

複合組織鋼의 機械的特性에 미치는 微視組織因子的 영향

Effect of microstructure on mechanical properties in dual phase steel

金 楨 圭*, 柳 勝 元**
J . K . Kim S . W . You

ABSTRACT

A study has been made to clarify the microstructural effect on static tensile properties of the dual phase steel, in which the martensitic phase encapsulated islands of ferritic phase.

The main results are as follows:

Yield strength is associated with the degree of plastic constraint factor and tensile strength increases with increasing of strain hardening exponent. Also, the variation of ductility is dependent upon the amount of micro-brittle facets.

1. 序 論

實用合金中에는 母相의 結晶粒徑과 같은 크기를 가진 第二相이 組織중에 存在하고 있는 경우가 많다. 최근 개발되어 주목을 받고 있는 耐蝕性 二相스텐레스鋼이나, 複合組織鋼(dual phase steel)은 이의 대표적인 예이다.

특히 複合組織鋼은 自動車의 輕量化를 위하여 개발된 高張力鋼⁽¹⁾⁽²⁾으로 母相인 페라이트(ferrite)중에 第二相의 마르텐사이트(martensite)가 고립형태로 존재하는 조직(이하 FEM鋼이라 함)을 기본으로 하고 있지만 이와 반대의 형태를 가진 조직(이하 MEF鋼이라 함)의 것도 있다. 이러한 鋼은 높은 強度와 延性を 나타낼 뿐만 아니라 降伏比가 낮아서 종래의 高張力鋼의 결점을 보완할 수 있으

므로 設計強度를 변경시키지 않고 板의 두께를 얇게 할 수 있는 이점이 있는 것으로 알려져 있다.⁽³⁾⁽⁴⁾

그러나 이 鋼의 變形 및 破壞舉動은 第二相의 體積率⁽⁵⁾⁽⁸⁾ 및 形態⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾, 母相의 結晶粒徑⁽¹¹⁾⁽¹²⁾, 母相과 第二相의 強度比⁽¹³⁾ 등의 인자의 영향에 대단히 민감함이 알려져 있다. 일 예로서 硬度(또는 強度)가 높은 第二相이 複合組織中에 존재하는 경우 FEM鋼은 延性的 破壞의 특징을 나타냄에 반하여 MEF鋼은 脆性的 破壞의 거동을 나타내지만 第二相의 體積率이 낮은 경우에는 MEF鋼이라 하여도 延性的 舉動을 나타냄을 보고하고 있다.⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾

이러한 원인은 母相의 塑性變形에 대한 第二相의 拘束정도의 차이에 따른 母相의 劈開 크랙의 形成난이로서 설명하고 있고, 金⁽¹⁵⁾ 등

* 正會員, 漢陽大學校 工科大學 機械設計學科

** 正會員, 大林工業專門大學 工業材料科

은 이러한 크랙의 形成舉動을 塑性拘束係數에 의하여 정량적으로 평가하고 있다.

複合組織鋼의 塑性變形에서 破壞過程까지의 力學的舉動은 연속체 모델⁽¹⁶⁾ 加工硬化性⁽¹⁷⁾ 또는 有限要素法⁽¹⁷⁾ 등에 의하여 해석하고 있지만 이를 지배하는 인자의 영향 및 微視機構에 관한 체계적인 연구는 불충분하다.

이러한 관점에서 본 연구에서는 鋼의 機械의 特性에 미치는 중요한 인자로서 지적되고 있는 微視組織의 크기 즉 母相의 結晶粒徑 및 第二相의 體積率이 다른 複合組織鋼을 준비하여 이들 鋼의 強度 및 延性に 미치는 微視機構의 영향을 규명하고자 한다.

2. 實驗方法

引張強度 및 疲勞強度가 一般構造用鋼보다 우수하다고 알려진 MEF 鋼을 本研究의 材料로서 사용하였다.

Fig. 1은 MEF 鋼을 얻기 위한 熱處理과정으로서 常溫에서의 軟鋼은 페라이트와 퍼얼라이트(pearlite) 조직으로 구성되어 있는 混合

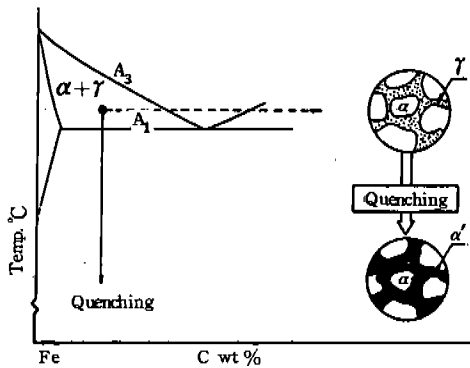


Fig.1 Schematic diagram of heat treatment in dual phase steel

組織의 형태이지만 A₁ 變態點과 A₂ 變態點사이의 온도에서는 페라이트와 오스테나이트(austenite)의 共存領域이 존재하고 여기서 적당한 시간동안 유지하여 급냉시키면-오스테나이트는 마르텐사이트組織으로 變態하여 마르텐사이트가 페라이트를 둘러싼 MEF 鋼을 얻게 된다.

열처리에 사용한 材料는 Table 1에 보인 化學成分을 가진 시판용 機械構造用 低炭素鋼이다. 母相의 結晶粒徑과 第二相의 體積率만 다른 MEF 鋼을 얻기 위하여 Table 2와 같은 열처리를 행하였다. Fig. 2는 MEF 組織의 대표적인 예로서 微視組織의 정량적 평가는 線分析法에 의하였고, 그리고 各組織의 硬度는 微小빅커스硬度計(25g, 50點)에 의하여 행하였다.

Table 3은 이의 결과로서 A材~D材는 結晶粒徑의 大小에만 차이가 있고 E材~G材는 體積率에만 변화가 있음을 알 수 있다.

이러한 조직을 가진 材料의 機械的 性質은

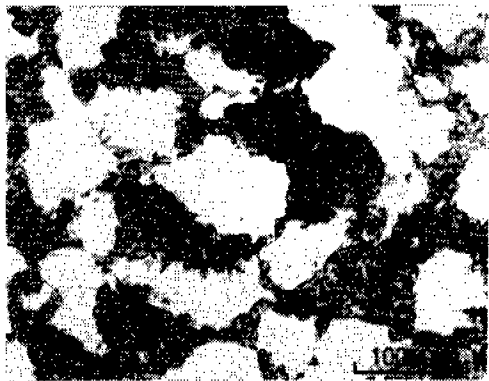


Fig.2 Microstructure of dual phase steel (Martensite encapsulated islands of ferrite)

Table 1. Chemical composition

Materials	C	Si	Mn	S	P	Remarks
SM 15C	0.15	0.26	0.67	0.030	0.02	Variety of ferrite grain size
SM 10C	0.11	0.24	0.44	0.015	0.015	Variety of martensite
SM 15C	0.17	0.29	0.42	0.050	0.009	volume fraction
SM 25C	0.25	0.24	0.43	0.035	0.030	

wt %

Table 2. Heat treatments

Materials	Series	Annealing Condition	Quenching Condition
SM 15C	A	1,200°C×1hr F. C → 900°C×1 hr F. C	770°C×40 min A. C 790°C×30 min W. Q
	B	1,200°C×1hr F. C → 1,000°C×1 hr F. C	
	C	1,200°C×1hr F. C → 1,100°C×1 hr F. C	
	D	1,200°C×1 hr F. C	
SM 10C	E	1,050°C×2hr F. C	780°C×40 min A. C 800°C×50 min W. Q
SM 15C	F	1,200°C×2hr F. C	
SM 25C	G	1,200°C×4hr F. C	

F. C : Furnace cooling, A. C : Air cooling, W. Q : Water quenching

Table 3. Metallurgical properties

Series	Vm(%)	d (um)	\bar{C} (%)	Hardness (Hv)		${}^m\text{Hv}/{}^f\text{Hv}$
				Martensite (${}^m\text{Hv}$)	Ferrite (${}^f\text{Hv}$)	
A	50	20	93	651	204	3.2
B	51	25	94	642	196	3.3
C	46	37	93	656	196	3.3
D	47	51	92	658	204	3.2
E	31	47	93	635	171	3.7
F	47	48.5	93	678	178	3.8
G	70	50.1	95	709	197	3.6

Vm : Volume fraction of martensite

d : Ferrite grain size

\bar{C} : Connectivity of martensitic structure

평행부의 길이 10 mm, 지름 8 mm의 引張試驗片에 의하여 구하였다. 사용한 시험기는 DCS 10 Ton (Shimadzu社) 만능시험기이며, 하중 속도는 0.5 mm/min의 一定實驗으로 상온에서 행하였다.

3. 結果 및 考察

3-1 降伏強도의 塑性拘束依存性

Fig. 3 및 Fig. 4는 降伏強度, 引張強度 및 破斷延性を 各試驗片의 應力-變形率曲線으로부터 정리하여 母相의 結晶粒徑과 第二相의 體積率에 대하여 나타낸 것이다. 이들 그림에서 降伏強度는 0.2%耐力에 의하여 구한 것이며, 破斷延성은 단면수축율을 의미한다. 結晶粒徑이 미세할수록 破斷延性 및 引張強度는

상승하지만 降伏強度는 거의 일정함을 알 수 있고 한편 體積率의 증가는 強度를 상승시키는 반면 破斷延性を 급격히 저하시키는 중요한 因子임을 알 수 있다.

多結晶金屬의 降伏強度 σ_y 는 結晶粒徑에 집적한 轉位群에 의한 集中應力에 의해 인접한 結晶粒에 연쇄반응적으로 슬립을 일으키면서 진행되는 應力에 해당하는 것으로⁽¹⁸⁾ 이 應力은 結晶粒徑 d가 클수록 즉, 집적전위수가 많을수록 集中應력이 커서 引張應力은 그만큼 작아진다. Petch⁽¹⁹⁾는 σ_y 와 d와의 관계에 대하여 다음식이 成立함을 보고하고 있다.

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

이식에서 σ_0 는 마찰응력 K_y 는 상수로서 이 관계식은 軟鋼을 비롯한 대부분의 混合組織鋼

에 적용되고 있다. 그러나 이들 그림에서와 같이 MEF 鋼의 경우에 降伏強度가 第二相體積率의 증가에 따라 변화하지만 結晶粒徑의 크기 $d^{-1/2}$ 에 거의 의존하지 않은 것은 다음과 같이 생각된다. 降伏強度보다 높은 應力에서 제하여 시험편의 표면에서 관찰한 母相의 塑性變形의 일예인 Fig.5에서 보는바와 같이 母相이 強度가 높은 第二相에 의하여 둘러 쌓여져 있으므로 母相의 塑性變形이 第二相에 의하여 拘束될뿐만 아니라 또한 인접한 母相의 結晶粒이 연쇄적으로 變形을 일으킬 수 없기 때문에 기인되는 것이라고 할 수 있다.

이상의 관점에서 降伏強度가 結晶粒徑의 의존성이 존재하기 위해서는 母相의 塑性變形의 난이 지배하는 第二相의 拘束정도에 차이가 있어야 하고 이것은 結晶粒徑의 크기와 이를 둘러싼 第二相의 두께와의 상대적 크기 및 第二相硬度(強度)의 大小에 의존한다고 할 수 있다.

따라서 MEF 鋼의 降伏強度와 微視組織과의

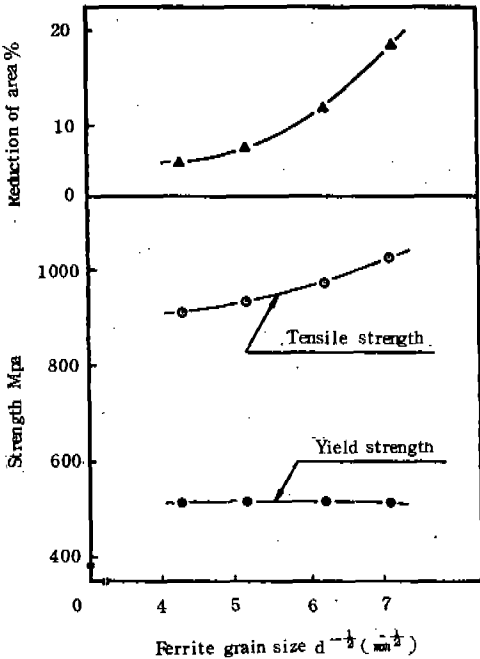


Fig.3 Strength and fracture ductility as a function of ferrite grain size

관계를 검토하기 위해서는 母相의 塑性變形의 난이 즉, 第二相拘束성의 정도에 의해 평가된다고 생각된다.

金은 이러한 塑性拘束정도 즉 塑性拘束係數 (plastic constraint factor)를 연속체 모델에 의하여 다음식으로 나타내고 있다.⁽¹⁵⁾

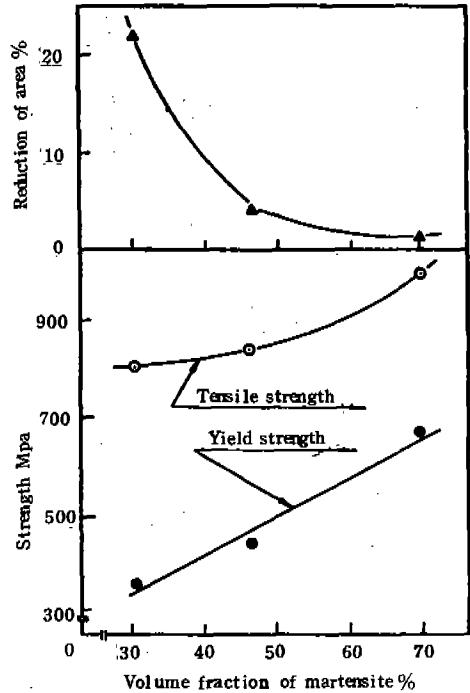


Fig.4 Strength and fracture ductility as a function of martensite volume fraction

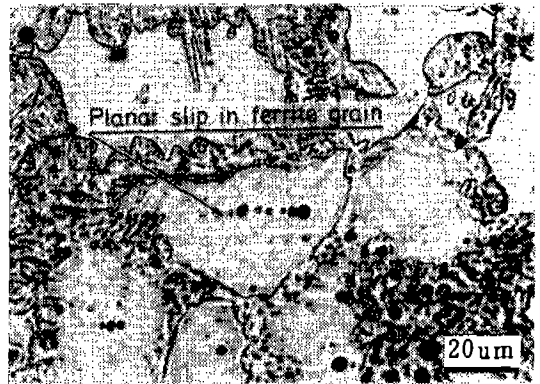


Fig.5 Slip character in ferrite grain(series F. unloaded at $\sigma = 539$ Mpa)

$$K = 1 + \frac{(2\nu-1)}{6(1-\nu)} \left\{ 1 - \left(\frac{d}{2t+d} \right)^2 \right\} \left\{ \left(\frac{m\sigma_y}{f\sigma_y} \right) - 1 \right\} \dots\dots\dots (2)$$

이식에서 d 및 t 는 母相粒徑, 第二相의 두께이며 $f\sigma_y$ 와 $m\sigma_y$ 는 母相과 第二相의 降伏強度이다. 그리고 ν 는 포와송의 비이다.

各 試驗片의 K 는 다음과 같이 구하였다. 즉 $\left\{ 1 - \left(\frac{d}{2t+d} \right)^2 \right\}$ 은 微視組織모양의 간단한 기하학적 모델에 의하여 第二相體積率에 해당하며 $f\sigma_y$ ($\approx 214 \text{ Mpa}$)와 $m\sigma_y$ 는 Speich⁽²⁰⁾의 식을 이용하였다.

$$m\sigma_y = 620 + 2585C_m \dots\dots\dots (3)$$

여기서 C_m 은 第二相의 炭素量

Fig. 6은 母相粒徑이 다른 A材~D材 및 第二相體積率이 다른 E材~G材에 對하여 구한 塑性拘束係數 K 와 이들 材料의 降伏強度와의 관계를 나타낸 것으로 微視組織의 변화에 따른 降伏強度의 大小는 塑性拘束係數 K 와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 結晶粒徑이 미세화함에 도 불구하고 降伏強度가 거의 일정한 것은 塑性拘束정도의 일정함과 좋은 관계를 보여주고 있으며 第二相體積率 증가에 따른 降伏強度의 상승은 塑性拘束정도의 증가와 관련이 있음을 알 수 있다.

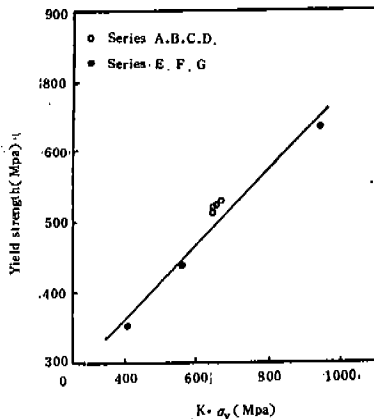


Fig. 6 Relation between yield strength and plastic constraint factor

3-2 引張強度와 加工硬化指數

複合組織鋼의 引張強度는 混合側에 의하여 근사적으로 설명되고 있지만 이 法則은 본래 연속적인 섬유를 가진 複合材料(Composite material)에 적용된다.⁽²¹⁾ Koo⁽⁸⁾들은 이러한 점에 주목하여 複合組織鋼의 引張強度 σ_B 를 結晶粒徑 d 및 第二相의 體積率 V_m 의 함수로서 나타내었다. 그러나 이식은 結晶粒徑 $12 \sim 20 \mu\text{m}$, 體積率 $30 \sim 45\%$ 의 좁은 領域에서만 적용되고 있다.

한편 引張強度와 加工硬化指數와의 관계에 對해서는 많은 연구가 행하여 지고 있으며, Holloman⁽²²⁾은 加工硬化領域에서의 應力-變形率曲線을 다음식으로 나타내고 있다.

$$\sigma = k \epsilon_p^N \dots\dots\dots (4)$$

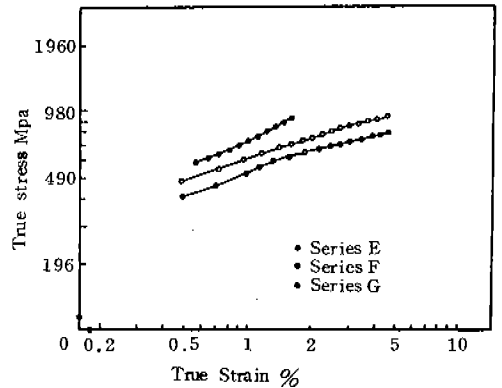


Fig. 7 True stress-strain curves for series E, F and G

여기에서 σ, ϵ_p : 眞應力 및 塑性變形率

k, N : 強度係數 및 加工硬化指數

이들 관계에 대하여 얻어진 연구결과를 정리하면 引張強度가 증가할수록 N 가 감소하는 현상과⁽⁷⁾⁽²³⁾ 이와 반대의 현상,⁽²⁴⁾ 母相과 第二相과의 強度比가 클수록 變形初期에는 N 가 크지만 變形的의 진행과 함께 급격히 감소하는 경향⁽²⁵⁾ 그리고 變形領域의 구간에 따라 N 의 값이 변화하는 경향⁽²⁶⁾ 등이 있다.

따라서 引張強도와 加工硬化指數와의 관계에 대해서는 통일된 지식을 얻기 어려우나 本材料의 引張強도와 降伏強도와와의 比가 상당히 높은것으로 보아 引張強도의 변화는 N 의 값과 상관성이 있다고 생각된다.

Fig. 7은 各 材料의 眞應力 - 塑性變形率과의 관계를 나타낸 대표적인 예로서 引張強도가 높고 破斷延性が 낮은 材料에서는 거의 일직선으로 나타내지만 이의 特性이 반대인 材料에서는 鈍이점이 존재하고 있다. 그러나 最小자승법에 의하여 구한 회귀직선의 상관계수가 거의 1에 가까우므로 $\log \sigma$ 와 $\log \epsilon_p$ 와의 관계에 대하여는 직선으로 생각하여 N 값을 구하였다. Fig. 8 및 Fig. 9는 母相粒徑 및 第二相 體積率에 대한 N 의 값을 引張強도와 함께 나타낸 것으로 이들 組織의 변화에 의한 引張強도의 大小는 N 의 크기와 관계가 있음을 알 수 있다. 그래서 引張強도와 N 과의 관계를 定量的으로 평가하기 위하여 나타낸 것이 Fig. 10으로서 引張強度 σ_B 와 加工硬化指數 N 과의 사이에는 다음의 관계식이 얻어진다.

$$\sigma_B = 2423.96 N + 134.18 \quad (\text{상관계수 } R = 0.9617) \quad \dots\dots\dots (5)$$

이들 관계식의 有用性を 명확히 하기 위하여

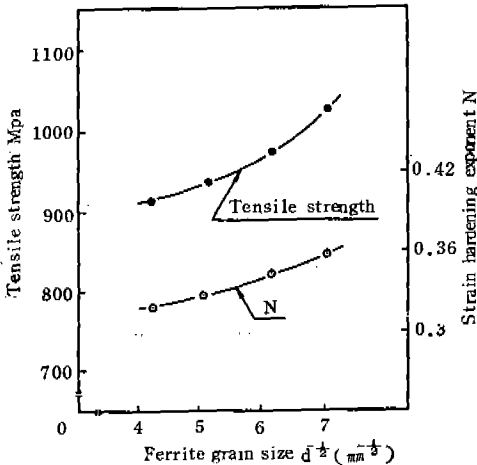


Fig. 8 Tensile strength and strain hardening exponent as a function of ferrite grain size

結晶粒徑이 다른 A材~D材에 대하여 200℃, 400℃ 및 600℃에서 각각 1시간씩 退火하여 얻어진 材料에 대하여 引張強도와 N 를 구하여 이들 관계를 (5)式과 함께 나타낸 것이 Fig. 11로서 退火材의 σ_B 와 N 은 (5)式的 근

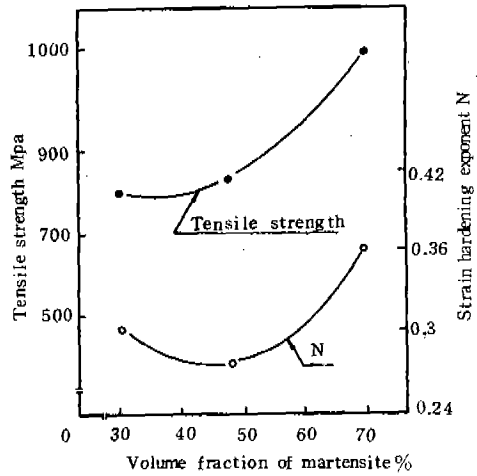


Fig. 9 Tensile strength and strain hardening exponent as a function of martensite volume fraction

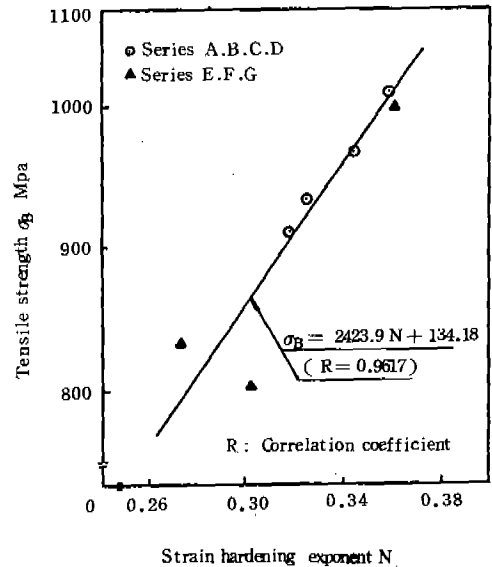


Fig. 10 Tensile strength as a function of strain hardening exponent

치에 인접하고 있음을 알 수 있다.

따라서 복합조직강에 있어서 微視組織의 변화에 따른 引張強度의 대소는 加工硬化指數크기와 관련이 있다고 할 수 있다.

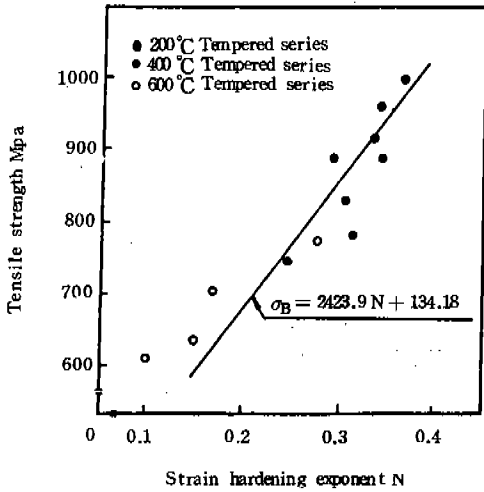
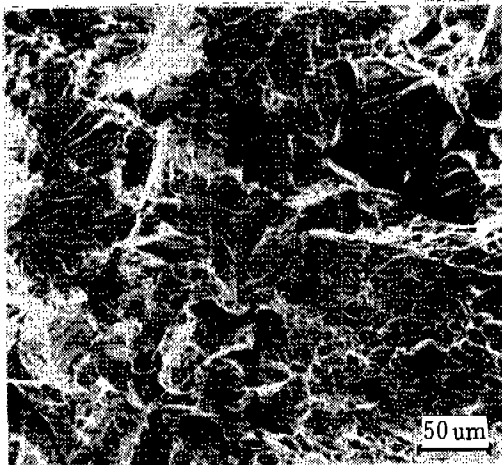


Fig. 11 Tensile strength as a function of strain hardening exponent

3-3 破斷延性和 벽개크랙의 형성난이

Fig. 12는 延성이 가장 높은 E材와 가장 낮은 G材의 微視破面모양의 대표적인 예이다.

破斷延성이 높은 材料일수록 딴플(dimple)의 微視破面이 많이 形成되어 있는 반면 破斷延성이 낮은 材料에서는 딴플보다는 벽개(cleavage)의 破面이 많이 존재함을 알 수 있다.



Series E

또한 破斷延성이 아주 낮은 材料에서는 약간의 擬劈開(quasi-cleavage)의 破面形成도 보였다. 따라서 各 材料의 微視破面率을 선분석法에 의하여 평가한후 이값을 破斷延성과 함께 나타내었다. Fig. 13은 이의 結果로서 脆性破面의 대표적인 모양인 벽개과면율이 높을수록 破斷延성이 저하함을 보이고 있어, 종래의 연구결과와 마찬가지로 페라이트의 벽개크랙

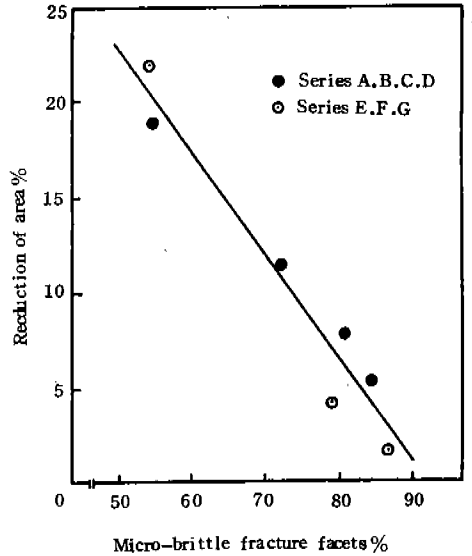
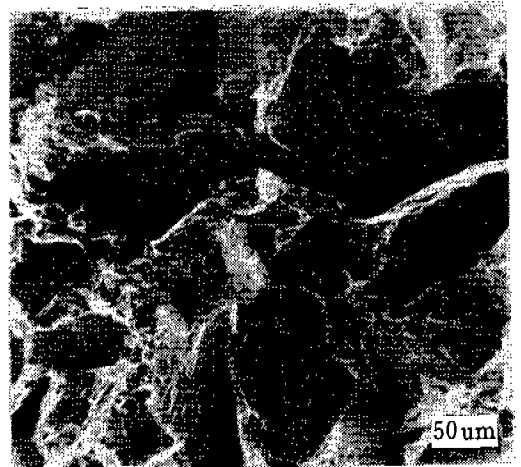


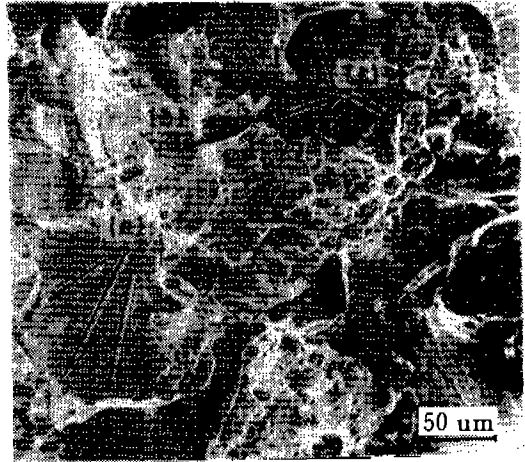
Fig. 13 Relation between fracture ductility and micro-brittle fracture facets



Series G

Fig. 12 Scanning electron micrographs of typical fracture surface

의 형성난이는 破斷延性的 大小를 지배하는 기본적 요소임을 알 수 있다. 벽개크랙의 형성난이는 母相의 塑性變形에 대한 第二相의 拘束效果⁽¹⁵⁾와 열처리 과정에서 발생된 微視的 内部應力의 大小⁽²⁸⁾에 의하여 지배된다고 보고되어 있고 또한 이 크랙의 형성源을 第二相의 크랙 전파에 의해 설명하고 있다. 그러나 破面해석을 통한 검토에 의하면 페라이트 벽개크랙의 形成源은 다음의 3가지로 설명된다. Fig. 14에서와 같이 (a)에서는 벽개파면에 형성된 리버패턴(river pattern)의 모양으로 보아 종래의 연구결과와 마찬가지로 第二相의 크랙으로부터 벽개크랙이 형성되며 (b)에서는 母相과 第二相과의 계면분리에 의한 것이며 (c)는 母相粒內에서의 균열핵에 의하여 벽개크랙이 형성됨을 나타낸 것이다.



—→: Micro-fracture propagation direction

Fig.14 Scanning electron micrographs of fracture surface for series F

이상의 결과로부터 結晶粒徑의 조대화 및 第二相體積率의 증가에 따른 破斷延性的 저하는 위에서 설명한 벽개크랙 형성源의 증가에 의한 脆性破面率의 상승과 밀접한 관련이 있다고 할 수 있다.

4. 結 論

matensite-ferrite 복합조직강의 機械的 特性의 기구를 밝히기 위하여 微視組織因子가 다른 複合組織鋼을 준비하여 이 강의 強度 및 延性を 미시적, 거시적 관점에서 검토하였다.

얻어진 결과는 다음과 같다.

1. 微視組織의 변화에 따른 降伏強度의 대소는 塑性拘束係數K에 의해 설명될 수 있고 K가 증가할수록 降伏強度는 직선적으로 상승한다.

2. 引張強度 σ_B 와 加工硬化指數 N과의 사이에는 다음의 관계식이 성립한다.

$$\sigma_B = 2423.96 N + 134.18 (R = 0.9617)$$

3. 結晶粒徑의 粗大化 및 第二相體積率의 증가에 의한 破斷延性的 저하는 벽개크랙 형성源의 증가에 따른 취성파면율의 상승과 관련이 있다.

參 考 文 獻

1. 丸山, 自動車가輕くなる複合組織鋼
Nikkel Mechanical, Vol. 4, pp. 42~46, 1979.
2. 中川, 自動車工業の展望, 日本機械學會誌
Vol. 83, No.734, pp. 45~50, 1980.
3. 井口, 輕量化構造設計と機械材料, 機械の
研究, Vol.33, No.3, pp.343~349, 1981.
4. R. G. Davies, Influence of Martensite
Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steel, Met. Trans, Vol. 9A, pp. 671~672, May, 1978.
5. L. F. Ramos, D. K. Matlock and G. Krauss, On the Deformation Behavior of Dual-phase Steels, Met. Trans, Vol. 10A, pp. 259~261, 1979.
6. I. Tamure, Y. Tomoda, A. Akao, M. Ozawa and S. Kanatani, On the Strength and Ductility of Two-Phase Iron Alloys, Trans. ISIJ, Vol.13, pp. 283~292, 1973.
7. R. G. Davies, The Mechanical Properties of Zero-Carbon Ferrite-plus-Ma-

- rtensite Structure, *Met. Trans*, Vol. 9A, pp. 451~455, 1978.
8. J. Y. Koo, M. J. Young and G. Thomas, On the Law of Mixture in Dual-Phase Steels, *Met. Trans*, Vol. 11A, pp. 852~854, 1980.
 9. 鈴木, 山田, 國尾, 不均質組織を有する鋼材の變形破壊舉動について, 日本機械學會論文集, Vol. 40, No. 329.
 10. P. Uggowitzzer, H. P. Stuwe, Tensile Fracture of Ferrite-Martensite Carbon Steels, *Mat. Science and Engineering*, 55, pp. 181~189, 1982.
 11. Y. Tomota, K. Kuroki and T. Mori, I. Tamure, Tensile Deformation of Two-Ductile-Phase Alloy: Flow Curves of α - r Fe-Cr-Ni Alloys *Mat. Science and Engineering*, 24-1, pp. 85~94, 1976.
 12. 鈴木, 國尾, マハテンサイト-フェライト複合組織鋼の引張破壊舉動に果す組織寸法の役割について, *材料*, Vol. 28, No. 309, pp. 478~484, 1979.
 13. 友田, 田村今: 延性 2 相鋼の力學的性質, *鐵と鋼*, Vol. 67, No. 3, pp. 439~453, 1981.
 14. T. Kunio, M. Shimizu, K. Yamada and H. Suzuki, An Effect of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels. *Eng. Fract. Mech.* 7, pp. 411~417, 1975.
 15. 金楨圭, 複合組織鋼의 破斷延性に 미치는 塑性拘束에 의한 内部應力の 影響, 大韓機械學會 論文集, Vol. 7, No. 2, pp. 123~129, 1983.
 16. 友田, 谷木, 黒木, フェイト, マハテンサイト二相鋼の變形舉動, 日本機械學會論文集, Vol. 48, No. 429, pp. 528~536, 1982.
 17. B. Karlsson, B. O. Sundstrom, Inhomogeneity in Plastic Deformation of Two-Phase Steels, *Mat. Science and Engineering*, 16, pp. 161~168, 1974.
 18. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, Second Edition, pp. 187~189, pp. 195~197.
 19. A. Cracknell, N. J. Petch, Frictional Forces on Dislocation Arrays at the lower yield point in Iron, *Acta Mat.*, Vol. 3, pp. 186~189, 1955.
 20. G. R. Speich and R. L. Miller, Mechanical Properties of Ferrite-Martensite steels, *Met. Soc. AIME*, pp. 145~182, 1979.
 21. B. S. Majumdar, A. H. Yegneswaran and P. K. Rohatgi, Strength and Fracture Behaviour of Metal Matrix Particular Composites, *Mat. Science and Engineering*, 68, pp. 85~96, 1984.
 22. J. H. Hollomon, Tensile Deformation, *Trans. of TMS-AIME*, 162, pp. 268~290, 1945.
 23. 高橋, 國重, 岡本, 加工用 低降伏比 複合組織 高張力 鋼板, 日本金屬學會會報, Vol. 19, No. 1, pp. 10~16, 1980.
 24. W. R. Cribb and J. M. Rigsbee, Work-hardening Behavior and Its Relationship to The Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels, *Met. Soc. AIME*, pp. 91~177, 1979.
 25. 杉本, 坂木, 福里, 宮川, 1.4%, マハテンサイト鋼の引張變形過程とひずみ硬化特性, *鐵と鋼*, Vol. 70, No. 14, pp. 1712~1718, 1984.
 26. K. Miyakusu, Y. Uematsu and K. Hoshino, Effect of Alloying Element on Strain Hardening Exponent of Ferrite Stainless Steel, *Trans. ISIJ*, Vol. 26, pp. 228~237, 1986.
 27. 金, 清水, 國尾, 複合組織の破壊舉動にをよぼす内部應力の影響について, 日本機械學會論文集, Vol. 46, No. 402, pp. 173~179, 1980.