

© 1992 ISIJ

論 文

薄鋼板の深絞り成形後の靱性と変形集合組織 および破面単位との関係

須藤 正俊*・大木 継秋*²・柴田 善一*

Relationships between the Brittle Fracture Behavior of Deep-drawn Cups and Deformation Texture and Facet Unit

Masatoshi SUDO, Tsuguaki OKI and Zenichi SHIBATA

Synopsis :

1) The cleavage fracture can occur along the deep drawing axis of a cup which is deep drawn from a hot-rolled or cold-rolled steel blank. This cleavage fracture can be principally explained to be brought about with the increase in (200) pole density on the fracture surface. The work hardening and circumferential tensile residual stress can cause brittle fracture, but can not explain the whole fracture behavior.

2) The reduction in the brittle fracture due to the increase in r value of blank sheet and additional ironing process can be caused by decreasing the (200) pole density on the fracture surfaces.

3) The decrease in cleavage fracture unit (d_c) which is closely related to the toughness, is in linear relationship with the decrease in the (200) pole density and grain size on the fracture surfaces.

Key words : steel sheet; deep-drawn cup; cleavage fracture; cleavage fracture unit; r -value; grain size; (200) pole density; circumferential residual stress.

1. 緒 言

熱延鋼板,あるいは冷延鋼板を深い円筒または角筒状に絞り加工後,静的あるいは衝撃的に外力を加えると深絞り容器側壁部に深さ方向に平行に脆性破壊を起こすことがある。この現象を一般的に縦割れと呼んでいる。すでにいくつかの研究報告があり以下のことが明らかになっている^{1)~6)}。

絞り比が高くなるにつれて縦割れ発生遷移温度(以下 T_r と略記することがある)は顕著に上昇する¹⁾。同一絞り比ではキルド鋼はリムド鋼よりも T_r が低温であり¹⁾,さらに r 値の異なる2種類のAlキルド鋼($\bar{r}=1.7, 1.3$)の T_r を比較すると,高 r 値化により T_r は低下し,円周方向引張残留応力も減少する³⁾。すなわち,リムド鋼よりもアルミキルド鋼の T_r が低いのはその高 r 値に起因するとされる³⁾。縦割れ発生遷移温度が低いことは縦割れが発生しにくいことを意味し,これをその材料の耐縦割れ性が優れていると表現される。

熱延鋼板を深絞り成形後の縦割れ発生遷移温度と深絞り加工後のシャルピー破面遷移温度(靱性)とは相関関

係にあり²⁾⁶⁾,その成形後の靱性向上には,素板の延性(特に切欠伸び)の改善²⁾⁴⁾⁶⁾が有効である。

プレス成形条件は縦割れの発生しやすさに影響を与えること,そしてそれは主に円周方向残留応力を変えることによることも明らかになった³⁾⁴⁾。

深絞り容器側壁部に深さ方向に平行に脆性破壊を起こす機構の検討もされている。例えば小久保らは,縦割れ発生断面への(100)極密度($I_{(200)}$)の集積および破面単位の変化を見出し,しごき加工の付与あるいは高 r 値化による耐縦割れ性の向上をこれらと関連付けようとした³⁾⁴⁾。松藤らは縦割れ発生面への(100)方位の集積およびフェライト粒径の変化と縦割れ発生との関係を詳細に検討しているが⁶⁾,深絞り加工後の遷移温度と $I_{(200)}$ とは特に関係が無いとの結果もあり⁵⁾,必ずしも明確でない。

そこで本報告においては,縦割れ発生現象に及ぼす各種因子,特に深絞り比,しごき加工,材料特性の影響について, $I_{(200)}$,結晶粒径(d),破面単位(d_c)との関係から検討を加え,深絞り容器(以下容器と略記する)の特定方向にのみ脆性破壊が発生する機構を支配する因

平成3年5月13日受付 (Received May 13, 1991)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

*² (株)コベルコ科研 (KOBELCO Research Institute, INC.)

子について考察する。なお、縦割れ現象の脆性破壊には、へき開と粒界破壊の2種類があり、粒界破壊に関する研究が主に行われてきたが^{7)~9)}、本論文ではへき開破壊を対象とする。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材化学成分および機械的性質を Table 1, 2 に示す。縦割れ発生において脆化が特定方向に生じる機構を明確にするために、靱性評価の容易な板厚 3.2 mm の熱延鋼板 HR-1 を供試材として、深絞り成形後の靱性・延性異方性を調査し、縦割れ発生に関する基本的考察を試みた。

深絞り成形後のしごき加工率と縦割れ発生温度との関係調査のための供試材として、市販熱延鋼板 HR-2 (板厚 3.2 mm) を素材とし、0.8 mm~1.41 mm まで冷延後、真空焼鈍 (710°C×3 h) した試料を用いた。冷延率が異なるため、粒径および r 値に若干の差異が認められる。

冷延鋼板素板の材料特性の影響を調査する実験には、同一アルミキルド鋼スラブに、種々の製造工程を適用して作製した AK-1~4 を使用した。

2.2 実験方法

2.2.1 深絞り成形後の靱性異方性と変形集合組織との関係 (熱延鋼板)

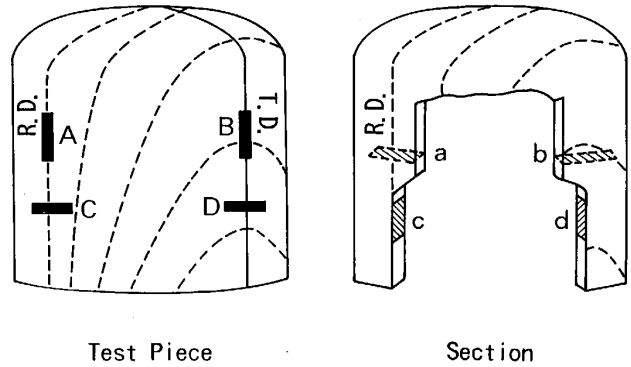
靱性異方性調査用容器は、1 000 mmφ の熱延鋼板ブランクから三工程絞りにて作製した。容器径は 360 mmφ、絞り比は約 2.78 である。Fig. 1 に靱性異方性測定用シャルピー試験片等の採取方法を示す。図中点線は素板圧延方向を示す繊維軸を表している。この繊維軸と容器の軸方向、およびそれぞれに直角な方向を考慮すると、

Table 1. Chemical compositions of steels investigated (wt%).

Steel	C	Mn	Si	P	S	Al	O	N
AK-1~4	0.05	0.34	0.02	0.010	0.014	0.048	—	—
HR-1	0.12	0.41	<0.05	0.005	0.010	—	—	—
HR-2	0.052	0.30	0.005	0.014	0.028	0.004	—	0.0041
A	0.04	0.40	—	0.085	—	0.05	—	—
B	0.04	0.40	0.25	0.085	—	0.05	—	—

Table 2. Mechanical properties of steels investigated.

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	\bar{r}	Δr	Grain size (μm)
AK-1	164.1	295.2	43.7	1.49	0.35	8.2
AK-2	211.3	313.2	42.8	1.08	0.19	5.3
AK-3	166.7	296.5	43.3	1.11	0.16	7.4
AK-4	193.0	298.9	32.8	0.62	0.15	7.8
HR-1	276.5	374.6	38.2	—	—	—



R.D.=Rolling Direction T.D.=Transverse Direction

Fig. 1. Definition of test pieces for tensile test and for Charpy V-notch impact test (A, B, C, D) and sections observed (a, b, c, d) of a deep-drawn cup.

図中に A, B, C, D で記した 4 種類の試験片採取方向がある。各試験片の顕微鏡組織および集合組織観察面は試験片に直角な断面であり、右図に各試験片に対応して小文字 a, b, c, d で表示する。なお絞り比 1.5, 2.0, 2.5 にほぼ相当する容器側壁の高さ方向の位置を計算により求め、各試験片の中央部が各絞り比に対応するように試験片の採取位置を定めた。

集合組織測定は断面 a, c の他に側壁についても行った。断面 a, c 等の測定用試料は薄板を重ねて必要な面積を得ているため、測定値の絶対値には若干誤差が入っているが、比較には十分の測定精度が得られた。集合組織測定の基準軸は、断面 c: 容器軸方向 (DD)、断面 a: 円周方向 (CD)、側壁: 圧延方向 (RD) である。

シャルピー試験片形状は JIS 4 号 (板厚 2.5 mm)、引張試験片形状は JIS 13 号 B (板厚 2.5 mm) である。

衝撃試験または 2.2.2 に記す縦割れ試験後の破面について、走査型電子顕微鏡により観察し、そのままおよび 10~15° 傾斜させた写真を撮り、反射実体顕微鏡によりステレオ観察し、破面単位を測定した。

破面単位は後述するように、加工率・加工様式に依存し異方性を示すようになる。破面単位の長軸 (d_{ca}) の採用も考えたが、伝播方向は必ずしも特定方向に限定されないため、平均値を次式に従い求めた。

$$d_c = \sqrt{4 \cdot L_1 \cdot L_2 / \pi \cdot N_1 \cdot N_2}$$

ここで、 L_1 , L_2 はそれぞれの長軸、短軸方向の測定線長、 N_1 , N_2 は L_1 , L_2 と交差する破面単位境界の数である。

2.2.2 縦割れ発生に及ぼすしごき加工および材料特性の影響 (冷延鋼板)

(1) 容器成形条件

しごき加工後の容器の壁厚さおよび高さが全成形条件

下で一定になるように、板厚とブランク径の組合せを決めた。容器の壁厚さは0.8 mm、高さは約50 mmである。成形後の容器エッジの状態は加工条件により異なるため、エッジを旋盤により切除し、端部の影響を小さくした。

材料特性の影響調査のための容器は深絞り比3.2であり、2段絞り法により作製した。使用した工具形状などは前報に準拠する³⁾。

(2) 残留応力測定方法

本実験の残留応力測定としては¹²⁾、機械的方法の簡便法の一つである Crampton 法を採用した。

Crampton 法は、管軸方向にき裂を生じさせ、それによる外形変化を測定して管の外表面の円周応力 σ_c を求めるものである。試料管の長さは管径の2倍以上が必要とされるが、本実験においては成形容器の形状から管長を40 mmとした。計算式は既報のため省略する¹²⁾³⁾。

(3) 縦割れ試験方法

供試材の冷延鋼板は板厚が薄く、かつ延性に優れ、しかも絞り比が十分高くないため、いずれの容器も常温では脆性破壊を起こさない。そのため低温に保持した試料にいくつかの方法で変形を加えて破壊を生じさせた。すなわち、a) 容器を横にし、圧縮する圧縮試験方法、および b) 容器の開口部に勾配のついたポンチを押し込み、押し拡げる過程での割れの発生を調べる押し拡げ方法³⁾である。しごき加工の影響には圧縮試験方法、材料特性の影響には押し拡げ試験方法を採用した。

一つの温度で何個かのカップを試験し、その温度での縦割れ発生率 (f) を次式により求めた。

$$f = (n_C + n_B/2) / n \times 100 (\%) \dots\dots\dots (1)$$

ここで $n = n_A + n_B + n_C$

n_A 等は下記破壊状況の分類に従う破壊を生じたカップの数である。A: 塑性変形し脆性破壊しないもの、B: 一部塑性変形後脆性破壊したもの、C: 変形のごく初期に脆性破壊したもの

発生率50%の温度を縦割れ発生遷移温度とした。

3. 実験結果および考察

3.1 縦割れ発生温度と発生面への(100)面の集積との関係

3.1.1 深絞り成形後の靱性異方性と変形集合組織との関係

市販熱延鋼板 (HR-1) の深絞り容器のシャルピー遷移温度、シェルフエネルギーと深絞り比および試験片採取方向との関係を Fig. 2 に示す。ここで深絞り比1.0

は素板を意味する。破壊面が容器軸方向に沿った試験片 C, D においては、深絞り比が増すにつれて遷移温度が上昇し、シェルフエネルギーが減少している。一方、破壊面が円周方向の試験片 A, B では遷移温度およびシェルフエネルギーの深絞り比に伴う変化量は小さい。なお、試験片 C, D の素板のシェルフエネルギー差は成形後もそのまま維持されている。

引張特性と深絞り比および試験片採取方向との関係を

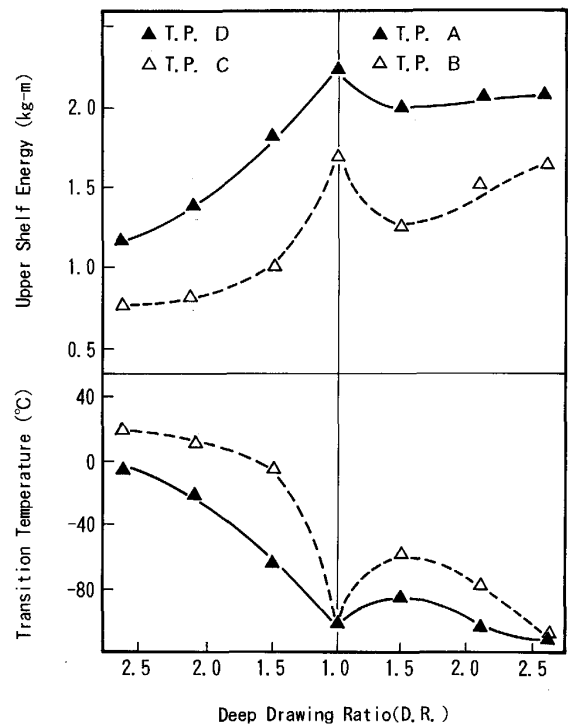


Fig. 2. Relationship between deep drawing ratio and Charpy V-notch impact values (JIS No. 4 test piece, thickness = 2.5 mm). (The steel investigated is HR-1)

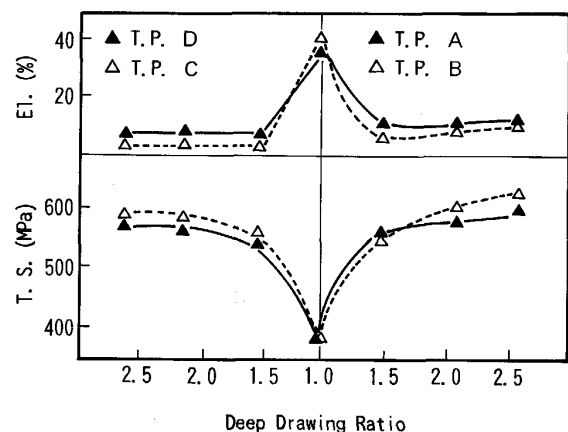


Fig. 3. Relationship between deep drawing ratio and tensile properties. (The steel investigated is HR-1)

Fig. 3 に示す。引張特性は試験片採取方向の影響をほとんど受けず、深絞り比が 1.5 までは急激に強度が増加し、伸びは減少し、その後はほぼ一定である。この傾向はシャルピー試験値の挙動とは異なっており、容器軸方向に脆性破壊が生じやすい理由は単なる加工脆化では説明できないことが再確認された³⁾⁴⁾。

靱性異方性発生原因の第一として、変形集合組織の形成をあげることができる。変形集合組織の測定結果 (Fig. 4) によれば、容器軸方向 (断面 c, d) には、円周方向 (断面 a, b) に比べて α -鉄のへき開破面である (100) 面の集積度がはるかに高いことがわかる。なる

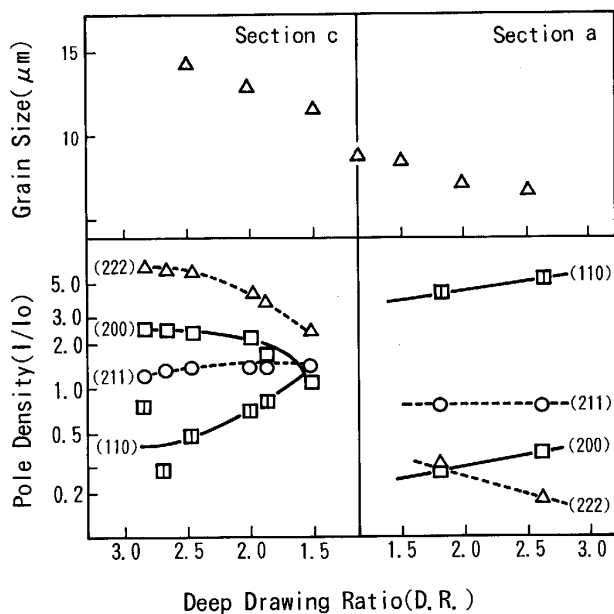


Fig. 4. Effect of deep drawing ratio on the deformation texture formation and grain anisotropy of deep-drawn cups. (The steel investigated is HR-1)

お断面 c における集合組織の主方位は $\{111\}\langle 011\rangle + \{100\}\langle 011\rangle$ 、断面 a の主方位は $\{110\}\langle 011\rangle$ であり、容器壁の主方位は $\{322\}\langle 011\rangle$ である (Fig. 5)。

集合組織の形成につれて、結晶粒も容器軸方向に伸び、円周方向に圧縮され、粒径異方性を示すようになり (Fig. 4)、靱性異方性が生じる第二の原因となる。軸方向では粒径が大きくなるため、脆性破壊の発生がさらに助長され、一方円周方向では深絞り比とともに粒径が小さくなるため、(100)面の集積度が若干増加するにもかかわらず、遷移温度が深絞り比 1.5 付近で最高温度になり、それ以上ではわずかに低下するものと考えられる。

以上の結果からシャルピー衝撃遷移温度または縦割れ

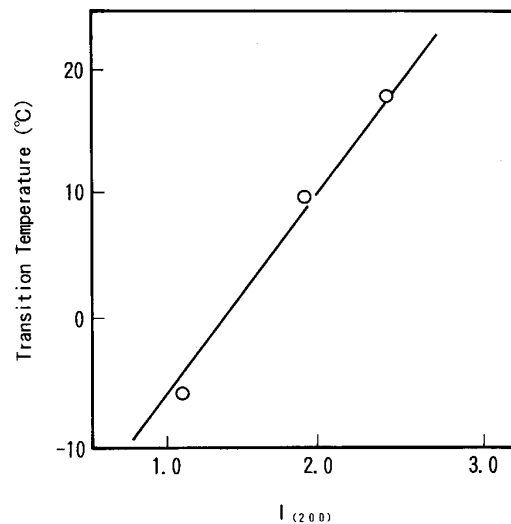
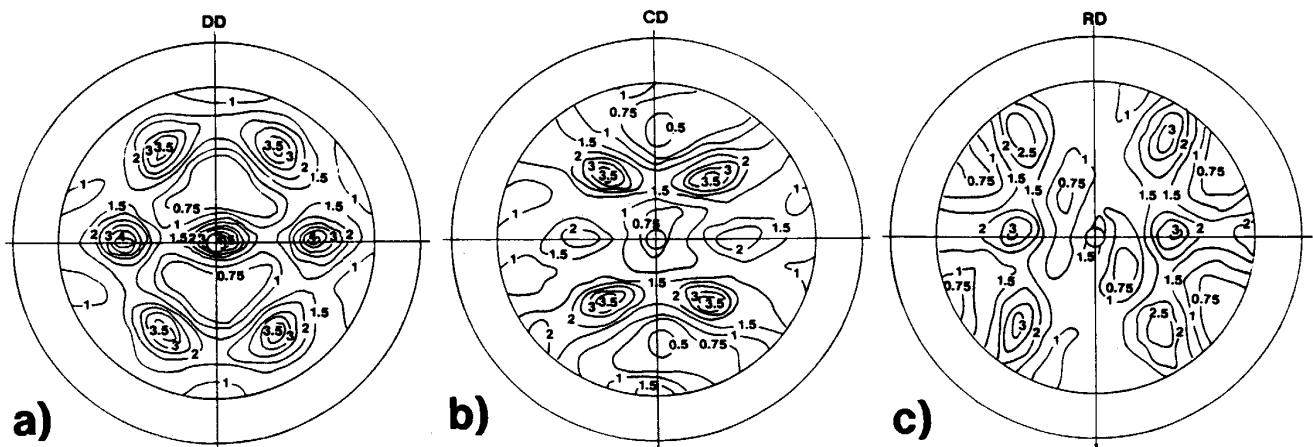


Fig. 6. Relationship between fracture transition temperature (test piece C) and (200) pole density ($I_{(200)}$) obtained on section c. (The steel investigated is HR-1)



D.D.=Drawing Direction C.D.=Circumferential Direction R.D.=Rolling Direction

Fig. 5. (200) pole figures of a deep-drawn cup measured on section c (a), section a (b), and cup wall (c). (D.R.=2.6, steel: HR-1)

発生温度は、縦割れ発生面 (断面 c) の集合組織およびき裂進展方向の粒径に支配されている可能性が示された。試験片 C における遷移温度と断面 c における (200) 極密度 ($I_{(200)}$) との関係を探ると Fig. 6 に示すように、 $I_{(200)}$ が増すにつれて遷移温度は直線的に高温側に移行している。粒径の変化と $I_{(200)}$ の変化は同一傾向のため、粒径の影響は Fig. 6 に包含されている可能性がある。そこで、遷移温度と断面 c における $I_{(200)}$ と粒径 (d) との相関関係式を求めたところ、やはり $I_{(200)}$ の効果のみで説明できる結果が得られた。

3.1.2 しごき加工率と縦割れ発生温度との関係

前報において縦割れ遷移温度としごき率との関係を求め、しごき率が 26% を超えると遷移温度は急激に低下すること、そして円周方向引張残留応力および高 (相

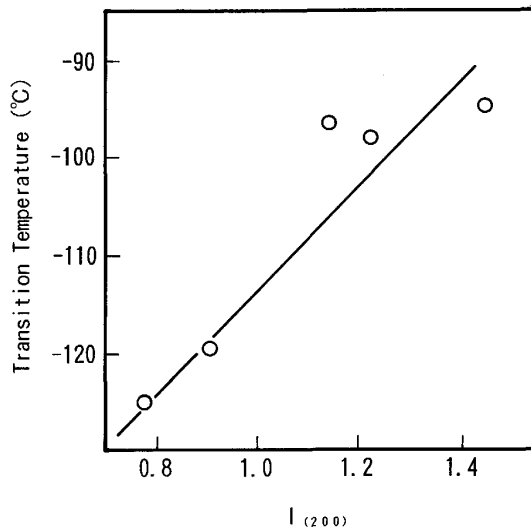


Fig. 7. Relationship between brittle fracture transition temperature and $I_{(200)}$ obtained on section c. (Effect of ironing ratio)

当) ひずみのみでは縦割れ遷移温度の変化を説明できず、変形集合組織を考慮すべきであることがわかった³⁾。

そこで、前報とは異なる試料を用いてしごき率と断面 c における集合組織との関係を調べた。しごき率が高くなるにつれ $I_{(200)}$ が減少し、 $I_{(110)}$ が増加している。極点図を測定し、優先方位 $\{111\}\langle 011\rangle + \{100\}\langle 011\rangle$ への集積が弱まっていることを確認した。そこで遷移温度と $I_{(200)}$ との関係を探ると、Fig. 7 に示すように、 $I_{(200)}$ が増すにつれて遷移温度はほぼ直線的に上昇し、遷移温度の変化は本例においても $I_{(200)}$ の変化によりよく説明できた。

しごき加工に伴うき裂進行方向の粒径の減少と $I_{(200)}$ の減少は同時に起るため両者の効果の分離はできず、 $I_{(200)}$ の効果が強調されている可能性はある。

以上の結果から、しごき加工の付加は断面 c における集合組織の優先方位を変え縦割れ発生を大幅に軽減するとの予期とおりの結果が得られた。

3.1.3 冷延鋼板の素板材料特性値と縦割れ発生温度との関係

前 2 項において縦割れ発生は基本的には $I_{(200)}$ の増加に支配されることを明確にした。しかしながら第 2 の因子とされる結晶粒径の影響を分離できなかった。そこで素板の \bar{r} 値と粒径 (d_0) を変えてその分離を試みた。深絞り成形した容器 (深絞り比 3.2) の縦割れ発生温度と素板 \bar{r} 値・粒径との関係を Fig. 8 に示す。両特性値が同時に変化しているため、各特性値単独との相関は低い。高 \bar{r} 値化 (Fig. 8 a) および細粒化 (Fig. 8 b) により耐縦割れ性は向上している。しかも、 \bar{r} 値が増すにつれ縦割れ発生温度が低下する傾向に対し AK-2 のみは低温側にずれているのは d_0 が $5.3\mu\text{m}$ と小さいためであり、細粒化により縦割れ発生温度が低下する傾

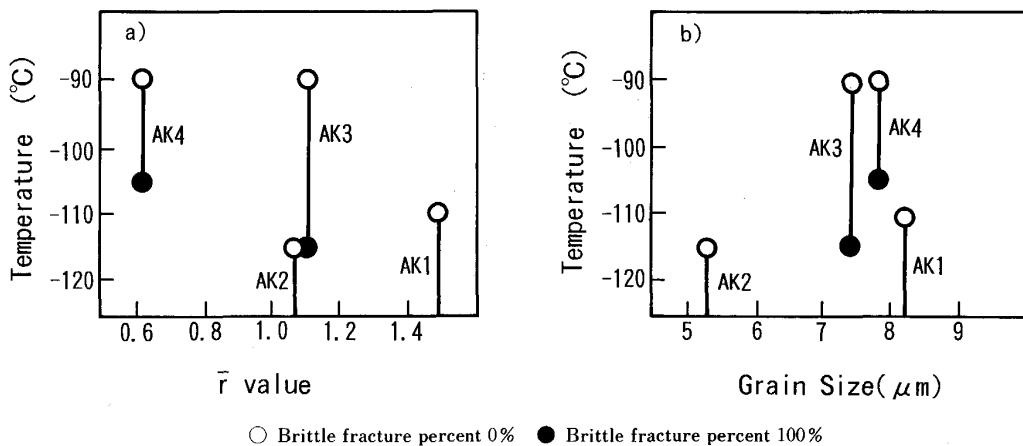


Fig. 8. Relationship between brittle fracture temperature and \bar{r} value a) and grain size b) of blank sheets. (The steels investigated are AK-1~4)

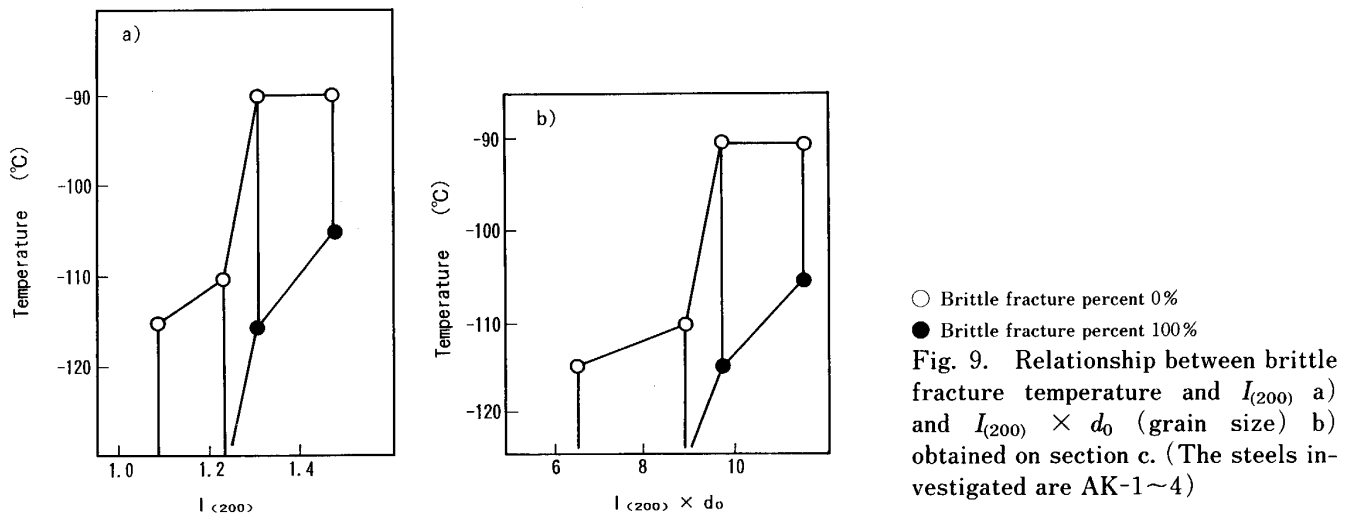


Table 3. (200) pole intensities of the blank sheets and those in the section c of the deep drawn cups.

Sample	Steel			
	AK-1	AK-2	AK-3	AK-4
Blank	0.49	1.04	0.84	2.60
Drawn cup	1.09	1.23	1.31	1.47

向に対し AK-1 のみは低温側にずれているのは高 r 値であるためであると説明することも可能である。そこで、データ数が不足であるが、縦割れが発生しない温度（図中○）と r 値および粒度との相関を求めた。両者の寄与は認められたが高い相関は得られなかった (R^2 乗 = 0.697)。

$$y_1 = -24.32x_1 + 5.94x_2 - 117.8 \dots \dots \dots (2)$$

ここで y_1 : 遷移温度, x_1 : r 値, x_2 : d_0 である。

Fig. 9 に示すように遷移温度と断面 c における $I_{(200)}$ と、さらには $I_{(200)}$ と d_0 との積との間にも良好な相関関係が認められたが、粒径を考慮することにより相関関係が改善されたとは言えない。

素板の $I_{(200)}$ と容器断面 c における $I_{(200)}$ との関係調べると、素板の $I_{(200)}$ が小さいほど、断面 c での $I_{(200)}$ は小さくなる傾向にある (Table 3)。すなわち、素板の高 r 値化が耐縦割れ性の向上に有効である理由は、素板の $I_{(200)}$ が小さいほど断面 c における $I_{(200)}$ が小さくなること、および既報の円周方向引張残留応力の低減効果³⁾によるものである。細粒化の効果は理論的に予測され、本実験においても Fig. 8 および (2) 式に示すように一部実験的にも支持された。

3.2 縦割れ発生温度と破面単位の関係

へき開破壊では、ほぼ同一の $\{100\}$ へき開面を有する有効フェライト粒径、または破面単位 (d_c) の大きさ

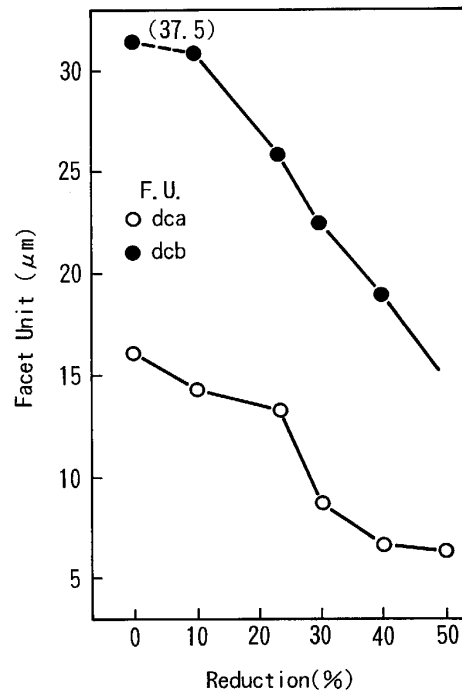


Fig. 10. Relationship between ironing ratio and fracture unit (d_c).

と遷移温度とは良い対応関係にあることが知られている¹⁰⁾¹¹⁾。例えば、焼入れ焼もどし鋼においては、径の2倍の相違は遷移温度にして約 30°C の変化を生じるとの報告もある¹⁰⁾。そこで、破面単位と遷移温度との関係を調べた。

破面単位の測定結果の一例として、しごき加工率と断面 c における d_c との関係を図 10 に示す。しごき加工率とともに d_c は減少し、40% しごき加工後では半分以下になる。管軸方向の d_c (長軸: d_{ca}) と直角方向の d_c (短軸: d_{cb}) の比は深絞り成形後で2倍以上であり、しごき加工後もその傾向は変わらない。図示は省略

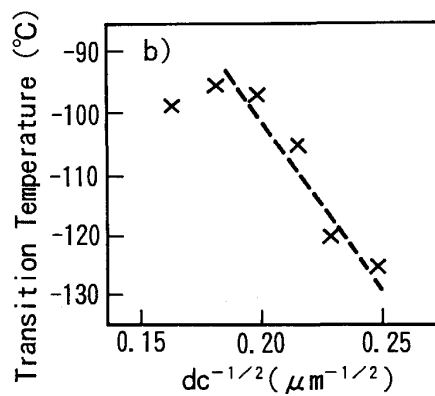
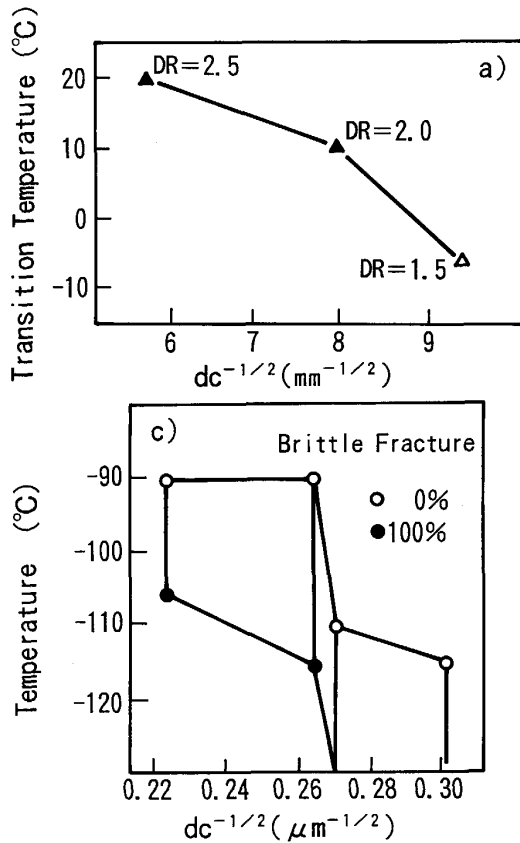


Fig. 11. Relationship between transition temperature and fracture unit (d_c). [The steels investigated are HR-1 (a), HR-2 (b) and AK-1~4 (c).]

するが深絞り比とともに d_c 特に d_{ca} は急増している。

破面単位と遷移温度との関係を Fig. 11 に纏めて示す。横軸の d_c は対数表示が一般的だが、本例ではそのまま表示した。3.1.1 に示した深絞り成形後の靱性(シャルピー衝撃遷移温度)の変化は深絞り比に伴う d_c の変化 (Fig. 11 a) でうまく説明できる。

Fig. 11 b) に示すように、しごき加工による大幅な遷移温度の低下も d_c の減少と良く一致している。一方、素板の r 値と粒径の異なる供試材間でこれらの関係を比較 (Fig. 11 c)) しても、他二例ほどではないが同様な傾向にある。したがって、変形様式や材料特性に伴う耐縦割れ性の変化は破面単位の変化で説明できると言える。次に破面単位を支配する因子について検討する。

破面単位と断面 c における $I_{(200)}$ あるいは $I_{(200)} \times d_0^{1/2}$ との関係を求めると、Fig. 12 に示すように、鋼種・変形様式によらず直線関係にある。しかし、しごき加工の影響を示す直線の勾配は深絞り成形後の他の二例のそれとは異なり、変形様式の影響が認められる。

試料 AK-1~AK-4 では断面 c における $I_{(200)}$ よりも $I_{(200)} \times d_0^{1/2}$ と良い対応関係にあり、 $I_{(200)}$ および d_0 が増加するにつれてほぼ直線的に $d_c^{1/2}$ が増加すること、言い換えれば破面単位は $I_{(200)}$ および d_0 に支配される

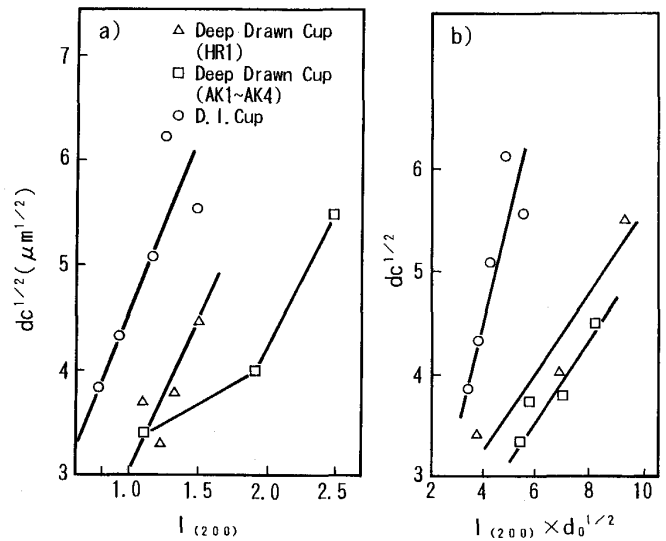


Fig. 12. Relationship between fracture unit ($d_c^{1/2}$) and $I_{(200)}$ (a) and $I_{(200)} \times d_0$ (b).

ことを示しているようである。

そこで、破面単位と素板粒径単独との関係を調べると Fig. 13 に示すように単純に d_0 との関係では説明できない。しかし図中に示した \bar{r} 値も考慮に入れて、 \bar{r} 値がほぼ等しく粒径のみが異なる場合、またはその逆の例で比較すると、破面単位は d_0 と r 値 (または $I_{(200)}$) に支配されていることが示唆される。そこで回帰分析を行

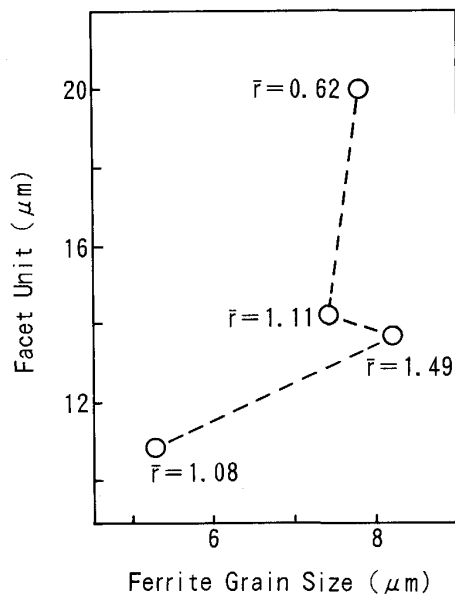


Fig. 13. Relationship between fracture unit ($d_c^{1/2}$) and blank sheet's grain size (d_0).

うと、(3)(4)式が得られ、両式のR2乗はそれぞれ0.987, 0.996であり、(2)式に比べるとはるかに高い相関関係が認められた。破面単位の測定精度が高いこともあり、素板 r 値、より正確には $I_{(200)}$ と素板粒径 (d_0) の影響を正確に把握できた。

$$y_2 = -8.305x_1 + 2.126x_2 + 8.349 \dots \dots \dots (3)$$

$$y_2 = 2.694x_2 + 9.095x_3 - 13.020 \dots \dots \dots (4)$$

ここで y_2 : 破面単位 (μm), x_1 : \bar{r} 値, x_2 : d_0 (μm), x_3 : $I_{(200)}$ である。

3・1 と 3・2 に示した結果を総合すると、次の二つの結論が得られた。①靱性異方性は基本的には変形集合組織形成に伴う破壊面への(200)面の集積、および見かけ上それに隠されるがき裂進展方向の粒径が大きくなることに起因すると結論でき、その測定方法の容易さから考えても $I_{(200)}$ で靱性異方性を判断するのが最善と考えられる。②素板 r 値および粒径は深絞り成形後の破壊面の $I_{(200)}$ および粒径、従って破面単位への影響を介して縦割れ発生温度の支配的因子になりうる。

ただし上記2因子以外にも多くの因子が縦割れ発生に多少は寄与していることはすでに述べた。

4. 結 言

深絞り成形度が増すにつれて、延性-脆性遷移温度は

高温側に移行し、脆化、言い換えれば縦割れが発生しやすくなる。この縦割れ発生機構に関する検討を行い、以下の結果を得た。

1) 深絞り成形に伴い縦割れが発生しやすくなるのは、加工硬化および円周方向引張残留応力の形成だけでは説明できず、基本的には、変形集合組織形成に伴い、 α -鉄のへき開破壊面である(100)面が割れ発生面に集積することにより説明できる。き裂進展方向の粒径が大きくなることの影響は隠され、見掛け上寄与が小さい。

2) 深絞り成形容器の割れ発生面への(100)面の集積を軽減するためには、素板集合組織の $I_{(200)}$ の低減(高 r 値化)、素板粒径 (d_0) の微細化、さらに深絞り成形後のしごき加工の付与が、有効な対策である。この対策により(100)面の集積は減少し、へき開破壊が発生しにくくなり、へき開破面単位 (d_c) も小さくなる。

3) d_c と破壊面における $I_{(200)}$ と $d_0^{1/2}$ の積との間には熱延、冷延板を問わず良い直線関係が認められる。さらに、 d_c は素板の $I_{(200)}$ と d_0 を減少させるとほぼ直線的に減少し、その結果、耐縦割れ性が向上することが確認された。

文 献

- 1) 高橋政司, 須藤忠三, 猪野信吾, 中田忠昭: 昭和48年塑性加工春季講演論文集(1973), p. 297
- 2) 松藤和雄, 由田征史: 第24回塑性加工連合講演会(1973), p. 141, p. 145
- 3) 小久保一郎, 大木継秋, 柴田善一, 須藤正俊: 第24回塑性加工連合講演会(1973), p. 149
小久保一郎, 柴田善一, 岩井隆房, 大木継秋: 鉄と鋼, **59**(1973), S 489, S 490
- 4) 辻村 昂, 須藤正俊, 大木継秋, 川本国夫: 神鋼技報, **24**(1974) 4, p. 59
- 5) 松藤和雄, 由田征史: 第25回塑性加工連合講演会(1974), p. 249
- 6) 松藤和雄, 大沢紘一, 由田征史, 酒匂雅隆: 日本鋼管技報(1976) 70, p. 99
- 7) 小西元幸, 大橋延夫, 吉田 博: 川崎製鉄技報, **6**(1974), p. 305
- 8) 田賀秀武, 吉川明静: 金属材料研究所研究報告, **15**(1972), p. 57
- 9) H. J. GRABKE: ISIJ Int., **29**(1989), p. 529
- 10) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 鋼の強靱性(1971), p. 51 [Climax Molybden]
- 11) 邦武一郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 鋼の強靱性(1971), p. 93 [Climax Molybden]
- 12) 日本熱処理技術協会編: 残留応力(1963), p. 43 [共立出版]