

(昭和 36 年 11 月造船協会秋季講演会において講演)

球状黒鉛鑄鉄の破壊機構と強度について (続報)

——組織が強度およびシャルピ試験結果に及ぼす影響——

正員 大 塚 昭 夫*

亀 田 証**

On the Fracture Mechanism and Strength of Nodular Cast Iron

(continued report)

—the Effect of Microstructure on the Strength and Charpy Test Results—

By Akio Otsuka, *Member*

and Isamu Kameda

Summary

In the previous report we presented a possible mechanism of fracture of nodular cast iron, founded on the dislocation theory and confirmed by the combined tension-torsion tests of ferritic nodular cast iron in liquid nitrogen.

The present report first concerns the tension and torsion tests carried on the various types of nodular iron whose matrix is of ferrite with various grain sizes, of mixed structure of ferrite and pearlite, and of bull's eye structure. Through these experiments the authors have clarified the structural effect on the strength and ductility, which has proved to be consistent with the above theory.

They also report the charpy impact tests on the same materials, with the results consistent with the formula induced from the above theory.

1 緒 言

前報¹⁾において、著者等の一人は、フェライト系球状黒鉛鑄鉄の破壊の機構は黒鉛周囲のフェライト中に生じたひきり帯の端における、集積転位による応力を考えることによつて説明できることを示し、且つ、フェライト地の材料の、引張り、振り組合せ応力試験を行なうことによつてこれを実証したが、今回は、フェライト地のフェライト粒度および黒鉛粒の大きさを変えた材料、および、地組織にフェライトとパーライトが共存する材料について、引張試験および振り試験を行ない、このような組織の変化が強度および延性に及ぼす影響を明らかにすると共に、それが、前報の理論によつていかに説明されるかについて検討を行なつた。また、同じ材料について、シャルピ試験も行ない、その結果についても、上記の理論に基いて検討を行ない、遷移温度のフェライトに粒度依存性を表わす式を導いた。

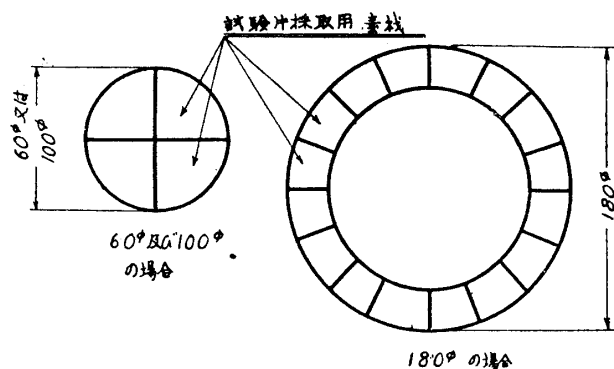
2 供 試 材 料

実験に用いた材料には、二種類あり、一方を材料A、他方を材料Bと呼ぶことにする。材料AおよびBは、それぞれ、一つの溶湯から採取したものである。また、材料Aは、30φと100φの2種、材料Bは、30φ、60φ、および180φの3種に、鑄込み太さを変えた材料を作り、それによつて、凝固の際の冷却速度を変えることによつて、フェライト粒度および黒鉛粒の大きさの異なるものを作つた。なお、このように、鑄込み太さを変えることによつて、フェライト粒度の異なるものを作つたのは、初めは、材料を1000°C程度の高温で長時間加熱し

原稿受付 昭和 36 年 6 月 20 日

* 広島大学工学部

** 三菱造船研究部



第1図 素材採取方法

たためである。また、各材料とも、鋳込みのままの状態では、全部ブルス・アイ組織であるので、所要の組織をうするためには、熱処理を行う必要があつた。熱処理は、30φのものはそのまま、60φと100φのものは4つ割り、180φのものは第1図に示すように、中央部をくり抜いてから16等分して行なつた。行なつた熱処理の種類は、大別すると、焼鈍してフェライト地のものを得るためのものと、適当な加熱温度から空冷して、パーライトとフェライトの混合した組織のものを得るためのもの、および組織はそのまま、残留応力の徐去のみを目的とするものの3種からなる。実験に用いたのは、第1表に示す11種の材料についてであり、これらの材料を、第1表に示すとき記号でよぶことにする。これらの各材料の熱処理方法を第2表に示す。また、第3表に、これらの材料の化学成分の分析結果を示す。化学成分の分析は、すべて、フェライト化熱処理の済んだ材料について行なつた。フェライト地以外の

第2表 供試材料の熱処理

材料記号	目的	熱処理
X1 Y1 Z1 XF ZF	地組織の フェライト化	
XB ZB	セメント化の 防止	
X2	フェライトと パーライトの 混合組織 をうため	
Z2	フェライトと パーライトの 混合組織 をうため	
X2 Z2 X3 Z3	残留応力 除去のため	

第3表 供試材料の化学成分

材料名	材料記号	T.C.	G.C.	C.C.	S _i	Mn	P	S	Mg	N ₂	H ₂
材料A	XF	3.28	2.90	0.38	2.71	0.41	0.033	0.014	0.038	0.00398	0.000112
	ZF	3.16	2.58	0.58	2.71	0.41	0.030	0.014	0.035	0.00326	0.000093
材料B	X1	3.24	3.18	0.06	2.87	0.41	0.026	0.007	0.070	0.00280	0.000094
	Y1	3.20	3.15	0.05	2.88	0.40	0.024	0.007	0.084	0.00294	0.000123
	Z1	2.45	2.43	0.02	2.91	0.40	0.021	0.006	0.077	0.00182	0.000094

第1表 供試材料の種類及び記号

項目 材料名	鋳込み 寸法, mmφ	組織		
		フェライト	パーライト	ブルス・アイ
A	30	XF	—	XB
	100	ZF	—	ZB
B	30	X1	X2	X3
	60	Y1	—	—
	100	Z1	Z2	Z3

フェライト粒を成長させることを考え、950°Cで40時間加熱後徐冷、1050°Cで40時間加熱後徐冷、または1150°Cで5時間加熱後徐冷等の熱処理を試みたがいずれの場合も、フェライト粒の成長は殆ど見られなかつた。フェライトとパーライトの混合した組織のものを得るためのもの、および組織はそのまま、残留応力の徐去のみを目的とするものの3種からなる。実験に用いたのは、第1表に示す11種の材料についてであり、これらの材料を、第1表に示すとき記号でよぶことにする。これらの各材料の熱処理方法を第2表に示す。また、第3表に、これらの材料の化学成分の分析結果を示す。化学成分の分析は、すべて、フェライト化熱処理の済んだ材料について行なつた。フェライト地以外の

第4表 供試材料の組織および行なつた実験の種類

材料 記号	鋳込 直径 mmφ	組織			行なつた実験の種類 温度等						
		組織相	フェライト地度		量地度 重量%	引張試験		衝撃試験	シャルビ試験		
			ASTM法	量地度		破断時間	中央試験		中央試験	Vノッチ	Uノッチ
X F	30	フェライト	6.45	0.0432	0.050	—	—	—196℃	—196℃	○	×
Z F	100	—	6.05	0.0493	0.080					○	
X B	30	アルスアイ	—	—	0.050	—	—	—196 R.T.	—196 R.T.	○	○
Z B	100	—	—	—	0.080					○	○
X 1	30	フェライト	7.05	0.0352	0.040	—	—	—	—	○	○
X 2	30	フェライト パーライト混合	17.05	0.0352	0.040					○	○
X 3	30	フェライト	—	—	0.040					○	○
Y 1	60	アルスアイ	6.59	0.0412	0.045	—196℃ —50 —30	—	—	—	○	○
Z 1	180	フェライト	5.67	0.0364	0.120					○	○
Z 2	—	フェライト パーライト混合	15.67	0.0364	0.120					○	○
Z 3	—	アルスアイ	—	—	0.120	—	—	—	—	○	○

[注] 1 : Y₁に試験の種類 : ○印がある箇所は約-50°C ~ +100°C間を温度で実験を行った。

2 RT : 室温

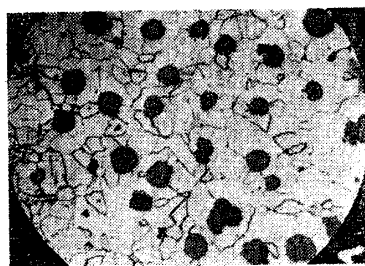


写真1 XFの顕微鏡組織, ×100×0.6

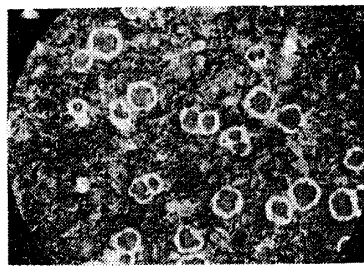


写真2 XBの顕微鏡組織, ×100×0.6

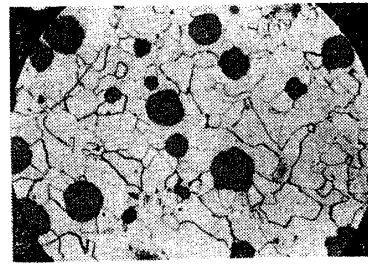


写真3 ZFの顕微鏡組織, ×100×0.6



写真 4 ZBの顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

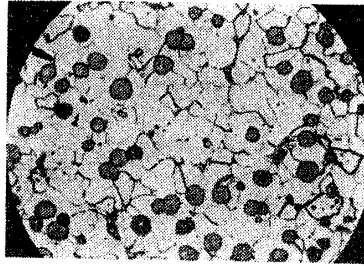


写真 5 X1の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

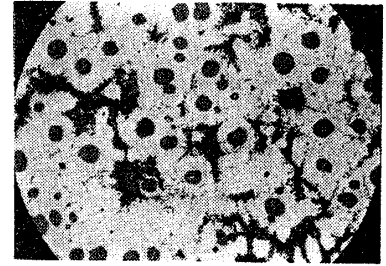


写真 6 X2の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

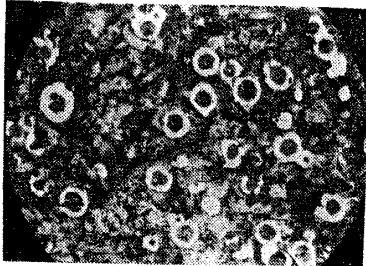


写真 7 X3の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

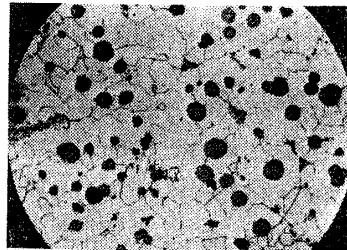


写真 8 Y1の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

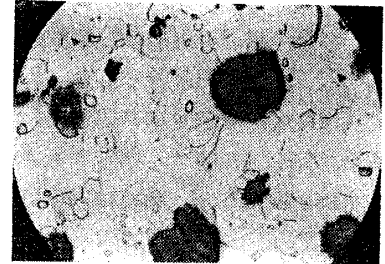


写真 9 Z1の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

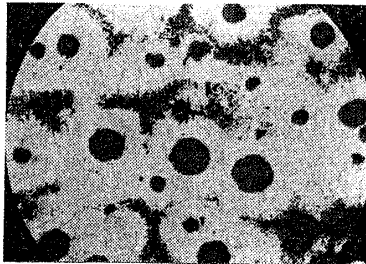


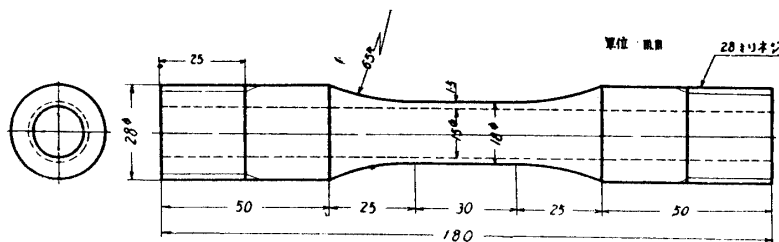
写真 10 Z2の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$



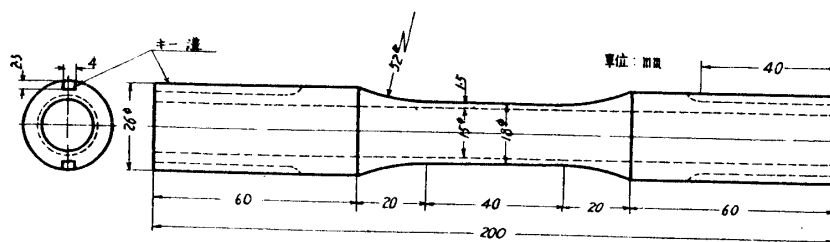
写真 11 Z3の顕微鏡組織, $\times 100 \times 0.6$

材料については、直接、分析は行なわなかつたが、黒鉛炭素とセメント炭素との比、および気体成分の含量等を除いて、フェライト地の場合のものとはほとんど変わらないものと思われる。次に、第4表に、各材料のフェライト粒度、黒鉛粒の大きさ、および、各材料につき行なつた実験の種類等を示す。なお、各材料の顕微鏡写真を、写真 1~11 に示す。

3 引張試験および振り試験



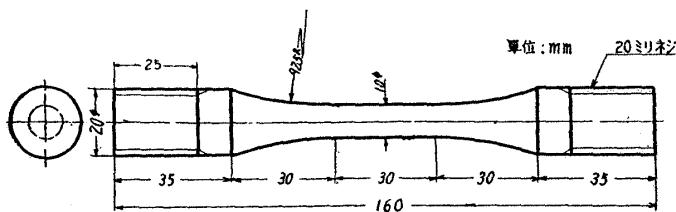
第2図 中空引張試験片形状



第3図 中空振り試験片形状

3.1 試験片および実験方法について

引張試験および振り試験を、第4表に示す材料および実験温度について行なつた。この実験に用いた試験片の形状寸法を、第2~4図に示す。なお、材料AのXFおよびXBは、30φに鑄込んだ材料の中央部から採取したが、中心部には、微小な巣などが出易く、材質的に不均一になり易いので、中心部をくりぬいて、中空薄肉円筒試験片とした。このように、中空薄肉円筒試験片とすると、振り試験の場合、応力分布が試験片横断



第4図 中実引張試験片形状

法の試験片とした。また、B材の場合、すなわち、Y1, Z1, Z2, Z3の場合については、第1図に示すごとく、素材の周辺に近い部分から試験片を採取したので、試験片中心部を除去する必要はないので、これらは第4図のごとく中実試験片とした。引張試験には50 ton オルゼン試験機を使用した。また、実験に際しては、球座を使用して、試験片に曲げが加わるのを防いだ。且つ、冷却槽を取り付け、これに液体窒素、または -50°C に調節した、ドライアイスとアルコールの混合液、または、 30°C の温湯を入れて、20分程度同一温度に保つてから実験を開始した。荷重は極めて徐々に加え、荷重のかけ初めから破断まで約10分間前後である。なお、使用した振り試験機は振り式のものである。

3.2 実験結果

第5表 中空引張試験片実験結果

試験片 記号	実験 温度 t	破断 応力 σ_b	破断 伸び ϵ	断面 収縮率 ψ	断面 平均値 $\bar{\epsilon}$
XF2	-196	54.3	0.80	0.0080	
2	"	54.7	0.84	0.0089	
3	"	56.1	1.00	0.0100	
4	"	57.3	1.05	0.0100	
5	"	53.6	0.82	0.0082	
平均	"	55.2	0.90	0.0090	
ZF1	-196	56.3	1.20	0.0119	
2	"	56.6	1.10	0.0109	
3	"	54.8	0.75	0.0075	
4	"	53.2	0.69	0.0069	
5	"	56.5	1.11	0.0110	
平均	"	55.6	0.97	0.0097	

*1 破断前後の試験片断面
積の平均値

*2 $\bar{\epsilon} = \frac{1}{n} \sum (\epsilon_i)$, $\epsilon = \text{伸び率}$

第6表 中空振り試験片実験結果

試験片 記号	実験 温度 t	破断 応力 σ_b	破断 伸び ϵ	断面 収縮率 ψ	断面 平均値 $\bar{\epsilon}$
XF1	-196	50.6	0.208	0.120	
2	"	47.4	0.164	0.074	
3	"	47.7	0.197	0.114	
4	"	44.2	0.120	0.069	
平均	"	47.5	0.173	0.100	
ZF1	-196	49.4	0.218	0.126	
2	"	51.2	0.251	0.145	
3	"	48.1	0.208	0.120	
4	"	52.0	0.195	0.112	
5	"	52.0	0.203	0.117	
6	"	51.3	0.211	0.122	
平均	"	50.6	0.214	0.124	

*1 $\sigma_b = \frac{12T}{\pi(d_1^2 - d_2^2)}$
但し T —破断時の振り力
 d_1 —外径 d_2 —内径

*2 $\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$, $r = \frac{d_1}{d_2}$
但し l —破断時の振り長
 l_0 —平均振り長
 $l = \frac{1}{n} \sum l_i$, $l_0 = \frac{1}{n} \sum l_{i0}$

*3 $\bar{\epsilon} = \frac{\epsilon}{\sqrt{15}}$

第7表 中実引張試験片実験結果 (その1)

試験片 記号	実験 温度 t	引張 強さ σ_t	破断 応力 σ_b	破断 伸び ϵ	断面 収縮率 ψ	断面 平均値 $\bar{\epsilon}$
Y1-1	-196	54.1	54.6	0.98	1.32	0.0131
2	"	53.2	53.4	0.20	0.44	0.0044
3	"	55.6	56.7	1.98	2.94	0.0290
4	"	54.2	54.9	1.26	3.40	0.0334
5	"	60.1	62.8	4.45	8.54	0.0801
平均	"	55.4	56.5	1.77	3.29	0.0244
Y1-6	-50	52.3	57.5	9.09	9.60	0.0977
7	"	51.9	57.7	13.07	14.24	0.1311
8	"	52.6	60.3	12.80	14.80	0.1380
9	"	53.1	58.3	8.94	10.96	0.1040
平均	"	52.5	59.0	10.78	12.40	0.1169
Y1-10	30	47.7	52.4	9.01	8.28	0.0796
11	"	45.9	49.8	7.07	10.06	0.0959
12	"	45.5	50.2	9.31	10.12	0.0944
平均	"	46.4	50.8	8.73	9.49	0.0906

*1 破断前後の試験片断面
積の平均値

*2 $\bar{\epsilon} = \frac{1}{n} \sum (\epsilon_i)$, $\epsilon = \text{伸び率}$

第8表 中実引張試験片実験結果 (その2)

試験片 記号	実験 温度 t	引張 強さ σ_t	破断 応力 σ_b	破断 伸び ϵ	断面 収縮率 ψ	断面 平均値 $\bar{\epsilon}$
Z2-1	-196	53.3	53.3	0.00	0.60	0.0057
2	"	54.6	54.6	0.00	0.44	0.0049
3	"	46.3	46.8	1.07	0.40	0.0040
4	"	61.7	61.7	0.81	0.26	0.0026
平均	"	53.9	54.1	0.47	0.43	0.0047
Z2-5	-50	58.7	58.7	1.67	2.36	0.0233
6	"	56.8	57.7	1.55	2.30	0.0227
7	"	54.0	55.4	2.42	3.20	0.0305
8	"	59.1	59.9	1.25	2.74	0.0270
平均	"	57.2	58.2	1.72	2.65	0.0262
Z2-9	30	52.4	54.6	3.96	5.36	0.0522
10	"	60.9	63.4	4.06	5.00	0.0498
11	"	57.9	60.1	3.65	4.66	0.0455
12	"	52.7	55.6	5.27	4.86	0.0478
平均	"	56.0	58.5	4.24	4.97	0.0485

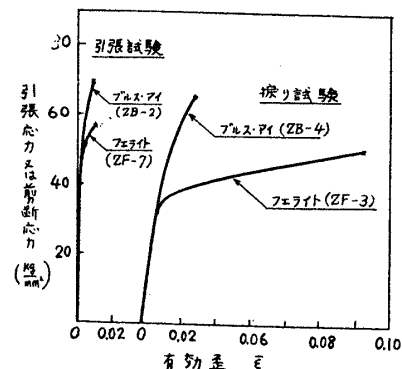
*1, *2 第7表に注記を参照のこと

実験結果を第 5～8 表に示す。表中の各項目の説明は表の下に〔注〕にある。

3.3 実験結果に対する考察

(1) 応力～歪曲線について一材料 A の低温の場合はフェライトおよびブルス・アイの双方について引張り試験と振り試験が行なつてあるので、引張り試験と振りの比較およびフェライトの場合とブルス・アイ組織の場合との比較のために、これらの場合の応力～歪曲線の例を第 5 図に掲げる。第

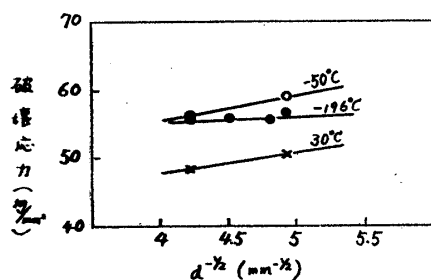
5 図、または、第 5～8 表の結果を見てわかることは、破壊までの歪量が、特にフェライト地の場合に著しいが、振りの場合の方が、引張の場合に比べて非常に大きく、10 倍程度に達していることである。軟鋼の場合にも、一般に、振りの場合の方が、引張の場合より歪が大きい傾向がある²⁾が、その程度はこれ程大きくない。引張り試験と振り試験とで、このように、破壊までの歪量に差があるのは、主として、次のような二つの原因によるものと思われる。その一つは、軟鋼の場合にもいえることであるが、塑性変形は剪断応力によつて起ると考えられるが、破壊時の巨視的剪断応力は、振りの場合の方が大きいことと、もう一つは、球状黒鉛鑄鉄の場合の、球状黒鉛の影響である。すなわち、前報において、計算および顕微鏡観察により示した如く、引張り



第 5 図 応力～歪曲線、(液体窒素温度)

方向に生じ、この位置は、応力が増加しても変化せず、同じ位置に、次々とひびきが生じて起こって行く。一方、振りの場合は、外力として加わる剪断応力の方向と 45° の方向にひびきを生ずるが、塑性変形が起ると、黒鉛粒は回転し、黒鉛周辺上のひびきを発生する位置は、振り応力の増加と共に、次々と移つて行つて、黒鉛周辺の広い範囲にひびきが分布して起こり、引張りの場合のごとく、次々に、一箇所に集中してひびきが発生する場合とは非常に状況を異にしている。従つて、破壊までに試験片のうける巨視的な、全体としての歪量は、振りの場合の方が大きくなるのであると思われる。

(2) フェライト粒度および黒鉛粒大きさが引張りおよび振り強度に及ぼす影響—フェライト地の材料 XF, ZF, Y1, Z1 の破壊強度を比較することによつて、フェライト粒度、および黒鉛粒大きさが強度に及ぼす影響



第 6 図 $d^{-1/2}$ と破壊応力との関係
(d = フェライトの直径, mm)

について考察する。横軸に $d^{-1/2}$ (d : フェライト粒の直径) をとつて、縦軸に破壊強度の実験値をとると第 6 図のようになる。なお、第 3 表を見るとわかるように、各材料の、フェライト粒の大きさによる順序と、黒鉛粒の大きさによる順序とは同じであるので、横軸に黒鉛粒の大きさを取つても、傾向としては第 6 図と変わらない。第 6 図を見て、まずわかることは、液体窒素温度においては、フェライト粒の大きさも、黒鉛粒の大きさも強度には影響を与えていないということである。このことは、振りの場合も同様で、第 7 図を見ると、ZF 材 (ASTM フェライト粒度 No. 6.05) の振り試験の結果は○印で、XF 材 (ASTM フェライト粒度 No. 6.45) の結果を●および×記入してあるが、XF 材と ZF

材とで強度の差は認められない。しかし、第 6 図で、 -50°C および $+30^{\circ}\text{C}$ においては、Y1 材と Z1 材とで強度の差が認められる。この現象は次のように考えることによつて、合理的に説明できるように思われる。前報における理論によれば、球状黒鉛鑄鉄が、引張り、振り組合せ応力をうけたときの破壊応力は次式のごとく表わせる。

$$3(L_0/\rho)^{1/2}\{\tau\varphi\sin(\pi-\chi)\cos 1/2(\pi-\chi)\}_{\max.} = (E\gamma/a)^{1/2} \quad (1)$$

または

$$2/\sqrt{3} T(L_0/\rho)^{1/2}[\{\sqrt{1+k^2}(1-2p^2+3p^4)+p^2\}^2+3k^2(1+2p^2+3p^4)^2]^{1/2} = \left(\frac{E\gamma}{a}\right)^{1/2} \quad (1)'$$

ここに

T : 破壊応力の引張応力成分

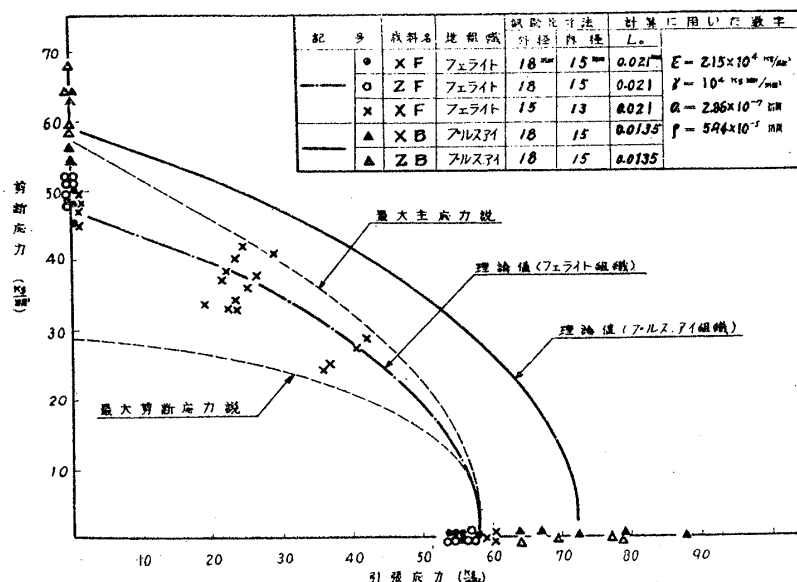
L_0 : 集積転位によつて占められる迂りの線の長さ

ρ : 材料常数

k : 外力として加わる引張応力と剪断応力の比

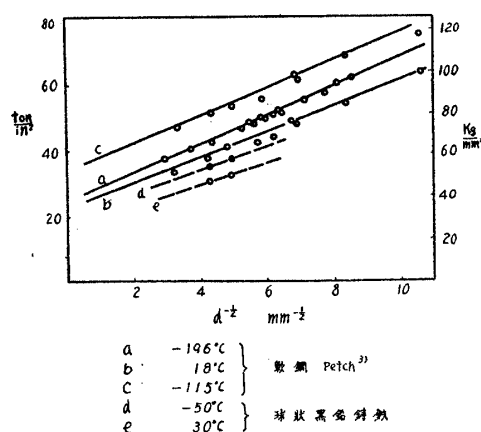
p : 球状黒鉛の中心から転位集積点までの距離と球状黒鉛の半径との比

E, γ, a : それぞれ, フェライトのヤング率, 表面エネルギー, 格子常数



第7図 破壊強度の理論値と実験値との比較 (−196°C)

この理論に基づいて考察すると次のごとくなる。すなわち、液体窒素温度で、フェライト粒度、および、黒鉛粒の大きさの影響がないということは、本理論で、迂り線が止められて、転位が集積する点を p = 一定の位置と仮定したことが正しいことを示していると思われる。すなわち (1) 式で p = 一定の位置の応力によつて破壊条件がきまるとすれば、黒鉛によつて生じる応力の大きさは、黒鉛の大きさに無関係であり、且つ、フェライト粒度が強度に影響しないということは、 p = 一定の位置の近傍の、応力集中の高い部分の応力のみが関係していることを示しているものと思われる。すなわち、この場合は、(1) 式中の L_0 を、フェライト粒度に関係なく一定と考えてよいことになる。但し、これは、ここで扱っているようなフェライト地の場合であつて、後述のブルス・アイ組織の場合の如く迂り線がある限度より短い場合は別で、その場合は迂り線長さの影響が現われる。一方、−50°C では、Y1, Z1 に強度の差が出ているが、液体窒素温度で影響のなかつた、黒鉛の大きさが−50°C で影響が出るという理由は考えられない。一方、第7および8表の実験結果または第9図からもわかるように、液体窒素温度の場合と −50°C の場合とで伸びや断面収縮を比較すると明らかなように、液体窒素温度

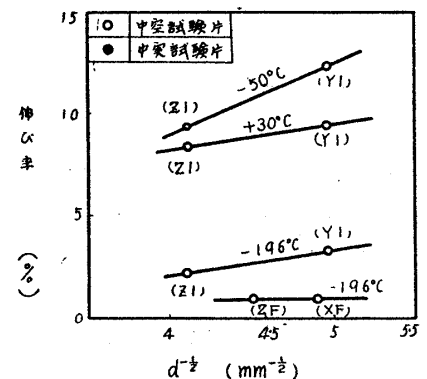


第8図 破壊強度のフェライト粒度依存性、軟鋼と球状黒鉛鋼鉄との比較

ではほとんど塑性変形が起つていないのに反し、−50°C では、破面はやはり脆性破壊の状況を示しているが、かなりの塑性変形を併つていることがわかる。このことが、液体窒素温度では Y1, Z1 に強度の差がなくて、−50°C では差が表われる原因と考えられる。すなわち、塑性変形が起ると、黒鉛近傍の応力分布も、比較的、均一化されてくるので、黒鉛に近い部分の応力のみでなく、少々広い範囲の応力が有効に作用するためと思われる。そして、その応力の範囲に、フェライト粒の大きさが入るので、有効な迂り線の長さとして、フェライト粒の直径の 1/2 程度の値がきいてくるのだと思われる。また、30°C においても、やはり粒度の影響がでているが、これも、今述べたのと同様な機構で、迂り線の長さがきいているものと思われる。結局、−50°C と 30°C において、Y1 と Z1 とで、強度の差が出ているのは、黒鉛粒の大きさの影響ではなく、フェラ

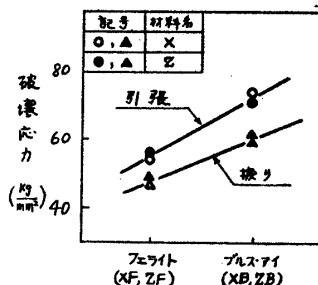
イト粒の大きさの影響と考えられる。この、引張強度のフェライト粒度依存性を、軟鋼の場合と比較して見ると、第8図のごとくなり、球状黒鉛鑄鉄の場合、フェライト粒度を変化させた範囲が狭いので、はつきりしたことは云えないが、 -50°C および 30°C においては、略、軟鋼の場合と同様な傾向にあるようである。なお、前報において導いた、球状黒鉛鑄鉄の強度に対する理論式は、黒鉛による空孔が、弾性的応力集中を示す、液体窒素温度程度の低温の場合に対して求めたものであつて、塑性的応力分布を示す場合の値は明らかでないが、少々、温度が高くなつて、塑性変形が起これると、前に述べたように、黒鉛による応力集中は緩和され、応力分布が比較的均一化するので、有効に作用する迂り線の長さ ((1) 式中の L_0) は長くなるが、反面、応力集中度が、弾性の場合に比べて低下するので、この両者による影響の度合によつて強度がきまるものと思われる。

(3) フェライト粒度が延性に及ぼす影響—延性を表わす基準としては、伸び、断面収縮等があるが、第7および8表を見ると、伸びと断面収縮では、どちらも同じ傾向にあり、測定精度の面からは、伸びの方が正確であると思われるので、伸び率について考察する。 $d^{-1/2}$ を横軸にとり、縦軸に伸び率をとつて、フェライト地の場合の実験結果を表わしたのが第9図である。○で表わしたのが中空試験片、●で表わしたのが中実試験片の場合であるが、これを見ると、中空の場合は、伸びの量が中実の場合に比べてかなり小さく出ており、また、フェライト粒度の影響も出ていない。中空試験片の場合に、中実試験片の場合より、伸びが小さく出る理由は明瞭でないが、フェライト粒度の影響が出ないのは、伸びの量そのものが小さいため、材料のパラッキ等の影響などのためではないかと思われる。これに反し、中実丸棒の場合は、 -196°C 、 -50°C 、 $+30^{\circ}\text{C}$ の何れの場合も、フェライト粒の小さい方が、伸びが大きく出ている。フェライト粒が小さい方が伸びが大きいということは、軟鋼の場合について Low⁴⁾ が与えている説明、すなわち、破壊応力の粒度依存性の方が降伏応力の粒度依存性より大きいということから説明される。また、第9図を見ると、 -50°C の場合の方が、 30°C の場合より、かえつて、伸びが大きく出ており、一見、常識と逆のようにも感じられるが、 -50°C の場合の強度が、 30°C の場合より、かなり高いためではないかと思われる。



第9図 フェライト粒度が伸びに及ぼす影響

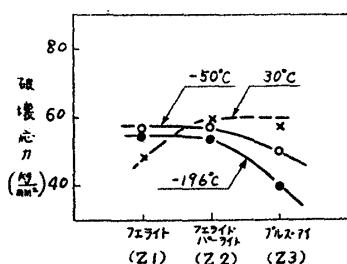
(4) 組織が強度に及ぼす影響—前報で述べた理論が直接適用できるのは、液体窒素中のごとき低温の場合であるので、まず、このような低温の場合の強度について考察する。組織にパーライトが入つた場合の、強度に及ぼす影響は、XF-XB, ZF-ZB, Z1-Z2-Z3 を比較することによつて明らかにすることができる。まず、材料A, すなわち、XFとXB, および ZF と ZB の強度の変化について考察すると、第5および6表、または、第10図を見れば明らかなように、引張りの場合も、振りの場合も、ブルス・アイ組織のXB, ZBの方が、それぞれ、



第10図 組織が強度に及ぼす影響
(その1, 材料A)

フェライト地のXF, ZFに比較して強度が大になつている。これは、XBおよびZBの組織の顕微鏡写真(写真2および4)を見れば明らかなように、黒鉛の周囲のフェライトの幅が約0.03mm程度であるので、集積転位によつて占められる迂り線の長さ L_0 を、その約1/2とすると、0.015mmとなり、フェライト地の場合の L_0 の値0.021mm¹⁾より小さい。そこで、実際に、 $L_0=0.0135\text{mm}$ として、他の常数の値は全部、先にフェライト地の場合に使用したのと同じ値を用いて計算すると、第7図の実線のように、引張りの場合も振りの場合も、ブルス・アイ組織の場合の実験値の平均と略一致する。なお、第7図を見ると、ブルス・アイ組織の場合の実験値には、パラッキが多いが、ブルス・アイ組織の場合は、フェライト地の場合と異なり、組織がフェライトとパーライトからなつているので、その両者の混り方の相違、特に、黒鉛粒の周囲のフェライトの状態の相違などの組織上の変動が強度に影響を与えるのではないかと思われる。

つぎに、材料B, すなわち第7および8表、または、第11図を見ると、Z2の強度は、液体窒素温度では、Z1の強度とほとんど変わらない。これは、写真7を見れば明らかなように、Z2は、Z1の中に、少し、パーラ

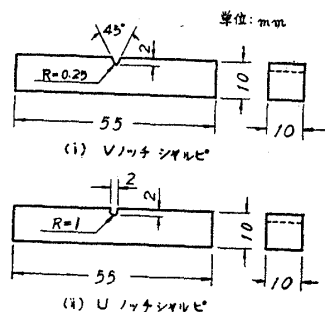


第 11 図 組織が強度に及ぼす影響
(その 2, 材料 B)

パーライトによる応力集中は、塑性変形のために緩和され、反面、じりがパーライトによつて拘束されるためではないと思われる。

(5) 組織が延性に及ぼす影響—地のフェライト中にパーライトが入った場合の、延性に及ぼす影響を、第 12 図に材料 A について、第 13 図に材料 B について図示してある。一般に、ブルス・アイ組織になると延性が減るのは当然であるが、第 12 図を見ると、振りの場合、その減少の割合が特に著しいことがわかる。これは、3.3 において、フェライト組織の振りの場合に塑性変形量が多いのは、変形に従つて、黒鉛が地組織と共に廻転し、従つて、その周辺の、塑性変形が発生する位置が変わり、新しい箇所、次々にじりを起こし、塑性変形が広い範囲に発生するためであると述べたが、ブルス・アイ組織の場合は、黒鉛は、薄いフェライト層を挟んで、変形し難いパーライトで取り囲まれているので、フェライト地の場合のように、黒鉛が地組織と共に廻転するという変形の仕方は起こらず、引張りの場合と同様に、黒鉛の周辺の特定の箇所にじりが集中して起こるので、振りの場合でも、ブルス・アイ組織になると、急激に変形量が減るのであると思われる。

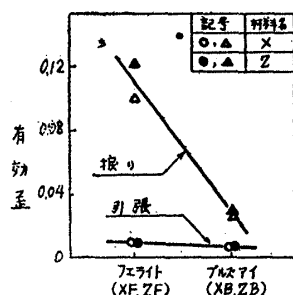
つぎに、材料 B の場合の第 13 図を見ると、この場合もブルス・アイ組織になると塑性変形量が減るのは当然として、パーライトが少し混入した組織の Z2 の場合、第 11 図に示したように、強度は余り減少せず、+30°C では、かえつて強度が上昇しているのに、延性は、かなり低下していることがわかる。これは、フェライト中に介在するパーライトが、黒鉛の周辺近傍から発生したじりが広い範囲に拡大するのを妨げる役割をするためではないかと考えられる。



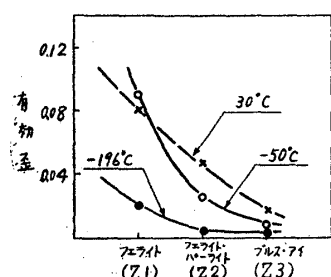
第 14 図 シャルビ試験片形状

4.3 実験結果に対する考察

延性—脆性遷移現象の発生機構について一応力の三軸性、低温等の原因で延性破壊強度が上昇し、切欠



第 12 図 組織が延性に及ぼす影響
(その 1, 材料 A)



第 13 図 組織が延性に及ぼす影響
(その 2, 材料 B)

4 シャルビ試験

4.1 試験片形状および採取方法等について

第 4 表に示すごとく、V ノッチシャルビ試験を全材料について、U ノッチシャルビ試験を XF および ZF 以外の材料について、約 $-50^{\circ}\text{C} \sim +100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で行なつた。試験片形状を第 14 図に示す。また、試験片は、いずれも、素材鑄込みの際の周辺部分に近い所から採取した。

4.2 実験結果

実験結果を、第 9 および 10 表に示す。また、温度～剪断破面率、吸収エネルギー、断面収縮率等の曲線の例を、第 15 図に示す。

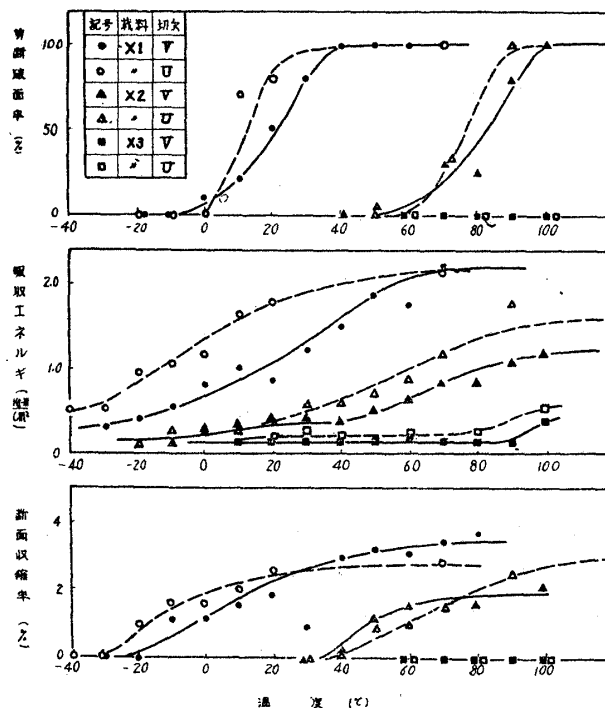
第 9 表 V ノッチシャルピ試験結果

材料 記号	$d \frac{1}{2}$ mm	T_{rs} ℃	T_{re} ℃	T_{rp} ℃	E_0 $\frac{kg}{cm^2}$	E_{30} $\frac{kg}{cm^2}$
XF	4.81	4	-5	-10	1.15	1.86
XB	—	—	—	—	0.28	1.40
ZF	4.50	38	32	25	0.34	1.05
ZB	—	—	—	—	0.15	0.17
X1	5.32	20	20	8	0.70	1.28
X2	(5.32)	82	58	47	0.20	0.36
X3	—	—	—	—	0.14	0.14
Y1	4.93	21	18	21	0.44	1.22
Z1	4.22	37	25	25	0.38	0.98
Z2	(4.22)	—	—	—	0.20	0.24
Z3	—	—	—	—	0.15	0.15

T_{rs} 剪断破面中遷移温度, 剪断破面が全体の断面の 1/2 に達する温度
 T_{re} 平均エネルギー遷移温度, 吸収エネルギーが最高吸収エネルギーの 1/2 に達する温度
 T_{rp} 断面収縮率遷移温度, 断面収縮率が最大収縮率の 1/2 に達する温度
 E_0 破面収縮率 $= \frac{d - d_0}{d_0} \times 100$
 E_{30} 試験前・試験中, d_0 断面の最小値

第 10 表 U ノッチシャルピ試験結果

材料 記号	$d \frac{1}{2}$ mm	T_{rs} ℃	T_{re} ℃	T_{rp} ℃	E_0 $\frac{kg}{cm^2}$	E_{30} $\frac{kg}{cm^2}$
XB	—	—	—	—	0.40	0.40
ZB	—	—	—	—	0.24	0.40
X1	5.32	17	-12	-10	1.36	1.88
X2	(5.32)	75	48	66	0.24	0.50
X3	—	—	—	—	0.20	0.20
Y1	4.93	25	18	24	0.62	1.38
Z1	4.22	30	23	21	0.48	1.20
Z2	(4.22)	—	—	—	0.20	0.24
Z3	—	—	—	—	0.16	0.10



第 15 図 温度～剪断破面率, 吸収エネルギー, 断面収縮率曲線の例

張試験結果を見ると, -50°C における強度と, 液体窒素温度における強度とでは, 余り差がないので, 遷移温度程度の温度における脆性破壊の場合にも, 少なくとも近似的には, (1) 式が成立つと考えられる。

なお, (1) 式を満足して亀裂が発生すれば, その亀裂は實際上, 必ず Griffith の亀裂拡大の条件を満足して, 不安定破壊として伝播することが次のようにしてわかる。

前報によれば, 転位集積点を通り切り線と χ なる角度をなす直線上に集積転位によつて生ずる引張応力の, 転位集積点から ρ までの間の平均応力は,

$$\sigma = 3(L_0/\rho)^{1/2} \tau \varphi \sin(\pi - \chi) \cos \frac{1}{2}(\pi - \chi) \quad (2)$$

一方, ρ なる大きさの亀裂があるとき, これが, Griffith の機構で不安定破壊するときの限界の応力 σ は

$$\sigma = \left(\frac{2\gamma E}{\pi \rho} \right)^{1/2} \quad (3)$$

(2) 式は, 前に述べたように, θ, φ, χ 等の関数であるので, (2) 式の σ の, これらの変数についての最大値をとつたときの値が (3) 式の σ に等しくなつたとき, 亀裂が拡大すると考えられる。すなわち, (2) 式および (3) 式から

$$3L_0^{1/2} \left\{ \tau \varphi \sin(\pi - \chi) \cos \frac{1}{2}(\pi - \chi) \right\}_{\max.} = \left(\frac{2\gamma E}{\pi} \right)^{1/2} \quad (4)$$

(4) 式が満足されれば, 亀裂は, Griffith 機構で拡大すると考えられるが, (4) 式には ρ が入っていないので, 一旦亀裂が入つて, そのときの応力が (4) 式を満足する値以上であれば, 亀裂は拡大するものと考えられる。この式で $\gamma = 10^{-4} \text{kg/mm}$, $E = 2.15 \times 10^4 \text{kg/mm}^2$, $L_0 = 0.021 \text{mm}$ として, $\tau \varphi \sin(\pi - \chi) \cos \frac{1}{2} \sin(\pi - \chi)$ の θ, φ, χ についての最大値を, 前報¹⁾ における如く計算して (4) 式から破壊応力を求めると, 実験値の $1/10$ 程度の低い値となることがわかる。したがつて, 実際上は, (1) 式の亀裂発生条件が満されれば, (4) の亀裂拡大の条件は常に満されていることになる。すなわち, (1) 式の条件が満足されて亀裂が発生すれば, その亀裂は,

必ず不安定破壊として拡大することがわかる。

また、遷移温度程度の比較的高温で、多少の塑性変形を併うような温度領域における脆性破壊の場合は、3・3(2)で述べたのと同様な理由で、(1)式中の L_0 、なすわち、集積転位の占める長さとしては、フェライト粒子の直径の約 $1/2$ をとるべきだと考えられる。切欠底部に生じている引張応力を σ とし、 σ と (1) 式中の $\left\{ \tau \phi \sin(\pi - \chi) \cos \frac{1}{2}(\pi - \chi) \right\}_{\max.}$ との比を q とする。 q は、切欠による三軸応力と、黒鉛による応力集中作用との双方の影響を含む係数である。 q は試験片形状および材料が定まれば定まる常数と考えられる。すなわち、

$$\left\{ \tau \phi \sin(\pi - \chi) \cos \frac{1}{2}(\pi - \chi) \right\}_{\max.} = q\sigma \quad (5)$$

したがって (1) 式は次のように書ける。但し、(1) 式において、 $L_0 = 1/2 d$ 、 d = フェライト粒子の直径とおく

$$3(d/2\rho)^{1/2}q\sigma = (E\gamma/a)^{1/2} \quad (6)$$

これが脆性破壊の条件である。

つぎに延性破壊強度について考える。第8図を見ると、 -50°C 程度以上の温度における強度のフェライト粒度依存性は、略、軟鋼の場合と同様な傾向にあることが予想されるので、フェライト系球状黒鉛鑄鉄の延性破壊強度のフェライト粒度依存性は、軟鋼の延性破壊に対して Petch⁹⁾ により与えられている式と同様な形で表わされると仮定する。Petch が軟鋼の延性破壊に対して与えている式は

$$\sigma_f = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (7)$$

ただし、 σ_f = 延性破壊強度

σ_0, k = 常数、 d = フェライト粒の直径

また、延性破壊強度の温度に対する依存性は $e^{\alpha/T}$ に比例すると考えて、 σ_f を次の形におく

$$\sigma_f = be^{\alpha/T}(\sigma_0 + kd^{-1/2}) \quad (8)$$

延性破壊の場合の破壊の応力条件は、少くとも近似的には最大剪断応力一定の条件と見なすことができる。一方、切欠底部では、応力は三軸状態になっており、また、最大剪断応力は最大主応力と最小主応力の差の $1/2$ であるから、切欠底部では、最小主応力を正とすれば、最大剪断応力は最大主応力の $1/2$ 以下となる筈である。すなわち、脆性破壊の場合と同じく、切欠底部の引張応力を σ とし、 σ と最大剪断応力との比を q' とすると、延性破壊の条件は

$$q'\sigma = be^{\alpha/T}(\sigma_0 + kd^{-1/2}) \quad (9)$$

とすることが出来る。 q' は、少くとも近似的には、試験片の形だけで定まると考えられ、上述のごとき理由から $1/2 \sim 1/3$ 程度の値と考えられる。(9)式からもわかるように、延性破壊の応力は、温度が低くなるにつれて高くなり、ある温度より低くなつて (9) 式の延性破壊強度が、(6)式の脆性破壊強度より高くなると、脆性破壊が起こると考えられ、この境界の温度を遷移温度と考える。なお、前に考察したように、この場合は亀裂は発生すると必ず Griffith 機構により伝播するので、延性遷移温度と破面遷移温度とが一致することになる。その温度は、次のようにして求めることができる。

すなわち、(6)式の σ と (9)式の σ とが丁度等しくなつたときの温度が遷移温度と考えられるから、遷移温度を T_r とすると、(6)および(9)から

$$e^{\alpha/T_r}(k/\sigma_0 + d^{1/2}) = \frac{1}{3k\sigma_0} \frac{q'}{q} \left(\frac{2\rho E\gamma}{a} \right)^{1/2} \quad (10)$$

または、次のように書ける

$$\frac{1}{T_r} = -A \ln(k/\sigma_0 + d^{1/2}) + B \quad (11)$$

ここに、

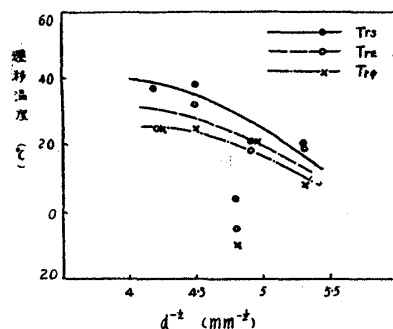
$$A = \frac{1}{\alpha}, \quad B = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \frac{q'}{3b\sigma_0 q} \left(\frac{2\rho E\gamma}{a} \right)^{1/2} \right\} \quad (12)$$

(12)式が、フェライト粒の直径 d と遷移温度 T_r との関係を表わす式で、これに諸常数値を入れれば、遷移温度が求まるわけであるが、数値計算の例は、次の (2) で述べる。

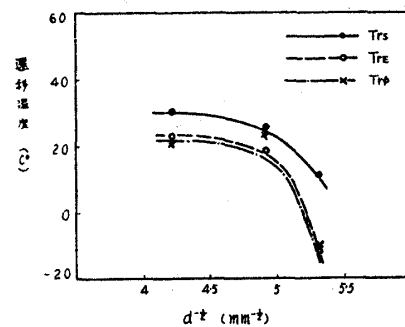
(2) フェライト粒度が遷移温度に及ぼす影響—3・3において、強度に対しては、黒鉛粒の大きさはほとんど影響せず、フェライト粒の大きさが影響を与えていることを述べたが、考察 (1) の遷移現象の発生機構に關す

る考察の所で述べたように、遷移現象は、破壊強度から導かれるものであるから、破壊強度と同様に、遷移温度もまた、黒鉛粒の大きさには余り影響されず、フェライト粒度によつて変ると考えられる。したがつて、XFとZFおよびX1, Y1, Z1の間の遷移温度の差も、主として、フェライト粒度の差に基づくと考えて以下の考察を行なう。

第9表および第10表の結果のうち、地がフェライトのもの、XF, ZF, X1, Y1, Z1について、横軸に $d^{-1/2}$ をとつて、縦軸に遷移温度の実験値をとつて、第16および第17図に示す。これを見ると、まず最初にわかることは、遷移温度には、明らかに、フェライト粒度の影響が現われフェライト粒が小さい程、遷移温度が低く出ていることである。これは3.3(2)で述べたように、引張試験の場合に、液体窒素温度における



第16図 $d^{-1/2}$ と V ノッチシャルピ遷移温度との関係



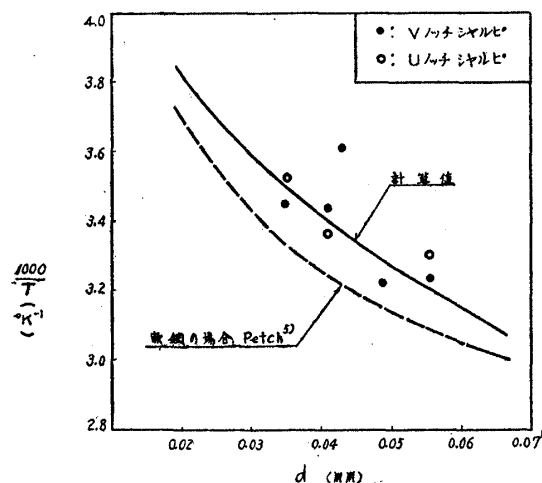
第17図 $d^{-1/2}$ と U ノッチシャルピ遷移温度との関係

脆性破壊強度にはフェライト粒度依存性がなく、 -50°C および 30°C においては、強度に対してフェライト粒度依存性が表われたことと関連のある現象と思われる。すなわち、遷移温度程度の温度におけるシャルピ試験の場合の脆性破壊は、 -50°C 程度の温度における引張試験の場合の脆性破壊と同様な機構で起こっていることが推察され、これは、4.3(1)で、遷移現象に関する理論を導いたときの考え方と一致している。つぎに、実際に、(12)式をこの場合に適用してみる。この式を適用する場合、まず、 k および σ_0 を、延性破壊強度の粒度依存性の実験結果からきめる必要があるが、今回の実験では、フェライト粒度を変えた範囲が狭いので、この結果だけからはきめ難いが、第8図を見ると、球状黒鉛鑄鉄の延性破壊強度のフェライト粒度依存性は、軟鋼の場合のそれと同様な傾向にあることが予想されるので、この図から、 $k=6\text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ 、 $\sigma_0=15\text{ kg}\cdot\text{mm}^{-2}$ とし、また、4.3(1)で述べたような理由から $q'=1/3$ 、 $q=5$ とし、且つ、 $\alpha=260$ 、 $b=0.033$ とおき、 ρ 、 E 、 r および a は

3.3 および前報において、脆性破壊強度を求めるとき使つたのと同じ値を入れて計算すると、(11)式は次のようになる。

$$\frac{1000}{T_r} = -3.781 \ln(0.4 + d^{1/2}) + 1.49 \quad (13)$$

これを図に表わしたのが、第18図の実線であるが、略、実験値の傾向と一致していると云える。なお、前に、ここで扱つてのような組織の場合には、延性遷移温度と破面遷移温度とは一致すると述べたが、実際には種々の原因でこれらの間には多少の差を生ずるものと思われ、ここでは実験値として、剪断破面率遷移温度をとつてある。なお、延性遷移温度の場合も、常数を多少変えることによつて表わすことができる。同じ図に、破線で示してあるのが、Petch⁵⁾による軟鋼の場合に対する値であるが、傾向的には、球状黒鉛鑄鉄の場合に略似ている。



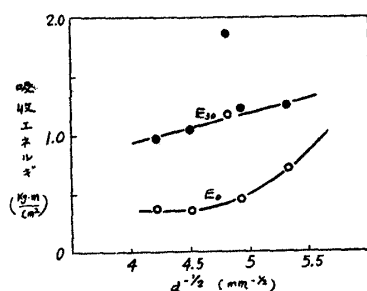
第18図 フェライト粒の直径と遷移温度の逆数との関係、実験値と計算値との比較

T : 剪断破面率遷移温度 (絶対温度)

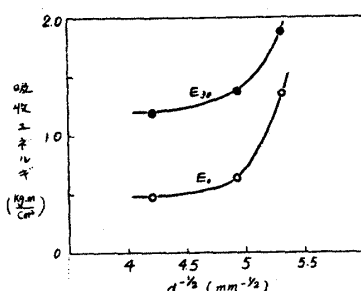
d : フェライト粒の直径 (mm)

また、第16図および第17図を比較すると、フェライト粒度の影響は、Uシャルピの場合の方が大きいことがわかるが、Uシャルピの場合の方が、Vシャルピの場合より、破断までの全吸収エネルギーのうち、破壊発生まで

のエネルギーの占める割合が大きいことから考え、フェライト粒度は、破壊の伝播に対してより、破壊の発生、特に、破壊発生までの塑性変形量に対してより大きく影響することがわかる。



第19図 $d^{-1/2}$ と吸収エネルギーとの関係
(Vシャルピの場合)

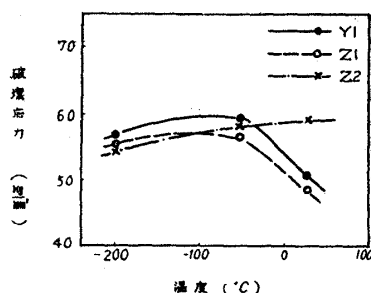


第20図 $d^{-1/2}$ と吸収エネルギーとの関係
(Uシャルピの場合)

(3) フェライト粒度が吸収エネルギーに及ぼす影響—横軸に、 $d^{-1/2}$ をとり、縦軸に、30°Cにおける吸収エネルギー(E_{30})、および0°Cにおける吸収エネルギー(E_0)をとつて、第19および20図に示す。これを見ると、フェライト粒が小さい程、吸収エネルギーが高くなっているが、その程度は、Uシャルピの場合の方が、Vシャルピの場合より大きいことがわか

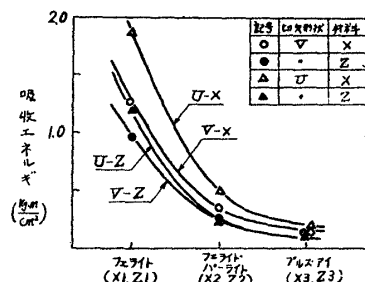
る。これは、前節で述べたように、遷移温度に対するフェライト粒度の影響が、Vシャルピの場合より、Uシャルピの場合の方が大きいことから説明される。

(4) 組織が遷移温度に及ぼす影響—組織のフェライト中に、パーライトが入つた場合の、遷移温度の変化を、X1-X2-X3, Z1-Z2-Z3, XF-XB, ZF-ZB についてしらべると、第9および10表の結果から明らかなように、ブルス・アイ組織の場合には、実験した温度範囲(-50°C~+100°C)では、常に脆性破壊で遷移温度は、あらわれず、また、少しパーライトが混入した組織(X2, Z2)の場合も、遷移温度は著しく上昇し、Z2では、ブルス・アイ組織の場合と同様、実験した温度範囲では常に脆性破壊している。一方、(1)で述べた遷移現象の発生機構の考え方によれば、温度が低下して、延性破壊強度が上昇し、脆性破壊強度と等しくなつたときの温度が遷移温度と考えられるから、延性破壊強度が高くなれば、それだけ、遷移温度が高くなるわけであるが、引張破壊強度と温度との関係を図示した第21図を見ると、液体窒素温度では、Z2の強度は、Z1と大差ないが、+30°Cにおいては、Z2の強度は、Z1に比べ著しく高くなっている。すなわち、地組織に、パーライトが少しでも入ると、脆性破壊強度には余り影響ないが、延性破壊強度が増大するため、遷移温度が高くなるものと思われる。

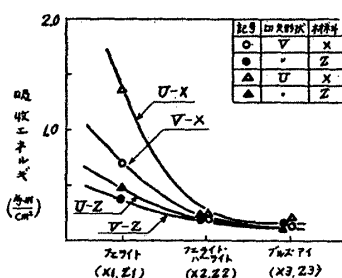


第21図 温度と破壊強度との関係

(5) 組織が吸収エネルギーに及ぼす影響—地組織のフェライト中に、パーライトが入つた場合の、吸収エネルギーに対する影響をしらべるために、フェライト地の場合、フェライトにパーライトが混入した組織の場合、およびブルス・アイの場合の吸収エネルギーを、第22および23図のごとくあらわしてみた。これを見ると、ブルス・アイ組織の場合には、常に脆性破壊するので、吸収エネルギーが少ないのは当然であるが、フェライト中に僅かにパーライトが混入した組織のX2およびZ2等においても、吸収エネルギーが非常に少なくなつており、特に



第22図 組織と30°Cにおける吸収エネルギーとの関係



第23図 組織と0°Cにおける吸収エネルギーとの関係

0°C程度以下の温度においては、ブルス・アイ組織の場合と、ほとんど変わらない程度の極めて低い衝撃値を示している。これは、第12図に示すように、低温においても、Z2はZ1とほとんど変りない強度を示しているが、一方、第13図に示すように、低温においては、Z2は延性の減少が著しいので、そのため、低温で吸収エネルギーが減少するのだと思われる。すなわち、少量のパー

ライトを含んだ組織のX2やZ2が、地組織が全部フェライトの場合のX1やZ1に比べて、低温で著し

く吸収エネルギーを減少するのは、機構的には延性が減少するのと同じ原因、つまり、フェライト中に混入したパーライトが、黒鉛の周辺近傍から発生したひびが広範囲に拡大するのを妨げる働きや、パーライトによる応力集中作用が低温になるときいてきて、塑性変形能が減少するためと思われる。なお、第 22 および 23 図を見ると、このような組織が吸収エネルギーに及ぼす影響は、Uシャルピの場合の方が、Vシャルピの場合より、多少大きいようであるが、その差は余り大きくない。これは、このような組織の差は、破壊の発生にも、伝播にもきいていることを示すものと思われる。

5 結 語

フェライト粒度を変えた材料および地組織のフェライト中に、種々の割合でパーライトが入った材料について、液体窒素温度、 -50°C および $+30^{\circ}\text{C}$ において引張試験を、液体窒素温度と室温で振り試験を行なつて、フェライト粒度 および地組織が破壊強度および延性に及ぼす影響について明らかにし、且つ、これらの結果を、前報で述べた破壊強度の理論から説明することができた。つぎに、上述の強度試験に用いたのと同じ材料についてシャルピ試験を行ない、フェライト粒度および組織が、遷移温度および吸収エネルギー等に及ぼす影響を明らかにし、且つ、前報で導いた脆性破壊強度に関する理論に基づいて脆性遷移現象の発生機構について考察しフェライト粒度と遷移温度との関係を表わす式を導いた。

末筆乍ら、本研究に当り、種々の貴重な御教示を賜つた東京大学金沢教授に深く感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 大塚昭夫：球状黒鉛鑄鉄の破壊機構と強度について、造船協会論文集，第 109 号，p.163
- 2) 横堀武夫，大塚昭夫：鉄鋼の脆性破壊—薄肉中空試片の引張りと振り破壊，機械学会第 37 期総会前刷，材料力学 [1]，p.15
- 3) N.J. Petch : Ductile Fracture of Polycrystalline α -Iron, Phil. Mag. Vol.1 (1956) p.186
- 4) J.R. Low : The Relation of Microstructure to Brittle Fracture, Trans. Amer. Soc. Metals, Vol.46 (1954) p.163
- 5) N.J. Petch : The Ductile-Brittle Transition in Alpha-Iron, Fracture, edited by B.L. Averbach et.al. John Wiley & Sons, 1959, p.54