Co を含まない合金でも Fe-Ni-rich な Fe-Ni-Cr 合金や Fe-Ni-Cu 合金, あるいは Fe に析出可能な金属を合金して抗磁力を増加させることができる。たとえば Fe-Cu 合金などに強度の冷間加工と時効を施すことにより上述のような性格をもたせることができるが, 残留磁束と抗磁力の積は Fe-Co 合金のほうが一般に大きい。

6. 結 言

Cunife においては強度の冷間加工は再時効後の最大エネルギー積, 残留磁束密度, 抗磁力をともに増加させるが, バイカロイ I においては最大エネルギー積の増加よりも残留磁束密度の増加と抗磁力の減少が著しい。このように, 冷間加工の磁性に及ぼす影響は磁石の種類によって異なるが, これら冷間加工可能な永久磁石においては, 冷間での加工は単なる成形の手段ではなく, 磁石の特性を向上させ, また用途に応じた特性を得るための有効な方法である。



特 許 の 紹 介



特許第421322号

是石安喜

コ イ ル 搬 出, 搬 入 装 置

本発明は, 圧延機を中心とし, 入口側と出口側に巻取装置を設けて圧延作業を行なうもの, すなわち一度圧延完了したものを圧延ロールの逆回転によりストリップの反対方向に送板し, 再び圧延するようストリップの圧延を条件とした可逆圧延機などに適用されるコイル搬出, 搬入装置に関する。

従来の通常ブロック式と呼ばれるコイル搬出, 搬入装置においては, 圧延前あるいは圧延完了後のスプールおよびコイルの巻かれたスプールは, クレーンなどにより持運びされていた。このためスプールおよびコイルの巻かれたスプールの持運びに手数を要し, またクレーンでその持運びを行なっているため危険が伴っていた。

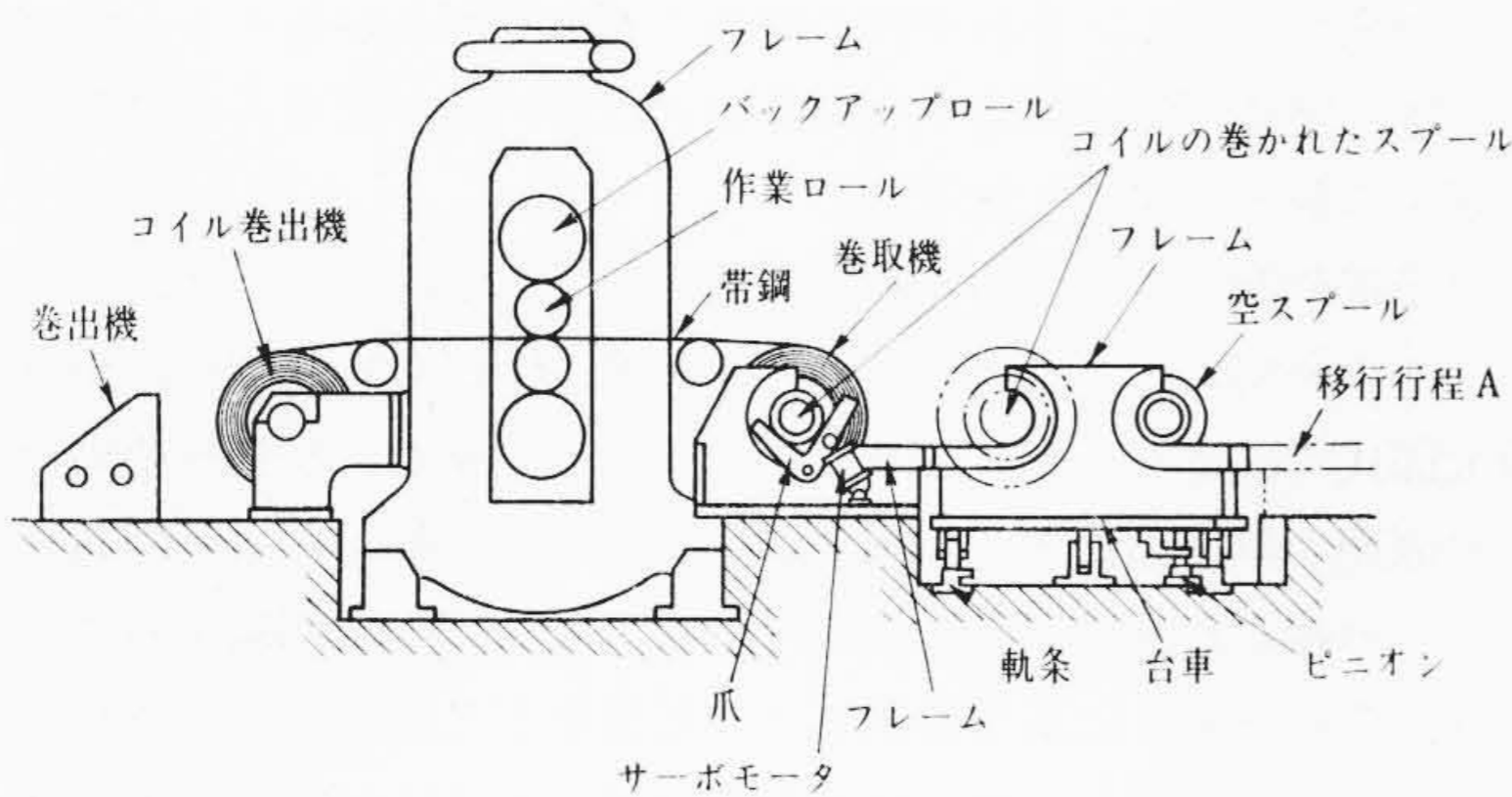
本発明は, 上記の欠点を解消するためなされたもので, 移行行程の中間に, 回転する台車を設け, この台車に, その前後にスプールの支持あるいは押し出しを行なう爪装置を設けたものである。

これを具体的に説明すると, 圧延完了後, コイルの巻かれたスプールを搬出するときは, このスプールと駆動軸 (図示せず) との連

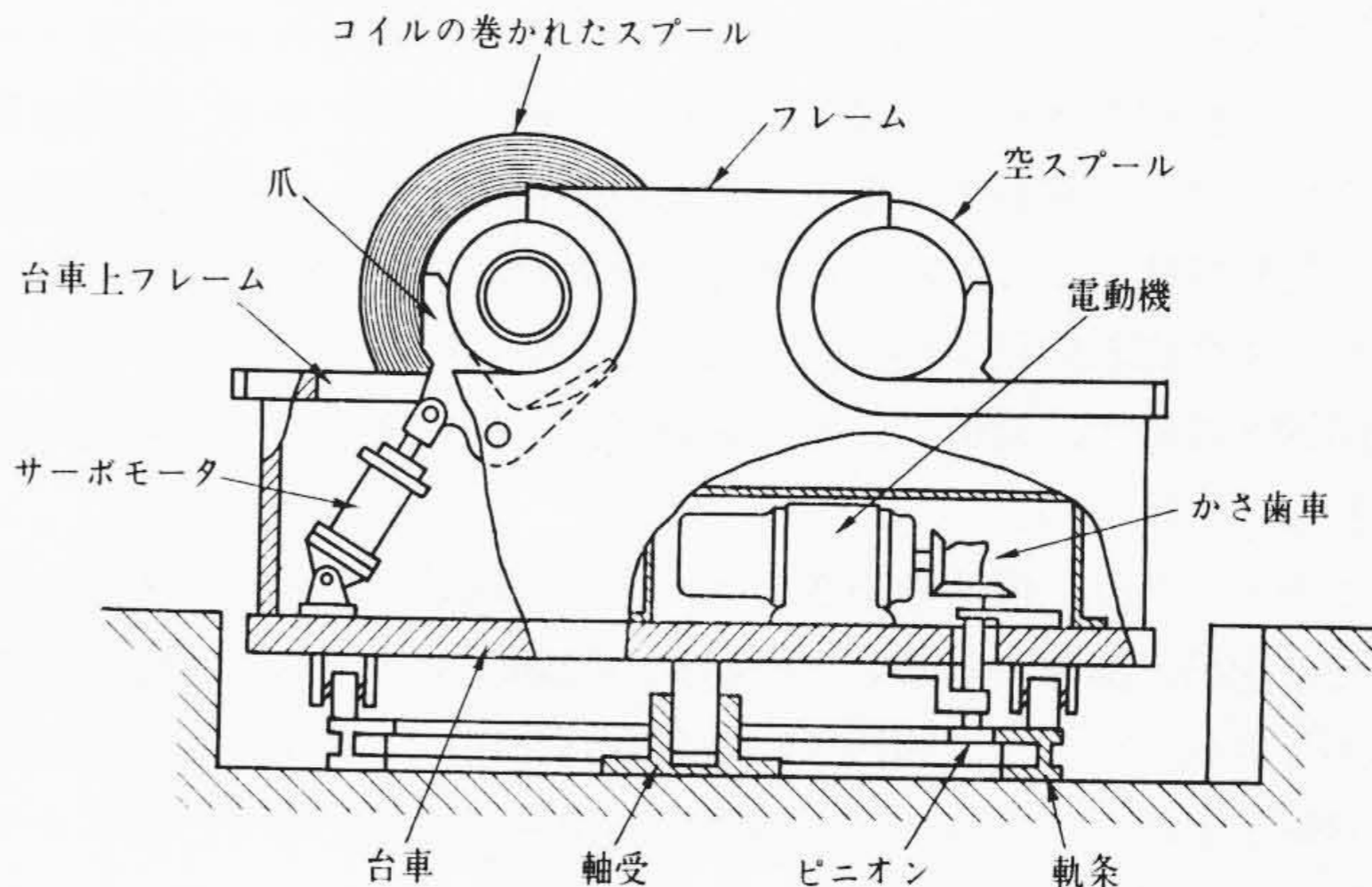
結を断ち, 爪の作動によりフレームの面上を移行し, 台車上フレームを介して点検で示すごとく支持わくに持ちきたす。一方後方の支持わくには移行行程 A, 台車上フレームを介して搬入された空のスプールが支持されている。

この状態で電動機を回転し, 台車を 180 度回転すればその位置はいれかわる。ここでスプールを爪の働きにより移行行程 A のほうへ押し出さしめ搬出を完了する。一方後方のスプールは, 同様に爪の働きにより台車上フレームおよびフレームを介して圧延作業を行なう位置に持ちきたされる。

本発明によれば, スプールの搬入, 搬出を容易に行なうことができ, かつ, スプールの押し出しを, それらを支える爪にて行なうので, それだけ余分な装置を必要としない。(郷古)



第 1 図



第 2 図