

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 특허공보(B1)

(51) Int. Cl.⁴
G11B 5/127

(45) 공고일자 1989년08월25일
(11) 공고번호 89-003180

(21) 출원번호	특1984-0004047	(65) 공개번호	특1985-0002628
(22) 출원일자	1984년07월11일	(43) 공개일자	1985년05월15일
(30) 우선권 주장	155727 1983년08월27일 일본(JP)		
(71) 출원인	알프스덴기 가부시기 가이사	가다오까 가쓰다로오	
	일본국 도쿄도 오오다구 유끼가야 오오쓰까쵸 1번 7고		
(72) 발명자	다끼사와 다카시		
	일본국 니이гада쵸 기다우오누 마군 유노다니무라 오오아자 요시다 아자		
	오오시모 1209-13		
	오다하라 가쓰오		
	일본국 니이гада쵸 기다우오누마군 고이데쵸 나카하라 126-3		
(74) 대리인	한규환		

심사관 : 백승남 (특허공보 제1631호)

(54) VTR용 자기 헤드

요약

내용 없음.

대표도

도1

명세서

[발명의 명칭]

VTR용 자기 헤드

[도면의 간단한 설명]

제1도 및 제2도는 본 발명의 코어재의 제1의 제조예를 나타내는 원리 설명도.

제3도는 제조된 코어재의 확대 단면도.

제4도는 본 발명의 코어재의 제2의 제조예를 나타내는 원리 설명도.

제5도는 본 발명의 코어재의 제3도의 제조예를 나타내는 원리 설명도.

제6도는 본 발명의 실시예(1)에 관한 VTR용 자기 헤드의 사시도.

제7(a)도, 제7(b)도, 제7(c)도, 제7(d)도는 합금 매트릭스중에 있어서의 제2상 입자의 입도(粒度) 분포도.

제8도는 내 마모성을 나타내는 특성도.

제9도는 본 발명의 실시예(1)에 관한 VTR용 자기 헤드의 MOL 및 MML 특성도.

제10도는 종래의 VTR용 자기 헤드의 MOL 및 MML 특성도.

제11도는 각 자기 헤드의 MML-MOL차관계 특성도.

제12도는 각 자기 헤드의 MML-MOL관계 특성도를 나타내는 것이다.

* 도면의 주요부분에 대한 부호의 설명

1 : 합금모재

4 : 제2상 입자

13 : 코어재

14 : 초급냉 합금 매트릭스

17 : 코어

[발명의 상세한 설명]

본 발명의 VRT(비디오 테이프 레코더)용 자기 헤드에 관한 것으로, 특히 그것의 자기 회로를 구성하는 코어재에 관한 것이다. 근년에 VRT은 소형화, 고성능화의 경향이 있으며 자기 기록매체로서는 높은 기록 밀도가 가능한 VTR용 메탈 테이프 또는 중착 테이프가 개발되고 있다.

그런데 펄라이트제의 코어를 사용한 VTR용 자기 헤드로서는 코어의 포화 자속 밀도가 낮기 때문에 상술과 같은 높은 저항 자력 자기 테이프에 있어서는 기록 가계가 충분한 값에 도달하기 전에 코어가 자기 포화되어 자기 테이프에 높은 자화를 줄 수가 없으며 결국 높은 저항 자력 자기 테이프의 특성을 충분히 발휘할 수가 없다.

이러한 문제를 해소하기 위해 펄라이트 대신에 높은 포화 자속밀도를 갖는 센더스트가 사용되고 있으나 이러한 것은 교대(交代)자계에 대하여 와전류가 발생하는 고주파 대역에서 실효 투자율이 내려가고 그로 인하여 전자 변환 특성이 나쁘고 또 내마모성도 좋지 않는 등의 결점을 갖고 있다.

근래에 이르러, 비결정질 자성재료를 자기 헤드의 코어에 사용되는 것이 여러가지 제안되고 있다. 그러나 희망한 자기적 또는 기계적 성질이 안정되게 얻어지지 않거나 비결정질 자성 재료로 만든 코어를 고정하기 위해 또는 외적조건으로 부터 차단하기위해 합성수지중에 매설(埋設)하면 자기 특성이 크게 열화 될 수 있는 등의 문제를 가지고 있다.

본 발명자들은 종래로 부터 주급냉 합금의 제조법으로 알려져 있는 액체 급냉법을 사용하여 제2상 입자 분산형의초급냉자성 합금을 제조하는 것을 성공하고, 이러한 새로운 복합재료가 그들의 구성물(초급냉 자성합금과 제2상 입자)의 양자의 우수한 성질 및 기능을 선택적으로 겸비하고 특히 VRT용 자기 헤드의 코어재로서 대단히 바람직하다는 것을 반증하였다.

즉, 본 발명은 비결정질, 결정질 또는 그들의 혼합상으로서 이루어진 초급냉 합금 매트릭스중에 제2상 입자 적어도 1종을 3차원적으로 균일 분산 시켜서 이루어진 복합 재료에 의해 자기회로의 적어도 일부를 구성시키는 것을 특징으로 하는 것이다.

본 발명에 있어서 초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재로서는, 예를들면 코발트를 주성분으로 하는 코발트, -철 합금등의 코발트계 합금, 철을 주성분으로 하는 철-규소-붕소- 합금이나 철-몰리브덴 합금등의 철계합금, 니켈을 주성분으로 하는 니켈-규소-붕소 합금등의 니켈계 합금, 또는 동-지르코늄 합금, 지르코늄니오브 합금등의 각종 계통의 합금이 사용된다.

본 발명에 있어서 제2상 입자로서는 예를들면 C, WC, TiC, NbC등의 탄소 또는 탄화물, Nbn이나 TaN등의 질화물, Cr₂O₃, CeO₂, MgO, ZrO₂, Y₂O₃, WO₃, TnO₂, Al₂O₃, Fe₂O₃, ZnO, SiO₂ 등의 산화물, BN등의 붕화물, SiC등의 실리케이트, Ti, Fe, Mo, W등의 금속등이 사용된다.

다음으로 본 발명의 코어재의 제조예에 대하여 설명한다. 제1도 및 제2도는 제1의 제조예를 설명하기 위한 율리 설명도이며, 제1도는 잉곳을 만드는 공정을 설명하기 위한 도면, 제2도는 그 잉곳을 사용하여 리본형의 코어재를 만드는 공정을 설명하기 위한 도면이다.

제1도에 있어서, 초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재(1)는 진공 고주파 용해로(2)에 의해 가열용융되며, 그것이 잉곳의 주형(3)에 주입된다. 한편, 제2상 입자(4)는 플라즈마 용사용 급준기(熔射用 給煖器)(5)에 의해 주형(3)에 주입되는 도중 용융 합금모재(1)에 대하여 강제적으로 분사 첨가되고, 그대로냉각 응고되어 제2상 입자(4)가 균일하게 분산 유지된 잉곳을 얻게 된다. 제2상 입자(4)의 분사분산에는 bombe(6)내에 충전되어 있는 알곤 가스등의 불활성 가스로서 이루어진 분사매체 사용된다.

분사 분산시에 있어서의 합금모재(1)의 변질을 피하기 위해서는, 분사 매체로서 알곤 가스등의 불활성 가스가 바람직하다.

제2상 입자(4)를 공급하는 급분기로서는 항상 균일하게 제2상입자(4)가 공급되는 것, 사압력등의 분사 조건이 비교적 간단하게 조정되는 것, 및 노즐의 내열성이 우수하다는 것 등에 의해 플라즈마 용 사용 급분기가 바람직하다. 초급 냉법으로 리본형의 것을 제조하는 방법으로서 는 단로울법, 쌍로울법 및 원심법등이 있다. 이들의 초급냉법은 합금조성의 선택 또는 급냉속도등의 급냉 조건을 제어함으로써 비결정질상, 비평형 결정 질층등의 평형상태 도면에 없는 준 안정물질 또는 평형 결정질상등을 얻을 수 있다.

제2도는, 쌍로울법에 의해 리본형의 코어재를 제조하는 제조 고정을 나타내고 있다. 하단에 노즐을 가지는 석영 유리제의 내열관(7)중에, 상술의 제2상 입자를 균일하게 분사시킨 잉곳(8)이 들어가게 되고 관내는 알곤 가스등의 불활성가스(9)로 충분히 치환된다. 내열관(7)의 외주면에는 고주파 용해로(10)가 설치되어 있고 잉곳(8)이 이러한용해로(10)에 의해 제2상 입자가 용해하지 않을 정도로 재용해된다. 그후 피스톤(11)을 동작시켜서 내열관(7)의 노즐 선단부를 고속회전하고 있는 2개의 로울(12),(12)의 접합부에 가능한한 접근시켜서 내열관(7)내의가스 압력을 급격히 증가 시킨다. 재차 용융된 잉곳(8)은 압력상승에 의해 서서히 노즐로부터 일률적인 연속 분류로서 로울(12),(12)은고속으로 회전하고 있는 것과 동시에 항상 압점되어 임의로, 용융 금속이 분출되면, 순간 적으로 냉각 응고되어, 연속된 리본형의코어재(13)을 얻을 수 있다.

제3도는 이러한 코어재(13)의 확대단면도이며 비결정질, 결정질, 또는 그들의 혼합상으로서 이루어진 초급냉 합금 매트릭스(14)중에 매우 미세한 제2상 입자(4)가 3차원적으로 균일하게 분산되어 있다. 코어재(13)의 두께 및 폭등은 로울(12)의 원주속도 및 압점력, 용융물의 온도 및 분출속도등을 가변시킴으로써 조정이 가능하게 된다.

제2도를 사용하여 설명한 쌍로울법은 얻을 수 있는 코어재의 두께가 균일하며, 양면 모두 표면 거칠림이 작고 더구나 비교적 두꺼운 것도 용이하게 제조되는 등의 이점을 가지고 있다.

이 제조예에서는 쌍로울법을 사용하였으나 그 대신 단로울법을 적용할 수도 있다.

제4도는 본 발명의코어재의 제2의 제조예를 설명하기 위한 원리 설명도이다.

하단부에 노즐을 가지는 석영유리제의 내열관중에 초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재(1)의 잉곳을 넣고, 관내를 알곤 가스등의 불활성 가스(9)로 충분히 치환시킨다. 내열관(7)의외주면에 고주파 용해로(4)를 설치하고, 합금모재(1)의 잉곳이 이러한 용해로(4)에 의해 후술의 제2상 입자(4)가 용해 되지 않을 정도로 용융시킨다. 그 후 피스톤(11)을 작동시켜서 내열관(7)의 노즐상단을 고속회전하고 있는 로울러(6)의 상부 원주면의 가능한한 접근시켜, 내열관(7)내의 불활성 가스 압력을 급격히 증가시킨다.

용융된 합금모재(1)는 압력 상승에 의해 노즐로부터 일률적으로가는 연속분류로서 로울(6)의 원주면에 공급된다.

내열관(7)으로부터의 합금모재(1)의 분출류에 대하여, 제2상 입자(4)가 플라즈마 용사용 급분기(5)에 의하여 알곤 가스등의 분사 매체와 함께 강제적으로 분사 첨가된다. 제2상 입자(4)가 첨가된 용융상태에 있는 합금모재(1)는 로울(12)상에서 퍼퍼지면서 급냉 응고되고, 연속된 리본형의코오재(13)을 얻게 된다.

이와같이 하여 얻어진 코어재(13)도 제3도에 나타난 것과 같이 초급냉 합금 매트릭스(14)중에 매우 미세한 제2상 입자(4)가 3차원적으로 균일하게 분산된다.

제4도를 사용하여 설명한 단로울법은 비교적 폭넓은 박막 형태의 것을 얻기가 용이한 이점을 가지고 있다. 또한 이러한 제조예에서는 단로울법을 사용하였으나 그 대신 쌍로울법을 적용하는 것도 가능하다.

제5도는 본 발명의 코오재의 제3의 제조예를 설명하기 위한 원리 설명도이다.

하단부에 노즐을 가지는 석영유리제의 내열관(7)중에 초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재(1)의 잉곳을 넣고, 관내를 알곤가스의 불활성 가스(9)로 충분히 치환시킨다. 내열관(7)의 외주면에 고주파 용해로(10)를 설치하고, 합금모재(1)의 잉곳이 용해로(10)에 의해 후술이 제2상 입자(4)가 용해되지 않을 정도로 용융시킨다. 그 후 피스톤(11)을 작동시켜서 내열관(7)내의 불활성 가스 압력을 급격히 증가시켜 용융된 합금모재(1)를 그 아래에 배치되어 있는 용유 금속 저장조(15)에 주입시킨다.

내열관(7)으로 부터의 합금모재(1)의 분류에 대하여 플라즈마용 사용 급분기(5)로부터 제2상 입자(4)가 강제적으로 분사첨가된다. 이 용융금속 저장조(15)의 외주면에도 고주파 용해로(16)를 부착시켜 합금모재(1)의 용융상태를 유지시킨다.

이와같이 하여 제2상 입자(4)를 함유한 합금모재(1)는 도시되지 않은 불활성 가스(알곤 가스)고압장치에 의해 용융금속저장(15)의 하부 노즐로부터 로울(12),(12)의 접합부에 일률적으로 가는 연속분류로서 공급되고 상기 제조예와 동일하게 초급냉 되어서 연속된 리본형의코어재(13)를 얻을 수 있다.

이러한 코어재(13)도 제3도에 나타난 것과 동일하게 초급냉 합금 매트릭스(14)중에 매우 미세한 제2상 입자(4)가 3차원 적으로 균일하게 분산된다. 또한 이러한 제조예에서는 쌍로울법을 사용하였으나 그 대신에 단로울법을 적용하는 것도 가능하다.

초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재의 잉곳을 만들때 또는 그 잉곳을 초급냉하기 위하여 재차 용융 할때에 상술한 바와 같이 분사 분산을 사용하지 않고 제2상 입자를 단지 용융상태의 합금모재중에 첨가하고 고주파로 휘저어 섞고 초급냉하여 합금 매트릭스중에 제2상 입자를 3차원적으로 분산시킬 수도 있다.

그런데 이러한 방법으로는 적용될 수 있는 제2상 입자의 종류나 분산할 수 있는 양에 제한이 있다. 특히 제2상 입자가 예를 들면 Cr_2O_3 나 CeO_2 등의 금속 산화물의 경우는 철, 코발트 및 니켈등의 금속용융체에 대한 습유성(濕濡性)이 나쁘고 매우 소량밖에 분산되지 않으며, 더구나 초급냉 합금 매트릭스의 표면층에 편재 하는 경향이 있다.

용융상태에 있는 합금모재에 대하여 제2상 입자를 첨가, 분사토록할때에 생기는 계면 현상은 다음의 2단계로 나누어서 고려할 수 있다. 즉, 제1단계로는 제2상 입자가 용융상태의 합금모재와 접촉하는 단계이며, 이 때에는 용융합금모재의 액상과 제2상 입자의 고상 및 알곤가스(불활성가스)등의 기상의 3상계인 것이다. 제2의 단계는 제2상 입자가 용융상태의 합금모재속에 현탁되는 단계이며, 이 때에는 용융합금모재의 액상과 제2상 입자의 고상의 2상계인 것이다.

또한 상술의 3상계의 계면현상은 부착 습유성, 확장 습유성, 침지 습유성 3가지로 대별할 수 있다. 부착습유성이 생길때에 작업을 W_a , 확장 습유성이 생길때의 작업력을 W_s , 침지습유성이 생길때의 작업량을 W_i 로 하면, 다음과 같이 정의된다.

$$W_a = \gamma_{SV} - \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \dots \quad (1)$$

$$W_s = \gamma_{SV} - \gamma_{SL} - \gamma_{LV} \dots \quad (2)$$

$$W_i = \gamma_{SV} - \gamma_{SL} \dots \quad (3)$$

단 식중 γ_{SL} : 고상 액상계면 장력

γ_{SL} : 고상의 계면 장력

γ_{LV} : 액상의 계면 장력

기상-고상 및 액상-고상계면에 있어서는 고상의 표면은 거의 변형하지 않는 것으로 간주 되므로 액

상과의 접촉각을 θ 로 하면 다음의 (4)식이 성립된다.

$$\gamma_{SV} - \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta \quad (4)$$

이것을 제각기 상기(1), (2), (3)식에 대입(代入)하면 다음과 같은 식이 된다.

$$W_a = \gamma_L (\cos \theta + 1) \quad (5)$$

$$W_s = \gamma_L (\cos \theta - 1) \quad (6)$$

$$W_s = \gamma_{LV} \cos \theta \quad (7)$$

이들의 식에서 W 가 정(正)인때에 제각기 습유성이 생긴다.

상술의 식(5)~(7)에서 명백한 바와같이 제2상 입자가 용융상태의 합금모재와 접촉되어 제1의 단계에서는 합금모재에 대한 제2상 입자의 접촉각 θ 이 습유성이 크게 관여되어 있다. 철, 코발트 및 니켈 등의 금속 용융체에 대하여 일반적으로 금속 산화물은 접촉각 θ 이 크고 따라서 습유성이 나쁘다. 그러므로 제2상 입자를 단지용융상태의 합금모재에 첨가하고, 고주파를 걸어서 휘저어 섞은 정도로는 소위 합금모재와 제2상 입자의 융합이 잘되지 않고 합금모재의 표면층측에 제2상 입자가 편재하기 쉽다. 이와같은 것으로서 제2상 입자로서 금속산화물을 사용하였을 경우에는 합금모재중에 분산할 수 있는 양으로서는 최대 0.1체적 %정도이며 분산량이 매우 적으며, 제 2상 입자의 첨가 효과를 충분히 발휘할 수 없다.

이러한 점은 상술한 바와같이 합금모재의 잉곳을 만들때 또는 그 잉곳을 초급냉하기 위해 용융할시 분사 분산법을 사용하여 제2상 입자를 용융상태의 합금모재중에 첨가하는 방법을 적용하면 강한 분사 에너지에 의해 제2상 입자가 합금모재중에 기계적으로 밀려들어가는 상태가 된다. 그러므로 합금모재에 대한 습유성이 나쁜 제2상 입자라도 강제적으로 균일 분산시킬 수가 있으며, 적용될 수 있는 제2상 입자의 종류나 분산할 수 있는 양에도 여유가 생겨 코어재의 성질 및 기능의 향상에 크게 기여한다.

금속 용융체에 대한 고상의접촉각의 일예를 다음표1에 나타내었다.

[표 1]

고 상	금속용융체	온도(℃)	대 기	접촉각(θ)
Al_2O_3	Fe	1580	불활성	~90
Al_2O_3	Co	1550	"	>90
Cu_2O	Fe	1550	알 콘	88
ZrO_2	Ni	1500	진 공	118
ZrO_2	Fe	1550	"	92
TiC	Co	1450	알 콘	16
NbC	Co	1500	"	0
WC	Co	1500	"	0
NbB ₂	Co	1500	"	22~46

이 표에서 명백한 바와같이 금속산화물은 다른 고상에 비하여 일반적으로 접촉각이 크며 금속 용융체에 대하여 습유성이 나쁘다.

다음에 본 발명의 실시예에 대하여 설명한다.

[실시예 1]

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)995 (WC)0.5

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)99 (WC)1

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)98 (WC)2

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)95 (WC)5

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)90 (WC)10

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 각각제조한다. 상기 조성식 중 좌()속에 초급냉 합금의조성을 나타내고, 그것의 각 원소 바른쪽 밑에 숫자는 원자%를 나타내며, 조성식중 우()속에 제2상 입자 구성물을 나타내었다. 양쪽()의 바른쪽 밑에 숫자는 각각의 체적%를 나타내고 있다. 다른 실시예도 이와같이 표시방법을 사용 하였다.

다음으로 구체적인 제조순서에 대하여 설명한다.

우선 바람직한 초급냉 합금의 조성을 얻기 위해 구성금속 Co, Fe, Si, B를 Co420.9g, Fe22.5g, Si42.7g, B110g이 되도록 각각 칭량하고 이들을 진공 고주파 용해로 2(제2도 참조)에서 서로 용해되게 하여, 용융상태의 합금모재(1)를 만든다. 이 합금모재(1)는 그대로 주형(鑄型)(3)에 주입한다.

한편, WC미세분말(제2상 입자(4))을 미리 플라즈마용사용 급분기(5)에 충전시키고 bombe(6)로부터의 고압 알곤 가스에 의해 상기 합금모재(1)의 주형부입류로 향하여 분사한다. 또한 WC미분말의 분사량

은 합금모재(1)에 대하여 상술한 조성식으로 나타내는 체적%가 되도록 급분기(5)로 조정한다.

주형(3)에 주입될때의 합금모재(1)의 온도는 이의 용융상태를 유지하고 더우기 제2상 입자인 WC미분말은 용융되지 않는 온도, 즉 약 1200℃가 되도록 조정한다.

용융합금모재(1)의 주형 주입류도 향하여 강제적으로 분사된 WC미분말은 합금모재(1)중에서 덩어리가 되지 않고 날날이 미세화된 상태로 분산되고, 더우기 상호입자 간격이 짧다. 이와같이 조대화(粗大化)되는 일이 없이, 미세화된 상태로 분산된 WC미분말은 합금모재(1)중에서 부상(浮上)속도가 느리며, 따라서 합금모재(1)가 주형(3)속에서 응고할때에 편절(片節)되는 일없이 분산 상태가 안정되어 있다. 이와같은 것으로서 WC미세분말이 균일분산된 Co-Fe-Si-B 계합금으로서 이루어진 잉곳(8)을 얻을 수 있다.

다음에 이러한 잉곳(8)은 제2도에 나타내는 바와같이 석영 유리제의 내열관(7)속에 들어가게 되고, 관내를 알곤 가스(9)로 충분히 치환시키며 그후 고주파 용해로(10)에서 잉곳(8)을 용해 한다. 이때 도 WC미세분말이 용해되지 않을 정도, 즉 약 1200℃에 유지시킨다.

이어서, 피스톤(11)을 작동시켜서 내열관(7)의 하단노즐을 고속 회전하고 있는 2개의 로울러(12),(12)의 접합부에 가능한한 접근시켜 내열관(7)내의 알곤 가스 압력을 급격히 높이고 잉곳(8)을 노즐로부터 같은 연속분류로서 로울(12),(12)의 접합부에 공급한다. 로울(12),(12)는 냉각되면서 고속회전 하고 있는 것과 동시에 상시 서로압집되어 있으므로 분출된 합금모재는 순간적으로 냉각 응고되어 폭40mm, 두께 30 μ m, 길이5m, 의 리본형의코어재(13)를 얻을 수 있다.

이 코어재(13)의 표면 및 두께 방향의 절단면을 주사형 전자현미경으로 관찰한바, WC미세분말이 초급냉 합금 매트릭스 중에 짧은 분자 간격으로, WC미세분말이 서로 집합되어 조대화 되는 일이 없이 개개로 미분자 그대로 균일하게 분산되어 있고 구멍이 전혀 존재되어 있지 않았다. 이로써 WC미세분말은 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일하게 분산되어 있는 것이 확인되었다. 또 이러한 초급냉 합금 매트릭스 합금은 X선 회절에 의해 비결정질인것을 확인하였다.

이러한 코어재(13)를 소정 형태로 연속적으로 타발(打拔)하고, 제6도에 나타내는 바와같이 그들을 소정 매수 적층하여2개의 갈라진 코어(17),(17)를 만들고, 갭 스페서(18) 및 여자(勵磁)코일(19)을 소정위치에 비치 하여 VTR용 자기 헤드를 조립한다.

(Ni78 S12)97 (WC)3

(Ni78 S12)97 (WC)8

(Ni78 S12)97 (WC)18

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 각각 제조한다.

다음에 구체적인 제조 순서에 대하여 설명한다.

우선 바람직한 초급냉 합금의 조성을 얻어야 할 구성 금속 Ni, Si, B를 Ni459g, Si28gB13g)이 되도록 각각 칭량하고 이들을 진공 고주파 용해로로서 용융하여 합금모재를 만들고 이것을 주형에 주입한다.

이 합금모재(1)의 주입류에 대하여 플라즈마 용사용 급분기로부터 WC미세분말(제2상 입자)이 고압 알곤 가스와 함께 분사되고, 그 후 냉각되어 WC미세분말을 균일하게 분산시킨 Ni-Si-B계 합금으로서 이루어진 잉곳을 만든다. WC미세분말을 분사 분사시킬때의 온도가 약 1200℃가 되도록 조정 하면 첨가된 WC미세분말은 합금모재속에 용해되지 않고 미립자인 채로 균일분산된다.

하나의 로울의 바로위에 비치된 내열관에 상기 잉곳을 넣고 관내를 알곤 가스로 충분히 치환한다. 이어서 내열관의 외주면에 설치된 고주파 용해로에 의해 약 1200℃로 가열유지되고 합금모재만이 재차 용융된다.

그렇게 한 후 내열관내의 알곤 가스 압력이 급격하게 높아져서 내열관의 하부 노즐로부터 WC미세분말을 포함한 용융합금모재가 2000pm으로 회전하고 있는 로울 위에 분출된다. 분출되면 순간으로 냉각 응고 되어서 폭40mm, 두께 30 μ m, 길이5m의 리본형 코어재를 얻을 수 있다.

이러한 코어재의 표면 및 두께 방향의 절단면을 주사형 전자 현미경으로 관찰한바, 상기 실시예와 같이 WC미세분말이 초급냉 합금 매트릭스중에 미립자인 채로 균일하게 분산되어 있다. 또 이러한 초급냉 합금 매트릭스는 X선 회절에 의하여 비결정질인 것이 확인되었다.

이러한 코어재를 사용하여 제6도에 나타내는 바와같은 VTR용 자기 헤드를 제조하는 순서는 상기 실시예와 동일하므로 이들의 설명은 생략한다.

[실시예 3]

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)99.9 (Cr₂O₃)0.1

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)99.7 (Cr₂O₃)0.3

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)99.5 (Cr₂O₃)0.5

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)99 (Cr₂O₃)1

(Co70.5 Fe4.5 Si 15 B10)97 (Cr₂O₃)3

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고,상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다.

[실시예 4]

(Co70 Fe4.5 Si15 B10)99.9 (Ce₂O₂)0.1

(Co70 Fe4.5 Si15 B10)99.7 (Ce₂O₂)0.3

(Co70 Fe4.5 Si15 B10)99.5 (Ce₂O₂)0.5

(Co70 Fe4.5 Si15 B10)99 (Ce₂O₂)1

(Co70 Fe4.5 Si15 B10)97 (Ce₂O₂)3

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다.

[실시예 5]

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.9 (W03)0.1

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.7 (W03)0.3

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.5 (W03)0.5

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99 (W03)1

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)97 (W03)3

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다.

[실시예 6]

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.9 (ZrO₂)0.1

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.7 (ZrO₂)0.3

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.5 (ZrO₂)0.5

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99 (ZrO₂)1

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)97 (ZrO₂)3

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다.

[실시예 7]

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.9 (Y₂O₃)0.1

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.7 (Y₂O₃)0.3

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99.5 (Y₂O₃)0.5

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99 (Y₂O₃)1

(Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)97 (Y₂O₃)3

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다.

[실시예 8]

(Ni78 Si10 B12)90 (TnO₂)10

(Ni78 Si10 B12)80 (TnO₂)20

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다.

[실시예 9]

(Ni75 Si10 B12)95 (TiC)5

(Ni75 Si10 B12)90 (TiC)10

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 TiC가 Ni-Si-B계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일분산하여, 구멍도 없고, 또한 그합금 매트릭스는 X선 회절에 의해 비결정질인 것을 확인 하였다.

[실시예 10]

(Fe_{39.5} Mo₉ C_{1.6})₉₈ (NbC)₂(Fe_{39.4} Mo₉ C_{1.6})₉₅ (NbC)₅(Fe_{39.4} Mo₉ C_{1.6})₉₀ (NbC)₁₀

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 NbC가 Fe-Mo-CB계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일분산하여, 구멍도 없고, 또한 그합금 매트릭스는 X선 회절에 의해 합금 매트릭스가 초미세 결정입자의 조직을 가지는 비평형 γ -오스테나이트 단상 인것을 확인 하였다. 이 비평형 γ -오스테나이트상은 결정질 합금이기 때문에 비결정질 합금 보다도 열적 안정성이 높다.

[실시예 11]

(Cu₆₀ Zr₄₀)₉₀ (SiC)₅(Cu₆₀ Zr₄₀)₇₀ (SiC)₁₀

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 SiC가 Cu-Zr계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일분산하여, 구멍도 없고, 또한 그합금 매트릭스는 X선 회절에 의해 비결정질인 것을 확인 하였다.

[실시예 12]

(Ni₇ Si₁₀ B₁₂)₉₀ (BN)₁₀(Ni₇ Si₁₀ B₁₂)₈₀ (BN)₂₀

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 BN이 Ni-Si-B계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일분산하여, 구멍도 없고, 또한 그합금 매트릭스는 X선 회절에 의해 비결정질인 것을 확인 하였다.

[실시예 13]

(Zr₄₅ Nb₄₀ Si₁₅)₈₀ (NbN)₂₀

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 NbN이 Zr-Nb-Si계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일분산하여, 구멍도 없고, 또한 그합금 매트릭스는 X선 회절에 의해 비결정질인 것을 확인 하였다.

[실시예 14]

(Co_{70.5} Fe_{4.5} Si₁₅ B₁₀)₉₉ (C)₁(Co_{70.5} Fe_{4.5} Si₁₅ B₁₀)₉₅ (C)₅(Co_{70.5} Fe_{4.5} Si₁₅ B₁₀)₉₀ (C)₁₀

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한, 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 C가 Co-Fe-Si-B계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일분산하여, 구멍도 없고, 또한 그합금 매트릭스는 X선 회절에 의해 비결정질인 것을 확인 하였다.

[실시예 15]

(Fe₈₂ B₁₈)₉₉ (Fe)₁(Fe₈₂ B₁₈)₉₈ (Fe)₂

상기 조성식의 제2상 입자 분산형 초급냉 합금으로서 이루어진 코어재를 사용하고, 상기 실시예와 동일하게 자기 헤드를 조립한다. 또한, 주사형 전자 현미경 관찰에 의해 Fe가 Fe-B계의 초급냉 합금 매트릭스중에 3차원적으로 균일 분산되고 X선 회절에 의해 합금 매트릭스가 비결정질인 인버터 합금인 것을 확인 하였다.

제7도는 초급냉 합금 매트릭스중에 있어서의 제2상 입자의 입도분포도 이며, 동도면(a)는 TiC, 동도면(b) WC, 동도면(c)는 Cr₃C₂, 동도면(d)는 Zr₃C₂를 제작기 제2상 입자로서 사용하고, 분사 분산법에 의하여 Co_{70.5} Fe_{4.5} Si₁₅ B₁₀계의 초급냉 합금 매트릭스중에 분산시키고 전자 현미경으로 입경을 측정한 것이다. 이들의 각 제2상 입자의 평균 입경은 모두 약0.06 μ m이었다. 이들 각 도면에서 명백한 바와같이 분산되어 있는 제2상 입자중 약70%이상이 입자직경 약0.1 μ m미만으로 되어 있으며, 이와같이 제2상 입자를 초미립자의 상태에서 분산시키기 위해서는 첨가전의 제2상 입자의 입경이 그것이 분사 조건을 적당히 조절할 필요가 있다.

다음의 표(2)는 초급냉 합금 매트릭스(Co_{70.5} Fe_{4.5} Si₁₅ B₁₀)중에 있어서의 다른 제2상 입자의 평균 입경을 나타낸 것이다.

[표 2]

제2상 입자	평균 입경 (μm)
CeO ₂	0.05
WO ₃	0.05
Y ₂ O ₃	0.08
TiO ₂	0.07
BN	0.06
SiC	0.05
NbN	0.08
C	0.08
NbC	0.08

이와같이 대부분의 제2상 입자가 초미립자로 되어 있으면 용융된 합금모재중에 현탁되는 단계에서는 합금모재를 분사매, 제2상 입자를 분산질로 하는 분사계가 존재한다. 이러한 분산계는 열역학적으로 불안정하므로 제2상 입자의 분산 또는 응집에는 자유 에너지 변화 ΔF 가 크게 관여 된다. 일반적으로 자유에너지 변화 자가 평균 형태에 있을 경우에는 화학 반응에 의한 자유 에너지 변화가 영으로 간주되므로 제2상 입자의 분산 상태는 계면 자유 에너지의 변화에 기재 받게 된다.

용융 합금모재중에서의 제2상 입자의 분산은 고상(제2상 입자)-(제2상 입자) 계면이 없어지며, 고상(제2상 입자)-액상(용융합금모재)계면이 형성되는 변화이다. 따라서 이때의 계면 자유 에너지의 변화 ΔF 는 다음의 (8)식과 같이 정의된다. 또한 식중의 γ_{ss} 는 고상-고상계면의 계면 장력을 나타낸 것이다.

$$\Delta FS = 2\gamma_{sl} - \gamma_{ss} \dots$$

이 식에서 ΔFS 의 값이 부라고 한다면 제2상 입자는 용융합 모재중(8)에서 분산 혹은 자연 현탁되고, 정면에서 고상-액상 계면으로 변화될때의 계면 자유 에너지의 변화 ΔFS 를 부로하기 위해서는 제2상 입자의입경을 가능한한 작게 할 필요가 있으며, 상수한 같이 분산되어 있는 제2상 입자중 약70%이상, 바람직하기는 90%이상의 입자직경이 약0.1 μm 미만 이라면 제2상 입자는 서로 응집되는 일이 없고 분산상태가 안정되어 있으며 균일하게 분산된다.

상기 실시예(1)에 의하여 얻어진 (Co70 Fe4.5 Si15 B10)99 (WC)1의 코어재를 사용한 자기 헤드(A)와 분산 분산법을 적용하지 않고 제2상 입자를 초급냉 합금 매트릭스에 3차원적으로 분산 시킨 동일조성의 코어재를 사용한 자기 헤드 B와 제2상 입자인 WC분말을 함유하지 않은 (Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)의 초급냉합금 단독 코어재를 사용한 자기 헤드 C의 내마모 시험을 행하고 그 결과를 제8도에 나타내었다. 또한 이러한 시험은 온도20℃, 습도50%의 조건하에서 시판의 자기 테이프에 의한 주사 시험이다.

이 도면에서 명백한 바와같이 초급냉 합금 매트릭스중에 제2상 입자를 3차원적으로 균일하게 분산시킨 코어재를 사용한 자기 헤드(A),(B)는 제2상 입자를 함유하지 않은 코어재를 사용한 자기 헤드C에 비하여 내 마모성의 뛰어난을 알 수 있다. 특히 그 중에서도 분산 분산법을 사용하여 제2상 입자를 강제적으로 분산시킨 것은 내마모성이 우수한다.

제9도는 상기 실시예(1)에 의해 얻어진 (Co70.5 Fe4.5 Si15 B10)99 (WC)1의 코어재를 사용한 VTR용 자기 헤드 D의 주파수 특성이며 도면중의 D_1 의 주파수 특성이며 도면중의 D_1 은 12kHz에 있어서의 최대 출력 특성(MOL), D_2 는 1kHz에 있어서의 최대 변조 출력 특성(MML)인 것이다. 또 제10도는 샌더스트의 코어재를 사용한 VTR 용 자기 헤드E의 주파수 특성이며,도면중의 E_1 은 12kHz에 있어서, MOL특성, E_2 는 1kHz에 있어서, MML특성을 나타낸 것이다.

제11도는 상기 VTR용 자기 헤드 D,E의 ML-MOL차 관계 특성도, 제12도는 상기 VTR용 자기 헤드D,E의 MML-MOL관계 특성도이다.

이들 제9도 내지 제12도의 결과에서 명백한 바와같이, 본 발명의 VTR용 자기 헤드는 MOL특성 및 MML특성등의 주파수 특성면에 있어서 우수하다.

구체적으로 예를들면 최대 MML시의 MOL차기 자기 헤드 E에서는 -14.6dB인 것에 비해 자기 헤드 D에서는 -3.4dB로 작다. 또, 최대 MML시의 바이어스 전류가 자기 헤드 E에서는 420 μA 인 것에 비해 자기 헤드 D에서는 180 μA 로 작고, 약57% 감소되었다. 또 MML-MOL차 관계특성(제11도) 및 MML관계특성(제12도)에 있어서도 본 발명의자기 헤드D쪽이 특성적으로 우수함을 알 수 있다.

또한 테이프 속도 4.75cm/초 에서의 재생감도는 상기 자기 헤드 E가 =6.7dB인 것에 비해 자기 헤드 D에서는 +9.2dB로 높다. 또, 6.3kHz에서의 3.5dB오버에서의 바이어스 전류는 자기 헤드 E가 220 μA 인 것에 비해 자기 헤드 E에서는 14 μA 로 작으면 약36%가 감소되는 등의 특징을 가지고 있다.

이와 같은 특성상의 경향으로 인해 본 발명의 다른 재료로 코어를 구성하여도 동일하게 얻게 된다.

본 발명의 상술과 같은 구성으로 되어 있으며, 주파수 특성 및 내마모성의 뛰어난 VTR용 자기 헤드를 제공 할 수가 있다.

(57) 청구의 범위**청구항 1**

'비결정질, 결정질 또는 그들의 혼합상으로서 이루어진 초급냉 합금 매트릭스중에 제2상 입자 적어도 1종을 3차원적으로 균일분산 시켜서 이루어진 복합재료에 의해 자기회로의 적어도 일부를 구성시키는 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 2

제1항에 있어서, 상기 초급냉 합금 매트릭스가 코발트를 주성분으로 하는 코발트계 비결정질 합금인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 3

제1항에 있어서, 상기 초급냉 합금 매트릭스가 니켈을 주성분으로 하는 니켈계 비결정질 합금인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 4

제1항에 있어서, 상기 초급냉 합금 매트릭스가 철을 주성분으로 하는 철계 비결정질 합금인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 5

제1항에 있어서, 상기 제2상 입자가 탄화물인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 6

제1항에 있어서, 상기 제2상 입자가 탄화 텅그스텐인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 7

제1항에 있어서, 상기 제2상 입자가 탄소 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 8

제5항에 있어서, 상기 제2상 입자가 산화물인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 9

제8항에 있어서, 상기 제2상 입자가 탄화 크롬인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 10

제1항에 있어서, 상기 제2상 입자가 질화물인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 11

제1항에 있어서, 상기 제2상 입자가 실리케이트인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 12

제1항에 있어서, 상기 제2상 입자가 금속인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 13

제1항에 있어서, 상기 초급냉 합금 매트릭스중에 균일분산된 제2상 입자 중 70%이상의 제2상 입자의 입경이 약0.1 μ m미만인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 14

제1항에 있어서, 상기 복합 재료가 박판부재로서 이루어지며, 이들 박판 부재가 소정 매수 적층된 적층체에 의해 코어부가 구성되어 있는특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 15

제1항에 있어서, 상기 복합 재료가 상기 초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재를 상기 제2상 입자가용해 하지 않을 정도로 가열 용융하고, 이 합금모재가 응고 하기 전에 불활성 가스로서 이루어진 분사 매체와 함께 제2상 입자를 양기 합금모재를 향해 분사 분산시키고, 그후 냉각하여 제2상 입자가 용해도지 않을 정도로 재 용융되어 초급냉 응고 시켜서 얻어진 복합재인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 16

제1항에 있어서, 상기 복합 재료가 상기 초급냉 합금 매트릭스를 구성하는 합금모재를 상기 제2상 입자가용해 하지 않을 정도로 가열 용융하고, 이 합금모재가 응고 하기 전에 불활성 가스로서 이루어진 분사 매체와 함께 제2상 입자를 양기 합금모재를 향해 분사 분산시키고, 그후 초급냉 응고 시켜서 얻어진 복합재인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 17

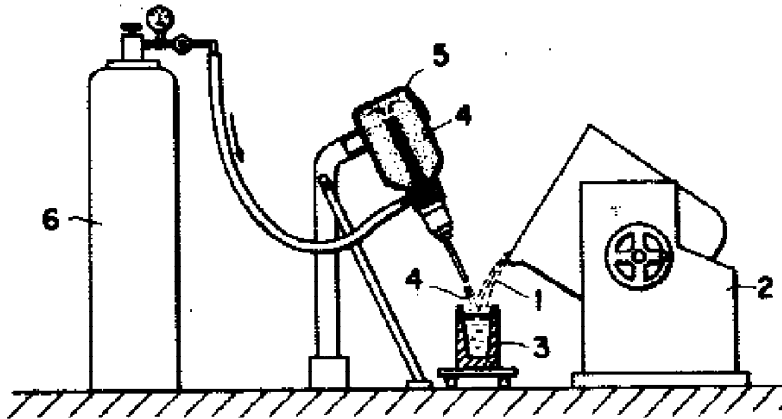
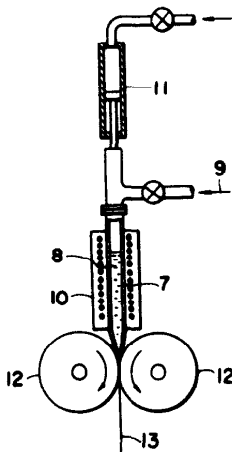
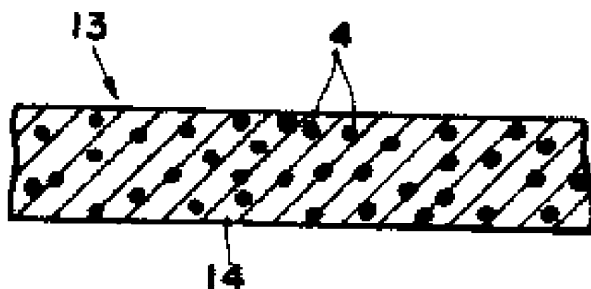
제15항 또는 제16항에 있어서, 상기 제2상 입자가 상기 초급냉 합금 매트릭스에 대하여 습윤성이 나쁜 금속인것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 18

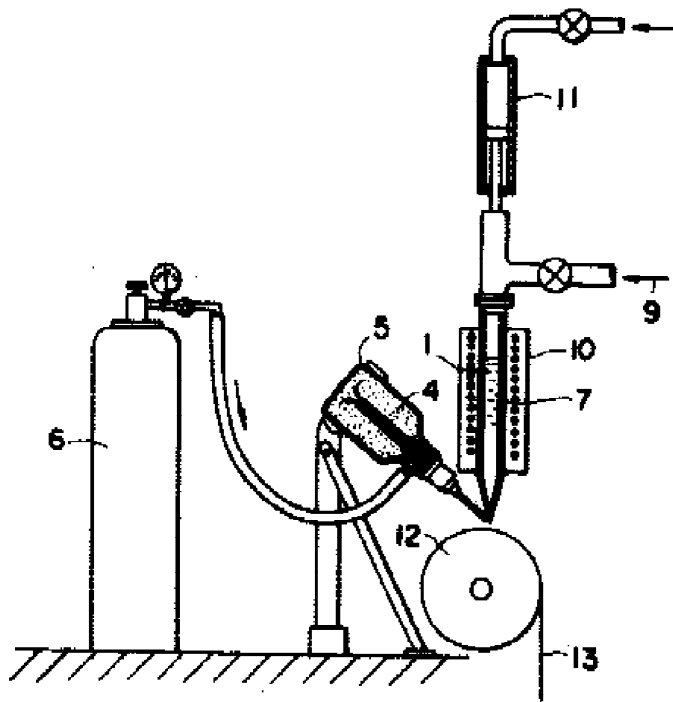
17항에 있어서, 상기 제2상 입자가 산화크롬인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

청구항 19

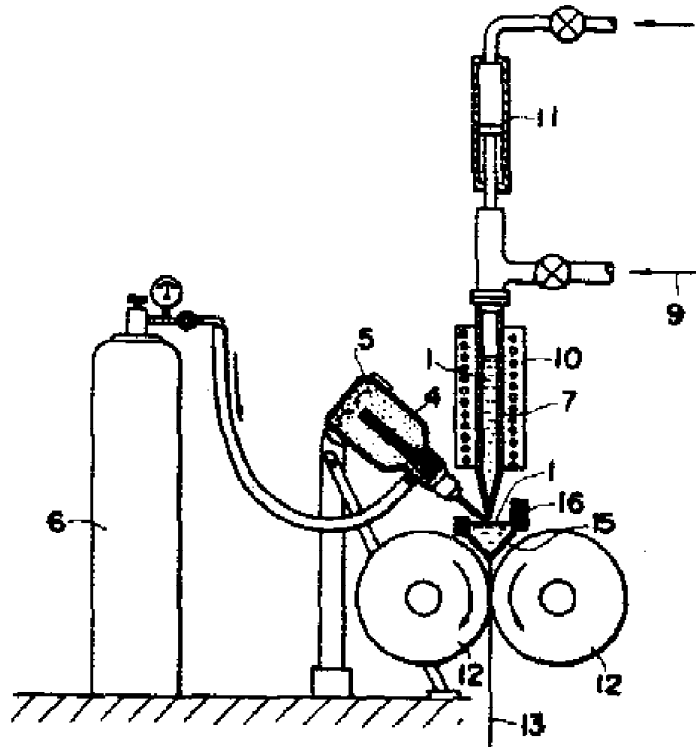
제15항 또는 제16항에 있어서, 상기 초급냉 합금 매트릭스중에 균일 분산된 제2상 입자중 약70%이상의 제2상 입자의 입력이 약 $0.1\mu\text{m}$ 미만인 것을 특징으로 하는 VTR용 자기 헤드.

도면**도면1****도면2****도면3**

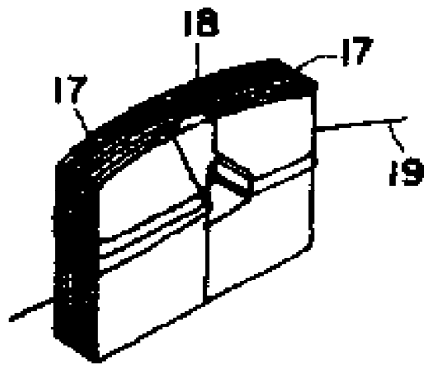
도면4



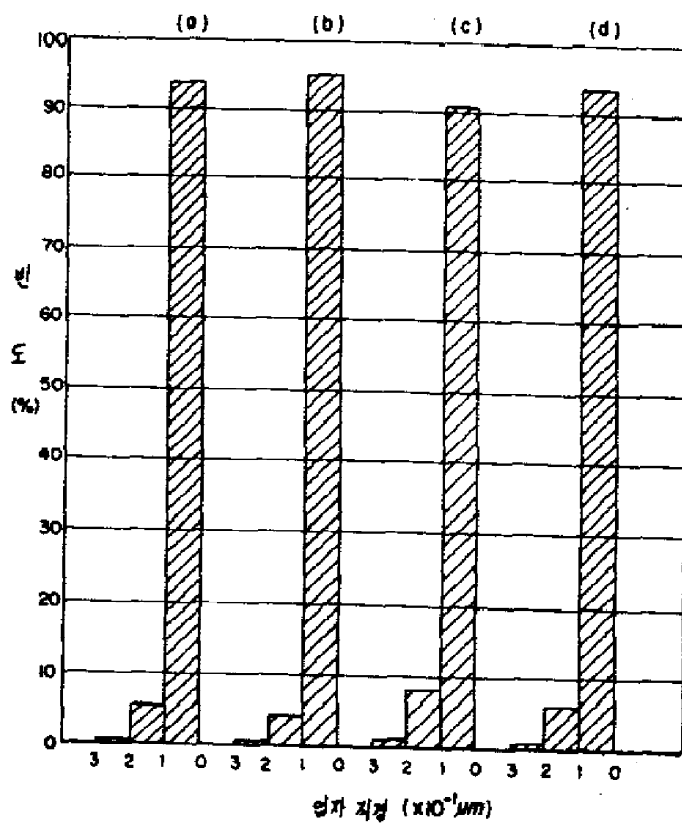
도면5



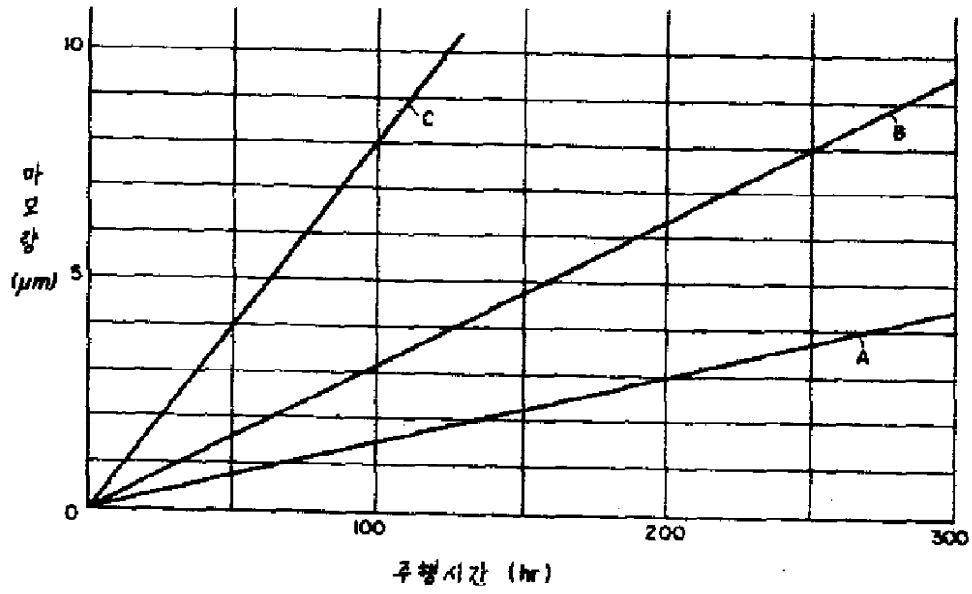
도면6



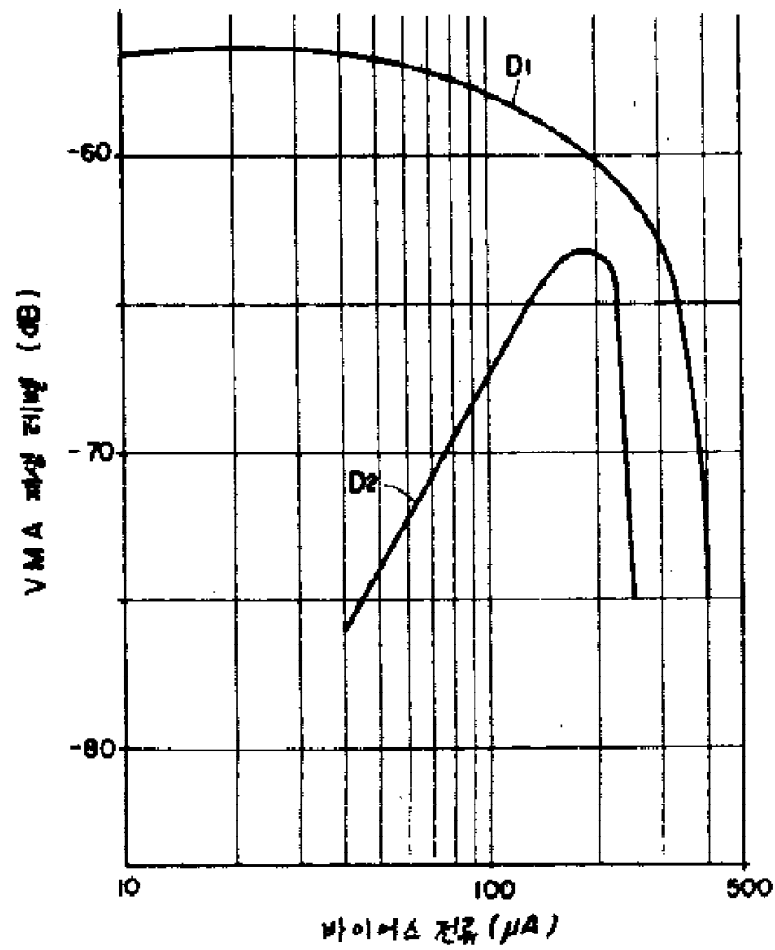
도면7



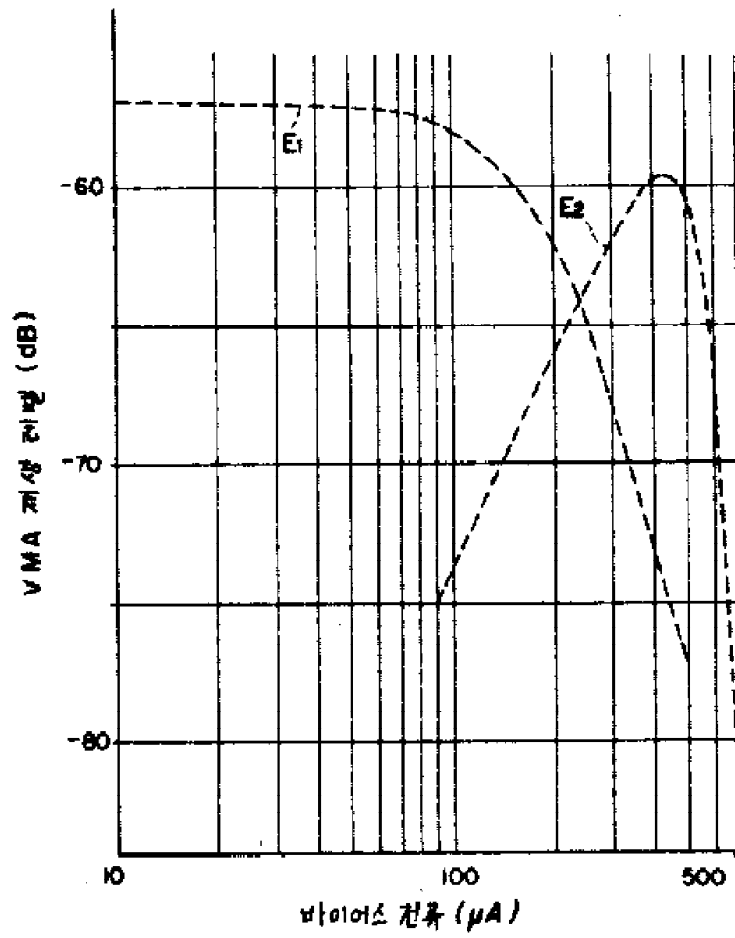
도면8



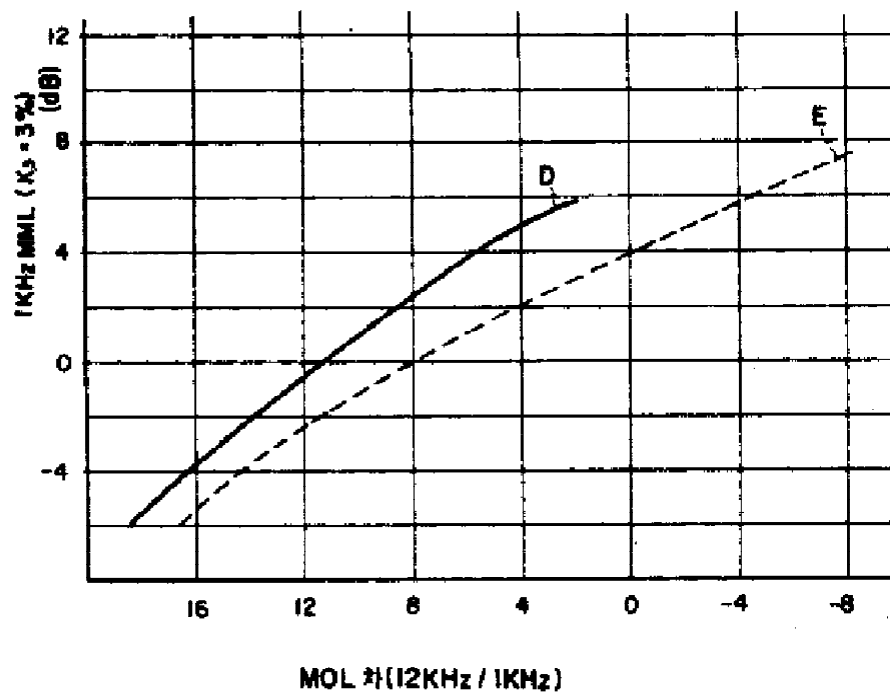
도면9



도면10



도면11



도면 12

