

<論 文>

複合組織鋼의 衝擊에너지에 미치는 母相粒徑의 영향†

金 楨 圭* · 柳 勝 元** · 朴 榮 祖*

(1983年 6月 20日 接受)

Effect of Ferrite Grain Size on Impact Energy of Dual Phase Steel

Jung Kyu Kim, Seong Won You and Young Cho Park

Abstract

In this investigation, the effect of microstructural factors on the impact energy was studied, using dual phase steels with soft phase of ferrite encapsulated by hard phase of martensite.

It was found that the effect of the ferrite grain size on the impact energy decreases as the strength ratio increases, these results are due to the micro-brittlefracture facet by the difficulty of cleavage crack formation in the ferrite grain.

1. 序 論

變形 및 強度가 현저히 다른 硬質相과 軟質相으로 이루어진 2相混合組織鋼은 各 相間의 力學的 相互作用 및 微視的 잔류응력때문에 이들 鋼의 破壞特性은 종래의 單相多結體나 硬質相이 석출물로서 존재하는 경우에 비하여 아직도 불충분한 상태이다. 특히 鋼의 微視組織과 靱성의 관련에 있어서 組織의 微細化는 靱性向上의 因子^{1,2)}로서 일반적으로 알려져 있지만 組織을 극한까지 微細化하면 크랙傳播特性的 악화때문에 靱性의 向上에도 한계가 있음이 알려져 있다³⁾. 또한 硬質相의 마르텐사이트(martensite)와 軟質相의 페라이트(ferrite)로 이루어진 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼의 경우에 있어서도 硬質相의 존재는 페라이트粒徑을 微細化함으로써 靱性을 向上시킨다^{4,5)}고 하는 보고도 있지만, 페라이트는 硬質相의 마르텐사이트의 존재에 의해 塑性拘束을 받게되고 이 때문에 페라이트 본래의 特性인 에너지 흡수원으로서의 역할을 잃어 靱성이 저하

게 된다고 하는 상반된 결과⁶⁾도 보고되고 있다.

본 研究에서는 鋼의 靱성을 지배하는 組織因자의 역할에 관한 기본적 자료를 얻기 위해 최근 自動車 構造用材로서 주목되고 있는 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼을 熱處理에 의해 얻고 이 鋼을 모델材로 하고 平面變形率 상태의 破壞靱性值가 衝擊에너지와 상관성이 있음⁷⁾을 고려하여, 먼저 母相粒徑의 大小와 衝擊에너지와의 관계에 대하여 微視組織學的 觀點으로부터 검토를 가하였다.

2. 實驗方法

本 實驗에 사용한 材料는 시판용 構造用 低炭素鋼 (SM15C)으로서 그 化學成分은 Table 1과 같다.

Fig. 1은 페라이트 粒徑만이 다른 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼(이하 MEF 鋼)을 얻기 위한 熱處理과정을 나타낸 것으로서 이들 熱處理에 의해 얻어진 微視組織의 대표적 모양은 Fig. 2와 같다.

Table 1 Chemical composition of material, Wt%

Designation	C	Mn	P	Si	Cu	Ni	S
SM15C	0.15	0.54	0.02	0.29	0.24	0.06	0.03

† 1983년도 대한기계학회 춘계학술대회(83.5.15)에서 발표.

* 正會員, 漢陽大學校 工科學 機械設計學科

** 正會員, 漢陽大學校 大學院(大林工業專門大學)

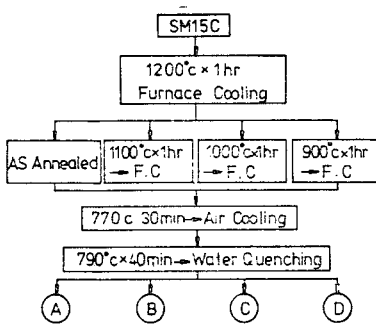


Fig. 1 Process of heat treatment



(a) A Series (b) D Series

Fig. 2 Typical microstructure of ferritic-martensitic structure

Fig. 2에서 보는 바와 같이 마르텐사이트(이하 第2相이라함)가 페라이트(이하 母相이라함)를 둘러싼 複合組織을 나타내고 있으며, 또한 微視組織의 大小에 顯저한 차이를 보여주고 있다.

Table 2는 線分析法에 의해 얻어진 이들 組織의 定量的 特性 및 미소 비커스경도기(25g)에 의해 측정한 各相의 硬度的 結果를 정리한 것으로서 母相粒徑의 大小에만 차이를 가진 MEF 鋼임을 알 수 있다.

Table 2 Metallurgical properties

Series	d (µm)	V _m (%)	Hardness 25g		Strength ratio
			Marten- site	Ferrite	
A	51	47	658	204	3.2
B	37	46	656	196	3.3
C	25	51	642	196	3.3
D	20	50	651	204	3.2

d : Ferrite grain size

V_m : Volume fraction of martensite

여기에서 結晶粒徑이 큰 순서로 A材, B材, C材 및 D材로 하고, 이러한 組織을 가진 試驗片의 機械的 特性은 평행부의 길이 10mm, 지름 8mm의 引張試驗片에 의해서 그리고 衝擊破壞特性은 KSB 0809 4호 衝擊試驗片을 사용해서 일정한 衝擊速度로 U型試驗機(용

량 35.5kg·m)에 의해 검토하였다. 微視破壞모양 및 微視破面의 관찰은 光學顯微鏡(×100) 및 走査電子顯微鏡(SEM)을 사용하였다.

3. 實驗結果 및 검토

3.1. 機械的 性質과 衝擊에너지

Table 3은 A材~D材의 機械的 性質 및 衝擊에너지를 정리한 것이며 또한 Fig. 3은 破斷延性的 대표적 파라메타인 斷面收縮率과 衝擊에너지를 母相粒徑에 $d^{-1/2}$ 에 대하여 정리한 것이다.

Table 3 Mechanical properties and impact energy

Series	Yielding stress (MPa)	Tensile stress (MPa)	Fracture stress (MPa)	R. A (%)	E (J)
A	515	911	970	5.5	5
B	519	935	1009	7.7	5.6
C	523	970	1078	11.6	6.3
D	519	1025	1215	18.8	6.9

R.A : Reduction in area

E : Impact energy(Joule)

Fig. 3으로 부터 破斷延性は 母相粒徑이 미세할수록 顯저한 상승을 나타냄에 반하여 破斷延성과 밀접한 關係性이 있는 衝擊에너지는 破斷延성에 비해 거의 증가하지 않음을 보여 주고 있다. MEF 鋼의 母相粒徑의 微細化에 따른 破斷延性的 증가는 최종破壞를 일으키는 임계크랙길이, 즉 부하변형율에 대하여 安定적으로 형성된 母相의 벽크랙(cleavage crack)과 第2相크랙이 어떠한 응력단계에서 합쳐하여 不安定破壞를 일으키는 임계크랙길이의 大小가 하나의 基本적 요인으

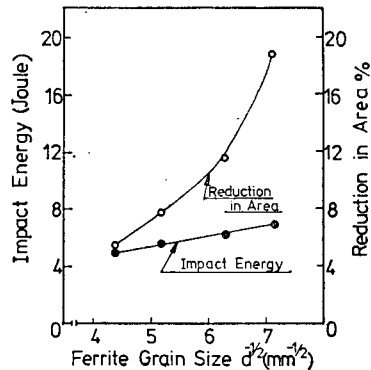


Fig. 3 Impact energy and reduction in area as a function of ferrite grain size.

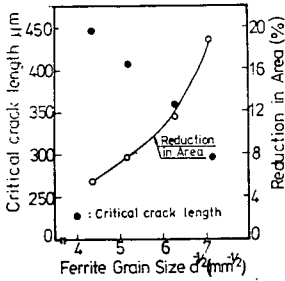


Fig. 4 Variation of critical crack length and reduction in area as a function of ferrite grain size

로 알려져 있다⁸⁾.

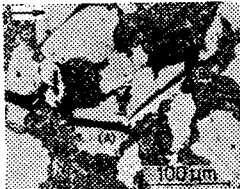
그래서, 먼저 破斷延性의 大小를 지배하는 임계크랙 길이를 前報⁸⁾의 方法에 의해 계산하고, 이 값을 各 材料의 破斷延성과 함께 母相粒徑 $d^{-1/2}$ 에 대하여 검토하였다. Fig. 4는 이결과를 나타낸 것으로 母相粒徑의 大小에 의한 破斷延性の 현저한 변화는 不安定破壞를 유도하는 임계크랙길이의 大小가 母相粒徑의 크기와 관련이 있기 때문이라고 설명될 수 있다.

다음에 衝擊에너지에 미치는 母相粒徑의 영향이 적은 이유를 밝히기 위하여 微視크랙 및 微視破面양상에 대하여 검토하였다.

3.2. 微視破壞舉動 및 破面解析

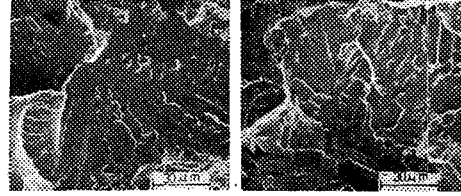
Fig. 5는 微視크랙의 양상을, 그리고 Fig. 6은 微視破面の 대표예를 나타낸 것이다.

Figs. 5, 6에서 본 바와 같이 母相粒徑의 大小에 차이가 있음에도 불구하고 微視크랙은 母相의 벽개크랙과 第2相의 크랙으로 이루어져 있으며, 또한 微視破면에 있어서는 脆性破面の 대표적 양상인 벽개破面과의 대소에는 약간의 차이가 보여지고 있으나, 이破面은 破面全域에 거의 분포하고 있음을 알 수 있다.



(A) Cleavage crack
(B) Second phase crack
→ Crack propagation direction
A Series (Impact velocity 3m/sec)

Fig. 5 Example of cleavage crack formed surface the specimen



(a) A Series (b) D Series
Fig. 6 Scanning electron micrographs of typical fracture surface

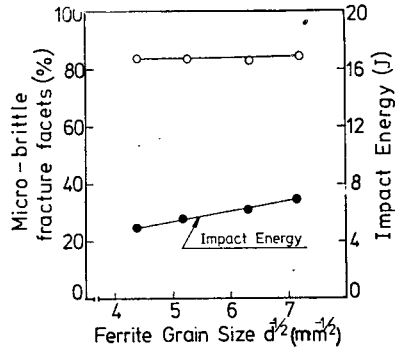


Fig. 7 Relationship between the fraction of cleavage facet and impact energy as a function of ferrite grain size

그래서 이들의 양상을 더욱 더 定量的으로 평가하기 위하여 各 試驗片의 微視破面에 대하여 衝擊에너지와 관련이 있는 脆性破面率을 측정하여 母相의 體積率과 母相粒徑 $d^{-1/2}$ 에 대하여 표시하였다.

그 결과가 Fig. 7로서 各 材料의 脆性破面率은 破面 靑이온도를 결정하는 脆性破面率인 50%보다 월등히 상승하고 있고 또한, 이 脆性破面率은 母相粒徑의 대소에 관계없이 일정함을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 各 試驗片의 巨視的 破壞舉動은 모두 脆性破壞이며 또한 母相粒徑에 차이가 있음에도 불구하고 衝擊에너지가 거의 상승하지 않은 이유로서는 높은 脆性破面率의 일정함에 기인한다고 할 수 있다. W.L. Philips⁹⁾는 破壞靑性值에 미치는 粒徑의 영향에 있어서 脆性破壞의 영역에서는 靑性值의 粒徑의 존성이 나타나지 않지만 延性으로 靑이됨에 따라 粒徑의 의존성이 나타남을 보고하고 있다.

따라서, 複合組織鋼의 경우에 있어서도 벽개破面の 형성의 어려움에 따라 衝擊에너지에 미치는 母相粒徑의 영향이 나타나리라 생각된다.

그런데 脆性破壞의 대표적 양상인 벽개破面은 母相과 第2相간의 力學的 拘束性^{10,11)} 및 母相내에 존재하는 微視的 잔유응력의 존재¹³⁾에 따른 응력상승이 기본적인 요인으로 지적되고 있어 이들 응력상승을 지배하는

因子の 변화에 의해 巨視的인 破壞舉動에 차이가 생기리라 생각될 수 있다.

그래서 應力상승의 저하를 가져올 수 있는 因자로서 強度比(第2相 硬度/母相의 硬度)가 하나의 基本적 要因을 고려하여 強度比가 다른 複合組織鋼을 준비하여 衝擊에너지의 母相粒徑의 依存性에 대하여 검토를 행하였다.

3.3. 衝擊에너지의 母相粒徑의 依存度에 대한 검토

Table 4는 뜨임온도의 상승에 따른 各相의 硬度 및 強度比를 정리한 것이며 Fig. 8은 이들을 뜨임온도에 대해 표시한 것이다. 強度比는 Table 2에 나타난 母相粒徑이 각각 다른 A材~D材를 하나의 그룹으로 하여 200°C, 400°C 및 600°C의 온도에서 각각 1시간씩 뜨임을 행한후 各 그룹에 있어서 各相의 硬度值를 측정하여 이들의 평균값을 취한 것이다.

Table 4 Tempering temperature and strength ratio

Series	Temp-ering temp. °C	Hardness		Strength ratio
		Second phase	Matrix	
A	As quenched	658	204	3.3
B		656	196	
C		642	196	
D		651	204	
A ₂	200°C	615	181	3.4
B ₂		613	186	
C ₂		612	181	
D ₂		613	183	
A ₄	400°C	474	180	2.6
B ₄		477	184	
C ₄		473	182	
D ₄		476	180	
A ₆	600°C	332	185	1.8
B ₆		338	186	
C ₆		345	188	
D ₆		340	186	

Fig. 8로부터 뜨임온도 상승에 따라 強度比의 저하를 나타낼 수 있고, 또한 이러한 변화는 母相 페라이트의 벽개크랙의 형성을 關連하게 함으로써 巨視的인 破壞舉動을 脆性에서 延性으로 轉이시킬 수 있다¹³⁾.

그래서 強度比의 저하에 의해 延性破壞 양상을 나타내게 됨에 따라 母相粒徑의 大小는 衝擊에너지에 어떤

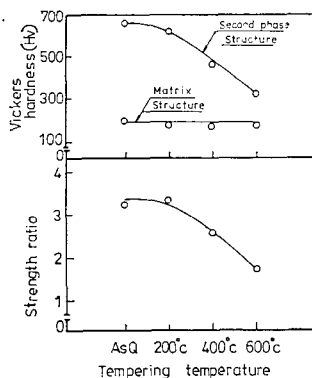


Fig. 8 Tempering temp. strength ratio and tempering temperature

한 영향을 미치는가를 검토하였다.

Fig. 9는 強度比(R)를 파라메타로서 衝擊에너지에 미치는 結晶粒徑의 大小의 영향을 나타낸 것이다. Fig. 9에서 보는 바와 같이 衝擊 에너지는 母相粒徑 $d^{-1/2}$ 에 따라 직선적으로 증가하고 있으며, 또한 強度比가 저하할수록 母相粒徑의 변화에 대한 衝擊에너지는 급격히 커지고 있다.

Fig. 10은 A材, D材를 600°C에서 1시간 뜨임한 試驗片의 衝擊破壞에 의한 延性破面率과 shear lip의 양을 母相粒徑 $d^{-1/2}$ 에 대하여 나타낸 것으로, Fig. 7의 결과와 비교하여 보면 強度比가 높은 경우에는 母相粒徑의 감소에 關係없이 거의 일정한 높은 脆性破面率이 형성됨에 반하여, 強度比가 낮은 경우에는 母相破面率이 微細化에 따라 延性破面率과 shear lip의 양이 증가함을 알 수 있다.

그러므로, MEF鋼의 強度比의 변화에 따른 衝擊에너지의 母相粒徑 依存性을 定量的으로 밝히기 위하여

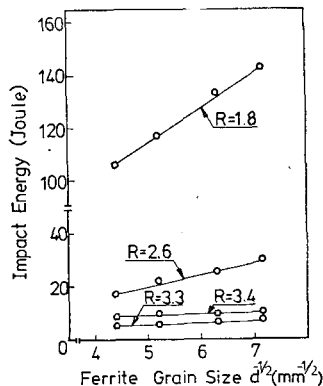


Fig. 9 Impact energy as a function of ferrite grain size when tempered from various temperature

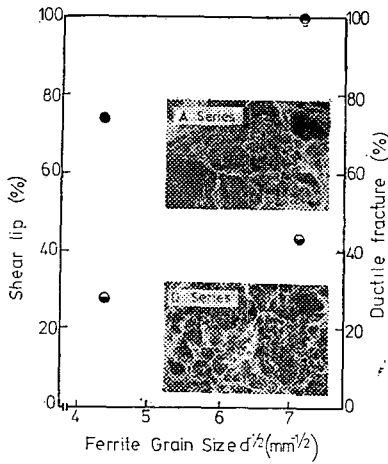


Fig. 10 Shear lip and ductile fracture as a function of ferrite grain size

- Shear lip
- Ductile fracture

母相粒徑의 변화 $\Delta d^{-1/2}$ 에 따른 衝擊에너지의 증가량 ΔE 를 衝擊에너지의 母相粒徑 依存度($s = \Delta E / \Delta d^{-1/2}$)로 정의하고 이것을 Fig. 9의 각 직선의 기울기로부터 구하여 強度比에 대하여 표시하였다.

Fig. 11은 이들의 결과를 나타낸 것으로 MEF 鋼의 衝擊에너지는 強度比의 저하에 따라 즉, 脆性破壞영역에서 延性破壞영역으로 변화하여 감에 따라 母相粒徑의 依存성이 증가한다고 할 수 있다.

이상의 결과를 더욱 명확히 밝히기 위해서는 어떠한 방법에 의해 硬質相의 強度가 第2相으로서의 마르텐사이트組織 보다 훨씬 낮은 混合組織鋼을 준비하여 實驗을 행하면 衝擊에너지의 母相粒徑 $d^{-1/2}$ 의 의존성이 뚜렷하리라 생각된다. 그러므로 Table 3의 熱處理 과정에 있어서 $750^{\circ}\text{C} \times 50$ 분 公냉하여 얻은 混合組織鋼을 준비하여 검토한 결과 Fig. 12에서 보는 바와 같이 衝

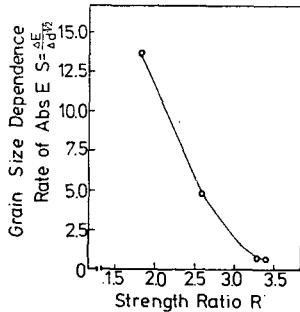


Fig. 11 Relation between strength ratio and grain size dependence rate of impact energy

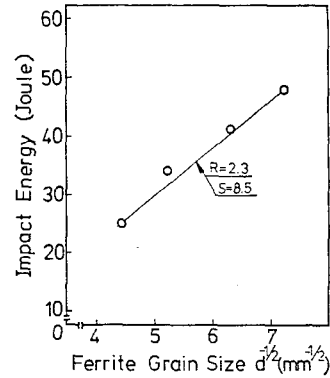


Fig. 12 Impact energy of a dual phase steel as a function of ferrite grain size

擊에너지의 母相粒徑 의존성이 뚜렷함을 알 수 있다. 이상의 결과로부터 衝擊에너지에 미치는 母相粒徑의 의존도는 鋼의 強度比의 저하에 의해 延性破壞영역이 증가할수록 현저해 짐이 명확하다.

4. 結 論

마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼의 靱성에 미치는 微視組織因자의 영향을 밝히기 위해 硬質相인 마르텐사이트가 軟質相인 페라이트를 둘러싼 형태로서 母相粒徑이 다른 複合組織鋼을 준비하여 衝擊實驗을 통하여 검토하였다. 얻어진 결과는,

1. 強度比(第2相 硬度/母相의 硬度)가 높은 鋼의 破斷延성은 母相粒徑이 미세할수록 급격히 상승하나 衝擊에너지는 母相粒徑의 大小에 거의 관계가 없다.
2. 強度比가 저하할수록 衝擊에너지에 미치는 母相粒徑의 微細化의 영향은 현저하고, 粒徑의 微細化에 따라 衝擊에너지는 직선적으로 상승한다.
3. 強度比가 높은 경우, 母相粒徑의 微細化함에도 불구하고 衝擊에너지 값이 일정한 것은 높은 脆性破面率의 형성에 의하여, 強度比가 낮은 경우, 에너지의 母相粒徑 의존성이 큰 것은 延性破面率 및 shear lip의 형성에 기인한다.

後 記

本 研究수행에 있어서 적극적으로 도와준 本 大學 機械設計學科 材料強度 및 破壞 연구실의 이창현, 오재민 씨를 비롯하여 여러분께 감사드립니다.

參 考 文 獻

- (1) G. Birkbeck, Effect of Aluminium-killing on the Yield and Fracture Behaviour of 0.16~0.2C, 0.65~0.75 Mn Steel, *Journal of Iron and Steel Inst*, Vol. 206, pp.909-910, 1968.
- (2) Karl-Hein Schwalbe, On the Influence of Microstructure on Crack Propagation Mechanism and Fracture Toughness of Metallic Materials, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, pp. 795-832, 1977.
- (3) 三村, 破壊靱性を支配する諸因子, 鐵と鋼. 第64卷 第7號, pp.78-82, 1978.
- (4) H.W. Hayden et al, The Influence of Martensite and Ferrite on the Properties of Two-phase Stainless-Steels having Microduplex Structures. *Metallurgical Trans.*, Vol. 1, pp.1955-1959, July, 1970.
- (5) R.G. Davies, Influence of Silicon and Phosphorous on the Mechanical Properties of both Ferrite and Dual-phase Steels, *Metallurgical Trans.*, Vol. 10A, pp.113-pp.118, January, 1979.
- (6) 皆川外 3 名, 破壊靱性を支配する金屬組織因子の研究. 日本機械學會論文集, 第41卷 第35號, pp.3033-3038, 1975.
- (7) S.T. Rolfe and S.R. Novak, Slow-Bend K_{Ic} Testing of Medium-Strength High-Toughness Steels. *ASTM STP 463*, pp.124-159, 1970.
- (8) 金楨圭, 複合組織鋼의 破壊舉動에 미치는 微視組織 크기의 영향, 대한기계학회 논문집, 제 5 권 제 3 호, pp.223-229, 1981.
- (9) W.L. Phillips, Effect of Sulfur Content and Grain Size on the Fracture Toughness of Iron, *Metallurgical Trans.*, Vol. 4, pp. 388-390, 1973.
- (10) B. Karlsson and B.O. Sundström, Inhomogeneity in Plastic Deformation of Two-phase Steels, *Materials Science and Engineering*, Vol. 16, pp.161-168, 1974.
- (11) 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 영향, 大韓機械學會論文集 第7卷 第2號, pp.123~129, 1983.
- (12) 金楨圭外 2 名, 複合組織鋼의 破壊舉動におよぼす 内部應力の影響について, 日本機械學會論文集, 第46卷 第402號, pp.173-179, 1980.
- (13) 金楨圭外 4 名, マルテンサイトフェライト複合組織鋼の延性一ぜい性遷移舉動を支配する第二相の役割について, 日本機械學會論文集 第45卷 第393號, pp.415-422, 1979.