

티타늄에 의한 페라이트계 스테인레스 주강의 분산강화

김홍식
첨단소재공학부

<요약>

SUS 430 강에 Mo을 2wt.% 첨가하여 고용강화 시키고 티타늄과 탄소를 첨가 시켜 분산강화한 주강의 고온강도를 측정하였다. 티타늄 탄화물의 형상은 구상이었으며 2wt.% Ti을 첨가하였을 때 탄화물의 표면밀도가 7×10^5 개/ cm^2 로 최대이었고 탄화물의 크기는 평균 0.5~3.0 μm 이었다. 2wt.% Ti을 첨가시킨 강이 800 $^{\circ}\text{C}$ 에서 인장강도 값은 8.7kg/ mm^2 이고 파괴신율은 45%로서 고온강도와 인성이 가장 우수 하였다.

Dispersion strengthening of Ferritic stainless steel by titanium

Heung-Shik Kim
School of Materials Science and Engineering

<Abstract>

High temperature tensile strength of SUS430 steel strengthened by addition of Mo and Ti as alloying elements has been measured. The morphology of titanium carbides showed spherical in shape and their distribution depends on the amount of alloying elements. Maximum density of 7×10^5 / cm^2 has been observed in the alloy containing 2.0 wt.% titanium and 0.5 wt.% carbon as alloying elements. The size of carbide particles is in the range of 0.5 to 3.0 μm and the high temperature tensile strength of this alloy was the highest among the alloys tested in this research. The fracture mode of the alloys containing alloying elements less than 2.0 wt.% Ti showed intercrystalline fracture at room temperature, while the alloys containing higher than 2.0 wt.% Ti showed transcrystalline fracture. All of the

alloys showed ductile rupture mode at elevated temperature.

1. 서론

Fe-18Cr(SUS 430) 페라이트계 스테인레스강은 오스테나이트계 스테인레스강에 비하여 가격이 저렴하고 주조 및 가공성이 우수하여 기계 구조용 내식성 재료로 점차 많이 쓰이고 있다. 특히 자동차 배기계 재료로서 종래에 쓰이던 주철이나 알루미늄 피복 강관은 자동차의 경량화와 연비의 향상과 같은 대기 환경 규제에 의하여 내구성과 내식성이 우수한 스테인레스 강으로 점차 대체 되어가고 있다.(1~4)

페라이트계 스테인레스 강의 강도를 향상시키는 방법에는 합금원소를 첨가하여 고용강화를 시키는 방법, 합금 탄화물을 형성시켜 분산강화 시키는 방법 및 Si를 첨가하여 내열성과 내산화성을 향상시키는 방법이 있다. 고용강화에 의하여 고온강도를 향상시키는 합금원소로서는 Mo과 W이 주로 쓰이고 탄화물에 의하여 분산강화 시키는 합금원소로서는 가격이 비싼 합금원소 Nb을 사용하고 있다.(5~10)

따라서, 본 연구에서는 Fe-18Cr-2Mo 합금조성에 가격이 비교적 저렴한 Ti와 C를 소량 첨가하여 주조상태 합금을 제조하고, 고온 인장시험을 수행하므로써 티타늄 탄화물에 의한 분산강화가 페라이트 합금주강의 고온강도에 미치는 영향을 알아보고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 합금 시편의 제조 및 고온인장시험

Fe-18Cr-2Mo 합금에 티타늄 탄화물에 의한 분산강화 효과를 주기 위하여 Ti을 0.5~5.0wt.%, 탄소를 0.1~1.2wt.% 까지 첨가되도록 진공유도 용해로에서 용해한 후 90 ϕ ×250 mm 크기의 금형에 주조하여 표 1에 보인 바와 같이 4가지 종류의 합금시편은 제작하였다.

합금시편을 직경 8mm, 표점거리 60mm가 되도록 봉재로 가공하여 상온, 400 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 800 $^{\circ}$ C 및 1000 $^{\circ}$ C로 가열하여 20분간 유지한 후 MTS 819 인장시험기를 이용하여 고온인장시험을 수행하였으며, 그 파단면은 주사전자현미경으로 관찰하였다

Table 1. Compositions of ferritic stainless steel(wt.%)

| Composition Symbol | Cr | Mo | Ti | C |
|-----------------------|-------|------|------|------|
| T1 | 18.03 | 2.04 | 0.52 | 0.10 |
| T2 | 17.87 | 2.05 | 1.02 | 0.10 |
| T3 | 17.92 | 2.04 | 1.90 | 0.52 |
| T4 | 17.90 | 2.03 | 5.00 | 1.18 |

2.2 주조조직 관찰

직경 20mm로 절단한 주조시편을 perchloric acid 혼합액에 침적하여 22V 정전압으로 5분간 전해연마를 실시하였다. 전해연마 한 시편을 광학현미경으로 티타늄 탄화물의 분산상태를 관찰하였으며, 또, 분산된 입자의 성분은 SEM/EDS(JSM-820)로 정성분석 하였다.

3. 실험결과의 분석

3.1 합금의 주조조직

합금의 주방상태에서의 기지조직과 석출입자의 성분을 알아보기 위하여 SEM/EDS 로 분석한 결과를 Fig. 1에 보였다. 그림에 보인 바와 같이, 기지조직은 Fe-Cr-Mo합금이고 석출입자는 주로 티타늄 화합물임을 알 수 있었다.

T1강에서 T4강까지 전반적인 주조상태의 조직을 알아보기 위하여 광학현미경으로 관찰한 조직을 Fig.2에 보였다. Ti가 0.52%인 T1 강은 직경 0.5~2.0 μ m 인 구상의 티타늄 탄화물입자가 6×10^4 개/cm² 의 표면밀도로 균질하게 분포되어 있음이 관찰되었다. 또한, T1강보다 Ti가 약간 더 많이 함유된 T2강은 티타늄 탄화물이 수지상 경계를 따라 더 많이 석출되어 있음이 관찰되었다.

티타늄과 탄소를 T1 이나 T2 강 보다 더 많이 첨가한 T3 강(Fe-18Cr-2Mo-2.0Ti-0.52C)은 수지상 또는 세포상 내부에 구상으로 미세하게 분산된 탄화물 입자의 양이 훨씬 더 많이 관찰되며, Ti를 5%까지 첨가한 T4강은 직경 약 6.0 μ m 의 조대한 탄화물이 석출되어 있음을 관찰하였다.

한편, 미세한 구상 탄화물이 조밀하게 분산된 T3강의 주조조직을 크게 확대하여 관찰한 결과를 Fig. 3에 보였다. 분산된 티타늄 탄화물 입자의 크기는 0.5~3.0 μ m 이고, 표면밀도는 7×10^5 개/cm² 으로서 T1강 이나 T2강 보다 표면밀도가 10배 이상이나 높고 균질하게 분포하고 있으므로 고온강도가 효과적으로 증가되었을 것으로 예측된다.

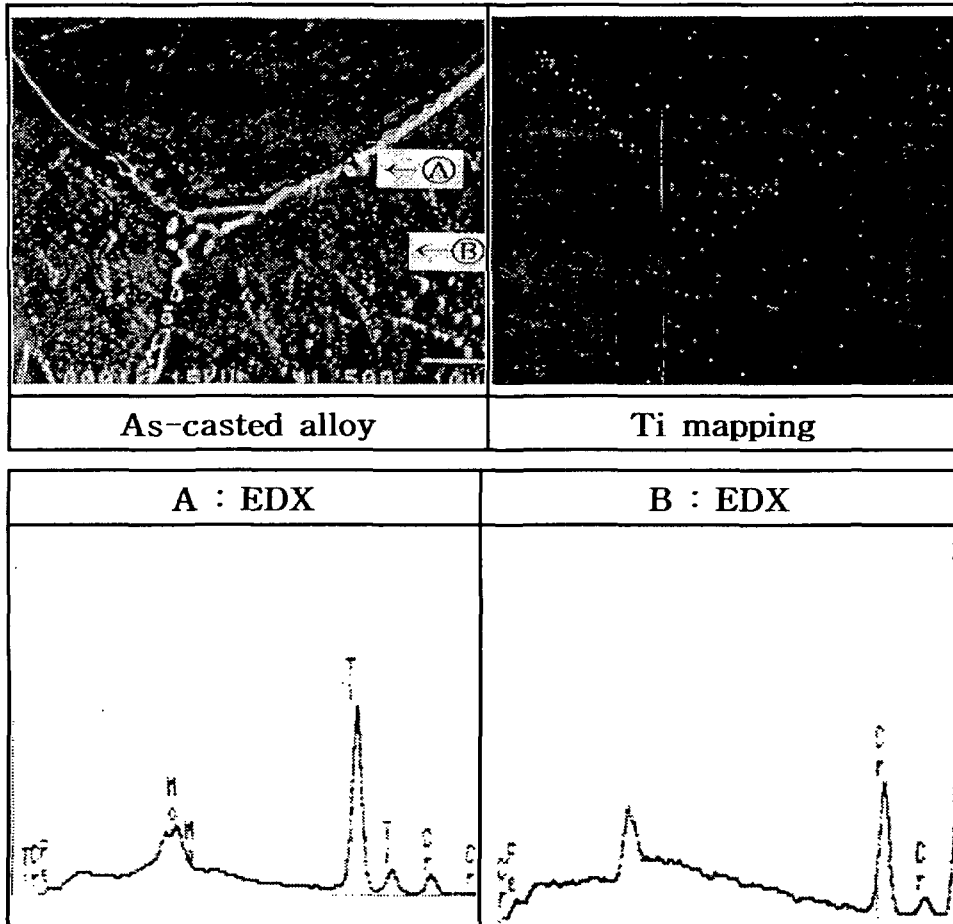


Fig. 1. EDS spectra and scanning electron micrographs of as cast Ti 0.5wt.% ferritic stainless steels. ($\times 1,500$)

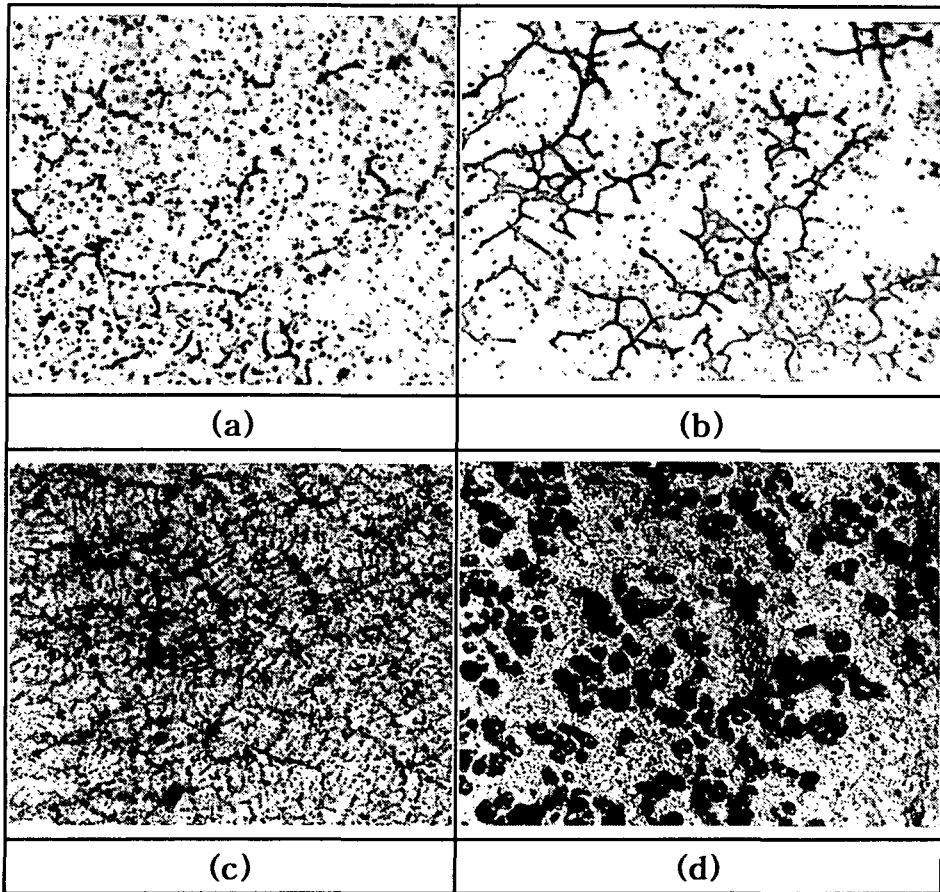


Fig. 2. Optical microstructure of as cast T1 to T4 ferritic stainless steels showing the distribution of spherical titanium particles; ($\times 50$)
(a) T1 (b) T2 (c) T3 (d) T4

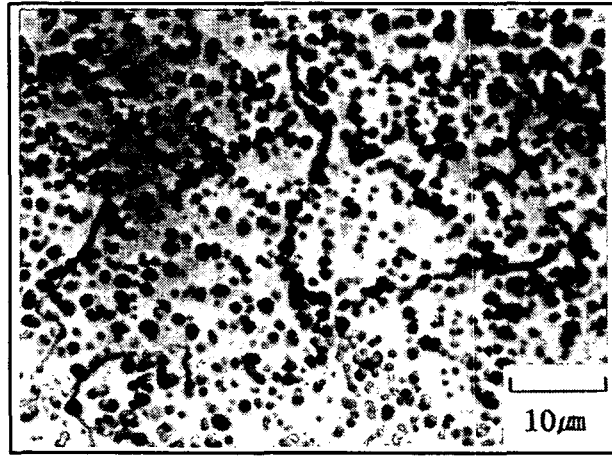


Fig. 3. Optical microstructure of as cast T3 ferritic stainless steel showing the uniform distribution of spherical titanium particles. ($\times 200$)

3.2 인장강도

T1 합금의 신율과 인장응력곡선을 상온에서 1000°C 까지 측정한 결과를 Fig. 4에 보였다. 이 그림으로부터 측정온도가 증가할수록 최대 인장응력은 감소하고 파괴신율은 증가하는 경향이 있음을 알 수 있다.

T2 합금의 신율과 인장응력곡선은 Fig. 5에 보였고, T3 합금은 Fig. 6에 보였으며, T4 합금은 Fig. 7에 보였다. 이들 합금도 측정온도가 증가하면 최대 인장응력은 감소하지만, 파괴신율은 증가하는 경향을 보였다.

이상과 같은 신율-인장응력 곡선으로부터 각 합금의 인장강도와 파괴신율을 측정하여 표 2 및 3에 각각 정리하였으며 표 2에 보인 여러 온도 단계별 각 합금의 인장강도 값을 Fig. 8에 비교하였다.

Fig. 8에서 보인 바와 같이, T3 합금강이 T1, T2 및 T3 합금강 보다 고온 인장강도가 가장 높으며 Fig. 9에 보인 바와 같이, T3 합금강이 파괴신율도 가장 큼을 알 수 있었다. 이러한 이유는 합금원소 함유량이 증가함에 따라 티타늄 탄화물 석출입자의 밀도가 증가하기 때문이라 판단되며, T4 합금강과 같이 티타늄 첨가량이 5wt.% 이상이 되면 석출입자가 조대하게 되고 석출입자의 밀도도 낮아져 오히려 고온강도가 감소하게 됨을 확인할 수 있었다.

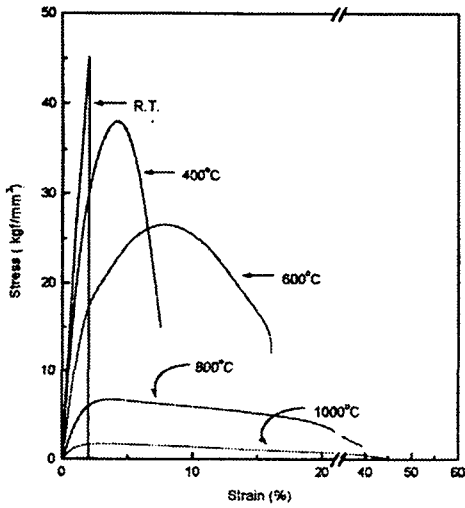


Fig. 4 Stress-Strain curve of T1(18Cr-2Mo-0.5Ti) ferritic stainless cast steel at various temperature.

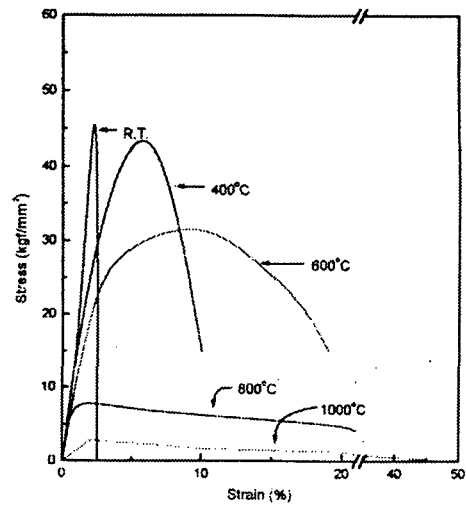


Fig. 5 Stress-Strain curve of T2(18Cr-2Mo-1.0Ti) ferritic stainless cast steel at various temperature.

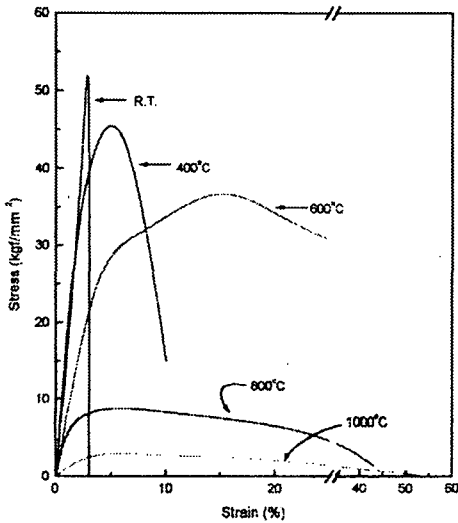


Fig. 6 Stress-Strain curve of T3(18Cr-2Mo-2.0Ti-0.5C) ferritic stainless cast steel at various temperature.

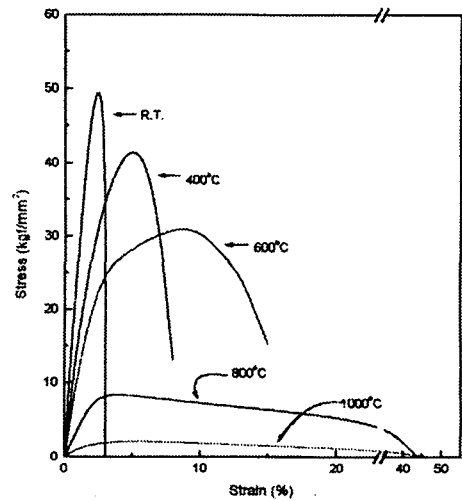


Fig. 7 Stress-Strain curve of T4(18Cr-2Mo-5.0Ti-2C) ferritic stainless cast steel at various temperature.

Table 2. Tensile strength of ferritic stainless steel at elevated temperature.

| Parameter | Temp (°C) | 25 | 400 | 600 | 800 | 1000 |
|------------------------------|-----------|------|------|------|-----|------|
| | Symbol | | | | | |
| T/S (kg/mm ²) | T1 | 45.0 | 38.0 | 26.0 | 6.8 | 1.9 |
| | T2 | 50.0 | 43.0 | 32.0 | 7.9 | 2.0 |
| | T3 | 53.0 | 44.0 | 35.0 | 8.7 | 2.9 |
| | T4 | 50.0 | 42.0 | 32.0 | 8.1 | 2.2 |

Table 3. Elongation of ferritic stainless steel at elevated temperature.

| Parameter | Temp (°C) | 25 | 400 | 600 | 800 | 1000 |
|-------------------|-----------|-----|------|------|-----|------|
| | Symbol | | | | | |
| Elongation (%) | T1 | 2.0 | 8.0 | 16.0 | 40 | 46 |
| | T2 | 2.5 | 10.0 | 19.0 | 35 | 48 |
| | T3 | 3.0 | 11.0 | 28.0 | 45 | 54 |
| | T4 | 3.0 | 9.0 | 15.0 | 43 | 48 |

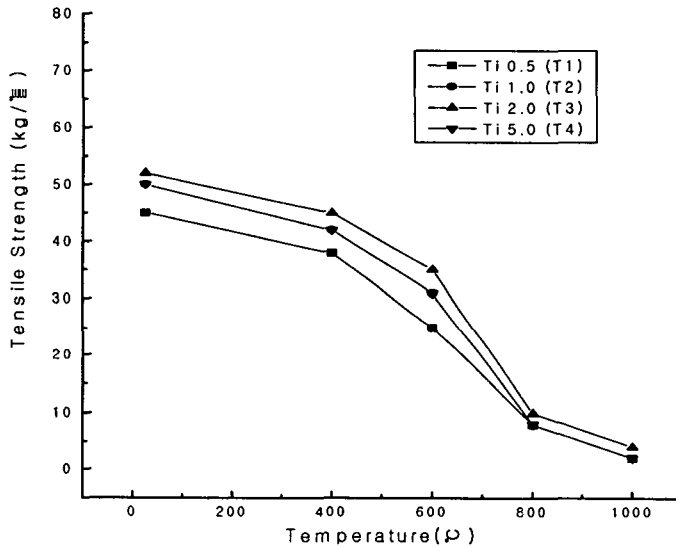


Fig. 8. Tensile strength vs. temperature curves for T1 to T4 alloy castings.

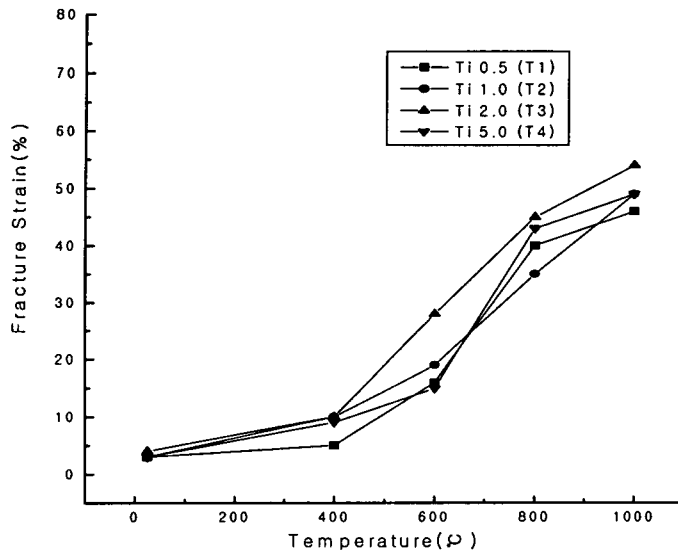


Fig. 9. Fracture strain vs. temperature curves for T1 to T4 alloy castings.

3.3 인성과 파면특성

(1) 상온파괴특성

설계된 합금들의 상온 파단면을 SEM으로 관찰하였으며 그 결과를 Fig. 10에 보였다. 사진에서 볼 수 있듯이, 티타늄을 1.0% 미만 함유한 T1과 T2 강의 파단면은 주로 결정입계가 관찰되나 티타늄을 2.0% 이상 함유한 T3와 T4 강의 파단면은 입내파괴가 일어남이 관찰되었다. 이와 같이 티타늄 함유량이 증가하면 입계파괴에서 입내파괴로 전환되어 합금의 인성이 증가할 가능성이 분명히 예측되지만 실제 파괴에서 파괴신율은 T1과 T2 강은 2.0%이고 T3와 T4 강의 파괴신율은 3.0%로서 티타늄 함유량이 증가하여 취성파괴인 입계파괴에서 연성파괴인 입내 소성파괴로 전환되어도 파괴신율은 크게 증가하지 아니 하였다.

이상과 같이, Fe-18Cr 즉, SUS430 강에 티타늄을 첨가하여 분산강화 시킨 강은 상온 인장강도가 T3 강의 경우 53kg/mm² 으로서 SUS430 강의 인장강도 45kg/mm² 보다 약 20%정도 증가되지만 인성의 척도인 파괴신율은 3.0%로서 SUS430 강의 파괴신율 30%에 비교하여 급격히 저하되어 매우 취약하다는 것을 알 수 있었다.

(2) 고온파괴특성

Fig. 11에는 800°C에서 인장 파단시킨 강의 파단면을 SEM으로 관찰한 결과를 나타내었다. 사진에서 보듯이, 티타늄으로 분산강화 시킨 이들 강들의 파단면은 모두 소성파단 되었음이 관찰되나 T3 강과 T4 강의 파단면에는 크고 작은 많은 공공들이 관찰된다. 이것은 티타늄 함유량이 2% 이상이 되면 티타늄 탄화물이 고온 소성유동을 방해하여 강도와 인

성을 증가 시키는 것으로 사료된다.

또한, 파괴신율은 35~45% 로서 전반적으로 인성이 양호하다는 것을 알 수 있으며 특히, T3 강의 파괴신율이 45% 로서 인성이 가장 양호한 것으로 나타났다.

상기의 실험결과로 부터 인장강도는 6.8~8.7kg/mm² 으로서 티타늄으로 분산강화시킨 Fe-18Cr계 합금은 800℃ 에도 사용할 수 있음이 확인되고 특히, T3 강의 인장강도는 8.7 kg/mm² 으로서 이들 강 중에 고온 인장강도가 가장 크다는 것을 알 수 있었다.

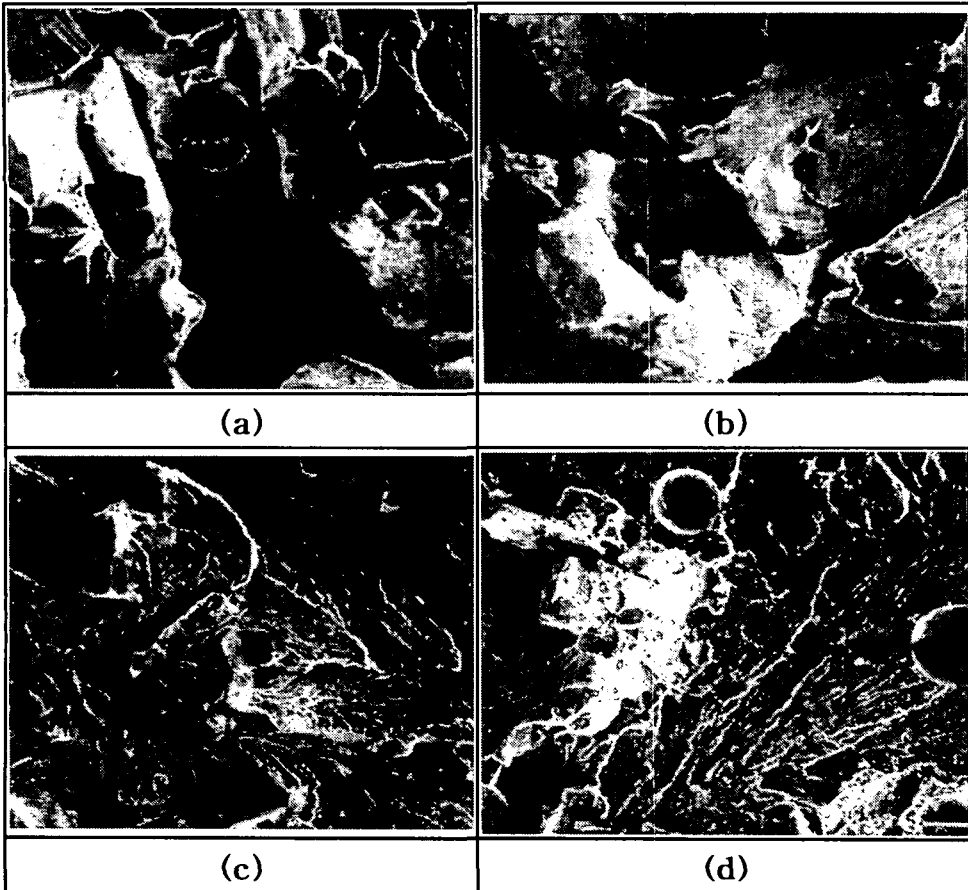


Fig. 10. SEM fractographs of tensile fracture surface tested at room temperature for T1 to T4 ferritic stainless steels containing various amount of titanium as alloying element ; ($\times 100$)

(a) 0.5Ti (b) 1.0Ti (c) 2.0Ti (d) 5.0Ti

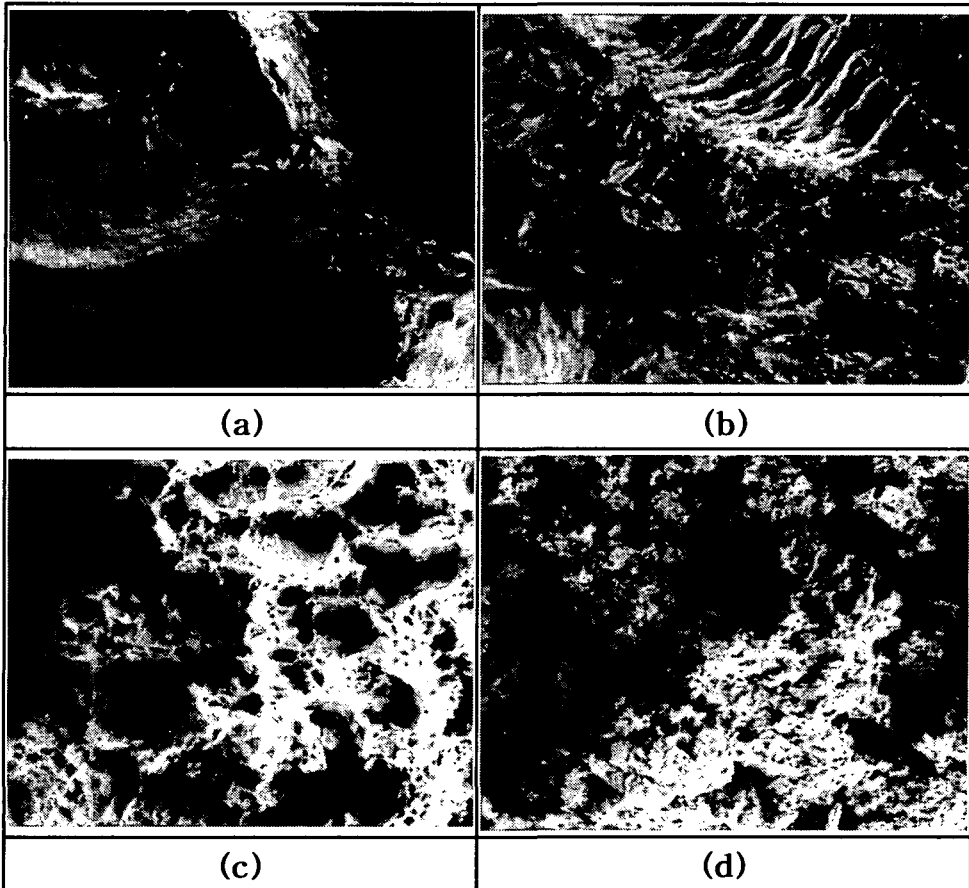


Fig. 11. SEM fractographs of tensile fracture surface tested at 800°C ; ($\times 100$)
(a) 0.5Ti (b) 1.0Ti (c) 2.0Ti (d) 5.0Ti

4. 결 론

SUS 430 강에 2wt.% Mo을 첨가하여 고용강화 시키고 0.5~5.0wt.% Ti을 첨가하여 분산강화 시킨 결과 아래와 같은 실험결과를 얻었다.

(1) 티탄늄 탄화물의 입자는 구상이었으며, Ti을 첨가하였을 때 탄화물의 표 면밀도는 7×10^5 개/cm²로 가장 높았으며, 탄화물의 입자 크기는 평균 0.5~3.0 μ m 이었다.

(2) 티탄늄을 2.0wt.% 첨가한 합금의 고온강도와 인성이 가장 우수하였으며, 800 $^{\circ}$ C 에서 이 합금의 인장강도 값은 8.7kg/mm² 이었고, 파괴신율은 45% 이었다.

(3) 2.0wt.% Ti 이하인 합금은 상온에서 결정입계 파괴를 나타내었으나 2.0wt.% 이상인 합금은 입내 연성파괴를 보였다. 또, 고온에서는 모두 입내 연성파괴를 보이며 Ti의 함유량이 2.0wt.% 이상인 합금만이 연성 파괴에 저항을 보이는 공공이 형성됨을 알 수 있었다.

참고문헌

1. S. Hisamatsu : "Current Status and future trends of automotive application of stainless steel", Proc. of Int. conf. stainless steel, 1991, Chiba ISIJ, (1991) 1156.
2. S. Akiyama : "Development of New stainless steels for Automotive Exhaust systems", Nippon stainless Tech. Rep. 26 (1991) 57.
3. Y. Trarutani, M. Miyahara, T. Hashizuma : "Heat Resistant Stainless Steels for the Exhaust System of Automobile", Sumitomo Metals 45(5), (1993) 92.
4. S. Kawamoto, T. Shimamoto, Y. Shioya and N. Tanaka : "Development of Stainless Steel Tubular Exhaust Manifolds", Mitsubishi Motor Co. Technical Review 4 (1992)73.
5. Isami Schimizu and Yoshihiro Uemausu : 技術資料, (1990).
6. S. Nakamura, N. Hiramatsu, I. shimizu and Y. Uematsu : "Heat Resisting Properties of Ferritic Stainless Steel", Nisshin Steel Technical Report 62 (1990) 128.
7. M. Ike, K. Akiyama, K. Ohtsuka and K. Itoh : "Development of heat-resistant cast steel for exhaust manifold", Int. J. of Materials and Product Technology, 6(3), (1991) 243.
8. R. watanabe and K. Sato (Hitachi Metals) : "Heat-Resist Ferritic Cast Steel Having Excellent Thermal Fatigure Resistance", Pat. No. US5096514, USA Adate : 30 Jan. 1991. 17 Mar. (1992).
9. Y. Genma et al(Toyota Jidosha) : "Ferritic Heat-Resisting Cast Steel and a Process for Making the Same", pat. No. US5202088, USA Adate : 27 Dec. 1991, 13 Apr. (1993).
10. T. Shimamoto, K. Asano, Y. Shioya and S. Ando(Mitsubish Motors Corp.) : "Development of the Stainless Cast Steel Exhaust Manifold", SAE Paper No. 930621, (1993)50.