



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2010년06월28일
(11) 등록번호 10-0966068
(24) 등록일자 2010년06월17일

(51) Int. Cl.

C22C 38/40 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2004-7008951

(22) 출원일자(국제출원일자) 2002년12월11일

심사청구일자 2007년12월04일

(85) 번역문제출일자 2004년06월10일

(65) 공개번호 10-2004-0061028

(43) 공개일자 2004년07월06일

(86) 국제출원번호 PCT/SE2002/002300

(87) 국제공개번호 WO 2003/056053

국제공개일자 2003년07월10일

(30) 우선권주장

0104192-0 2001년12월11일 스웨덴(SE)

(56) 선행기술조사문헌

KR100188906 B1*

JP54120223 A*

JP08104953 A*

*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자

산드빅 인터렉츄얼 프로퍼티 에이비

스웨덴 에스-811 81 산드비켄

(72) 발명자

세데르홀름구스타프

스웨덴 에스-811 32 산드비켄 스말라 베엔 3베

홀름베리호칸

스웨덴 에스-802 69 게블레 티바스트베엔 6

(74) 대리인

특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 8 항

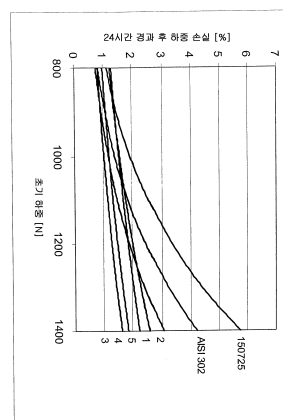
심사관 : 이성준

(54) 석출 경화형 오스테나이트계 강

(57) 요약

본 발명은 스테인레스 강 합금, 좀더 정확히는 잘 조절된 알루미늄 함량과 높은 규소 함량을 가지고, 조성이 중량%로 0 ~ 0.07 의 C, 0.5 ~ 3.0 의 Si, 0 ~ 0.1 의 N, 15.0 ~ 20.0 의 Cr, 7.0 ~ 12.0 의 Ni, 0.25 ~ 1.5 의 Al, 0 이상 4.0 이하의 Cu, 0 ~ 3.0 의 Mn, 0 ~ 2.0 의 Mo, 0 ~ 1.0 의 Ti 이고, 잔부 Fe 및 통상적으로 발생하는 불순물과 첨가제를 포함하는 고강도 석출경화형 오스테나이트계 스테인레스 강 합금과, 중간 열처리 없이 냉간 가공, 특히 인발에 의해 단면이 감소되고, 그 강도가 300 °C ~ 500 °C에서의 최종 열처리에 의해 14 %이상 증가하며, -55 ~ -100 의 M₄₃₀-값과 24 시간 동안 1400 N 에서 3.0 %보다 작은 힘의 손실을 나타내고, 등근 와이어 및 스트립 강의 스프링과 같은 스프링 용도와 외과 기구 및 치과 기구와 같은 의료용에 매우 적합한 제품에 관한 것이다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

고강도 오스테나이트계 스테인레스 합금으로서,

상기 합금이 석출경화형이고, 상기 합금의 조성이 중량%로

$$0 < C \leq 0.07,$$

$$0.5 \leq Si \leq 3.0,$$

$$0 < N \leq 0.1,$$

$$15.0 \leq Cr \leq 20.0,$$

$$9.0 \leq Ni \leq 10.0,$$

$$0.25 \leq Al \leq 1.5,$$

$$2.4 \leq Cu \leq 3.0,$$

$$0 < Mn \leq 1.0,$$

$$0 < Mo \leq 2.0,$$

$$0 < Ti \leq 1.0$$

와, 잔부로 Fe 및 통상적으로 발생하는 불순물을 포함하고, 상기 합금이 99 % 이상의 단면감소율로 중간 열처리 없이 냉간 가공, 인발에 의해 단면이 감소되며, 상기 합금의 인장 강도가 300 ℃ ~ 500 ℃에서의 최종 열처리에 의해 14 % 이상 증가하는 것을 특징으로 하는 고강도 오스테나이트계 스테인레스 합금.

청구항 2

삭제

청구항 3

삭제

청구항 4

제 1 항에 있어서, 상기 합금은 16.0 ~ 19.0 중량%의 크롬을 함유하는 것을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

청구항 5

제 1 항에 있어서, 상기 합금은 0.4 ~ 1.0 중량%의 알루미늄을 함유하는 것을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

청구항 6

제 1 항에 있어서, 상기 합금은 0.5 ~ 2.5 중량%의 규소를 함유하는 것을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

청구항 7

제 1 항에 있어서, 상기 합금은 0.5 ~ 1.5 중량%의 규소를 함유하는 것을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

청구항 8

삭제

청구항 9

제 1 항에 있어서, 와이어 그리고/또는 스트립 형태로 제조된 것을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

청구항 10

제 1 항에 있어서, 등근 와이어 및 스트립 강의 스프링과 같은 스프링 용도로 사용되기에 적합한 것을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

청구항 11

제 1 항에 있어서, 외과 기구 및 치과 기구와 같은 의료용임을 특징으로 하는, 고강도 강 오스테나이트계 스테인레스 석출경화형 합금.

명세서

기술분야

[0001]

본 발명은 오스테나이트계 스테인레스 강 합금, 좀더 정확히는 잘 조절된 알루미늄 함량과 높은 규소 함량을 갖는 고강도 석출경화형 오스테나이트계 스테인레스 강 합금과, 중간 열처리 없이 냉간 가공, 특히 인발(drawing)에 의해 단면이 감소되고, 그 강도가 300 °C ~ 500 °C에서의 최종 열처리에 의해 14 %이상 증가하며, -55 ~ -100 의 M_{430} -값과 24 시간 동안 1400 N 에서 3.0 %보다 작은 힘의 손실을 나타내고, 등근 와이어 및 스트립 강의 스프링과 같은 스프링 용도와 외과 기구 및 치과 기구와 같은 의료용에 매우 적합한 제품에 관한 것이다.

배경기술

[0002]

스테인레스 스프링 강의 시장에서는 AISI 302 유형의 냉간 가공된 오스테나이트계 스테인레스 스프링 강이 주류를 이루고 있다. 이는 비교적 양호한 내부식성을 가지며, 또한 우수한 스프링용 재료로서 필요한 높은 강도로 냉간가공될 수 있기 때문이다. 냉간 가공된 상태에서는, 단순 열처리에 의해 기계적 성질이 추가적으로 증가될 수 있다. 열처리시 강도를 더욱 증가시키기 위해 AISI 631 유형의 강에 알루미늄을 합금한다. 냉간 가공 동안, 오스테나이트의 풀립 조직의 주성분이 형성 전의 상보다 더 단단한 변형 마르텐사이트로 상변이가 일어난다. 이러한 빠른 변형 경화는 동시에 재료의 연성을 감소시키고, 이로 인해 제조 과정에서 하나 또는 여러 단계에서 연화 풀립이 실시되어야 한다. 이로써 제조 과정이 더욱 비싸지고 재료에 표면 결함의 발생 위험이 증가하게 된다. AISI 631 유형의 강의 경우, 알루미늄을 첨가하게 되면, 재료가 주조 후 응고시 조직에 페라이트를 형성하는 경향을 갖는다. 형성된 오스테나이트-페라이트 조직과 비교적 낮은 합금 함량으로 인해, 빠른 변형경화가 이루어지게 되어, 제조 과정에서 균열 발생을 피하기 위해서는 적당한 단면감소만이 가능하다. 또는, AISI 304 및 AISI 316 유형의 강이 스프링 강으로서 사용된다. 이들 강은 AISI 302 및 AISI 631 유형의 강보다 더 많이 합금되고 더 적은 탄소 함량을 갖고 있다. 따라서, 이 유형의 강에서는 더 큰 단면감소율이 가능하다. 이 강의 단점은 우수한 스프링 기능에 필수적인 제품 특성이 AISI 302 및 AISI 631 의 강보다 종종 열악하다는 것이다. 그러한 특성의 예로 오랜 시간 스프링 강도를 유지할 수 있는 스프링의 능력을 나타내는 내이완성 (relaxation resistance) 이 있다.

[0003]

US-A-6 106 639 에, 풀립 사이에 단면감소가 잘 될 수 있는 Cr-Ni-Cu 강이 개시되어 있다. 이 강은 예를 들어 $\epsilon = 3.41$ (5.5 ~ 1 mm) 의 단면감소시 1856 MPa 의 강도를 나타낸다. 이것은 표준에 따른 특정 강도 2050 MPa 과 대조적이다. US-A-6 106 639 에 따르면, 합금이 이 표준에 따른 강도를 갖도록 열처리를 실시해야 한다. US-A-6 106 639 에 따른 합금은 열처리시 강도 증가 원소로서 구리를 함유하고 있다.

[0004]

US-A-6 048 416 에는, 고강도 강 와이어 형태로서 차량 타이어 강화용의 Cr-Ni-Cu-강이 개시되어 있다. 목적하는 특성을 얻기 위해, US-A-6 048 416 에 따른 합금의 조성은 -55보다 크고 -30보다 작아야 하는 이른바 JM 값 ($JM = 551 - 462 \times (C\% + N\%) - 9.2 \times Si\% - 20 \times Mn\% - 13.7 \times Cr\% - 29 \times (Ni\% + Cu\%) - 18.5 \times Mo\%$) 으로 표시되는 안정성 범위 (stability interval) 내에 있어야 한다. 본 발명에 따른 합금에 있어서, 대수 누적 단면감소율 ($\epsilon = 2 \times \ln(S_0/S_f)$) 이 최대 4 로 제한된다. 이는 98 %의 와이어 인발에서의 최대 단면 감소에 대응한다. US-A-6 048 416 에 따른 합금은 석출경화형 원소를 함유하지 않는다.

발명의 상세한 설명

[0005] 따라서, 본 발명의 목적은, 잘 조절된 알루미늄 함량과 높은 규소 함량을 갖는 고강도 석출경화형 오스테나이트 계 스테인레스 강 합금과, 중간 열처리 없이 냉간 가공, 특히 인발에 의해 단면이 감소되고, 그 강도가 300 ℃ ~ 500 ℃에서의 최종 열처리에 의해 14 %이상 증가하며, -55 ~ -100 의 M_{d30} -값과 24 시간 동안 1400 N 에서 3.0 %보다 작은 힘의 손실을 나타내고, 등근 와이어 및 스트립 강의 스프링과 같은 스프링 용도와 외과 기구 및 치과 기구와 같은 의료용에 매우 적합한 제품을 제공하는 것이다.

[0006] 본 발명에 따르면, 이러한 목적은 중량%로

[0007] $0 < C \leq 0.07$,

[0008] $0.5 \leq Si \leq 3.0$,

[0009] $0 < N \leq 0.1$,

[0010] $15.0 \leq Cr \leq 20.0$,

[0011] $7.0 \leq Ni \leq 12.0$,

[0012] $0.25 \leq Al \leq 1.5$,

[0013] $0 \leq Cu \leq 4.0$,

[0014] $0 < Mn \leq 3.0$,

[0015] $0 < Mo \leq 2.0$,

[0016] $0 < Ti \leq 1.0$

[0017] 을 포함하고, 잔부로 Fe 및 통상적으로 발생하는 불순물과 첨가제를 포함하는 고강도 석출경화형 오스테나이트 계 스테인레스 강 합금에 의해 달성된다.

실시예

[0024] 본 합금의 경우 합금원소의 중요성은 다음과 같다.

[0025] 탄소 (C) 는 크롬과 결합하는 경향이 커서, 탄화크롬이 결정입계에 석출하고, 이로 인해 주위에는 크롬이 부족하게 된다. 따라서, 탄소 함량이 높은 경우 재료의 부식특성이 열화되고, 무엇보다도 와이어를 스프링으로 성형할 때 문제를 야기할 수 있는 취화 (embrittlement) 문제가 또한 발생할 수 있다. 그러므로, 탄소 함량을 가능한 작게, 0.0 중량%보다 많이 그러나 최대 0.07 중량%, 바람직하게는 0.05 중량%, 가장 바람직하게는 최대 0.035 중량%로 제한해야 한다.

[0026] 규소 (Si) 는 페라이트 안정화 효과를 갖고 있으므로, 규소 함량이 너무 많은 경우 2상 조직이 형성된다. 그러므로, 규소 함량은 3.0 중량%를 초과하지 않아야 한다. 그러나, 규소는 냉간가공 제품의 열처리시 강도를 더 많이 증가시키는 점에서 바람직하다. 그러므로, 규소 함량은 0.5 중량% 보다 작아서는 안되고, 0.5 ~ 3.0 중량%, 바람직하게는 0.5 ~ 2.5 중량%, 가장 바람직하게는 0.5 ~ 1.5 중량%이어야 한다.

[0027] 질소 (N) 는 알루미늄과 함께 질화알루미늄 형태로 바람직하지 않은 취성 (brittle) 슬래그를 형성하는 합금원소이다. 더욱이, 질소는 냉간가공시 변형경화를 증가시켜, 본 발명에는 불리하다. 따라서, 질소 함량을 가능한 작게, 최대 0.1 중량%, 바람직하게는 0.05 중량%로 유지하는 것이 매우 중요하다.

[0028] 크롬 (Cr) 은 재료의 내부식성과 관련하여 매우 중요한 합금 원소이다. 이는 크롬이 강표면에 Cr_2O_3 의 부동태 층 (passive layer) 을 형성할 수 있기 때문이다. 부동태 층이 형성되기 위해서는, 크롬 함량이 약 12.0 중량%를 넘어야 하고, 또한 크롬 함량이 증가함에 따라 내부식성이 커진다. 크롬의 다른 장점은 재료의 오스테나이트 조직이 냉간가공시 마르텐사이트로의 상변이에 대해 안정화된다는 것이다. 그러나, 크롬은 페라이트를 안정화시키므로, 그 함량이 너무 높지 않아야 한다. 따라서, 본 발명에 따른 합금의 경우 크롬 함량은 15.0 중량%보다 작지 않아야 하고 20.0 중량%보다 크지 않아야 하며, 16.0 ~ 19.0 중량%가 바람직하다.

[0029] 니켈 (Ni) 은 충분한 양일 때 상온에서 재료의 오스테나이트 조직을 보장하는 합금 원소이다. 또한, 니켈 함량이 증가함에 따라 연성이 향상된다. 그러나, 니켈은 비싼 합금 원소이고, 고함량의 경우 느린 변형경화

가 일어나므로 충분한 강도를 얻기 어렵다. 그러므로, 니켈 함량은 7.0 ~ 12.0 중량%, 바람직하게는 8.0 ~ 11.0 중량%, 더욱 바람직하게는 9.0 ~ 10.0 중량%이어야 한다.

[0030] 알루미늄 (Al) 은 본 발명에서 주요한 합금 원소이다. 알루미늄은 강도를 증가시키기 위해 석출경화 원소로서 첨가되고, 내이완성에도 영향을 미친다. 냉간가공된 와이어의 350 ~ 500 °C 에서의 석출경화 동안, β -NiAl 형태의 석출이 발생되어, 지금까지 공지된 재료와는 달리 기계적 특성이 향상된다. 이 효과는 와이어가 스프링으로 사용될 때 가장 중요하고, 스프링의 내이완성은 매우 높은 요건을 충족시켜야 한다. 알루미늄의 단점은 페라이트를 안정화시키므로 알루미늄 함량은 최대 1.5 중량%로 제한된다는 것이다. 그러나, 상기한 관점에서 알루미늄 함량은 적어도 0.25 중량%, 바람직하게는 0.4 ~ 1.0 중량%이어야 한다.

[0031] 구리 (Cu) 는 2가지 중요한 성질을 갖는 합금 원소이다. 먼저 구리는 오스테나이트 안정화 원소이고, 다음으로 구리는 재료의 변형경화를 감소시켜 연성을 향상시킨다. 재료는 중간 풀림 없이 심한 단면감소를 견뎌야 하기 때문에, 구리 함량은 가능한 커야 한다. 그러나, 구리 함량이 증가함에 따라 바람직하지 않은 석출이 증가하게 되어, 재료의 연성을 감소시킨다. 그러므로, 구리 함량은 0 중량%이상 4.0 중량%이하, 바람직하게는 2.0 ~ 3.5 중량%, 가장 바람직하게는 2.4 ~ 3.0 중량%이어야 한다.

[0032] 망간 (Mn) 은, 셋팅 (setting) 시 오스테나이트를 형성하는 점과 냉간가공시 마르텐사이트 변태에 대해 오스테나이트를 안정화시키는 점에서 니켈과 유사한 효과를 갖고 있다. 그러나, 망간은 변형경화를 증가시키지만, 니켈은 그렇지 않다. 그 결과 더 빠른 변형경화가 일어나고, 풀림 사이의 가능한 최대 단면감소율을 감소시킨다. 그러므로, 망간 함량은 0.0 중량%보다 커야 하지만 최대 3.0 중량%, 바람직하게는 최대 1.0 중량%로 제한되어야 한다.

[0033] 몰리브덴 (Mo) 은 염화물 환경에서의 내부식성에 대해 매우 바람직한 효과를 갖는 페라이트 안정화 원소이다. 확립된 PRE (공식 (pitting) 저항지수) 식에서 크롬의 효과와 대조적으로 몰리브덴의 경우 약 3 의 인자 (factor) 를 부여하고 있다. 그러나, 몰리브덴의 함량이 큰 경우 강 내의 페라이트 상이 안정화된다. 또한, 시그마 상과 같은 금속간 상의 석출 위험이 증가한다. 그러므로, 몰리브덴 함량은 0.0 중량%보다 커야 하지만 최대 2.0 중량%로 제한되어야 한다.

[0034] 티타늄 (Ti) 은, 알루미늄과 마찬가지로 강도를 증가시키기 위해 첨가되는 석출경화 원소로서, 내이완성에도 영향을 미친다. 더욱이, 티타늄이 규소와 공존하는 경우 적은 티타늄 함량으로도 큰 열처리 효과를 나타낸다. 그러나, 티타늄은 페라이트를 매우 안정화시키므로, 함량이 너무 높아서는 안 된다. 그러므로, 티타늄 함량은 0.0 중량%보다 커야 하지만 최대 1.0 중량%, 바람직하게는 최대 0.75 중량%로 제한되어야 한다.

[0035] 실험 과정의 설명

[0036] 고주파 로에서 용해하여 실험 재료를 제조하였다. 다음으로, 모든 실험 잉곳 (ingot) 을 단조하기 전에 완전히 연삭하였다. 잉곳을 단조하여 103 × 103 mm 길이의 소재로 만들었다. 가열 온도는 1240 °C ~ 1260 °C 이었다. 최고 온도에서의 유지시간은 1 시간이었다. 그 다음의 블랭크 (blank) 처리시, 블랭크를 완전히 연삭하여 초음파로 실험하였다.

[0037] 블랭크를 1200 °C ~ 1240 °C 로 가열한 후 최종 치수로 압연하고 수냉하여, 직경이 5.50 mm ~ 5.60 mm 인 와이어 로드 (wire rod) 를 제조하였다. 그리고 나서, 열간 압연 와이어를 종래의 인발 기계에서 인발하여 냉간가공하였다.

[0038] 실험 프로그램에서의 상기 합금과 참조 재료의 화학 조성이 중량%로 표 1 에 주어져 있다.

[0039] 표 1. 화학 조성 (단위:중량%)

	1	2	3	4	5	6	7	AISI 302	150725
C	0.023	0.021	0.023	0.027	0.033	0.024	0.019	≤ 0.12	0.011
Si	0.96	1.46	1.37	0.59	0.96	1.45	0.88	≤ 2.0	0.51
N	0.021	0.020	0.019	0.018	0.020	0.022	0.034	≤ 0.1	0.012
Cr	16.45	16.35	16.42	16.46	16.73	16.74	17.40	≥ 16.0 ≤ 19.0	17.44
Ni	9.68	9.61	9.73	9.82	9.02	9.38	9.32	≥ 6.0 ≤ 9.5	9.48
Al	0.42	0.93	0.81	0.83	0.44	0.96	0.71	—	< 0.003
Cu	2.99	2.97	2.98	3.00	2.48	3.04	2.95	—	3.02
Mn	0.68	0.93	0.73	0.70	0.93	0.95	0.86	≤ 2.0	0.66
Mo	< 0.01	< 0.01	< 0.01	< 0.01	< 0.01	0.17	0.07	≤ 0.80	0.16

[0040]

[0041] 단축 (uni-axial) 인장 실험에서 냉간 가공된 상태 및 열처리 후 합금의 강도가 표 2 에 나타나 있는데, 극한인장강도는 신장-하중 도면에서 하중의 최대치에 상응한다. 모든 합금이 중간 풀림 없이 $\epsilon = 3.95$ (98 %의 단면 감소에 상응함) 라는 대수 누적 단면감소율로 단면감소되었다. AISI 302 를 균열 발생 없이 $\epsilon = 3.95$ 로 냉간 가공할 수 없었기 때문에, 최종 치수로 인발하기 전에 풀림을 실시해야 했다. 그러나, 모든 합금은 동일한 와이어 직경을 갖는다.

[0042] AISI 302 유형의 스프링 강의 경우와 동일한 목적으로 열처리를 실시하여, 기계적 성질을 증가시켰다. 이로써, 예를 들면 내이완성과 같은 몇몇의 중요한 스프링 특성이 지금까지 알려진 것보다 더 강한 쪽으로 영향을 받는다.

[0043] 표 2. 열처리 전과 후의 극한인장강도

차지 번호	냉간가공 후의 극한 인장강도 [MPa]	열처리 후 극한 인장강도 [MPa]	열처리 효과 [%]
1	2014	2298*	14.1
2	2132	2496*	17.1
3	2136	2442*	14.3
4	1942	2502*	28.8
5	2162	2482**	14.8
AISI 302	2140	2370*	10.7
150725	1760	1953*	11.0

[0044]

[0045] * 열처리 시간 : 1.5 시간, 열처리 온도 : 350 °C

[0046] ** 열처리 시간 : 1.0 시간, 열처리 온도 : 480 °C

[0047] 내이완성을 평가하기 위해, 라인드업 턴 (lined-up turn) 을 갖지 않는 원통형 나선 스프링 유형의 스프링을 제조하였다. 실험 결과를 표 3 에 나타내었다.

[0048] 표 3. 스프링 치수

와이어 직경 (D_i)	0.762 mm
스프링의 내부 직경	6.84 mm
스프링의 평균 직경(D_m)	7.6 mm
피치	1.52 mm
감감 수 (N_v)	50.5

[0049]

[0050] 힘 대 하중 곡선을 이용하여 상온에서 스프링력 (F) 과 총 스프링 서스펜션 (f_t) 을 결정하였다. 그리

고, 스프링 상수 (C) 와 전단계수 (shear modulus, G) 를 식 1 과 식 2 를 이용하여 계산하였다.

식 1 : $C = (F \times N_v) / f_t$

식 2 : $G = (8 \times F \times N_v \times D_M^3) / (f_t \times D_t^4)$

블루드 (blued) 스프링에 일정한 하중을 가하여 이완 실험을 행하였다. 처음 5 분동안은 매 분마다 하중을 측정하였고, 그리고 나서 측정 횟수를 줄였다. 24시간 후 각 실험을 중지하였다. 처음에는 각 차지로부터의 스프링에 4가지 상이한 하중을 가하였다. 식 3 을 이용하여 이완을 계산하였고, 그 결과를 도 1 에 요약하였다.

식 3 : $R = ((F_1 - F_2) / F_1) \times 100$

여기서 R 은 이완, F_1 은 초기 하중, 그리고 F_2 는 주어진 시각에서의 하중을 의미한다.

도 1 에서, 매우 작은 알루미늄 함량을 갖는 합금, 즉 차지 번호 150725 가, 유효 합금 원소로서 알루미늄을 모두 가지고 있는 실험 프로그램의 합금보다 상당히 많이 이완됨을 알 수 있다. 또한, 실험 프로그램의 모든 합금은 AISI 302 보다 동등하거나 또는 더 양호한 내이완성을 갖고 있다.

M_{d30} /노하라 (M_{d30} /Nohara) 는 30 %의 냉간 단면감소율에서, 강 중 오스테나이트의 50 %가 변태-마르텐사이트 (transformation-martensite) 로 변태되는 온도를 나타낸다. 이 온도가 높을수록 조직이 더욱 안정되어 (마르텐사이트 형성이 더 쉬움) 강 중의 냉간변형율이 더 커진다.

노하라에 따른 M_{d30} -값은 다음 식으로 계산된다.

$M_{d30}/\text{노하라} = 551 - 462 \times (C + N) - 9.2 \times Si - 8.1 \times Mn - 13.7 \times Cr - 20 \times (Ni + Cu) - 18.5 \times Mo - 68 \times Nb - 1.42 \times (\text{ASTM 입자크기} - 8)$

표 4 는 실험 차지 1 ~ 7 의 결과를 보여준다. 본 발명에 따른 조성의 강은 -55 ~ -100 의 M_{d30} -값에서 가장 양호한 열처리 효과를 나타내었고, 중간 열처리 없이 단지 냉간 가공 후 극한인장강도가 가장 많이 증가하였다.

표 4. M_{d30} /노하라

차지 번호	Ni-ekivalent	M_{d30} /노하라 [°C]
1	23,60	-76,5
2	23,65	-77,7
3	23,64	-80,5
4	23,50	-78,2
5	23,19	-52,6
6	23,79	-80,8
7	23,99	-82,8

바람직한 실시형태의 설명

이하에서, 본 발명의 몇몇 실시형태를 설명한다. 이는 본 발명을 설명하기 위한 것이고, 제한하려는 것이 아니다.

본 발명에 따른 강은 냉간 변형되기 매우 쉽다. 예를 들면 등근 와이어, 계란형 와이어, 상이한 단면의 프로파일 (예를 들면 사각형, 삼각형 또는 좀더 복잡한 형태와 구조) 과 같이 상이한 단면 구조로 성형될 수 있다. 등근 와이어는 심지어 편평하게 압연될 수 있다.

실시예 1 : 등근 와이어의 스프링

위에서 설명한 것처럼, 본 발명에 따른 합금으로 만들어진 와이어 스프링을 감는다. 이 스프링은 이완 면에서 양호한 스프링 특성이 있어 오랜시간 동안 스프링력을 유지하므로, 예를 들면 잠금용 스프링, 즉 잠금 장치의 기계 부품, 에어로졸 용기의 스프링, 펜 (특히 볼펜), 펌프 스프링, 산업 직기 (industrial loom) 의 스프링, 차량산업, 전자, 컴퓨터 그리고 정밀기계에서의 스프링과 같은 특정 스프링 용도에 유리하게 사용될 수 있다.

[0068] 실시예 2 : 스트립 강의 스프링

[0069] 평면 비틀림 (plane torsion) 스프링의 경우, 토크는 중요한 양 (quantity) 이다. 토크는 아래와 같이 표현할 수 있다.

$$M = \frac{E \times I \times 2 \times \pi \times (n - n_0)}{L}$$

[0070]

[0071] 여기서 M = 스프링의 토크,

[0072] I = 굽힘 관성 모멘트 ($b \times t^3 / 12$)

[0073] B = 스프링 스트립 폭

[0074] T = 스프링 스트립 두께

[0075] L = 늘어난 스프링 길이

[0076] n_0 = 자유 스프링 (장착되지 않은) 에서의 감김 수

[0077] n = 작동 감김 수

[0078] 주어진 스프링 구조에서 토크를 증가시키기 위해, 이른바 역감기를 행할 수 있다. 이른바 "리질리언트 (resilient)" 감기에서는 스프링을 작동 방향의 반대 방향으로 감는다. 그리고 나서 스프링을 열처리하고, 그 다음 스프링 하우징내에 반대 방향으로 감아 넣는다. 이른바 "크로스 커브(cross curve)" 감기의 경우, 택 (tack) 상에 스트립을 형성하고 나서 열처리를 행한다. 그리고 나서, 스프링을 스프링 하우징내에서 반대 방향으로 감는다. 이러한 과정에 의해, 단순히 감긴 스프링과 대조적으로 더 작은 n_0 값, 종종 심지어는 음의 n_0 값을 얻을 수 있다 (도 6 참조). 열처리시 강도가 매우 많이 증가하기 때문에, 본 발명에 따른 합금은, 큰 토크와 양호한 내이완성이 요구되는 비틀림 스프링으로서 사용되기에 매우 적합하다.

[0079] 실시예 3 : 익스팬더 와이어 (expander wire)

[0080] 익스팬더는 일종의 와이어로서, 물결모양이며 직렬로 연결된 편평한 스프링으로 성형되어 있다. 이 스프링은 예를 들면 내연 기관의 실린더 벽에 대한 오일 스크래퍼 (scraper) 링의 압력을 조절하기 위해 사용된다. 차량 모터용의 일반적인 익스팬더는 2개의 피스톤 링 사이에 있는 물결모양 와이어이다. 그러한 물결모양 링의 가능한 실시형태를 도 4 에 개략적으로 나타내었다.

[0081] 오늘날 모터로 구동되는 차량의 단점은 목적하는 성능을 발휘하기 위해서 큰 에너지 소비가 필요하다는 것이다. 에너지 소비를 줄이는 가장 간단한 방법은 무엇보다도 드라이브의 내부 마찰을 줄이고 차량의 총 중량을 줄이는 것이다. 피스톤 코어가 모터 마찰의 절반 이상을 차지한다. 따라서, 차체 중량을 줄이고 압력을 견디기 위해 링, 피스톤 그리고 실린더 벽의 재료와 정밀도를 계속 개선하려 하고 있다. 익스팬더는 실린더 벽에 대한 오일 스크래퍼 링의 압력을 조절함으로써 오일 소모와 모터의 내부 마찰의 일부를 조절하는 스프링이다. 익스팬더 와이어의 하중은 도 5a ~ 5c 에 도시된 것처럼 힘 (F) 으로 구성된다.

[0082] 편평한 스프링에 있어서, 최대 하중을 받는 뒷면에 하중이 90 ° 로 가해지는 경우 다음의 관계가 적용된다.

[0083]

σ_{\max}	스프링의 뒷면에서 허용되는 최대 허용 응력
F	피스톤 직경에 대한 익스팬더 와이어의 길이에 의해 결정되는 하중
T	와이어의 두께
B	와이어의 폭
E	와이어 재료의 탄성계수
s	서스펜션 길이, 익스팬더의 변형량
R	각 스프링 요소의 굽힘 반경

[0084]

$$(1) \sigma_{\max} = \frac{6FR}{BT^2}$$

$$(2) s = \frac{42R^3F}{EBT^3}$$

(3) 식 (1) 과 식 (2) 를 조합하면 다음과 같다.

$$B = \frac{42R^3F}{EsT^3} = \frac{6FR}{\sigma_{\max}T^2} \Rightarrow T = \frac{7R^2\sigma_{\max}}{Es}$$

식 (3) 은 주어진 특성에 필요한 와이어 두께가 익스팬더의 구성에 의존함을 나타낸다. 재료의 허용 인장 응력이 증가한다면, 더 작은 굽힘 반경이 허락될 수 있으므로, 더 작은 유형의 링이 제조될 수 있어 매우 유리하다. 환경적인 요구가 증가함에 따라 작은 모터에 대한 수요가 증가하므로, 더 작은 링의 제조 가능성은 더욱 더 중요해진다.

하기 이유에 따라 에너지를 고려하면 익스팬딩 링에서 더 큰 강도의 장점을 또한 얻을 수 있다.

A	탄성 에너지
K	재료사용 상수 (material-use constant)
E	탄성계수
V	스프링의 유효 체적 (작동하고 있는 스프링 재료의 양)
σ	가해진 인장 응력

$$(4) A = VK\frac{\sigma^2}{E}$$

식 (4) 에 따르면, 주어진 탄성계수에 대한 특정 탄성 에너지는 비체적, 재료 사용 그리고 최대 허용 인장 응력의 함수이다. 증가된 최대 허용 인장 응력은 일반적으로 재료 사용 상수를 증가시키고, 또한 요구되는 비체적에 큰 영향을 미친다. 따라서, 유지되는 탄성 에너지의 크기에 대해 허용 인장 응력을 증가시켜 재료 체적을 감소시킬 수 있다.

신장된 링을 복잡한 형태로 만드는 것은 연성 재료일 때에만 가능하다. 스테인레스 강이 사용되는 주된 이유는 가공성 때문이다. 그러나, 익스팬더의 기능을 위해, 인장 항복 한계와 극한인장강도는 적어도 모든 스프링 용도에 있어 똑같이 중요하다. 이는 종래에 다루기 힘든 모순 상태이었다. 본 발명에 따른 강을 사용함으로써, 최종 형태로 나중에 열처리되도록 재료는 비교적 연성인 상태로 형성될 수 있고, 석출경화에 의해 목적하는 스프링 특성을 얻을 수 있다.

실시예 4 : 편평한 와이어

예비성형 없이 힘에 대항해야 하기 때문에, 본 발명에 따른 본 실시형태는 특히 강의 이완특성에 대한 요구가 매우 큰 용도에 사용된다. 따라서, 본 발명의 강은 시작 재료의 양호한 구멍가공성 (punchability) 과 최종 제품의 양호한 내이완성 모두가 요구되는, 예컨대 앞유리 와이퍼용 와이어에 특히 적합하다.

실시예 5 : 의료용의 둥글고 편평한 와이어 및 스트립 강

본 발명에 따른 합금으로 제조된 와이어는 의료용으로, 예를 들어 근관 파일 (root canal file) 과 같은 파일 등의 치과 기구, 신경 추출기 등은 물론 수술용 바늘 형태로 사용될 수 있다. 본 발명에 따른 강으로 편평하게 펴 만든 와이어는 치과 기구 및 외과 기구의 제조에 유용하게 이용될 수 있다.

이러한 모든 용도의 경우 보통 구조가 복잡한데, 최종 열처리 전에 연삭, 굽힘 그리고/또는 비틀림에 의해 제조되고, 기계적 특성이 크게 증가되어, 큰 파괴 강도 및 양호한 연성을 갖는다.

도면의 간단한 설명

도 1 은 본 발명에 따른 재료에 있어서 24 시간 경과 후 스프링력의 손실을 AISI 302 와 차지 (charge) 번호 150725 와 비교하여 보여준다.

도 2 는 본 발명에 따른 재료의 극한인장강도를 AISI 302 (중간 열처리를 한 것) 와 차지 번호 150725 와 비교하여 보여준다.

도 3 은 대수 누적 단면감소율의 함수로서 본 발명에 따른 재료의 극한인장강도를 차지 번호 105725 와 비교하

여 보여준다.

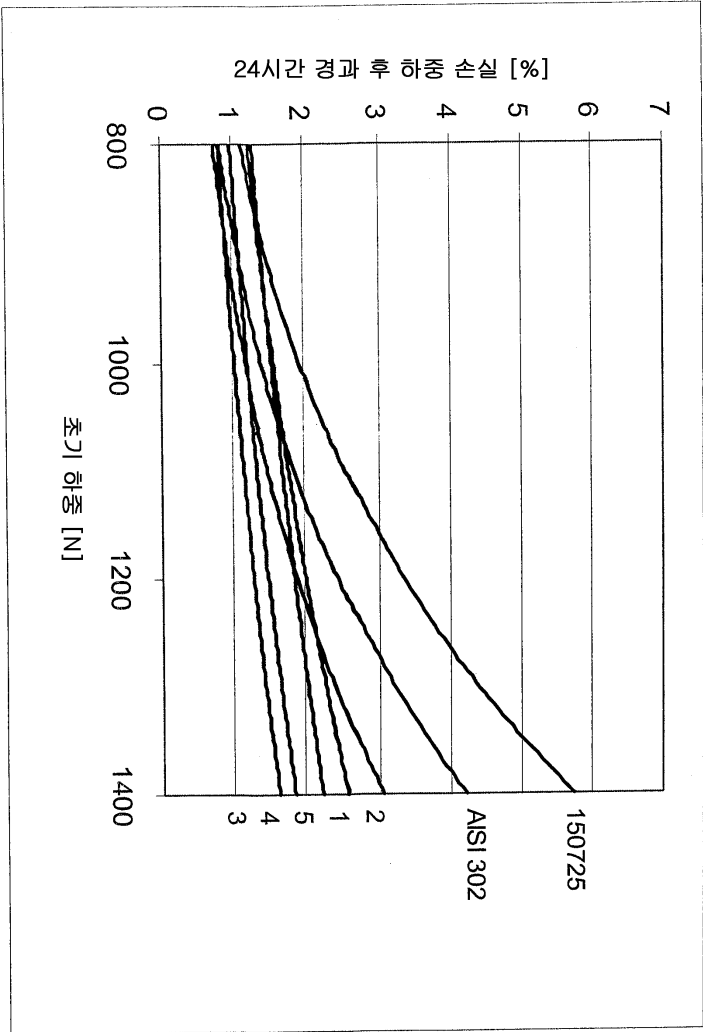
[0021] 도 4 는 가능한 실시형태로 늘어난 링의 구획을 개략적으로 보여주는 측면도이다.

[0022] 도 5a 는 상기 링을 위에서 본 도면으로, 여기서 단부는 서로 마주보는 방향으로 힘 (F) 을 받고 있고, 도 5b 는 상기 링을 옆에서 본 도면으로, 단부는 서로 마주보는 방향으로 힘 (F) 을 받고 있으며, 도 5c 는 편평한 스프링 요소를 구성하는 늘어난 링의 일부가 힘 (F) 에 의해 어떠한 영향을 받는지를 보여준다.

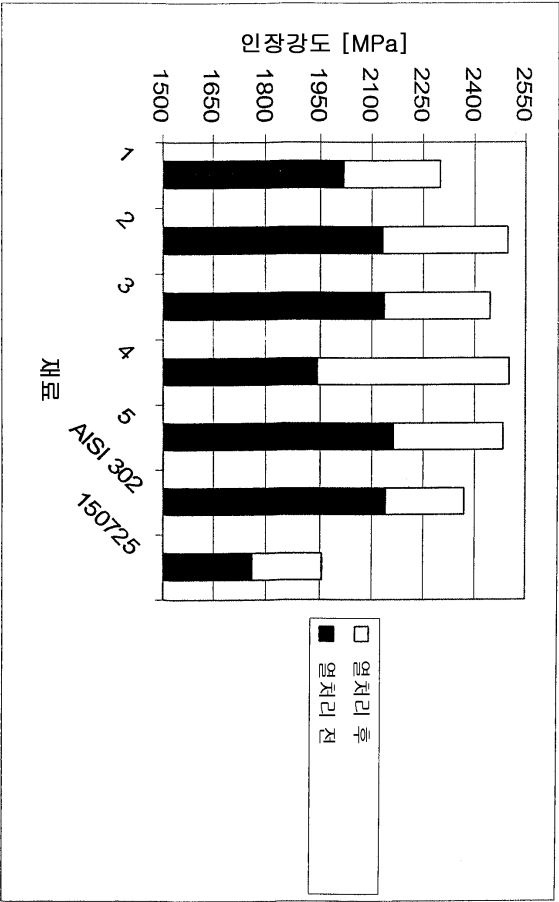
[0023] 도 6 은 스트립 스프링의 다른 실시형태를 보여준다.

도면

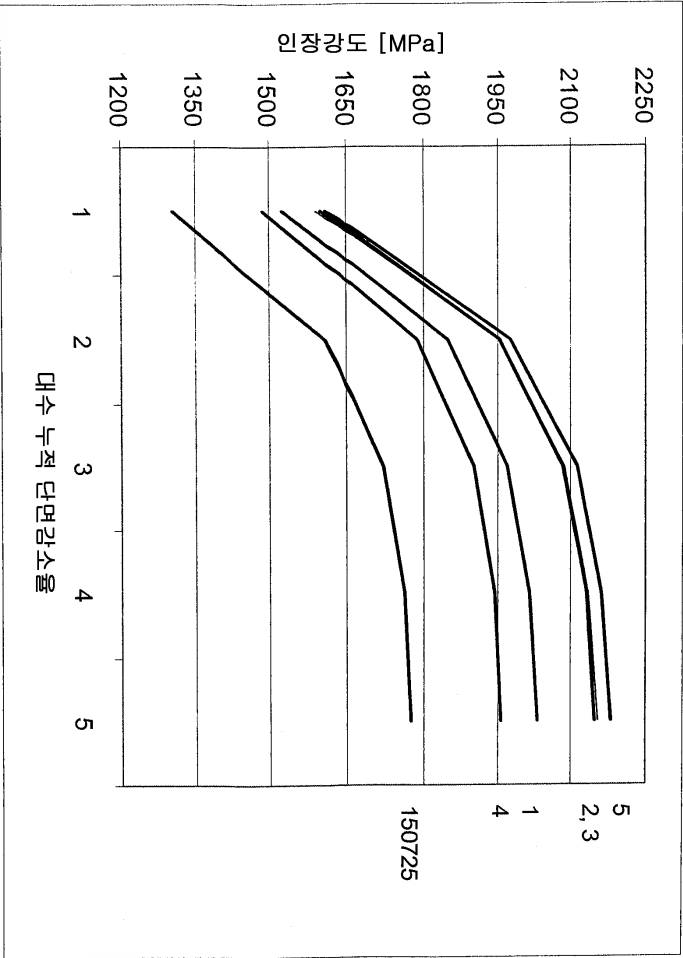
도면1



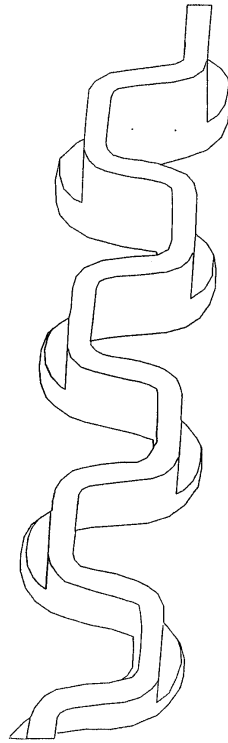
도면2



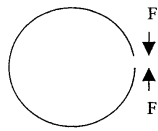
도면3



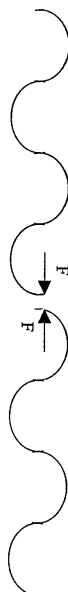
도면4



도면5a



도면5b

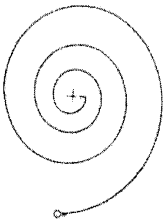


도면5c

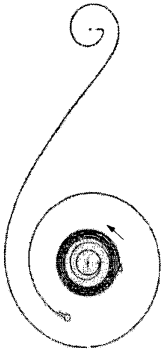


도면6

A) 단순하게 감긴 스포렐



B) 리젤리언트로 감긴 스포렐



C) 크로스커브로 감긴 스포렐

