

발전플랜트용 9Cr 페라이트 내열강의 미세조직과 강도특성

강창룡 · 이종문 · 이규현* · 이문용* · 성장현**

부경대학교 공과대학 금속공학과

*성우금속(주) 기술연구소

**동아대학교 공과대학 금속공학과

Microstructure and Strength Characteristic of 9Cr Ferritic Heat-resistant Steel Applied to the Power Plants

C. Y. Kang, J. M. Lee, G. H. Lee*, M. Y. Lee* and J. H. Sung**

Dept. of Metallurgical Engineering, Pukyong National University, Pusan 608-737

*Technical Institute, Sungwoo Metal Co., Ltd., Pusan

**Dept. of Metallurgical Engineering, Dong-A University, Pusan 604-714

Abstract This present study were investigated effect of Ni contents on the microstructure and strength characteristic in 9Cr ferritic heat-resistant steel added 1.7%W in place of Mo in order to restrain laves phase formation.

The result obtained from this study are as follow.

Volume fraction, number of particles per unite area and particle size of carbide decreased with increase of Ni contents. Other side, carbides of $M_{23}C_6$ type was mainly precipitated in this steel, but laves phases could not precipitated in spite of increasing of aging time.

With increase of tempering temperature, hardness was increased, and maximum value was showed around 873k by secondary hardening due to precipitation of W_2C type carbide and then, was decreased.

Tensile and yield strength due to decrease precipitation amount of carbide and number of particles per unite area was decreased, but elongation and impact value was increased.

In case of aged specimen after tempering than tempered specimen, strength was higher and elongation was lower due to increasing of precipitated amount of carbide and number of particles per unite area

(Received November 15, 1999)

Key words: Laves phase, Heat-resistant steel, Ferritic steel, Secondary hardening, Volume fraction and particle size of carbide, number of particle per unite area.

1. 서 론

현재 각 국에서 사용되어 지고 있는 보일러용 재료는 저합금강, 페라이트계강, 오스테나이트계강 등으로 대별되며[1], 보일러 사용 부위의 온도 및 압력 등에 따라 적당한 재료를 선정하여 사용하고 있다. 이러한 보일러 재료중 페라이트계강은 오스테나이트계강에 비해 열전도성이 뛰어나고 열팽창계수가 적기 때문에 열응력이 발생하는 장소의 구조재로서 적당하고, 더불어 내스웰링(swelling)성이 우수하여 고속증식로의 연료피복관 및 핵융합로의 제1벽 구조재로서도 그 사용이 검토되고 있다[2]. 그러나 페라이트계강은 고온강도 향상을 위해 첨가한 Mo 등의 합금원소가 취약한 라베스(laves)상 등으로 석출되는데 기인되어 오스테나이트계강

에 비해 장시간 사용시 고온강도와 인성이 낮아지는 문제점을 지니고 있기 때문에 이의 개선을 위한 많은 연구가 수행되어 왔고[3~6], 또한 일부 연구자들은 이러한 문제점의 개선책으로서 고온강도 향상을 위해 첨가한 Mo의 일부 또는 전부를 W으로 대체함에 따라, 고온에서 장시간 시효하여도 라베스상 등과 같은 취약한 석출물의 생성이 지연됨으로써 조직의 안정성이 높게 되어 고온강도와 인성이 개선된다는 연구결과가 발표하기도 하였다[7~12].

한편, 이 재료는 고온 내산화성 향상을 위해, Cr의 함량을 높이는 것이 바람직 하지만 Cr이 9%이상이면 δ 페라이트가 생성되어 인성이 낮아지기 때문에 δ 페라이트 생성을 억제하는 방법이 강구되어야 하며, 이를 위해서는 Ni 및 Mn 등과 같은 오스테나이트의

Table 1. Chemical composition of specimens (wt.%)

Symbol	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Ni	
A Steel	0.02		0.10	0.13	9.03	0.43	1.70	0.16	0.044	0.004	0.01
B Steel	0.12	0.10	0.12		8.94	0.43	1.69	0.16	0.044	0.004	0.80
C Steel	0.12	0.10	0.13	8.96	0.43		1.69	0.15	0.043	0.004	1.63

구역을 확대하는 원소가 유효하다는 결과도 제시되고 있지만[7,12~18] 이에 대한 계통적인 연구는 부족한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 화력발전플랜트의 보일러 등에 사용될뿐만 아니라 고속증식로의 연료피복관 및 핵융합로의 제1벽 구조재로서 검토되고 있는 9Cr 페라이트강에서 라베스상 생성을 억제하기 위하여 Mo량을 낮추는 대신에 1.7%의 W를 첨가한 재료를 기본조성으로 하고, 여기에 Ni량을 달리 첨가한 다음 이 재료의 미세조직 및 고온강도 특성 등을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1. 시료 및 변태점 측정

시료는 고주파 진공 용해로에서 Table 1과 같은 화학조성을 갖는 Ni함량이 다른 세 시료를 용해하여 ingot를 얻은 다음 1523K에서 7.2ks 균질화처리 후 열간압연에 의해 약 20 mm두께의 판재로 압연하여 시험편으로 사용하였다.

이 때 시료의 열처리는 압연된 20 mm두께의 판재로부터 소정의 시험편을 제작하여 1323K에서 3.6ks 후 퀴칭 한 다음 1003K 및 1033K의 온도에서 10.8ks 템퍼링처리 하였고, 또한 템퍼링처리된 시료중 일부는 873K 및 923K에서 최대 3600ks까지 시효처리 하였다.

한편, Ni함량 변화에 따른 변태점 변화를 조사하기 위하여, 시료를 열팽창 시험기에서 2.5×10^{-2} K/s의 승온속도로 가열하여 열팽창 곡선을 얻은 다음 이 곡선으로부터 페라이트/오스테나이트 (Ac1 및 Ac₃ 변태점) 변태점을 구하였다.

2.2. 미세조직의 정성 및 정량적 관찰

퀴칭후 템퍼링 처리한 시료와 템퍼링과 시효처리를 병행한 시료의 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하였고, 미세조직의 보다 상세한 관찰은 시료를 염산-5%과염소산 용액을 사용하여 15~60V,

20~100mA의 조건으로 jet연마에 의해 박판을 만든 후 투과전자현미경(H-800)으로 관찰하였다. 한편 템퍼링 처리 후 시효처리 한 시료내 석출된 탄화물의 단위면적당 입자수와 크기 및 면적을 등을 화상분석시험기(Luzex III)를 사용하여 측정하였다.

2.3. 기계적 성질 측정

퀴칭한 다음 여러 온도에서 템퍼링 처리한 시료와 템퍼링과 시효처리를 병행한 시료의 경도측정은 미소경도 시험기를 사용하여 1kg의 하중에서 5회 측정된 다음 평균하여 구하였고, 인장시험은 적외선 image로가 부착된 인장시험기에서 cross head speed를 2.7×10^{-4} s⁻¹로 정한 다음 상온과 873K의 온도에서 시험하였다. 이 때 고온인장시험은 시료를 2.5×10^{-2} K/s의 속도로 승온 후 1.8ks유지 한 다음 인장시험 하였다. 한편, 충격시험은 JIS Z 2202규격을 따라서 샤르피 충격시험편을 제작한 다음 템퍼링 및 시효처리 후 273K의 온도에서 충격시험시 균열생성 에너지 (Ei)와 균열전파 에너지(Ep)를 분리하여 얻을 수 있는 계장화 충격시험을 하였다.

2.4. 전해추출 잔사량의 측정 및 X-선 회절시험

퀴칭한 다음 템퍼링처리 후 시효처리 한 시료에 대해서는 정전위전해장치에서 10%아세틸아세톤 -1%테트라메틸암모늄크로라이드메칠알콜 수용액을 사용하여 석출물을 추출한 다음 잔사량을 측정하였고, 추출된 잔사량의 동정은 X-선 회절시험기에서 Cu-K α 선을 이용하여 1°/min의 속도로 회절시험 하였을 때 얻은 회절선도로부터 구하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 미세조직관찰

Photo. 1은 Ni함량이 다른 세 시료를 퀴칭 후 템퍼링처리 하였을 때 얻은 미세조직을 광학현미경에 의해 나타낸 것이다. 세 시료 모두 마르텐사이트 조직이

Photo. 1. Optical microstructure of ferritic heat resistant steels obtained after tempering at 1033K for 10.8ks; (a) A steel, (b) B steel and (c) C steel.

Photo. 2. TEM micrographs of ferritic heat resistant steels as tempered at 1033K for 10.8ks after quenching at 1323K for 3.6ks; (a) A steel and (b) C steel.

템퍼링 처리에 의해 템퍼드마르텐사이트 조직으로 변태되어 있지만, Ni함량 변화에 따른 조직상의 뚜렷한 차이는 나타나지 않고 있음을 알 수 있다.

Photo. 2는 Ni이 첨가되지 않은 A시료와 1.7% 첨가된 C시료를 1323K에서 퀴칭 후 1033K에서 10.8ks 템퍼링 하였을 때 얻은 투과전자 현미경 사진이다. 두 시료 모두 마르텐사이트 라스가 템퍼링 처리에 의해 다소 붕괴되어 있는 템퍼드마르텐사이트 조직으로서 주로 $M_{23}C_6$ 형의 탄화물이 이전 오스테나이트 입계 및 라스의 경계를 따라 석출되어 있음을 알 수 있다. 또한 Ni이 첨가되지 않은 A시료가 1.7% 첨가된 C시료에 비해 많은 탄화물이 석출되어 있음을 알 수 있다.

Photo. 3은 A시료와 C시료를 1033K에서 10.8ks

템퍼링 처리 후 873K에서 3600ks 시효처리 하였을 때 얻은 미세조직을 투과전자현미경에 의해 나타낸 것이다. 템퍼링 처리한 시료와 동일하게 두 시료 모두 마르텐사이트 라스가 템퍼링 및 시효처리에 의해 완전히 붕괴되어져 있음을 알 수 있고, 이전 오스테나이트 입계 및 라스경계를 따라 탄화물들이 석출되어 있음을 알 수 있다. 또한 Ni이 첨가되지 않은 A시료가 1.7% 첨가된 C시료에 비해 많은 양의 탄화물이 석출되어 있음을 알 수 있다.

이상의 미세조직 관찰결과, Ni함량이 증가할수록 기지 조직의 뚜렷한 차이는 없지만 석출되는 탄화물의 양은 작아지고 있으며 주로 $M_{23}C_6$ 형의 탄화물이 석출되고 있음을 알 수 있다. 그러나 라베스상은 본 실험의 범위 내에서는 석출되지 않고 있음을 알 수 있다.

Photo. 3. TEM micrographs of ferritic heat resistant steels aged at 873K for 3600ks after tempering at 1033K for 10.8ks; (a) A Steel and (b) C Steel.

Photo. 4. SEM micrographs of ferritic heat resistant steels aged at 923K for 3600ks after tempering at 1033K for 10.8ks; (a) A steel, (b) B steel and (c) C steel.

3.3. 탄화물의 석출량, 크기 및 분포변화

Photo. 4는 Ni첨가가 탄화물의 석출량, 크기 등에 미치는 영향을 보다 상세히 조사하기 위하여 Ni함량이 다른 세 시료를 1033K에서 10.8ks 템퍼링 후 923K에서 3600ks 시효처리 하였을 때 얻은 미세조직을 주사 전자 현미경에 의해 나타낸 것이다. Ni이 첨가되지 않은 A시료가 0.8% 및 1.7% 첨가된 B 및 C시료보다 석출된 탄화물의 양과 단위면적당 입자수가 많은 것을 알 수 있다. 따라서 이 관계를 보다 정량적으로 조사하기 위하여 세 시료를 화학분석 시험하여 그 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 이 결과로부터 알 수 있는 바와 같이 Ni함량이 증가할수록 석출된 탄화물 입자의 크기가 작을 뿐만 아니라, 동일 입자의 크기에서도 단위 면적당 입자 수가 적어지고 있음을 알 수 있다.

Fig. 2는 Ni함량 변화가 탄화물의 면적분을 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여 Photo. 4의 시료를

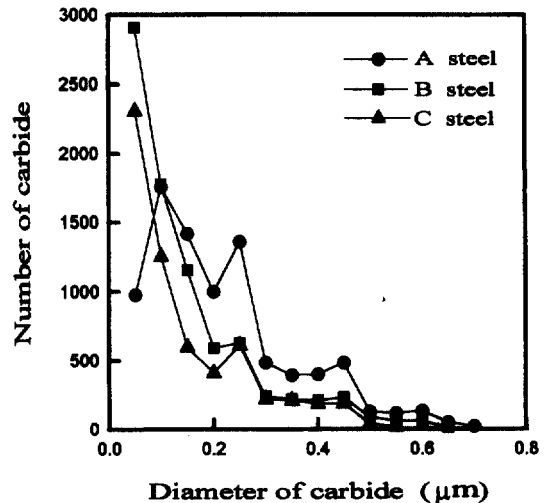


Fig. 1. Effect of Ni content on the diameter and number of carbide for ferritic heat resistant steels aged at 923K for 3600ks after tempering at 1033K for 10.8ks.

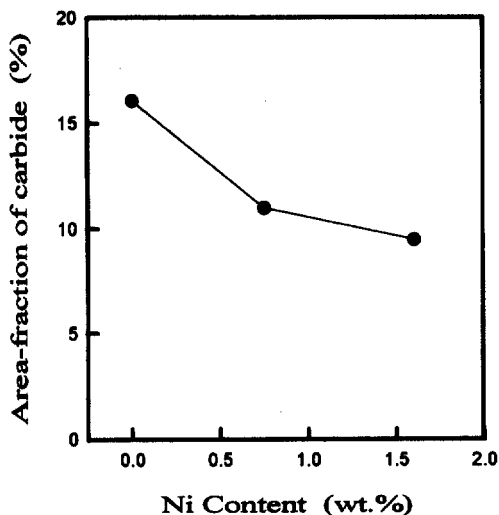


Fig. 2. Effect of Ni content on the area fraction of carbide for ferritic heat resistant steels aged at 923K for 3600ks after tempering at 1033K for 3600ks.

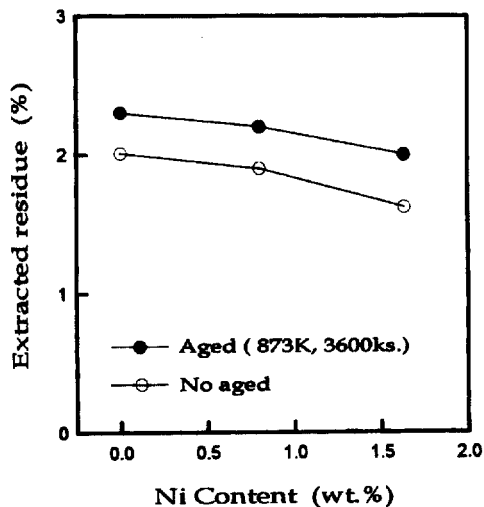


Fig. 3. Effect of Ni content and aging on the extracted residue of carbide for ferritic heat resistant steels after tempered at 1033K for 10.8ks.

화상분석 시험하여 그 결과를 Ni함량 변화에 대해 나타낸 것이다. Ni 함량이 증가할수록 탄화물의 면적분율이 낮아지고 있음을 알 수 있다.

Fig. 3은 시효처리와 Ni함량 변화가 탄화물 석출에 미치는 영향을 알아보기 위하여 Ni함량이 다른 세 시료를 퀸칭한 후 1033K에서 10.8ks 템퍼링 처리한 시료와 이를 다시 873K에서 3600ks 시효처리한 시료에

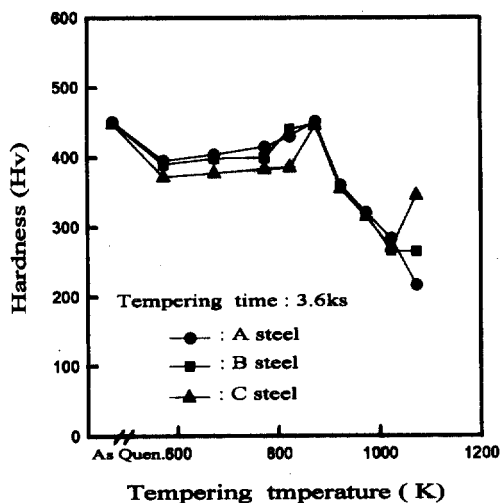


Fig. 4. Effect of tempering and Ni content on the hardness of ferritic heat resistant steels quenched at 1323K for 3.6ks.

대해 전해추출 잔사시험을 하였을 때 얻은 잔사량을 나타낸 것이다. 템퍼링 처리한 시료 및 템퍼링 후 시효 처리한 시료 모두 Ni함량이 증가할수록 추출잔사량이 적어지고 있음을 알 수 있다. 또한 템퍼링 처리후 시효 처리한 시료의 경우가 템퍼링 처리한 경우보다 추출잔사량이 더 많은 것을 알 수 있다.

이와 같이 Ni함량이 증가할수록 석출되는 탄화물의 단위면적당 입자수가 적을 뿐만 아니라 그 양이 적어지는 이유는 일반적으로 Fe-Cr-Ni-C계 합금에 있어서 페라이트에 대한 탄소의 고용도는 극히 적지만 Ni은 탄소의 페라이트에 대한 고용도를 높혀주기 때문에[19] 상대적으로 석출되는 탄화물 양은 적어진다고 생각된다.

3.4. 기계적 성질

Fig. 4는 템퍼링처리에 따른 탄화물 및 Laves상의 석출거동을 조사하기 위하여 퀸칭 후 여러 온도에서 3.6ks 템퍼링 처리한 Ni함량이 다른 세 시료의 경도값을 템퍼링 온도에 대해 나타낸 것이다. Ni함량이 증가할수록 동일 템퍼링 온도에서 경도값은 낮아지고 있음을 알 수 있고 또한 템퍼링온도가 증가함에 따라 경도값이 증가하다 873K에서 최고값을 나타낸 후 다시 감소하고 있음을 알 수 있다. 이와 같이 Ni이 증가함에 따라 동일 템퍼링 온도에서 경도값이 낮아지는 이유는 석출되는 탄화물의 양이 적어지거나 단위면적당 입자수가 적기 때문이며, 873K에서 최고의 경도값

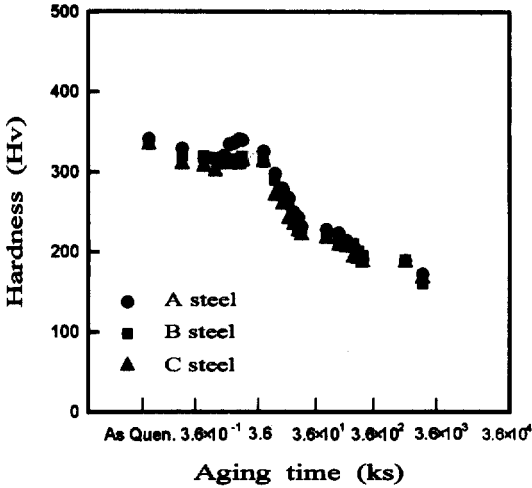


Fig. 5. Effect of aging time and Ni content on the hardness of carbide for ferritic heat resistant steels aged at 873K after quenching at 1323K for 3.6ks.

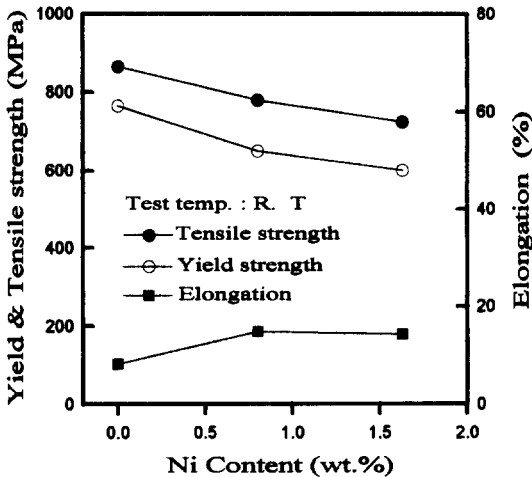


Fig. 6. Effect of Ni content on the tensile properties obtained by tensile testing at R.T. of ferritic heat resistant steels aged at 923K for 1800ks after tempering at 1033K for 10.8ks.

을 나타낸 후 감소하는 이유는 873K에서는 W_2C 형의 탄화물이 석출되기 때문에 경도값이 최고로 높아진다고 생각된다.[13] 한편 1073K에서 템퍼링 처리한 경우 A와 B시료의 경도값은 계속하여 낮아지는데 반하여 C시료의 경도값은 증가하고 있다. 이와 같은 이유는 C시료의 경우는 첨가된 Ni함량이 1.7%가 되기 때문에 이 시료의 Ac_1 변태점이 1048K가 된다. 따라서 이 온도는 페라이트와 오스테나이트가 공존하는 2상 영역이므로 템퍼링후 퀴칭하게 되면 오스테나이트가

마르텐사이트로 변태되는데 기인되어 경도 값이 증가한 것으로 판단된다.

Fig. 5는 1323K에서 퀴칭한 다음 873K에서 최대 3600ks 까지 시효처리 하였을 때 시효시간에 따른 경도값의 변화를 나타낸 것이다. Ni함량이 가장높은 C시료가 가장 낮은 경도값을 나타내고 있지만, 시효시간이 길어지면 경도값의 차이는 크지 않음을 알 수 있다. 또한 시효시간의 증가와 함께 경도값은 3.6ks 부근에서 최대값을 나타낸 후 감소하고 있음을 알 수 있다. 이와 같이 Ni함량이 증가할수록 경도값이 낮아지는 이유는 Ni은 탄화물석출을 억제하기 때문에 석출강화 효과가 적어지는데 기인되며, 시효시간이 3.6ks정도에서 최대의 경도값을 나타낸후 감소하는 이유는 W_2C 형태의 탄화물이 약 3.6ks에서 석출되기 때문이고[13] 이시간 이후 경도값이 낮아지는 이유는 고용된 용질원자가 탄화물로 석출됨으로서 상대적으로 고용된 용질원자의 농도가 낮아짐과 동시에 시효시간이 길어짐에 따라 석출된 탄화물의 성장이 일어나는데 기인되어 단위면적당 입자수가 적게되어 강화효과가 낮아지기 때문이라 생각된다.

Fig. 6은 시료를 1033K에서 템퍼링처리 한 다음 923K에서 1800ks 시효처리 한 후 상온에서 인장시험 하였을 때 얻은 인장성질을 Ni함량 변화에 대해 나타낸 것이다. Ni함량이 증가할수록 인장 및 항복강도는 낮아지는데 반하여 연신율은 증가하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 7은 퀴칭 후 템퍼링처리한 다음 시효처리한 시료의 고온에서의 인장 및 항복강도와 연신율에 미치는 Ni함량의 영향을 알아보기 위하여 1033K에서 템퍼링 후 923K에서 1800ks 시효처리한 시료를 873K에서 인장시험 하였을 때 얻은 인장 및 항복강도와 연신율을 Ni함량 변화에 대해 나타낸 것이다. 상온에서와 동일하게 Ni함량이 증가할수록 인장 및 항복강도는 감소하고 연신율은 증가하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 8은 1033K에서 10.8ks 템퍼링 처리한 시료를 873K에서 인장시험 하였을 때 얻은 인장 및 항복강도와 연신율을 Ni함량 변화에 대해 나타낸 것이다. 템퍼링처리후 시효처리한 시료에서와 동일하게 Ni함량이 높아질수록 항복 및 인장강도는 낮아지고 연신율은 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러나 템퍼링 처리한 시료가 템퍼링처리 후 시효처리한 시료보다 강도는 낮고 연신율은 높게 나타났다.

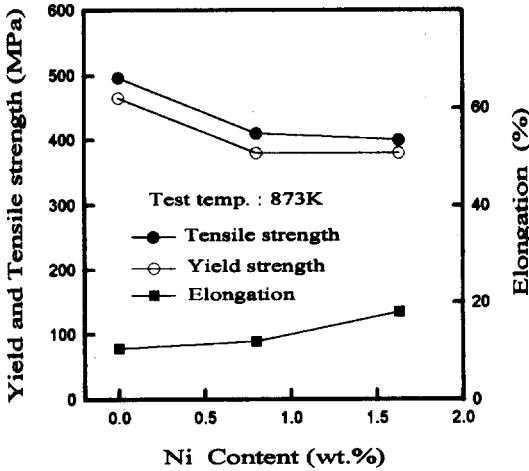


Fig. 7. Effect of Ni content on the tensile properties obtained by tensile testing at 873K of ferritic heat resistant steels aged at 923K for 1800ks after tempering at 1033K for 10.8ks.

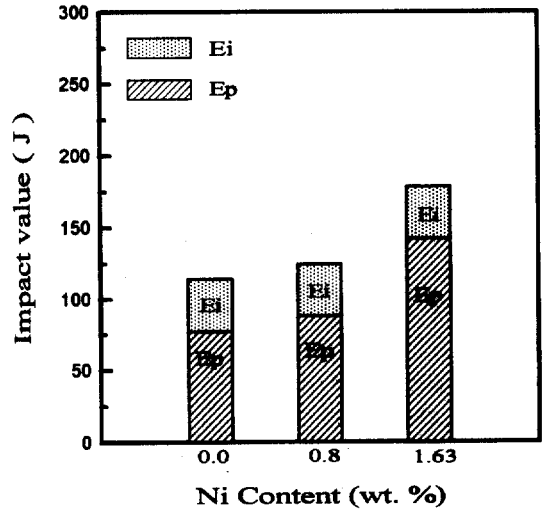


Fig. 9. Effect of Ni content on the impact value of ferritic heat resistant steels aged at 873K for 2880ks after tempering at 1033K for 10.8ks.

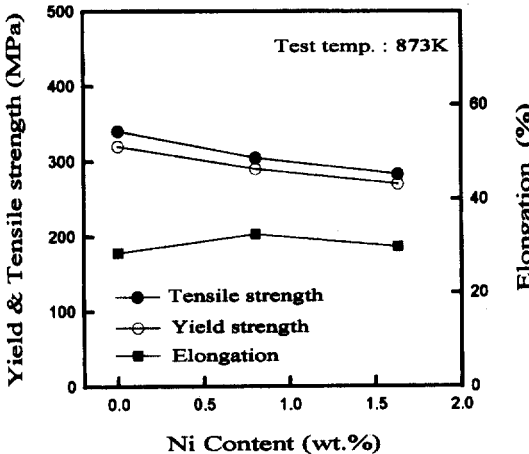


Fig. 8. Effect of Ni content on the tensile properties obtained by tensile testing at 873k of ferritic heat resistant steels after tempering at 1033K for 10.8ks.

이와 같이 퀸칭 후 템퍼링 처리 및 시효처리한 시료가 상온 및 고온에서 Ni함량이 증가할수록 강도가 감소하고 연신율이 증가하는 이유는 이전의 현미경 조직검사와 화학분석 결과에서 알 수 있는 바와 같이 Ni은 페라이트내 탄소의 고용도를 높여주기 때문에 상대적으로 석출되는 탄화물의 량 및 입자 크기가 적어질 뿐만 아니라 단위면적당 입자수 또한 작아지는데 기인되어 석출강화 효과가 적어지기 때문으로 생각된다[19].

한편 템퍼링 처리한 시료에 비해 템퍼링 처리후 시효처리한 시료의 경우가 강도값이 높고 연신율이 낮은 이유는 Photo. 2와 Photo. 3의 비교로부터 알 수 있는 바와 같이, 템퍼링 처리후 시효처리한 시료의 경우가 단위면적당 석출되는 탄화물의 양이 많을뿐만 아니라 입자수 또한 많아 석출강화 효과가 더 크게 나타났기 때문이다.

Fig. 9는 Ni함량 변화가 충격성질에 미치는 영향을 알아보기 위하여 1033K에서 템퍼링 처리후 873K에서 2880ks 시효처리한 시료를 273K에서 계장화 충격시험 하였을 때 얻은 충격값을 Ni함량 변화에 대해 나타낸 것이다. Ni함량이 증가함에 따라 균열생성 에너지(E_i)는 큰 변화가 없지만, 균열전파 에너지(E_p)는 증가하고 있음을 알 수 있다. 따라서 균열전파에너지가 증가하는데 기인되어 충격흡수에너지값이 증가하고 있음을 알 수 있고, 특히 Ni이 1.7% 첨가된 C시료는 Ni이 첨가되지 않은 A시료에 비해 약 1.6배 높은 충격값을 나타내었다.

4. 결 론

9Cr 페라이트강에서 라페스상 생성을 억제하기 위해 Mo량을 낮추는 대신에 W를 1.7% 첨가한 강에 Ni의 량을 달리 첨가한 다음 이 재료의 미세조직 및 강도특성에 미치는 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을

얻었다.

1. Ni의 첨가량이 증가할수록 탄화물의 석출량이 감소하였고 또한 단위면적당 탄화물의 입자수도 적고, 입자의 크기도 작게 나타났다.

한편, 본 강에서 템퍼링 및 시효처리에 의해 석출되는 석출물은 주로 $M_{23}C_6$ 형 탄화물이 석출되고 있지만 장시간 시효에서도 라베스상은 석출되지 않았다.

2. 템퍼링 온도가 증가할수록 경도값은 증가하다, 873K부근에서 W_2C 형의 탄화물이 석출되는데 기인되어 최고값을 나타낸 후 감소하였고, 시효시간이 길어짐에 따라 경도값은 초기에는 감소하다 3.6ks에서 최고값을 나타낸 후 감소하였다.

3. Ni함량이 증가함에 따라 탄화물의 석출량 및 단위면적당 입자수가 적은데 기인되어 상온 및 고온에서의 인장 및 항복강도는 감소하지만 연신율과 충격값은 증가하였다.

4. 템퍼링처리 후 시효처리 한 시료가 템퍼링 처리한 시료의 경우보다 탄화물의 석출량 및 단위면적당 입자수가 많은데 기인되어 강도는 높고 연신율은 낮게 나타났다.

후 기

본 연구는 부경대학교 기성희 연구비 지원에 의해 수행된 연구결과의 일부이며 이에 감사 드립니다.

참고문헌

1. 日刊工業新聞社: 金屬系新素材, (1986), p. 161.
2. 伊勢田敦量, 高部 木義, 山二光: CAMP-ISIT, 6 (1993) 1642.
3. Y. Hosoi, N. Wade, S. Kunimitsu and T. Urita; J. of Nuclear Materials, 141~143 (1986) 461.
4. C. Y. Kang, N. Misawa, J. H. Hwang, K. Miyahara: Proc. 2th Inter. Conf. on Microstructure and Function of Materials, Tokoy, Japan (1996), pp. 37~40.
5. 朝倉建太郎, 田制夫, 渡 久: 鐵と鋼, vol. 74 (1988) 2001.
6. 朝倉建太郎, 田制夫, 河淵靖: 鐵と鋼, vol.75 (1989) 1209.
7. 伊勢田敦量, 榎木表淳, 増山不二光: 材料とプロセス, 6(1993) 710.
8. 小田克郎, 藤田利夫: 鐵と鋼 vol.71 (1985), p. 1346.
9. 劉典陽, 藤田利夫: 鐵と鋼 vol.73 (1987) 1034.
10. F. ABC, H. Araki, T.Noda and M. Okada: J. of Nuclear Materials, 155-157 (1988) 656-661.
11. 伊勢田敦量, 時西洋志, 吉川州彦: 鐵と鋼, 76 (1990) 2190.
12. A.Iseda, Y. Sawaraggi, S. Kato and F. Masuyama: 5th Inter. Conf. Creep of Materials, Lake Buena Vista, usa(1992) 389-397.
13. 伊勢田敦郎, 木義淳, 増山不二光: 材料とプロセス, 5(1992) 815.
14. D. K. Keating and B. E. Warren: J. Apple. Phys, Vol. 22, (1951) 286.
15. 伊勢田敦郎, 吉川州彦, 寺西洋志: 耐熱金屬材料 123 委員會 研究報告, Vol 27, No. 1: 第 1. 2 分科會, p. 21.
16. 伊勢田敦郎, 寺西洋志, 吉川州彦, : 學振123委員會 研究報告, Vol 26, 2(1985), p. 121.
17. P. J. Grobner and W. C. Hageel: Met. Trans. A, 11A (1980) 633.
18. 長谷川鹽修: ズテニス鋼便質 (1973) 23.
19. 岩本 降: フェライト 耐熱鋼の強度特性に及ぼす Ni, Mn 及び N の影響. 碩士學位論文, 名古屋大學, 1995, p. 21.
20. 姜昌龍: 未發表資料.