

研究論文

2相混合組織을 가진 球狀黑鉛鑄鐵의 機械的性質에 관한 研究

尹 義 博* 李 英 浩**

Mechanical Properties of Spheroidal Graphite Cast Iron with Duplex Matrix.

Eui Pak Yoon, Young Ho LEE

College of Engineering, Hanyan University
Seoul, Korea

ABSTRACT

This paper is concerned with the improvement of impact and tensile Properties of spheroidal graphite cast iron of the following duplex matrices which were heat treated in the eutectic transformation temperature range (that is, $(\alpha + \gamma)$ coexisting range); ferrite - martensite, ferrite - bainite and ferrite - pearlite. The absorbed energy and maximum load was measured by recording the load-deflection curve with instrumented Charpy impact testing machine in the temperature range from +100 °C to -196 °C.

It was found the ferrite - bainite duplex matrix showed the highest toughness among the above matrices in the room temperature and the low temperature range. Comparison of this matrix to ferrite - pearlite matrix (that is, as cast) showed a lowering of 27 °C in the nil-ductility transition temperature (NDT) and a lowering of 40 °C in the ductile - brittle transition temperature (TrE), Which seems to result from the finer dimple pattern observed using microfractography.

1. 緒 論

球狀黑鉛鑄鐵(以下DCI)은 1948년 Gagnebin¹⁾등이 鑄鐵熔湯에 Mg을 添加함으로써 黑鉛의 球

狀化에 성공한 후 灰鑄鐵에 비해 특히 靱性이 우수함으로써 그 사용이 점차 증가의 추세에 있다²⁾.

이것은 종래의 灰鑄鐵에 비해 黑鉛의 球狀化로 말리암아 notch-effect가 현저하게 감소하기 때

* 漢陽大學校 工科大學 材料工學科
** 忠南大學校 工業教育大學 機械工學科

문이라고 생각한다. 따라서 현재에는 DCI의 強靱性化을 위한 연구의 방향이 matix 쪽으로 기울고 있다. 이러한 基地組織의 強化를 위해 鋼과 같이^{3,4)} γ 相 또는 $(\alpha + \gamma)$ 영역에서 燒入·燒戻처리 및 aus-temper 또는 subzero처리 등에 따른 여러가지의 보고가^{5,6)} 있다. 그러나 DCI의 경우 이러한 高溫處理로 말미암아 黑鉛組織의 粗大化에 따라 오히려 強靱性이란 立場에서 볼때 바람직스럽지 못한 결과가 예상된다. 그래서 최근에는 西, 小林 등이 低溫側에서의 熱處理에 의한 強靱化²⁾를 시도하고 있으며, 著者도 一部 보고한 바 있다⁷⁾. 또한 INCO社에서는 Ni, Mo 등의 添加로, S曲線을 右方으로 이동시킴으로서 Ni-Resist 등 強靱한 鑄造材를 발표하였다⁸⁾. 그러나 이러한 경우도 전략적인 합금원소인 Ni이 高價이므로 경제성이 또한 문제가 된다. 이와같이 鑄鐵의 強靱化는 첫째, 黑鉛의 球狀化, 둘째, 基地組織의 強靱化를 목표로 합금원소 및 熱處理에 의한 方法이 있겠으나, 아직 여러가지 문제점이 많다.

또한 최근 LNG 및 LPG 등의 석유화학공업등分野에서는 低溫下에서 사용할 수 있는 材料의 要求가 증가되어 Ni 鋼을 주체로 한 超微細化鋼 및 trip鋼, 20% 이상의 Austenite系 Ni-Resist 鑄鐵등이 주로 valve, pump 및 電氣部品등으로 사용되고 있다. 그러나 이 역시 경제성이 크게 문제되고 있어 값싼 低溫用強靱性的 鑄造材를 시급히 개발할 단계에 와 있는 것이 現況이다.

이상과 같은 여러 관점을 고려하여 本研究에서는 DCI의 基地組織의 強靱化를 위한 기초적 연구로, 鑄鐵이 갖고 있는 특징인 共析變態溫度에 $(\alpha + \gamma)$ 共存溫度 範圍가 있으므로 이 구역을 이용하여 2相混合 및 單相組織을 얻고, 機械的性質, 특히 低溫靱性이 우수한 鑄造材를 개발할 목적으로 일반成分의 DCI에서 연구, 검토하였다. 본 연구에서 기술한 $(\alpha + \gamma)$ 溫度 구역이란 정확히는 共析變態溫度區域인 $(\alpha + \gamma + Fe_3C)$ 3相共析 영역이며, 이를 약술한 것이다.

2. 實驗方法

2.1 供試材

본 實驗에 사용한 供試材는 低周波誘導爐에서 熔 주조 Vol.2, No.2(1982)

解하여 Fe-Si-Mg으로 黑鉛球狀化處理 (添加量 0.7%)한 후, Fe-50%Si 합금철으로 鑄造(添加量 0.8%)하여 CO₄型 Y block (30×40×220 mm)에 주입한 것이다. 이의 化學成分은 일반적인 DCI로 Table 1과 같다.

Table 1 Chemical composition of materials

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg	Ni	Al
3.82	2.54	0.28	0.020	0.010	0.022	0.036	-	-

2.2 共析變態溫度範圍의 測定

共析變態溫度區域, 즉 $(\alpha + \gamma)$ 共存區域에서 熱處理하기 위해 供試材의 變態溫度를 알 必要가 있다. 그래서 각 ingot에서 10×10×20mm의 시편을 採取하여 900°C에서 4시간 保持後 爐冷한 후 다시 690°C에서 10시간 保持하여 2段燒鈍에 의해 基地를 Ferrite化하였다. 그후 KCl-BaCl₂-NaCl의 鹽浴中에서 900°C에서 720°C까지 5°C 간격으로 각각 1시간씩 保持後 water-quenching하여 각 시료의 Martensite 變態量을 현미경 조직에 의해 측정하여 變態溫度를 결정하였다.

2.3 熱處理

熱處理材로서 各 ingot에서 Fig.1과 같이 7×12×55mm의 試驗片 및 丸棒引張試驗片을 採取하여 Fig.2와 같은 各熱處理를 行했다. 熱處理를 행함에 있어, 먼저 凝固時의 micro 偏析을 除去하기 위해 950°C에서 20시간 保持하여 均質化하고, 그후 基地를 Ferrite化 할 목적으로 900°C에서 4시간 690°C에서 10시간 保持하여 2段燒鈍하였다.

또한 凝固時의 偏析의 영향을 조사하기 위해 均質化處理를 하지 않고 그대로 Ferrite化 2段燒鈍을 행한 경우도 있다. (Fig.2, a-2와 b-2) 또 여기에 $(\alpha + \gamma)$ 共存區域에서의 保持處理를 행함으로써 Ferrite中心의 各種混合組織이 얻어 지리라 생각하였다. oil quenching에 사용된 oil은 菜種油, salt bath quenching에서는

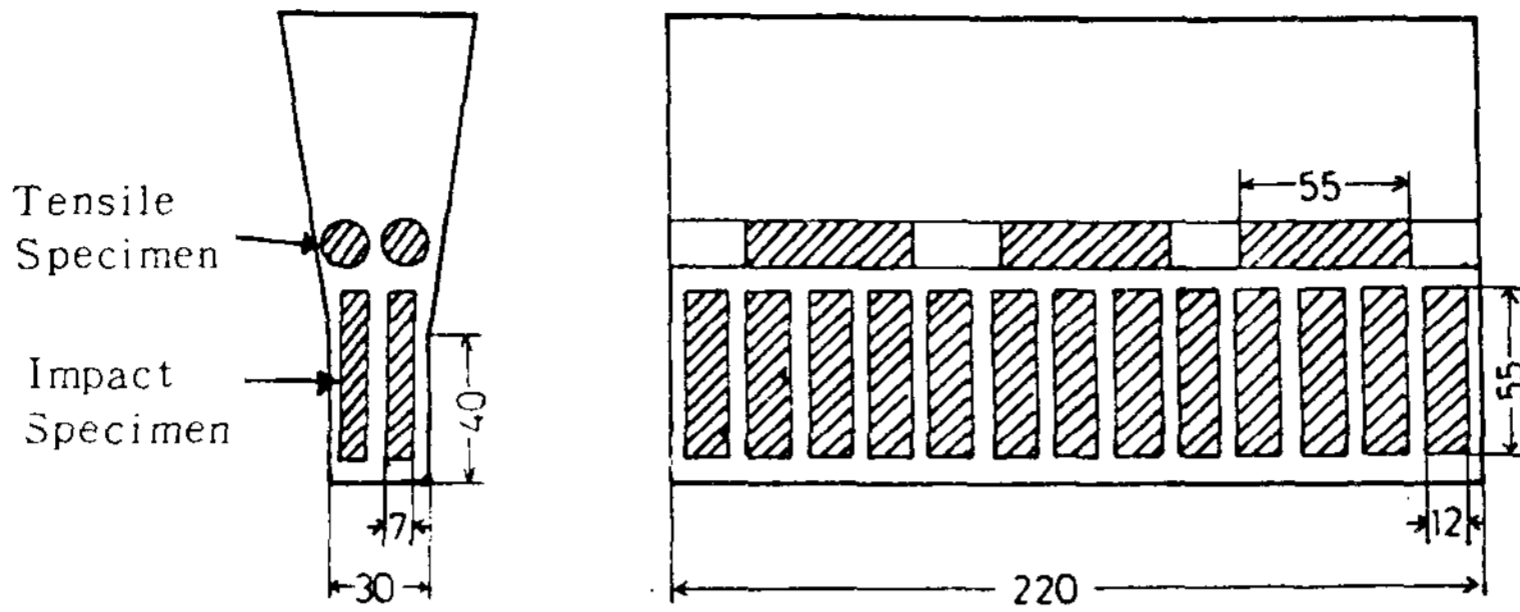


Fig.1 Sectioning of specimens from cast Y block (mm)

	Heat treatment diagram	Matrix
a-1		F + M
a-2		F + M
b-1		F + M
b-2		F + M
c		F + B
d		F + M
e	M	
f		B
g		F
h		F
i		F + P
j		F

F: Ferrite P: Pearlite
M: Martensite B: Bainite

Fig.2 Heat treatment diagrams

KNO₃ - NaNO₃ 의 鹽浴을 사용하였다. 또 加熱時의 산화 및 탈탄을 방지하기 위해 곳곳에서 Ar 또 H₂ gas 를 취입하였다.

2.4 機械的 試驗

機械的 試驗에는 衝擊試驗과 硬度試驗 및 靜的引張試驗을 행하였다. 모든 시편의 機械加工은 二段燒鈍後의 Ferrite 基地組織에서 행했다. 衝擊

試驗片은 無 notch 샐피시험편 (5×10×55 mm) 를 인장시험편은 直徑 4 mm, 標點間距離 20 mm 의 丸棒인 장시험편을 사용하였다.

먼저 衝擊試驗은 計裝化 Charpy 試驗機를 利用하여 (東京試驗機製作所製, 容量 10 kg-m) 室溫 17 °C 에서 행하였고 여기에서 荷重-變位 曲線을 記錄하여 얻었다. 그후 이 室溫에서의 試驗結果에 따라 靱性이 有效하게 나타난 熱處理材에 대하여 遷移曲線을 구하였다. 試驗溫度는 溫水, 액체질소 및 Isophenthan 및 에칠알콜 등을 이용하여 100 °C ~ -150 °C 로 調整했다.

靜的引張試驗은 遷移曲線을 구한 熱處理材에 대하여 Instron 試驗機에서 cross head speed 0.1 cm/min 으로 引張試驗을 행했고, strain gauge 는 日本共和電業製 鐵鋼用의 것을 사용하였다.

또한 破面觀察은 走査型電子顯微鏡 (日立 - 明石製) 에 의해 觀察하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 共析變態溫度區域 및 micro 組織

本 供試材의 共析變態溫度區間의 測定結果는 Table 2 와 같이 737 °C ~ 810 °C 였다. 즉 737 °C 에서 부터 Austenite 가 석출하기 시작했으며 (A_s), 810 °C 에서 Austenite 의 석출이 완료되었다 (A_f), (以下의 A_s 點과 A_f 點 사이를 (α + γ) 域이라 定義하였다)

또한 Photo 1 은 Fig.2 의 各熱處理材의 micro 組織을 나타낸 것이다. 이 사진의 i 는 鐵放後 550

Table 2 Transformation temperature of materials (°C)

As	Af
737	810

°C에서 1時間保持後 空冷한, 즉 應力除去燒를 행한 조직이다. a-1 및 a-2는 ($\alpha + \gamma$)域의 중간온도 (770 °C)에서 1時間恒溫保持後 O.Q하여 300 °C에서 燒戻한 것이다. a-1은 거의가 Ferrite相이며 이는 열처리온도가 예정한 온도까지

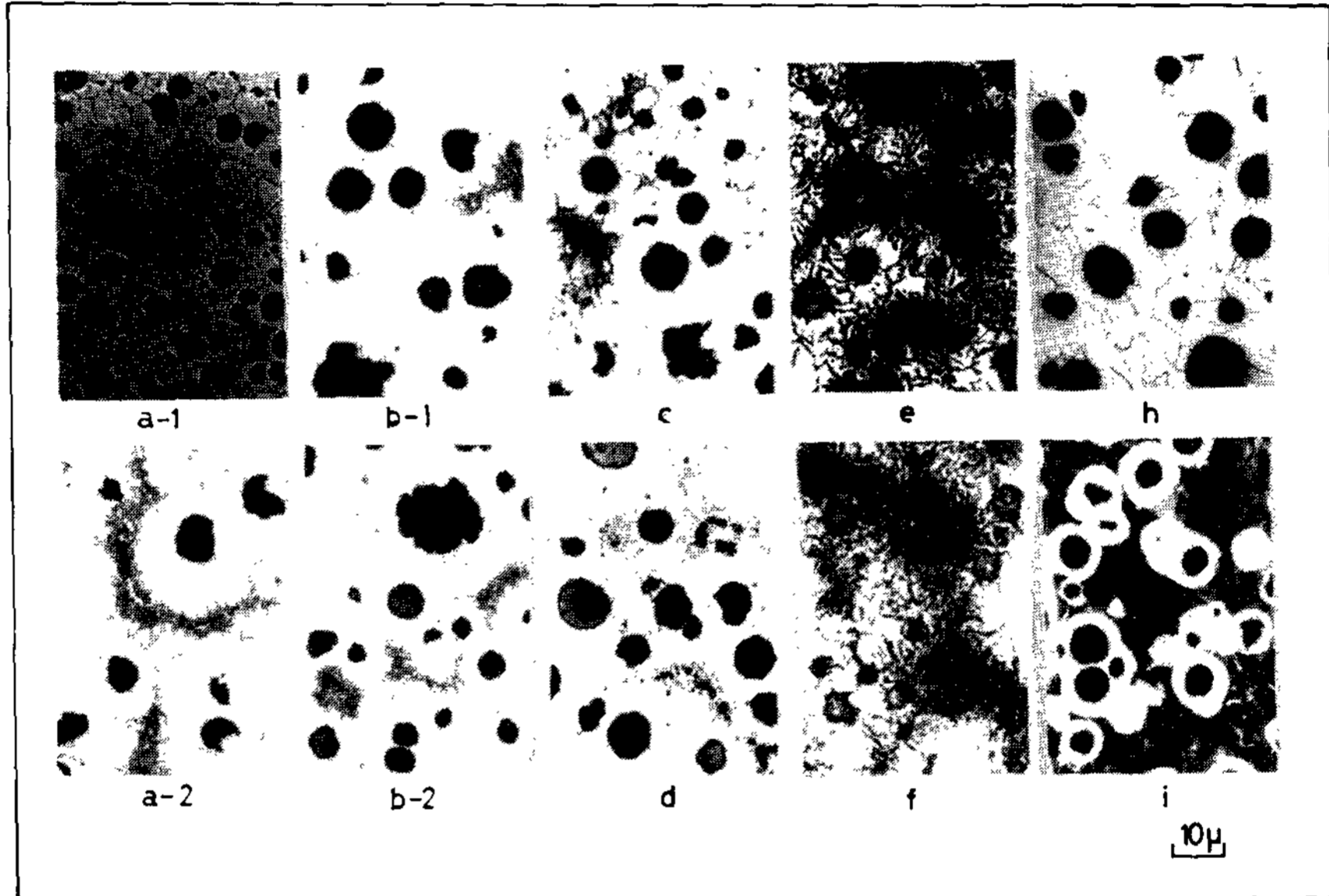


Photo.1 Typical microstructures in various heat treatment

도달되지 못한 때문이라고 보며, 한편 a-2는 共晶 cell 境界에 Mn가 偏析하고 있기 때문에 共析 變態溫度가 低下하여⁹⁾ 그 부근에서 Austenite 化가 일어나기 쉽기 때문으로 생각된다. 또한 반대로 黑鉛附近에서는 Si가 偏析되기 쉽고 이 Si이 變態溫度를 上昇시켜 Austenite 化가 어려워져 이 결과, 共晶 cell 境界附近에만 Tempered Martensite가 생성된 것으로 사료된다. 다음의 b-1, b-2는 ($\alpha + \gamma$)의 중간온도에서 1時間保持하고, O,Q한 조직이다. 이 조직도 a-1, a-2와 같이 Ferrite와 Martensite가 나타나고 있으며, 이 Martensite 분포가 微細하게 나타났다.

이는 Martensite가 300 °C (a-1, a-2)에서 tempering 한 것 보다도, 일단 Martensite 化한 것을 다시 As點 직하로 까지 올려서 한시간 tempering 함으로써 matrix 中에서 Austenite

化하기 쉬운 Mn 등이 濃化되어 있는 共晶 cell 뿐 만 아니라 Ferrite 粒界등에서도 (즉 실제로 As點 以下의 온도에 도달했었기 때문에) γ 의 핵생성이 다수 일어나, 이를 O.Q함으로써 Martensite가 微細하게 분포된 것으로 사료된다. C의 조직을 ($\alpha + \gamma$)域의 중간온도에서 1時間保持後 300 °C의 鹽浴에 燒入하여 30分保持後 空冷한 것이다. 따라서 ($\alpha + \gamma$)域에서 Austenite 化한 부분이 恒溫保持에 의해 Bainite 化하였으나 그 양이 아주 적은 Ferrite + Bainite 混合組織으로 나타났다. d의 熱處理材는 열처리 b-1의 이전에 γ 域에서 1時間保持後 O.Q하여 Martensite 基地로 한 것이다. Martensite를 燒鈍하면 微細한 Ferrite와 二次黑鉛이 析出한다고 보고에 의해 시도한 것이나 本 實驗에선 二次黑鉛의 析出은 거의 나타나지 않았다. 熱處理材 e는 γ 域에서

1時間保持後 O.Q하여 300 °C에서 燒戻한 것이나 多小 Ferrite相이 殘留하고 있다. 이것을 Ferrite地의 DCI에서는 800 °C정도의 온도에서 Austenite의 生成이 Ferrite 粒界에서 優先적으로 발생하나¹⁰⁾ 本實驗의 1時間程度의 保持時間에선 基地全體가 Austemite化에 도달치 못하여 이러한 Martensite와 Ferrite의 混合組織이 되었다고 본다. 또한 熱處理 f는 γ 域에서 1時間保持後 300 °C의 鹽浴에서 30分保持後 空冷한 조직이나 조직사진의 관찰결과, 上記 熱處理 e와 같은 理由로써 完全Bainite가 아닌 소량의 Ferrite와 Bainite조직으로 나타났다. 이외에 g와 h는 一般的 2 탄소둔처리한 Ferrite 조직이며, g는 均질화처리한 것, h는 均질화처리를 하지 않은 Ferrite조직이며 여기에선 g의 조직을 생략한다. i는 응력제거처리한 鑄放조직이며, j는 보통 알려져 있는 燒戻脆性의 영향의 여부를 알기 위해 h材와 달리 爐冷한 것이다. 同一 Ferrite조직이므로 사진은 생략한다.

3.2 室温에서의 Charpy 衝擊試驗

Fig.3은 室温(17 °C)에서 행한 충격시험의 결과로써 各열처리材의 吸收에너지를 나타낸 것이다.

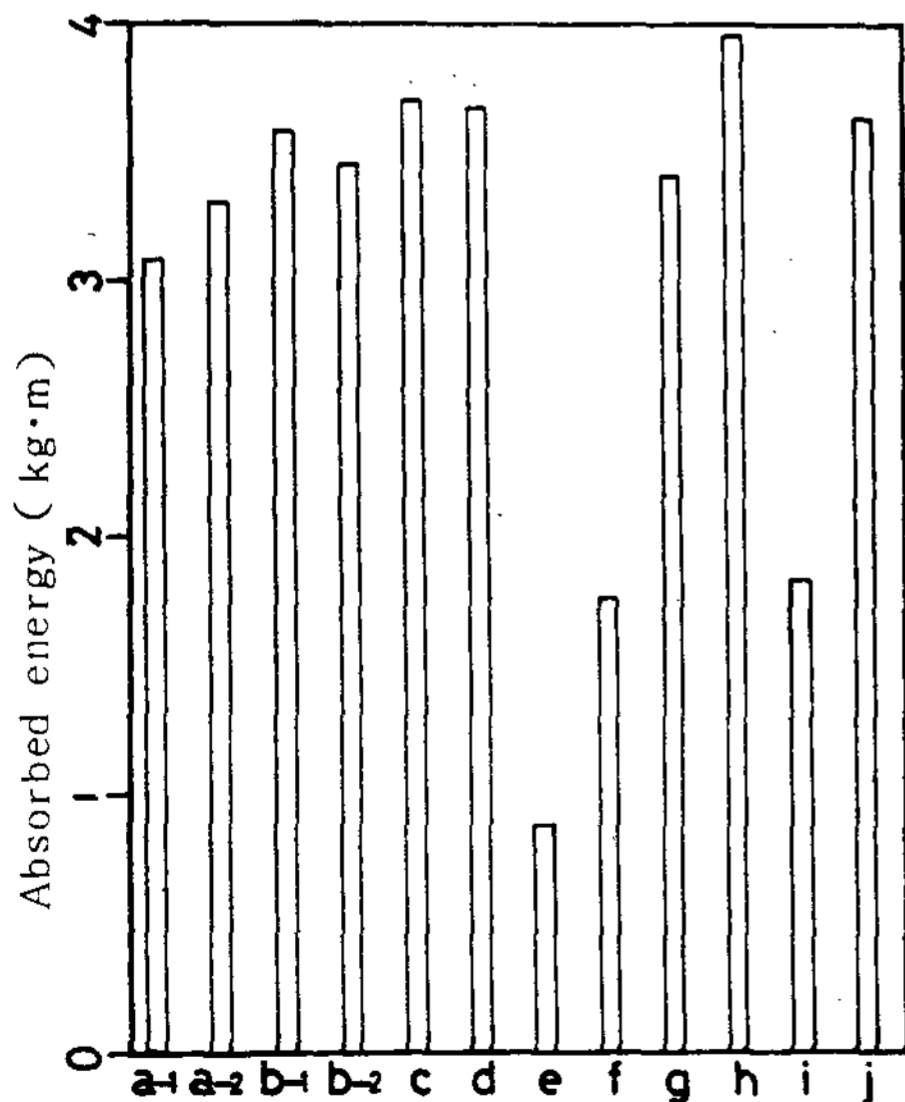


Fig.3 Comparison of absorbed energy between various specimens at room temperature.

Ferrite를 제외한 대개의 2相混合組織이 우수한 靱性を 나타내었으나 그중에서도 Ferrite와 Bainite, 混合組織(熱處理 C)이 가장 우수하였다.

특히 γ 領役에서 quenching, 즉 Martensite 組織(熱處理 e)이 가장 나쁜 吸收energy를 나타내었다.

또한 本實驗에서 均質化하지 않은 組織이 전체적으로 均質化한 組織보다 우수한 靱性を 나타낸 것은 今後의 課題로 더욱 검토할 必要가 있는 것으로 사료되다.

Fig.4는 計裝化 Charpy 試驗機에서 얻어진 荷重-變位 曲線에서 最大의 荷重值를 여러 熱處理材에서 얻은 결과이다. 이중에서 Martensite 基地의 것이 가장 크게 나타났다. (Fig.5의 Pm을 말함)

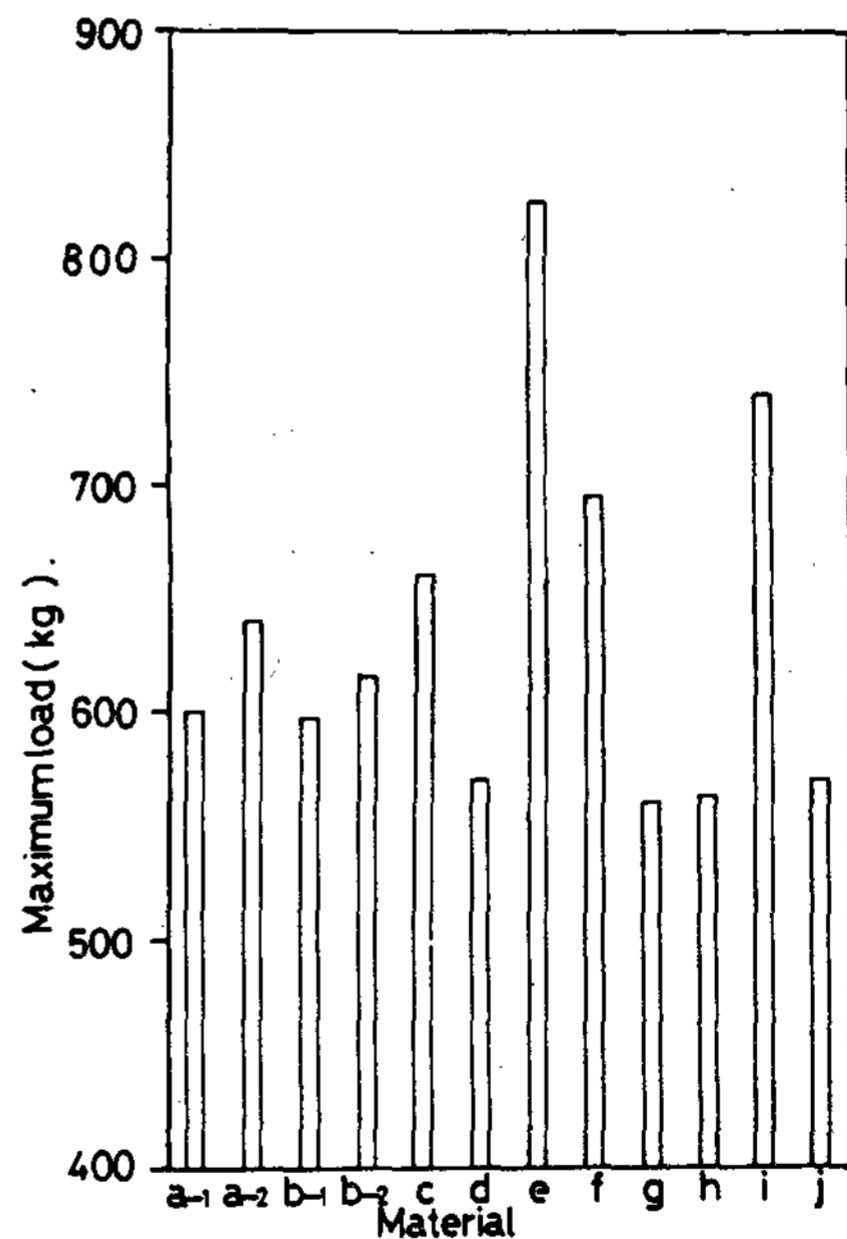


Fig.4 Comparison of maximum load between various specimens at room temperature

Fig.5는 吸收에너지와 荷大荷重과의 關係를 나타낸 것이다. 여기에서 熱處理 c은 吸收에너지 最大荷重의 兩面에 있어서 가장 우수한 強靱性材로, 조직은 Ferrite와 Bainite의 2相混合組織이다 그다음에 d 등의 Ferrite와 Martensite 그리고

f의 Bainite 基地組織 등이 또한 有効한 強靱性組織로 나타났다.

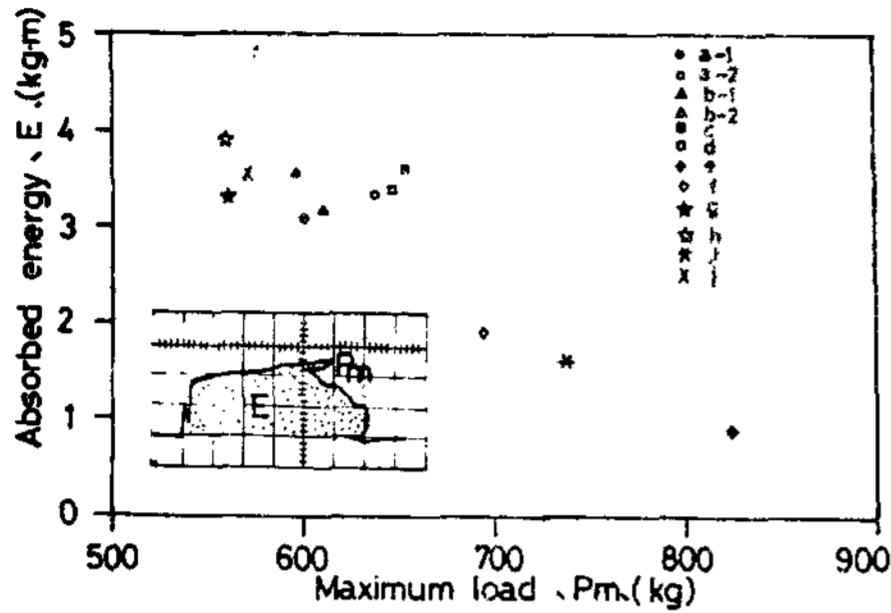


Fig.5 Relations between the absorbed energy and the maximum load in various specimens.

3.3 硬度試驗

당연한 것으로 Martensite 基地가 가장 硬度가 높았으며, 한편 強靱한 熱處理 c, d 및 f의 것은 낮게 나타났다. (Fig.6)

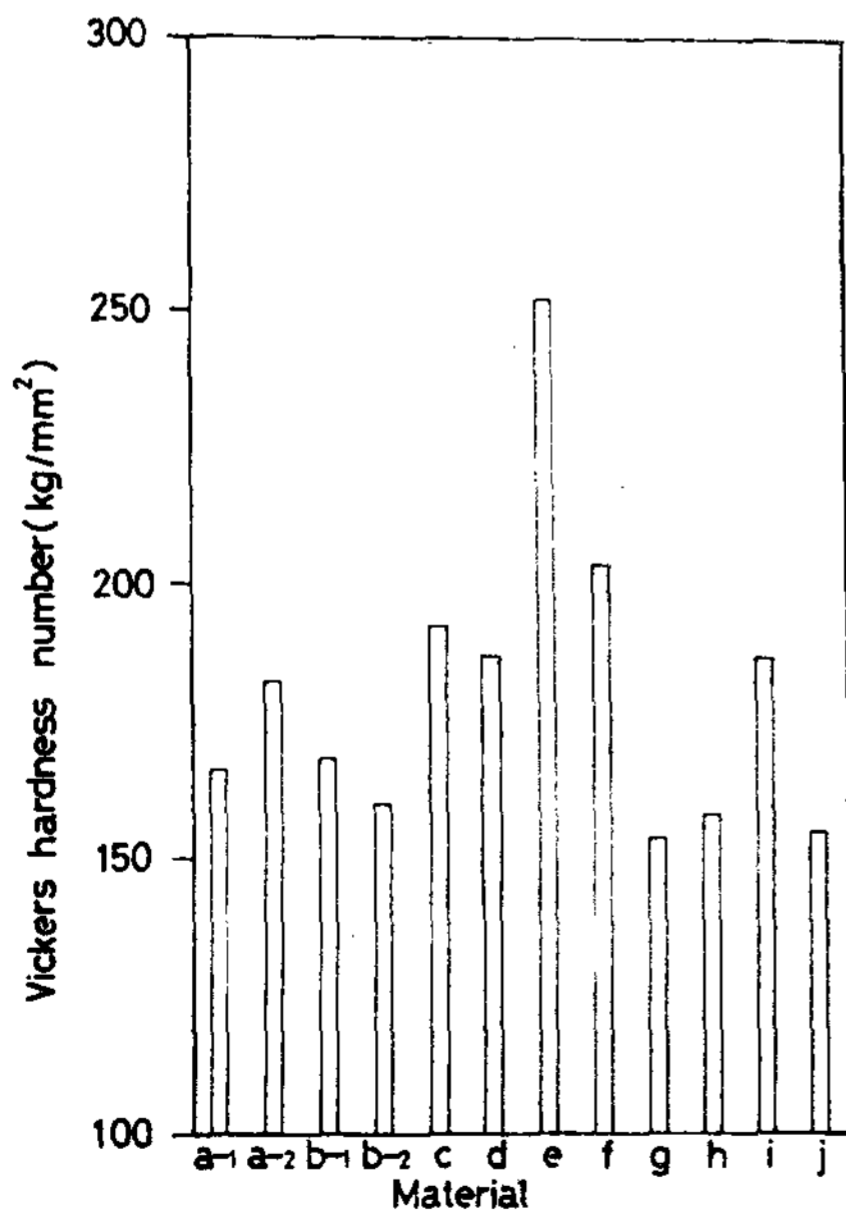


Fig.6 Comparison of Vickers hardness between various specimens.

주조 Vol.2, No.2(1982)

3.4 遷移曲線

Fig.7은 強靱성이 優秀한 熱處理 c 및 d와 이와 비교를 위해, Ferrite 基地(熱處理 h), 鑄放狀態인 bull's eye 組織(熱處理 i) 등에 대해서 遷移曲線을 求한 것이다. 가장 높은 靱성과 낮은 遷移溫度를 나타낸 것이 Ferrite 基地 및 Ferrite + Bainite 2相混合基地이며, 그 다음이 Ferrite

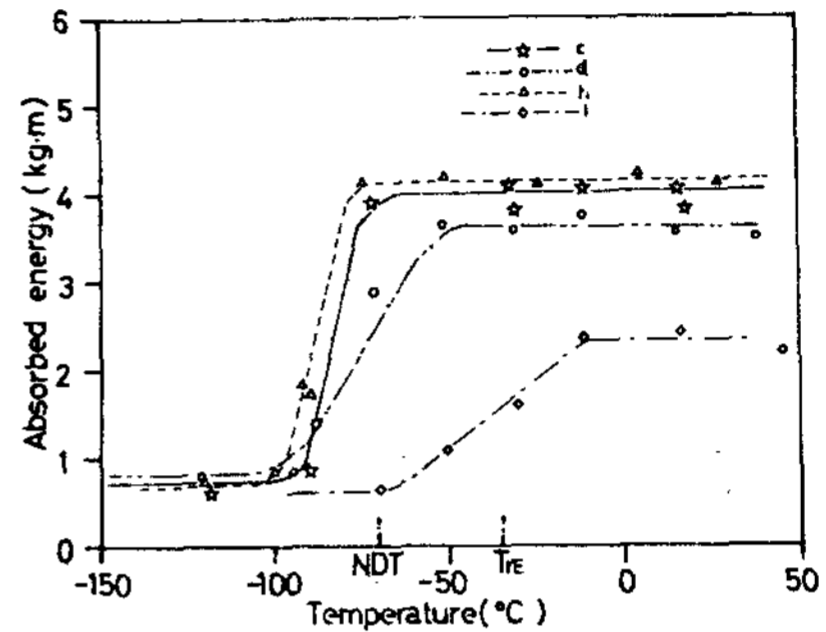


Fig.7 Transition curves of various specimens.

+ Martensite 2相混合基地이며, 鑄放組織인 i 즉 Ferrite + Pearlite 조직이 가장 나쁜 것으로 나타났으며 특히 延性域에서의 吸收에너지도 가장 낮았다. 無延性 遷移溫度 NDT는 鑄放組織 i (NDT = 68 °C) 보다 熱處理材 c, d 및 h 즉 Ferrite + Bainite, Ferrite + Martensite 및 Ferrite 基地組織 (c, d, h는 거의 NDT = -95 °C) 등이 약 27 °C 낮게 나타났다. 또한 延性-脆性 遷移溫度 TrE은 Table 3과 같이 熱處理材 c, d 및 h가 각각 -80 °C, -75 °C 및 -85 °C이며, 鑄放組織 i는 -40 °C로 나타나 Ferrite + Bainite, Ferrite + Martensite 및 Martensite 및 Ferrite 基地組織이 우수한 低溫用 強靱性을 나타내었다.

Table 3 Transition temperatures of Various specimens (°C)

c	d	h	i
-80	-75	-85	-40

3.5 引張試驗結果

Fig.8은 遷移曲線에 使用한 熱處理材에 대해서 靜的引張驗에 얻어진 引張特性으로, σ_B , $\sigma_{0.2}$ 와 E_1 의 兩側 性질이 우수한 재료는 熱處理材는 C였으며 Ferrite와 Bainite의 2相混合組織이었다.

3.5 強靱성이 優秀한 熱處理材

Ferrite單相의 熱處理材 i는 室溫 및 低溫靱성이 우수하였으나 強度面에서 역시 弱하였다. 그러나 本 研究에 있어서 室溫 및 低溫靱성과 強度, 兩面을 檢비한 우수한 材料로는 熱處理材 c 즉

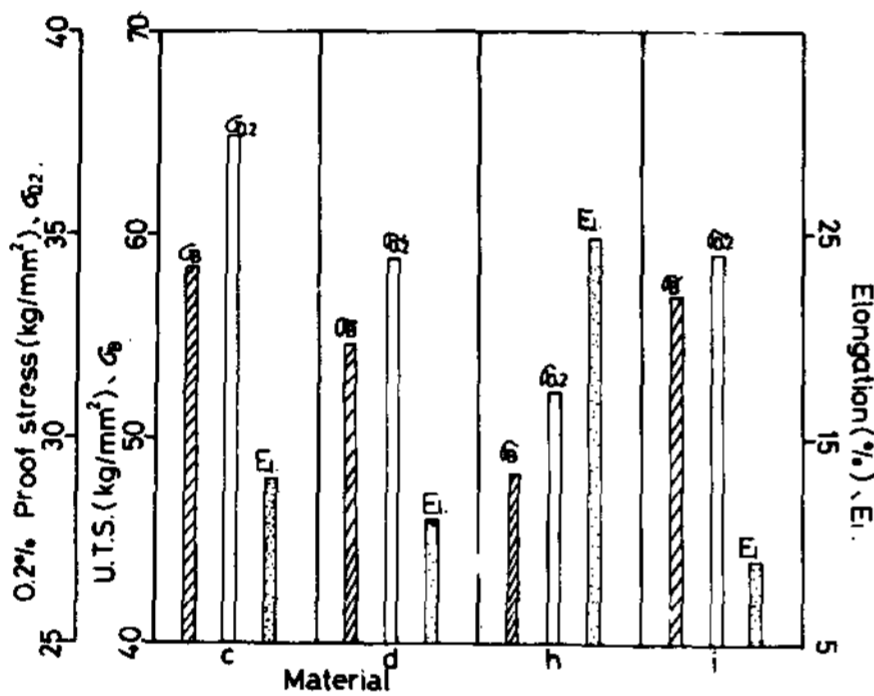


Fig.8 Tensile properties of materials.

Ferrite + Bainite 2相混合組織이었으며 그다음에 Ferrite + Martensite 2相混合組織이었다. 이러한 理由는 Ferrite와 Bainite 모두 基地를 低炭素化하며, 또 Ferrite가 Bainite (또는 Martensite)에 적절히 分布된 混合組織

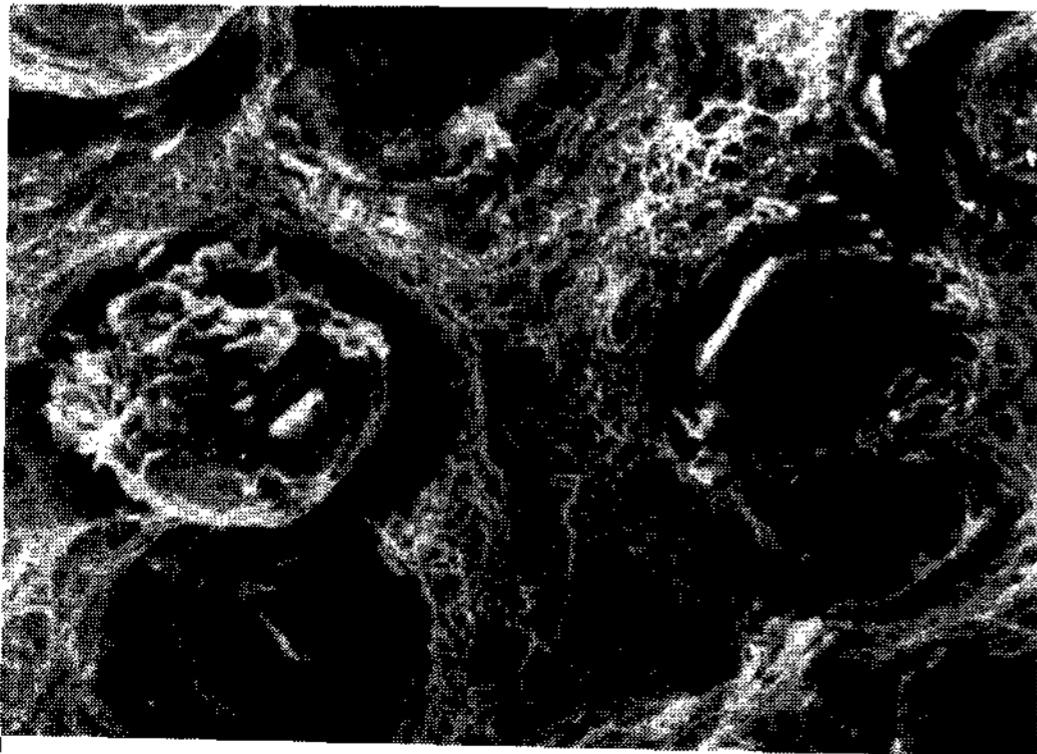


Photo.2 Typical microfractograph of specimen tested at -30°C

에선 燒戻脆性에 의한 粒界破壞를 防止하고 粒內 破壞가 일어난 때문에 생각된다. Photo 2는 가장 強靱한 Ferrite + Bainite 2相混合組織의 -30°C에서의 파면 사진이며 matrix가 거의 dimple-pattern으로 이러한 작은 dimple形狀이 결국 強靱化에 가장 크게 기여했었으리라 사료된다.

4. 結 論

球狀黑鉛鑄鐵를 共析變態溫度區域인 ($\alpha+\beta$) 共存영역을 利用하여 Ferrite相 中心의 Bainite, Martensite 등의 2相混合 및 單相의 基地組織을 만들어, 強靱성에 미치는 影響을 檢討한 結果, 다음의 結論을 얻었다.

1) 室溫에서의 衝擊 및 引張實驗結果, 가장 強靱한 基地는 Ferrite + Bainite 2相混合組織이었으며 그다음에 Ferrite + Martensite 2相混合組織, Bainite單相의 順이었다. 이들은 鑄放組織인 Ferrite + Pearlite 2相混合組織 및 Ferrite單相보다도 훨씬 強力하였다.

2) 低溫衝擊試驗에서 가장 強靱한 組織은 Ferrite單相 및 Ferrite + Bainite 2相混合組織이었으며 이들은 鑄放組織인 Ferrite + Pearlite 組織에 比해 無延性遷移溫度NDT가 27°C 낮았으며, 또한 延性-脆性遷移溫度TrE가 40°C 낮게 나타나 우수한 저온吸收에너지를 나타내었다.

3) 本 實驗에서 室溫 및 低溫에서 가장 強力한 強靱性組織은 Ferrite + Bainite의 2相混合組織이었으며 이는 微細한 dimple-pattern의 結果로 사료되었다.

결론으로 本 研究는 產學協同財團의 研究支援費에 의한 것임을 記하며 심심한 사의를 드립니다.

參 考 文 獻

1) A.P.Gagnebin : Iron Age, 163 (1949) Jan, 30
 2) 小林 : 鑄鍛造, 47 (1975) 9,7
 主조 Vol.2, No.2(1982)

- 3) 矢野 等：鐵と鋼，59(1967) 752
 4) 幸田成康：鋼の強化組織と 延性靱性，(鐵鋼
 基礎共同研究會，強度と靱性部會)
 1975, 43
 5) 上田，和出：鑄物，50(1978)，5. 305
 6) 岡林 等：鐵と鋼，63(1977) 8, 1, 321
 7) 尹義博，李相鶴：成均館大學校大學院 論文集
 (自然系)(1981) 47.
 8) Metal Progress, 105 (1974) No.4, 86
 9) 田中，井川：鑄物，47 (1975) 12, 947
 10) 上田，和出：鐵と鋼，63(1977) 14, 89

AFS Technical Publication For Sale		
(1)		
	Non Member	AFS Member
Analysis of Casting Defects	\$ 48.00	\$ 24.00
Blast Cleaning and Allied Processes	\$ 47.00	\$ 47.00
Casting Defects Handbook	\$ 30.00	\$ 15.00
Cleaning Castings	\$ 70.00	\$ 35.00
Fettling and Cleaning of Iron Castings	\$ 36.00	\$ 36.00
Foundry Technology of the 80's	\$ 60.00	\$ 60.00
Foundry Engineering	\$ 28.95	\$ 28.95
Foundry Metallography	\$ 24.00	\$ 24.00
Gases in Cast Metals	\$ 40.00	\$ 20.00
History Cast in Metal	\$ 30.00	\$ 30.00
History of the Metalcasting Industry	\$ 50.00	\$ 25.00
Industrial Engineering in the Foundry	\$ 66.00	\$ 33.00
International Atlas of Casting Defects	\$ 40.00	\$ 40.00
Metal Casting and Molding Process	\$ 70.00	\$ 35.00
Metalcaster's Reference and Guide	\$ 90.00	\$ 45.00
Patternmaker's Guide	\$ 90.00	\$ 45.00
Steel Castings Handbook	\$ 35.00	\$ 35.00
Welding Technology	\$ 20.60	\$ 20.60
Cost Methods for the Machine Shops of Non-Ferrous Foundries	\$ 7.00	\$ 7.00