

論 文

UDC 669.12 : 539.55 : 548.735 : 620.186.6 : 620.186.8

純鉄の靱性におよぼす集合組織の影響*

寺崎 富久長**・金子 輝雄***

Effect of Texture on the Toughness of Pure Iron

Fukunaga TERASAKI and Teruo KANEKO

Synopsis:

To clarify the effect of texture on the toughness of irons and steels, mechanical behaviors of pure irons having a strong {100}⟨011⟩ texture component were investigated.

It is revealed that the texture has a notable influence on the Charpy impact properties; the stronger the {100} component parallel to the fracture surface, the higher the impact transition temperature. The ratio of unit crack path l_c to grain size l_g in the textured sample is larger than the ratio of about 2 obtained in a previous paper¹⁸⁾. It can be concluded that the unit crack path is more reasonable than the grain size as a characteristic of the structure affecting on the toughness of irons. The difference of the fractographic appearance of unit crack path between the textured sample and the random one is discussed.

The elongation and the reduction in width show the planar anisotropy due to the preferred orientations, while the strength is not influenced by the texture under the experimental conditions of this study.

(Received Feb. 23, 1974)

1. 緒 言

集合組織は鋼の機械的性質や磁気的性質に種々の影響を与えることが知られており、とくに冷延鋼板においては深絞り性 (Lankford 値)、面内異方性、伸びなどの諸性質と集合組織との関係について多くの報告がなされている^{1)~4)}。一方厚鋼板については最近まで集合組織の観点からの調査はほとんどなされていないが、厚鋼板においても成分や圧延条件によつては強い集合組織が形成される場合がある^{5)~6)}。厚鋼板の性質としては強度、靱性、延性が重要なものであるが、単結晶のデータからみてこれらの性質は結晶方位依存性を有しており^{7)~9)}、したがつて集合組織の影響は大きいと考えられる^{10)~11)}。また衝撃試験などの破面に 'separation' あるいは 'delamination' と称される剝離割れが生じる場合があり、controlled rolling のように低温域で圧延を行なうと特にこの 'separation' が顕著にみられる。'separation' の成因については種々議論があるが、剝離部が劈開破壊であるという報告もあり^{12)~13)}、この点からも靱性と集合組織の関係を明らかにしておく必要がある。

鋼の靱性に影響を与える因子としては、合金元素、介

在物や析出物などの第二相粒子、残留歪、組織などが挙げられる。従来組織の影響としては結晶粒度依存性がよく知られているが^{14)~16)}、これに対して筆者の一人らは組織の影響を破面単位で整理することによつて、より統一的な解釈が可能であることを指摘した^{17)~20)}。破面単位は微細亀裂の生成伝播が生じている領域に相当し、その領域内では破壊の生じている結晶面の方位がほぼ同一の {100} 面をなしている。

ところで一般に鋼をフェライト域で圧延した場合の圧延集合組織では、圧延面に平行な {100} 方位が主方位の一つであるが、これは脆性破壊の劈開面と一致している。したがつて強い圧延集合組織を有する材料では、靱性に対してこの {100} 集合組織が影響を与えると考えられ、また破面単位の役割もより明らかになることが期待される。

以上の観点に従い、本報では成分、第二相粒子などの影響をできるだけ少なくするため純鉄を用い、圧延面に

* 昭和48年4月 本会講演大会にて発表
昭和49年2月23日 受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所

Table 1. Chemical composition and processing detail of materials used.

Sample	C	Si	Mn	P	S	N	O
A	0.014	0.017	<0.01	0.003	0.007	0.0016	0.005
B	0.008	0.010	<0.01	0.003	0.006	0.0012	0.005
C	0.013	0.032	<0.01	0.003	0.005	0.0016	0.005

(wt. %)

Table 2. Grain size observed in various sections of samples (unit: μ , measured by linear analysis)

	A	B	C
(a) Z	40.1	102.6	71.6
(b) 0°	38.5	80.5	58.4
(c) 45°	39.1	82.8	58.5

(a): normal section parallel to rolling plane

(b): cross section perpendicular to rolling direction (R. D.)

(c): cross section of 45° to R. D.

した材料と同程度の幅広がりを示しており、圧延歪はほぼ除去されていると考えられる。

2.2 供試材の結晶粒度

圧延面に平行な面および圧延方向（以後圧延方向とは二次圧延の方向をさす。）から 0°, 45° の断面について光学顕微鏡観察を行ない、線分析により結晶粒度を測定した。測定結果を Table 2 に、また観察の一例を Photo. 1 に示す。なお腐食液としては Fry 試薬を用いた。試料 A は等軸粒、試料 B, C はややパンケーキ型に近い粒形を示している。

2.3 供試材の集合組織

圧延面に平行な面および圧延方向から 0°, 45° の断面について 200 極点図を求めた。測定は主として反射法で行ない、圧延面に平行な面については透過法も用い全極点図を求めた。

Fig. 1 は試料 B の 200 極点図を示したものである。圧延面に平行な面についての極点図 (a) より、この試料では {100} <011> に極めて強い集積を有することがわかる。これは圧延方向から 0° と 45° の断面についての極点図 (b), (c) から確認することができる。試料 C についてはここに示さないが、試料 B と同様圧延面に平行な強い {100} <011> 組織を有し集積度も同程度であった。

これに対して試料 A では、Fig. 2 に示すようにいずれの面についても強い集積は認められず、集合組織はほぼランダムである。

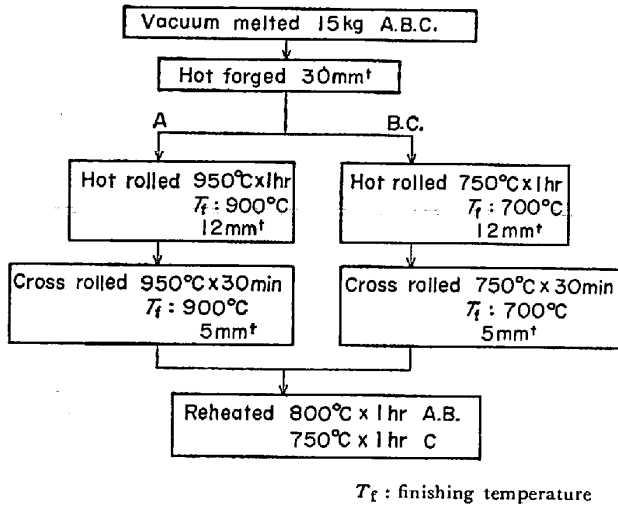
このように圧延面に平行な強い {100} 組織を有する試料 B, C と集合組織のランダムな試料 A とが得られた。これらの試料を用いて以下の試験を行なった。

2.4 引張試験

強度と延性におよぼす集合組織の影響を調べるため、圧延方向から 10° おきに 90° までの各方向に試験片を切り出し引張試験を行なった。試験片の寸法を Fig. 3 に示す。試験はインストロン引張試験機により室温で行なった。引張速度は 5 mm/min を用いた。

2.5 シャルピー衝撃試験

靱性におよぼす集合組織の影響を調べるため、圧延方



平行な強い {100} 組織を有する材料と集合組織のランダムな材料について靱性と集合組織の関係を調査した結果を報告する。

2. 供試材と実験方法

2.1 供試材の製作

供試材の化学成分と製作条件を Table 1 に示す。供試材はいずれも電解鉄を真空溶解により溶製したものである。鋼塊（各 15 kg）を 1250°C に加熱し 900°C 以上で 30 mm 厚まで熱間鍛造した。

次に試料 B と C は、750°C × 1hr 加熱後 700°C 以上で一次圧延を行ない 12 mm 厚とした。さらに 750°C × 30min 再加熱後一次圧延と直角の方向に二次圧延を行ない 700°C 以上で 5 mm 厚に仕上げた。ここで約 700°C の低温で交叉圧延を行なったのは圧延面に平行な強いしかも分散の小さい {100} 組織を得るためである。また交叉圧延を行なっているので MnS などの介在物形状による面内異方性の影響が少なくなるという効果もある。

試料 A は集合組織のランダムな材料を得るため、加熱温度を 950°C とし 900°C 以上で圧延した。圧延は試料 B, C と同様の手順で交叉圧延を行なった。

圧延後は歪を除去するため、試料 A, B は 800°C × 1hr、試料 C は 750°C × 1hr の焼鈍を加えた。X線回折線の幅広がりから歪量を測定した結果、各試料とも完全に焼鈍

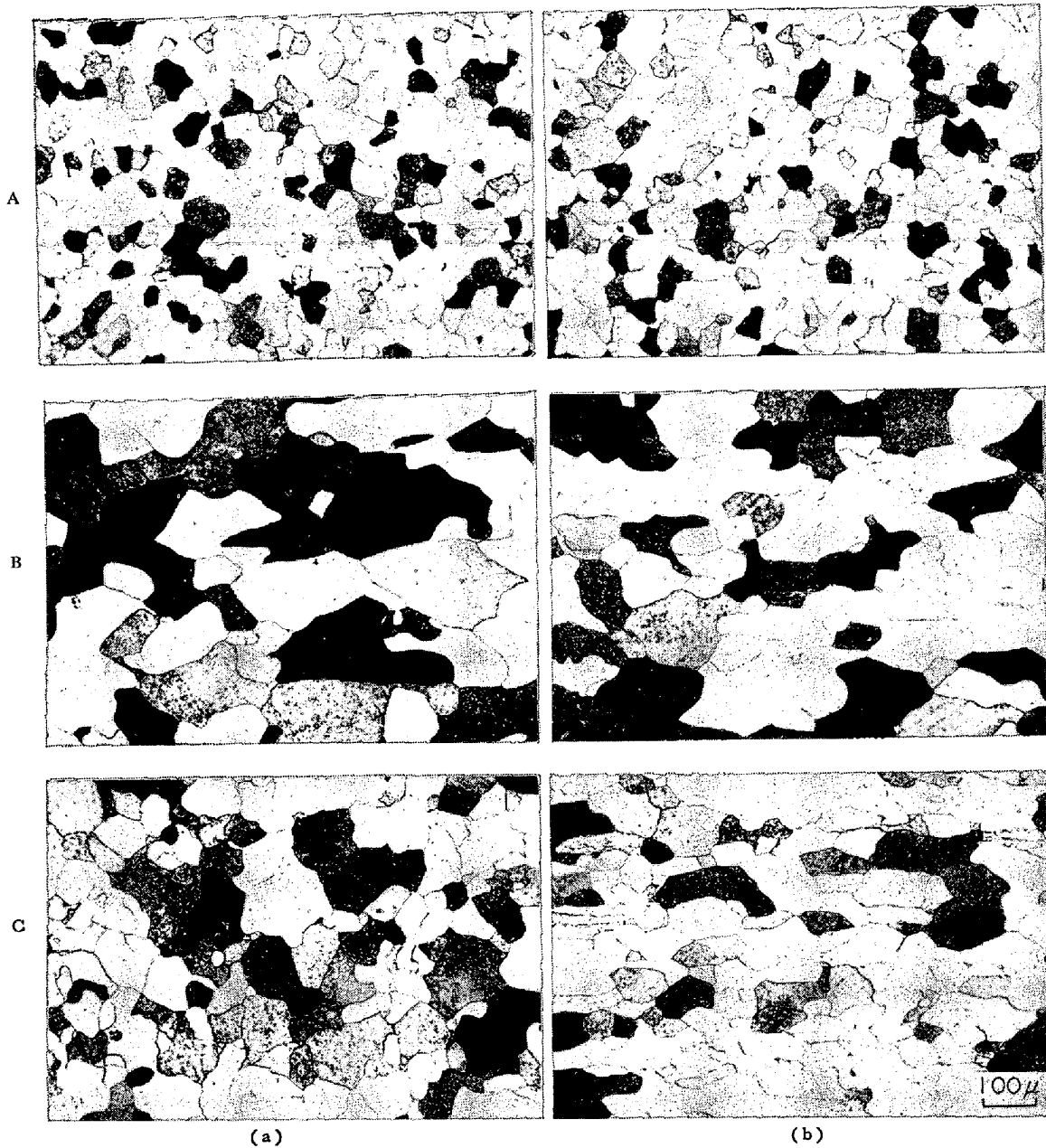


Photo. 1. Optical microstructures of materials used : (a) normal section parallel to rolling plane (b) cross section perpendicular to rolling direction.

向から 0° , 22.5° , 45° , 90° (ただし 90° 方向は試料 Cのみ) および板厚方向についてシャルピー衝撃試験を行なった。

Fig. 4 に試験片の寸法を示しておくが、いずれも 2 mm V 切欠を有する $5t \times 10w \times 55l$ (mm) のサブサイズ試験片である。板厚方向については、供試材は 5 mm 厚であるので両側に同一材料の継手を電子ビーム溶接することにより 55 mm 長さとした。

2.6 破面の観察

衝撃試験後の破面について、走査型電子顕微鏡による二次電子線像を用いて観察を行ない、破面単位を測定した。

3. 実験結果

3.1 強度におよぼす集合組織の影響

Fig. 5 は降伏応力と引張強度の結果を示したものである。降伏応力、引張強度に関してはいずれの試料とも圧延面内での異方性は認められない。

単結晶のデータでは、降伏応力の結晶方位による差はほとんどないが、引張強度では差があるとされている²¹⁾。また多結晶でも低温で引張つた場合には、降伏応力、破壊応力に対して集合組織の影響があるという報告もなされている²²⁾。本実験の範囲では、強い $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を有する試料でも強度の面内異方性はなく、集合組

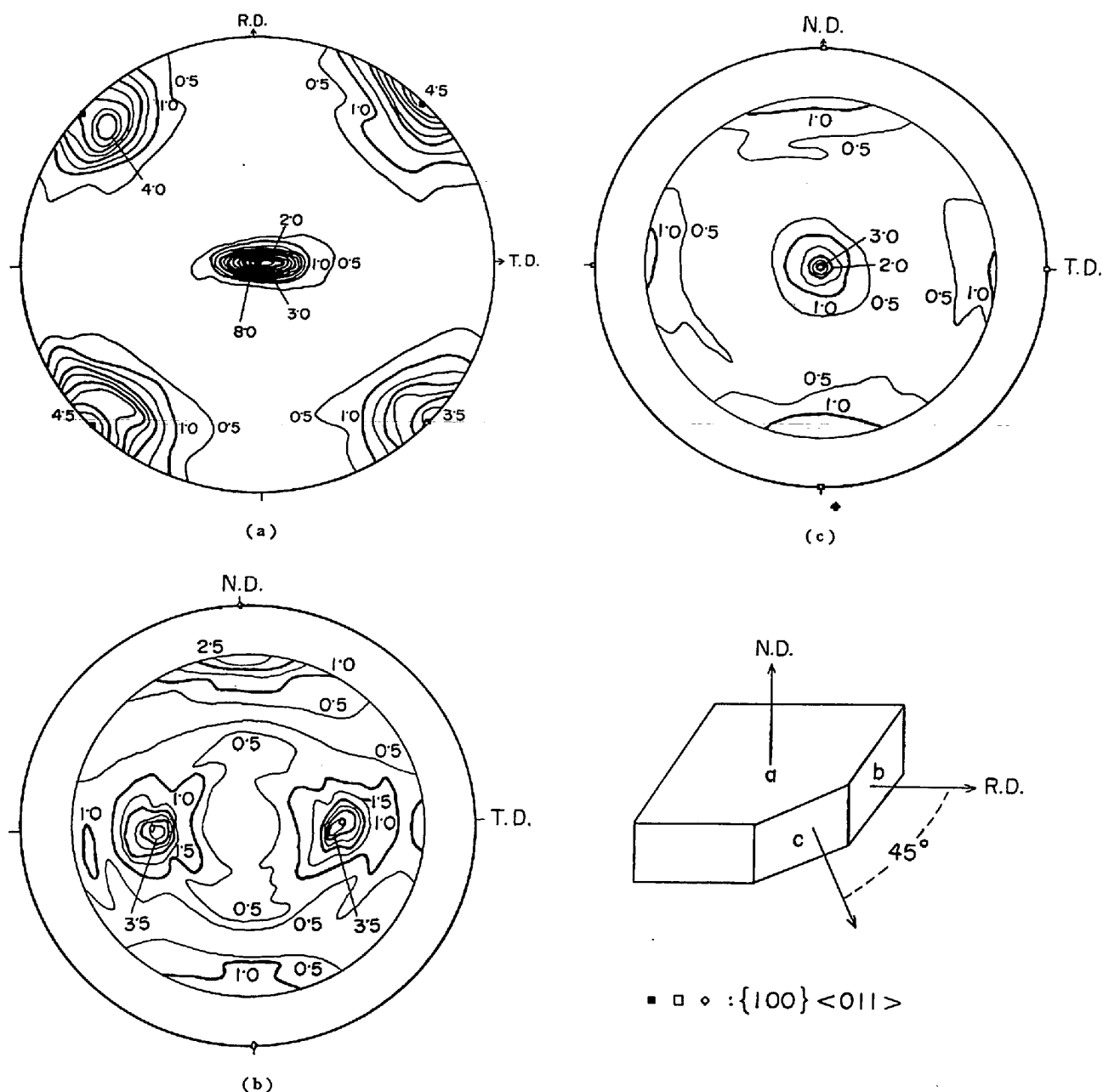


Fig. 1. 200 pole figures of sample B, having the strong $\{100\}\langle 011\rangle$ components as preferred orientations.

織の影響は認められなかったが、強度と集合組織の関係についてはさらに広範囲の条件下で調査する必要がある。

なお降伏応力、引張強度とも試料Aがもつとも高く、次いで試料B、Cの順に低くなっているが、これは主として結晶粒度によるものと考えられる。

3.2 延性におよぼす集合組織の影響

Fig. 6 に伸びと幅絞りの結果を示す。伸びと幅絞りについては集合組織の影響は顕著で、集合組織のランダムな試料Aでは面内異方性は認められないが、これに対して強い $\{100\}\langle 011\rangle$ 組織を有する試料B、Cでは圧延方

向から 45° に近い方向に引張った場合に最大値が得られる。すなわち試料B、Cでは圧延方向から 0° および 90° の方向（集合組織の方位が $\langle 011\rangle$ 方向）に近いほど伸び、幅絞りは小さく、圧延方向から 45° の方向（ $\langle 001\rangle$ 方向）に近くなると伸び、幅絞りは大きくなる。

これは単結晶について得られた結果と良く一致している²⁾。この点で試料B、Cは単結晶的挙動を示しているといえるが、これは試料B、Cにおける集合組織の分散が極めて小さいことによると考えられる。

試料A、Bについて引張試験後の破断部形状を Photo. 2 に示す。集合組織のランダムな試料Aでは、板幅方向

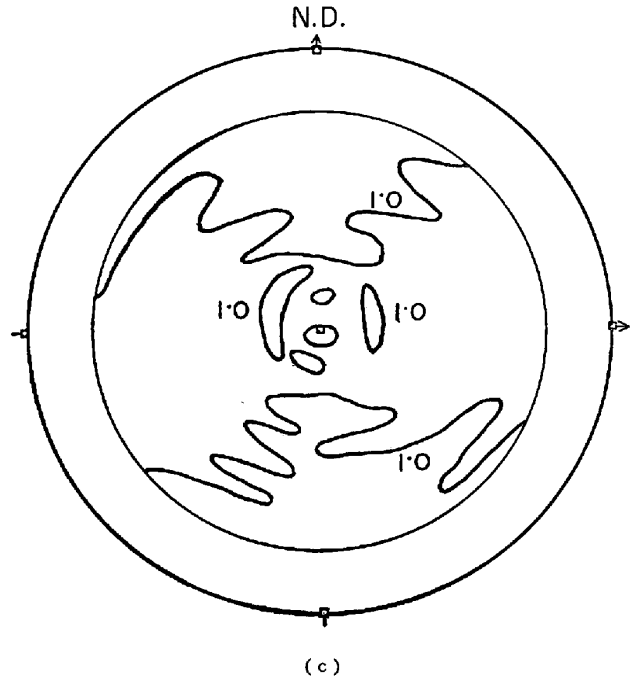
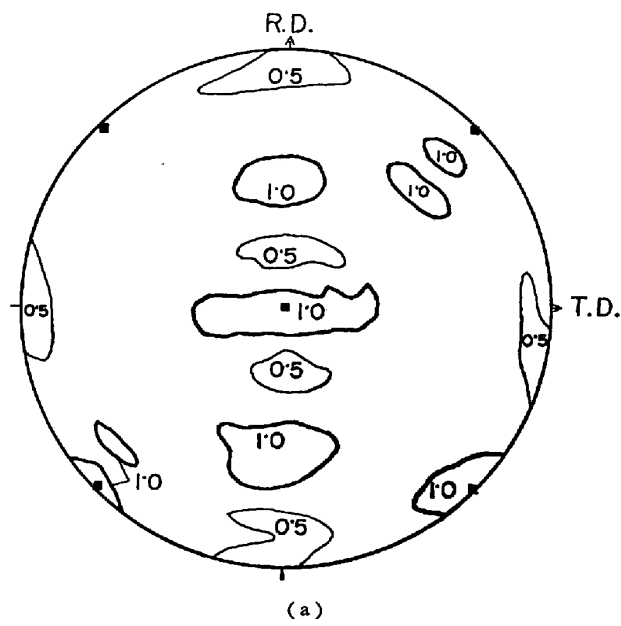
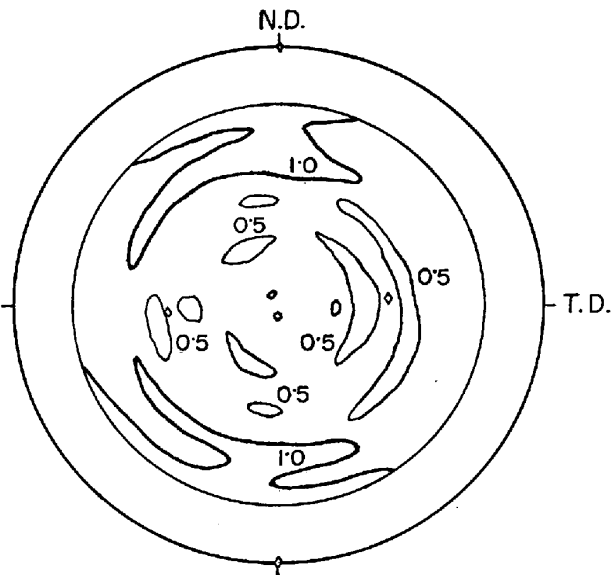


Fig. 2. 200 pole figures of sample A, having no preferred orientations.



$$\blacksquare \square \diamond : \{100\} \langle 011 \rangle$$

(b)

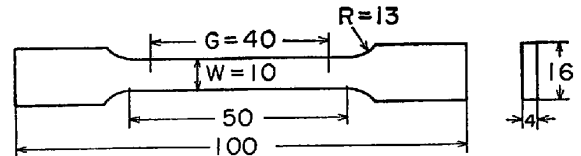


Fig. 3. Size of specimen for tensile test (unit : mm)

3.3 靱性におよぼす集合組織の影響

Fig. 7 は集合組織のランダムな試料Aについて、衝撃値と衝撃破面の遷移曲線を示したものである。圧延方向から 0° , 22.5° , 45° 方向の断面ではいずれも遷移温度はほぼ同一で試験方向による差は認められない。圧延面内では各方向とも衝撃値の遷移温度 vT_E は約 $-50^\circ \sim -60^\circ\text{C}$ で、破面遷移温度 vT_S は約 -60°C である。板厚方向 (Z方向) では断面に比し遷移温度は高く vT_E は約 -5°C , vT_S は約 -15°C となっており、また遷移曲線は他の方向に比してゆつくり変化するという特徴がある。shelf energy (vE_S) は 45° 方向がもつとも高く、次いで 22.5° , 0° 方向の順に低くなり、Z方向はもつとも低い。

以上の結果から集合組織のランダムな試料Aでは、遷移温度の面内異方性はないことがわかる。Z方向の遷移温度が断面方向に比し高いことについては、介在物形状や試験片製作方法 (電子ビーム溶接) の影響が考えられる。しかし光学顕微鏡観察の結果では、介在物はほとんど認められなかった。さらにレプリカ法による電子顕微

の絞りがかなり大きく、破断面の形状は矩形で板厚方向の厚みがある。これに対して強い集合組織を有する試料Bでは幅絞りが極めて小さく、ほとんど板厚の減少で破断に到っている。圧延方向から 45° の方向に近いと幅絞りは増加するが、破断部形状はいずれの方向とも chisel-edge 状を呈している。

以上の結果、本実験範囲では強度に対して集合組織の影響は認められず、単結晶におけるような結晶方位依存性は得られなかったが、延性については集合組織の影響があり、強い $\{100\} \langle 011 \rangle$ 組織を有する試料では単結晶に似た挙動を示すことがわかった。

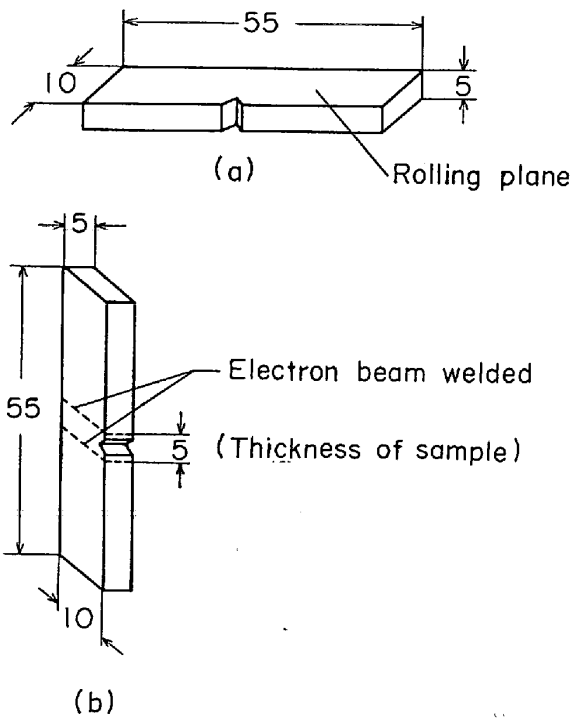


Fig. 4. Size of specimen for Charpy impact test (unit: mm).

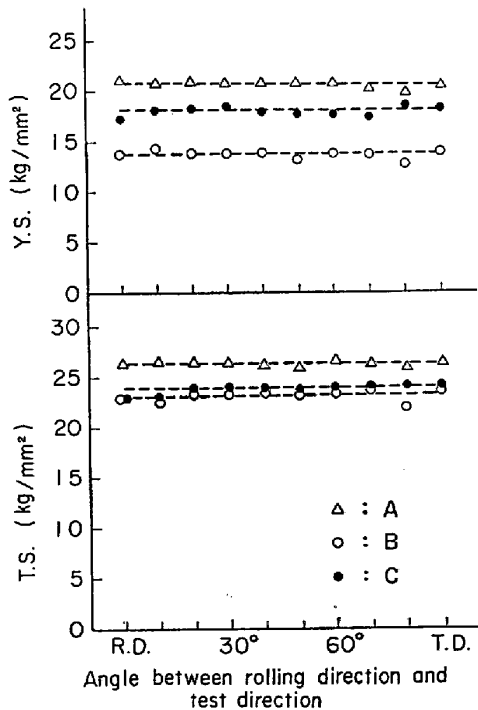


Fig. 5. Effects of texture on yield stress and tensile strength.

鏡観察を行なったところ、Photo. 3に示すように 0.1μ 以下の板出物はみられるが形状や分布に異方性は認められず、Z方向の異方性に影響するとは考えられない。なお析出物を同定したところ、大部分は Fe_3C または FeS

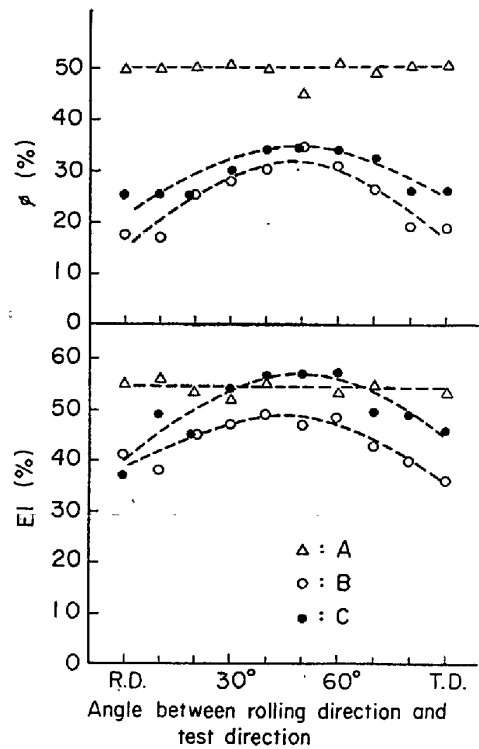


Fig. 6. Effects of texture on elongation and reduction in width.

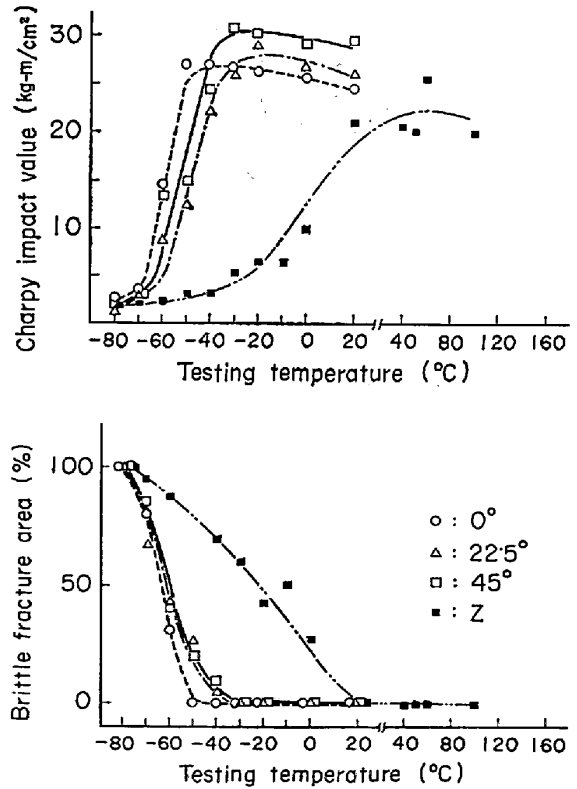


Fig. 7. Charpy impact transition curve (sample A)

であつた。また電子ビーム溶接の影響についても、歪は試験片製作後焼鈍により除去しており、結晶粒度も切欠

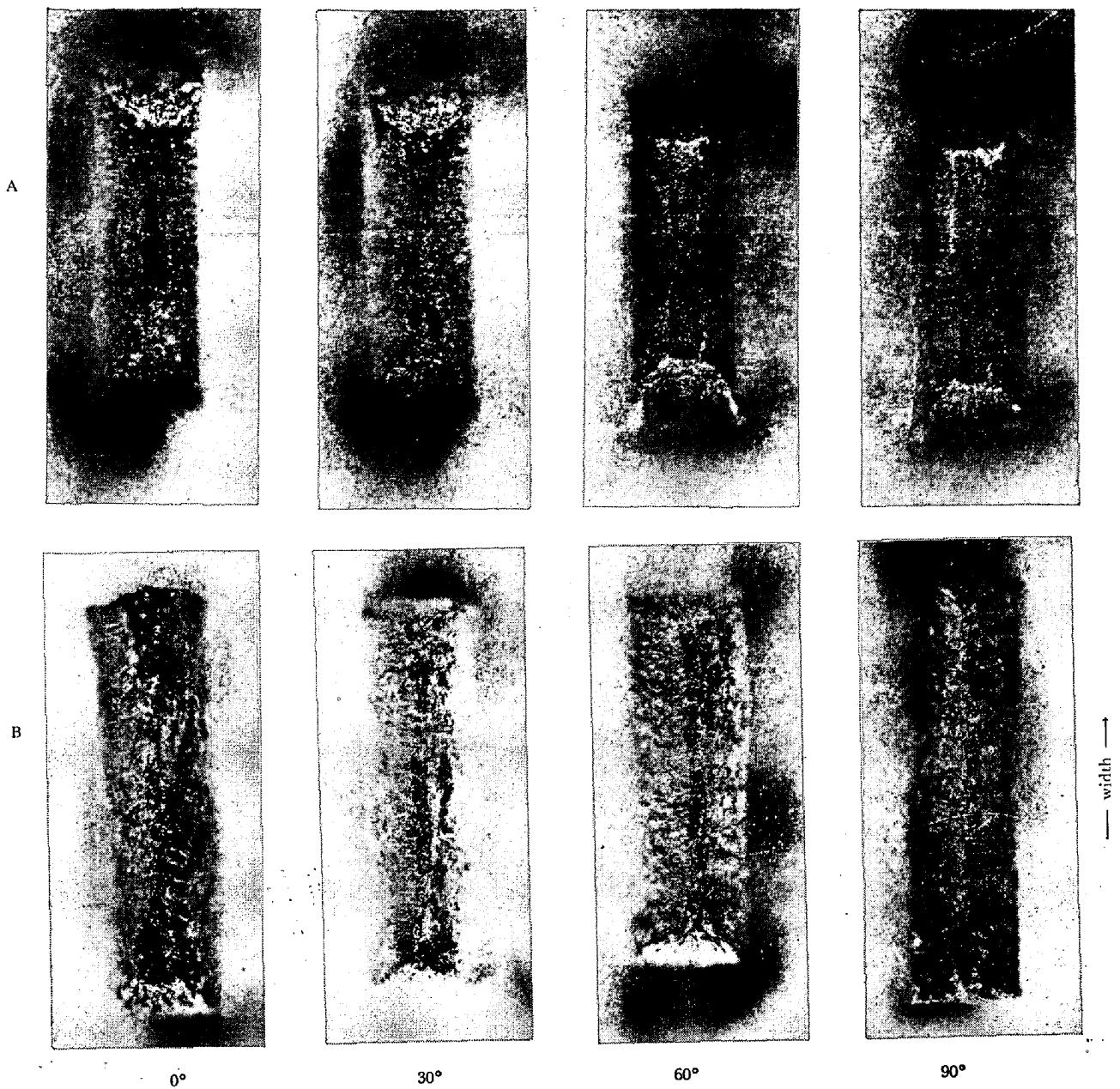


Photo. 2. Fractured appearances after tensile test (at R.T.)

部を含む約 3 mm の範囲では変化は認められず、Z 方向の遷移温度が高い原因についてはさらに検討を要する。

次に強い $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を有する試料 B の結果を Fig. 8 に示す。この試料では圧延面内で差がみられ、衝撃値の遷移温度 vT_E は圧延方向から 0° , 22.5° , 45° 方向の順に高くなっており、それぞれ -45°C , -30°C , -10°C である。破面遷移温度 vT_S もこれに対応しており、 0° , 22.5° , 45° 方向でそれぞれ -50°C , -40°C , -20°C となっている。板厚方向 (Z 方向) の遷移温度はこれらに比しずっと高く vT_E , vT_S とともに約 $+120^\circ\text{C}$ であり、また、遷移は急激に起こるといった特徴がある。shelf energy vE_S は圧延面内では各方向とも差がみられ

ず、Z 方向のみ他の方向より低くなっている。

次に同じく強い集合組織を有する試料 C について得られた結果を Fig. 9 に示す。結果は試料 B とほぼ同じ傾向を示し、 vT_E は圧延方向から 0° , 22.5° , 45° の方向、Z 方向の順に高くなり、それぞれ -35°C , -20°C , -10°C , $+90^\circ\text{C}$ である。破面の遷移温度 vT_S は 0° , 22.5° , 45° , Z 方向でそれぞれ -45°C , -30°C , -20°C , $+90^\circ\text{C}$ である、また試料 C では圧延方向から 90° の方向についても試験を行ない、その結果 0° 方向とほぼ同一の遷移曲線を示すことを確認した。

破面遷移温度 vT_S と試験方向の関係を Fig. 10 に示しておくが、以上の結果強い $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を有

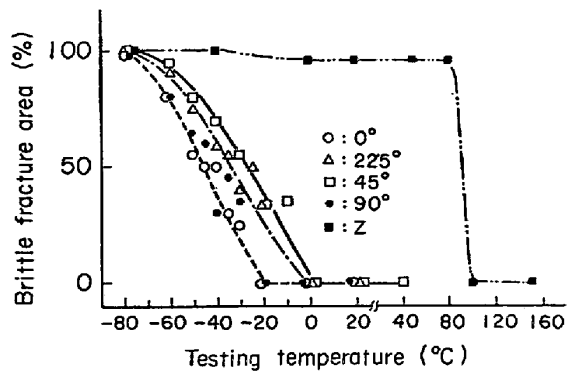
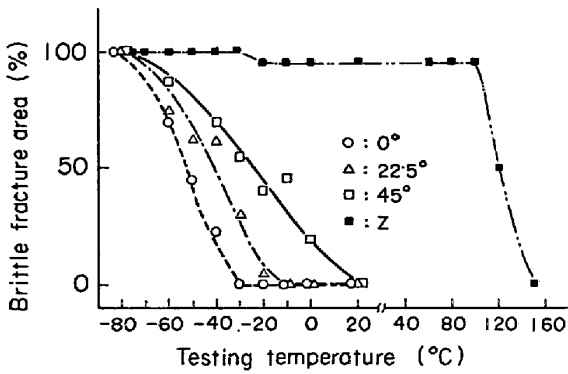
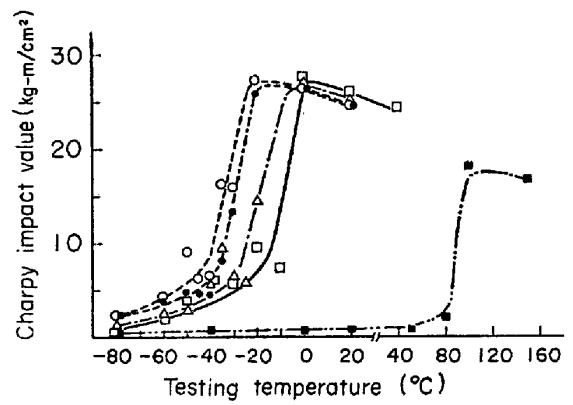
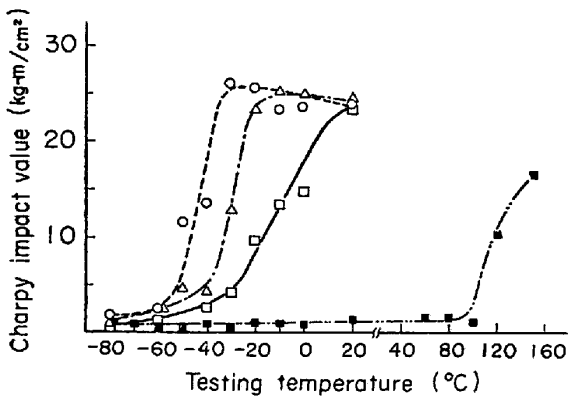
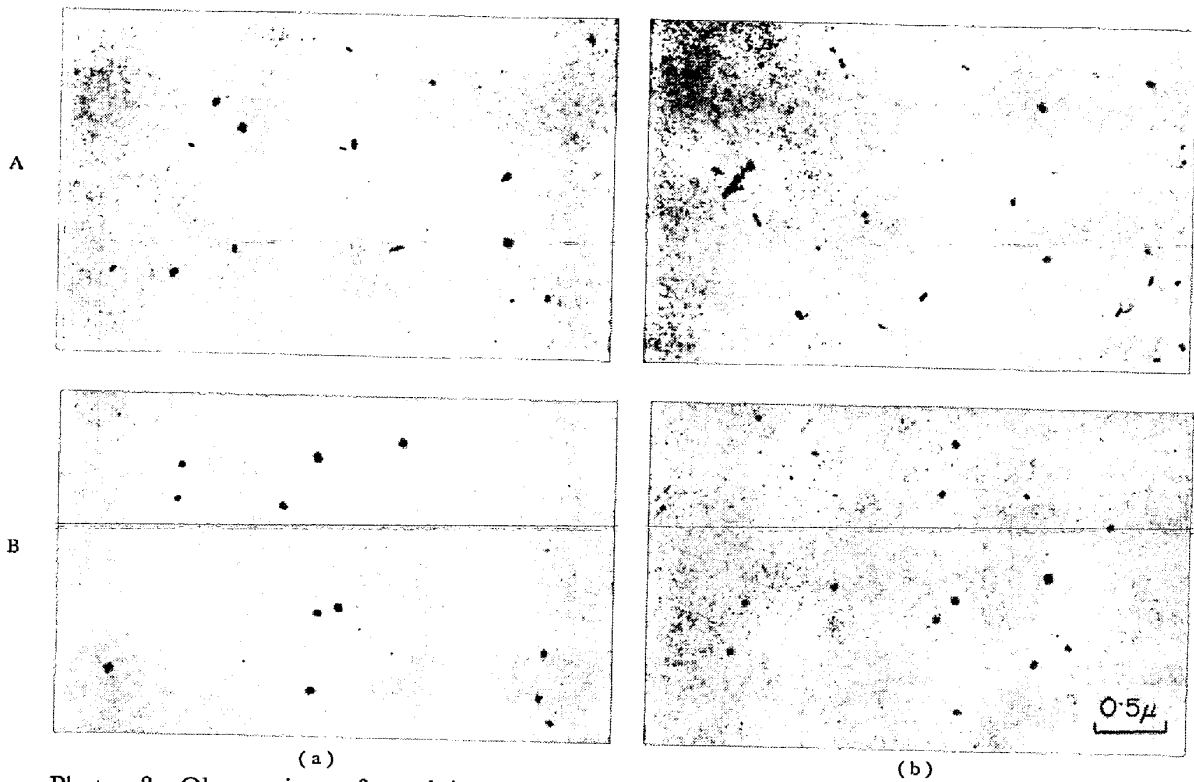


Fig. 8. Charpy impact transition curve (sample B)

Fig. 9. Charpy impact transition curve (sample C)



Photo. 4. Typical fracture surface of sample A after Charpy impact test (in Z-direction)

する試料では遷移温度に異方性がみられ、特に $\{100\}$ 面の多い Z 方向および圧延方向から 45° 方向の断面では遷移温度が高いことがわかった。ただし Z 方向については集合組織のランダムな試料 A でも vT_s で約 45°C の差があるが、その分を差引いても試料 B, C の Z 方向の vT_s は 0° 方向に比しそれぞれ 125°C , 90°C ほど高くなっており集合組織の影響は強い。なお試料 B, C の Z 方向を除き遷移曲線の変化は純鉄としては全般にゆつくりしているが、これはサブサイズ試験片を用いたことにもよると考えられる。

4. 検 討

4.1 破面の観察

破面単位を測定するため、衝撃試験後の破面の走査型電顕観察を行なった。前述のように破面単位は微細亀裂の生成伝播が生じている領域に相当し、その領域内では破壊の生じている結晶面の方位がほぼ同一の $\{100\}$ 劈開面をなしている。

Photo. 4 は集合組織のランダムな試料 A の破面の一例であり、破面単位を図中の実線で示してある。この場合破面単位はその境界が閉じており、その中の一点で発生した微細亀裂は伝播して次の破面単位との境界で不連続

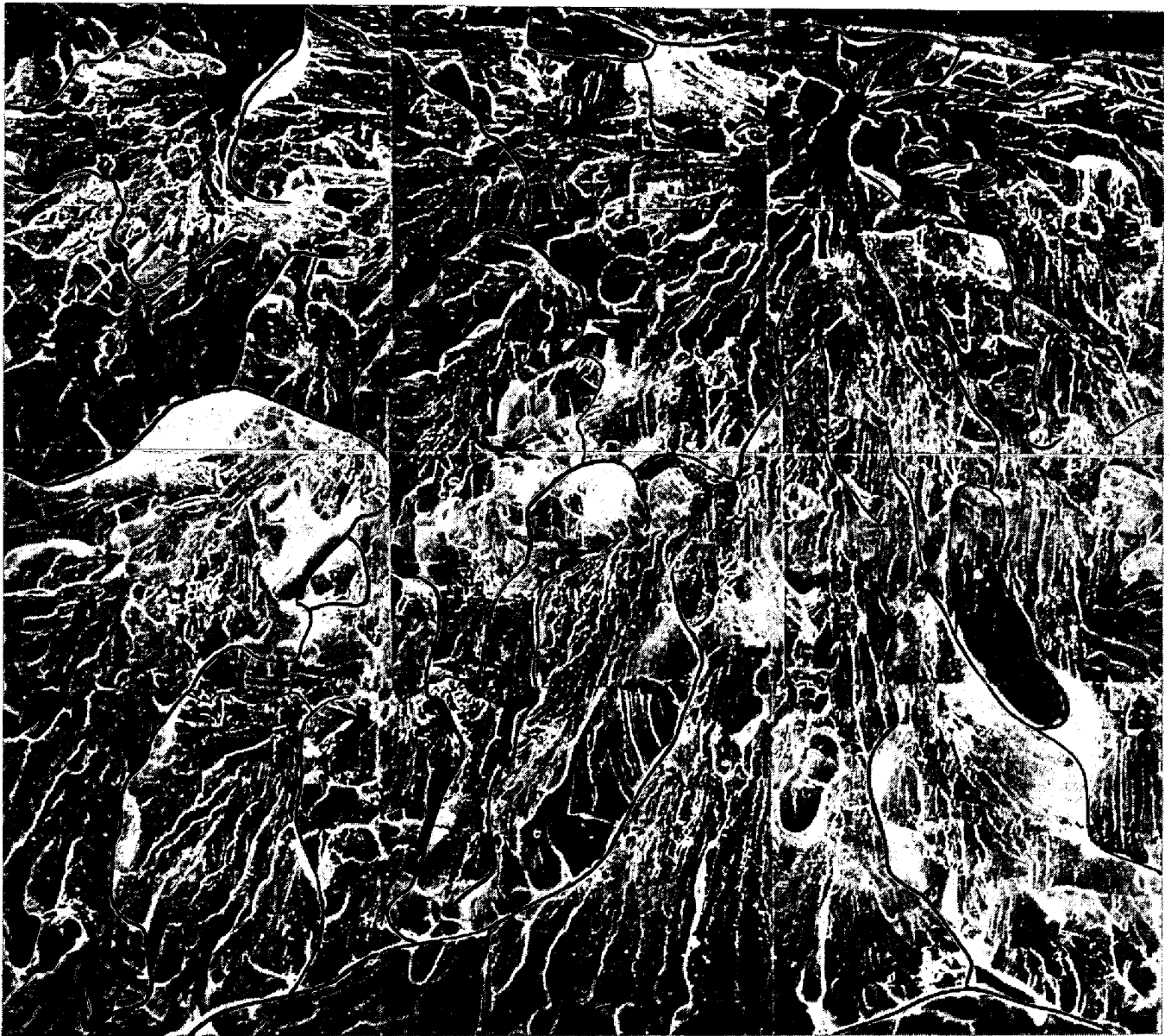


Photo. 5. Typical fracture surface of sample B after Charpy impact test (in Z-direction)

になつている。

これに対して強い集合組織を有する試料 B では、Photo. 5 に示すように微細亀裂の発生源は一つでも伝播の過程で別々の亀裂として生長する傾向にある。図中の実線は微細亀裂の境界を示したもので、この境界は試料 A におけるような破面単位の定義とは異なつてゐるが、ここでは便宜上この境界を線分析により測定して得た平均切片を破面単位と同様に取り扱うことにする。この点については後でさらに論ずる。

以上の結果を Fig. 11 に模式的に示す。図中で太線は微細亀裂の境界（破面単位）を示し、細線は結晶粒界を示したものである。矢印の方向は微細亀裂の伝播の方向

である。集合組織のランダムな材料では、破面単位を一つの単位として微細亀裂の生成伝播は不連続的である。これに対して強い集合組織を有する材料では、一点から発生した微細亀裂が伝播していく過程で別々の亀裂として生長する傾向にある。このように集合組織の有無により破面単位の形成のし方に差異がみられるが、この点については集合組織の強い場合の破面単位の定義や意味も含めてさらに検討の要がある。

4.2 靱性と破面単位の関係

従来靱性におよぼす組織の影響としては、結晶粒度依存性がよく知られ靱性に関する PETCH の関係として多くの報告がある^{14)~16)}。これに対して筆者の一人らは組

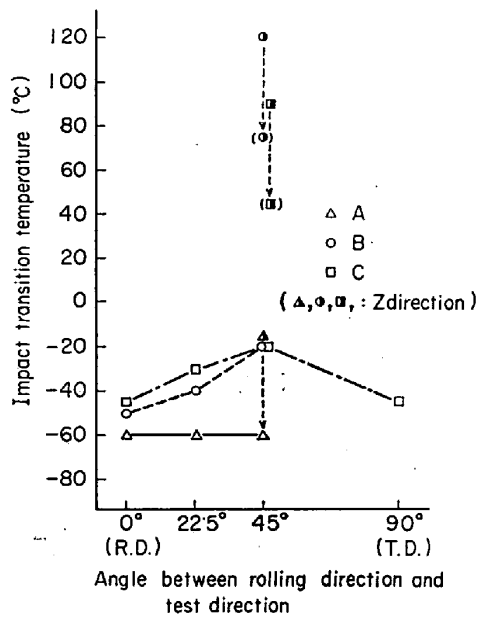


Fig. 10. Effects of texture on impact transition temperature (vTs). The plots of Z-direction in parenthesis are corrected using the difference between Z-direction and other directions in sample A.

Table 3. Unit crack path observed in various sections of samples (unit : μ , measured by linear analysis)

	A	B	C
(a) Z	77.2	397.2	322.9
(b) 0°	75.2	166.3	135.3
(c) 45°	76.6	196.1	165.8

織の影響として破面単位が重要であることを指摘した^{17)~19)}. これは低温脆性破壊が {100} 結晶面上に生じる劈開破壊であることから, ほぼ同一の {100} 劈開面を共有する破面単位の方が靱性とより本質的な対応があるという考えに基づいたものである.

ところで通常の熱処理範囲では, 結晶粒度 l_a と破面単位 l_c とはほぼ $l_c \sim 2l_a$ という比例関係にあるため¹⁸⁾, 破面単位と靱性の関係について PETCH の関係との差異を明らかにするのは困難であった. しかし {100} 集合組織の強い材料を用いれば, 結晶粒度と破面単位の比例関係が変化し, 破面単位の役割がより明らかになることが期待された.

破面単位の測定結果を Table 3 に示す. 測定は結晶

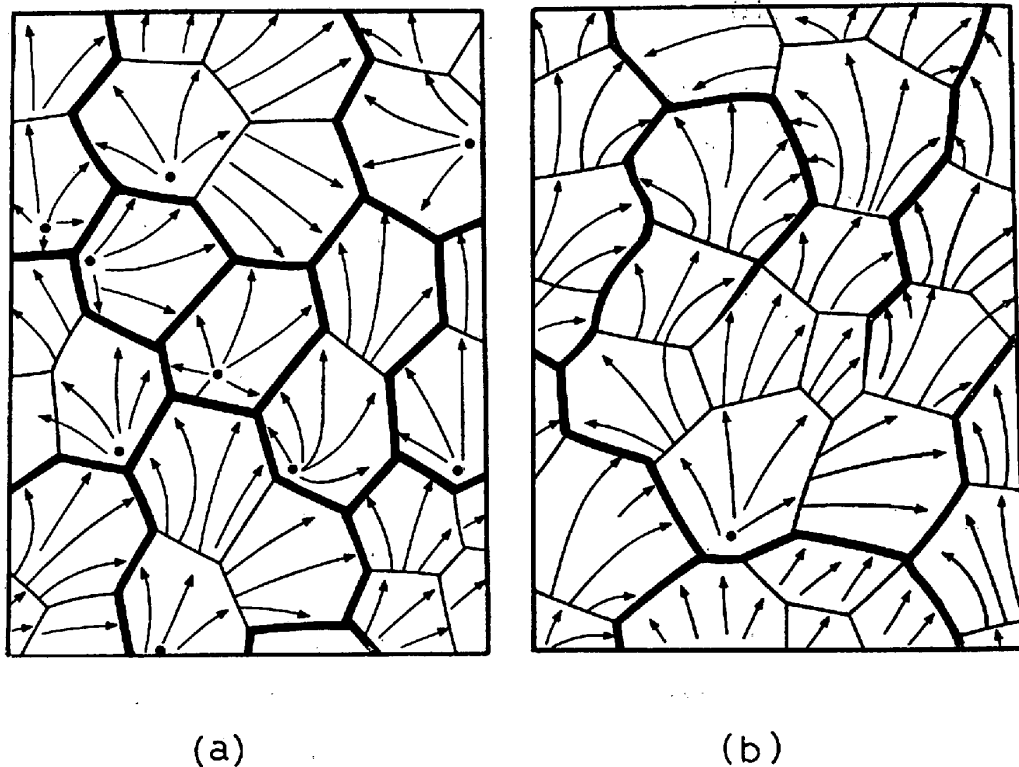


Fig. 11. Schematic illustration of cleavage fracture surface in : (a) sample having no preferred orientations (corresponding to Photo. 4) : (b) sample having the strong {100} <011> texture (corresponding to Photo. 5) Sharp and broad lines show the grain boundaries and the boundaries of microfractures, respectively. Arrows indicate the direction of microcrack propagation.

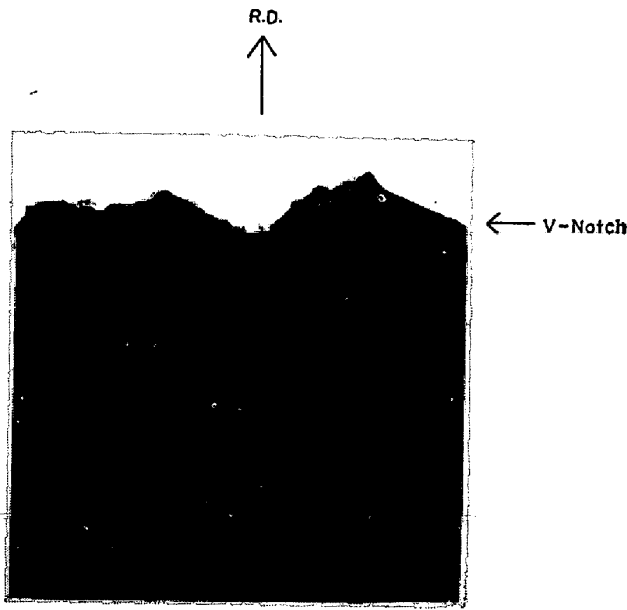


Photo. 6. Typical fractured appearance after Charpy impact test, testing in 0° to rolling direction (sample B).

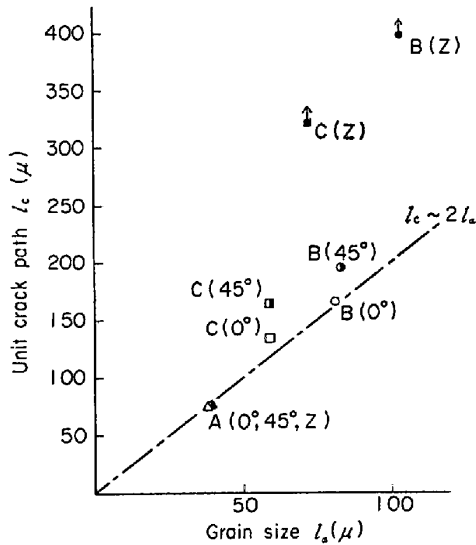


Fig. 12. Relation between grain size (l_a) and unit crack path (l_c).

粒度の場合と同様線分析により行ない、試料B、Cでは前述のごとく微細亀裂の境界を測定したものを破面単位としている。Fig. 12は結晶粒度と破面単位の関係を示したものである。集合組織のランダムな試料Aでは、いずれの方向ともほぼ $l_c \sim 2l_a$ の関係にある。これに対して強い集合組織を有する試料B、Cでは、0°方向は $l_c \sim 2l_a$ の関係に近いが、45°方向の破面単位はこの関係より大きく、Z方向はさらに大きくなっている。ただし試料B、Cの0°方向については、衝撃破断面が Photo. 6に示すように {100} 方位にそつたような破断をしてい

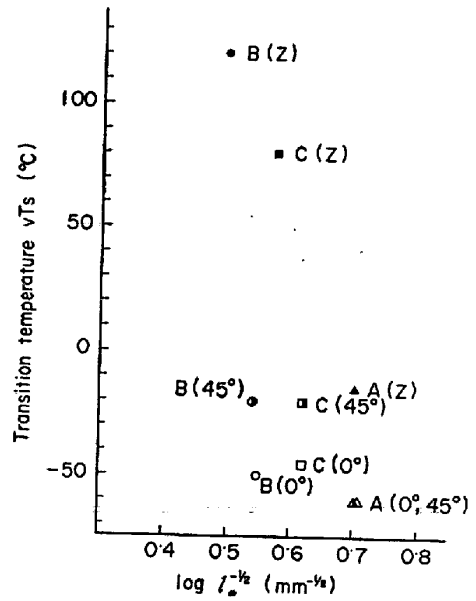


Fig. 13. Relation between impact transition temperature and grain size.

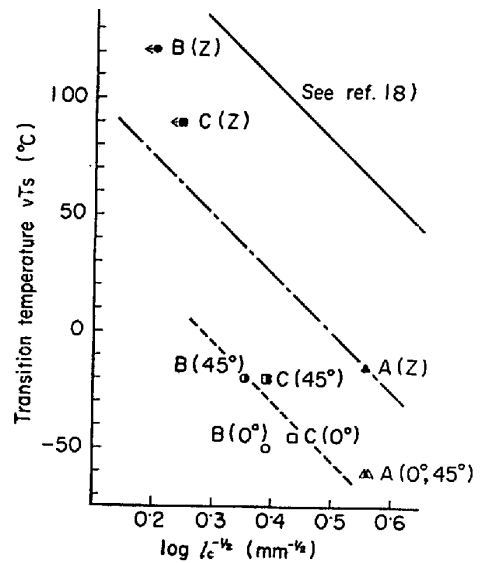


Fig. 14. Relation between impact transition temperature and unit crack path.

るため見かけ上破面単位が小さくおつており、実際には45°方向の破面単位に近いとも考えられる。

いずれにしても強い集合組織を有する試料では、破面単位は $l_c \sim 2l_a$ の関係より大きくなり、破断面に強い {100} 組織があるほどその傾向は大きいことがわかる。なお集合組織の強い材料では、前述のごとく集合組織のランダムな材料とは破面単位の形成のし方に差異があり実際の破面単位は今回の測定方法による結果よりさらに大きい可能性もある。

次に靱性に対する組織の影響として、破面遷移温度 vT_s を結晶粒度と破面単位で整理したものをそれぞれ

Fig. 13, Fig. 14 に示す. 集合組織の強い試料 B, C では遷移温度は 0° , 45° , Z 方向の順に高くなっている. ただし Z 方向については集合組織のランダムな試料 A でも差があり, その原因として介在物, 電子ビーム溶接の影響を調べたが, 調査の範囲では原因を明らかにすることはできなかつた. しかし試料 A における Z 方向と断面方向 (0° , 45°) の vT_s の差を用いて, 試料 B, C の Z 方向の vT_s を補正することが妥当と仮定すれば, Fig. 10 に示したように試料 B, C の Z 方向の vT_s はやはり他方向に比し高いことがわかる. そこで強い集合組織を有する試料 B, C における遷移温度 vT_s の異方性を組織の影響としてみる必要がある. 結晶粒度については各試料間では差があるが, 同一試料内では方向による差は小さい. 試料 B, C ではややパンケーキ型の粒形を示し Z 方向の粒の平均切片は断面方向に比し若干大きくなっているが, Fig. 13 に示すようにその差は vT_s の異方性を説明するには不十分である. すなわち試料 B, C の vT_s の異方性を結晶粒度で整理すること, いい換えると靱性に関する PETCH の関係として把握することは困難といえる. これに対して破面単位で整理してみると, Fig. 14 に示すように破面単位が大きいほど遷移温度 vT_s は高くなるという対応が認められる. なお Fig. 14 中の実線は前報¹⁰⁾ のフェライトパーライト組織について得られた関係を示している. 本実験結果との差は主として炭素含有量と試験片寸法の差によると考えられる.

ところで試料 B, C の 0° 方向と 45° 方向については, vT_s と破面単位は対応しているようにみえるが, 前述のごとく 0° 方向の破面単位を実際より小さく測定している可能性があり必ずしも対応は明確ではない. むしろ 0° 方向と 45° 方向の vT_s の差は, 0° 方向での衝撃破断面が Photo. 6 に示したように傾斜をもつているため, 破断面に垂直な応力が小さくなっていることにもよると考えられる.

しかし試料 B, C の Z 方向については, 破面単位は他方向に比し著しく大きく vT_s と対応している. また集合組織の強い試料では破面単位はさらに大きい可能性もあり, Fig. 14 に示したように前報¹⁰⁾ のフェライトパーライト組織で得られた傾向が本実験の場合にも成立するとすれば, その可能性は大きい. これらの点からみて遷移温度は結晶粒度より破面単位で整理する方がより妥当と考えられる.

以上集合組織の強い材料では, 破面単位 l_c は結晶粒度 l_a に比し従来の関係 $l_c \sim 2l_a$ より大きいことがわかり, 遷移温度は結晶粒度より破面単位で整理する方がよ

り妥当と考えられた. しかし靱性におよぼす組織の影響としての破面単位の役割を十分明らかにしたとはいえず, 靱性に関する PETCH の関係との差異を明確にするためには, 同一素材より得た種々の結晶粒度の試料を用いるなどさらに精密な実験が必要であろう.

5. 結 言

純鉄を用いて, 圧延面に平行な強い $\{100\}\langle 011 \rangle$ 集合組織を有する材料と集合組織のランダムな材料について靱性, 延性, 強度におよぼす集合組織の影響を調査し, 次の結果を得た.

- (1) 衝撃性質には集合組織の影響があり, 破壊の方向に強い $\{100\}$ 組織があると遷移温度は高くなる.
- (2) 集合組織の強い材料では, 破面単位 l_c は結晶粒度 l_a に比し従来の関係 $l_c \sim 2l_a$ より大きくなる. 遷移温度は結晶粒度より破面単位で整理する方が妥当と考えられる. なお集合組織の有無により破面単位の形成のし方に差異があり, 詳細な検討は今後の問題である.
- (3) 伸び, 幅絞りにには集合組織の影響があり, 集合組織の $\langle 011 \rangle$ 方向に比し $\langle 001 \rangle$ 方向での伸び, 幅絞りが大きい.
- (4) 本実験範囲では強度には集合組織の影響は認められない.

おわりに, 本研究の発表を許可された中央技術研究所所長池島俊雄博士, ならびに多くの有益な助言をいただいた邦武立郎博士に深甚なる感謝の意を表する.

文 献

- 1) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35 (1958), p. 261
- 2) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products III, 16 (1962), p. 47
- 3) J. A. ELLIAS, R. H. HEYER and J. M. SMITH: Trans. AIME, 224 (1962), p. 679
- 4) T. OKAMOTO, T. SHIRAIWA and M. FUKUDA: Colloquium of International Deep Drawing Research Group, Institute of Sheet Metal Engineering, London, 1964
- 5) 久保田, 小指, 清水: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1074
- 6) 小指, 稲垣, 栗原, 三瓶, 大北: 鉄と鋼, 59 (1973), p. A49
- 7) B. EDMONDSON: Proc. Roy. Soc., A264 (1961), p. 176
- 8) F. TERASAKI: Acta Met., 15 (1967), p. 1057
- 9) F. TERASAKI: Métaux, Corrosion, Industrie, 497 (1967), p. 11
- 10) R. PRIESTNER and N. LOUAT: Acta Met., 11 (1963), p. 195
- 11) T. H. WEBSTER: Acta Met., 18 (1970), p. 683

- 12) R. SCHOFIELD: JISI (1973), p. 374
 - 13) 三好, 寺崎, 金子: 鉄と鋼 (投稿予定)
 - 14) A. N. STROH: Adv. Phys., 6(1957), p. 48
 - 15) N. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1089
 - 16) A. H. COTTRELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192
 - 17) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 293
 - 18) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1067
 - 19) F. TERASAKI and H. OHTANI: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 45
 - 20) H. OHTANI, F. TERASAKI and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 119
 - 21) T. TAKEUCHI: Trans. JIM, 9 (1968), p. 871
 - 22) T. H. WEBSTER, I. L. DILLAMORE and R. E. SMALLMAN: Metal Sci. J., 5 (1971), p. 74
-