

低炭素低合金鋼二相域圧延材のセパレーションの発生機構

論文

松田 昭一*・川島善樹果*²・関口 昭一*²・岡本 正幸*²

Mechanism of Separation of A Low-carbon Low Alloy Steel Control-Rolled in Austenite and Ferrite Two Phase Regions

Shoichi MATSUDA, Yokimi KAWASHIMA, Shoichi SEKIGUCHI, and Masayuki OKAMOTO

Synopsis:

The purpose of this paper is to understand controlling factors of separations parallel to the rolling plane developed in charpy specimens when rolling is extended in $\alpha+\gamma$ two phase regions.

Main results are as follows:

- 1) Separation were found to be enhanced by the development of {100} and {111} textures, the formation of large texture bandings consisted of a group of ferrite grains having a common crystallographic orientation, and the presence of the local plastic flow at the notch root preceding complete fracture.
- 2) Separations were found to increase the area of intergranular fracture as the texture develops.

On the basis of these results it is suggested that separations may be formed by the initiation of the crack along the interface between {100} bandings and {111} bandings resulting from the anisotropic plastic flow of these bandings.

1. 緒 言

最近、 $\alpha+\gamma$ 二相域圧延による靱性の改善法が目ざましい発展を遂げている。二相域圧延は、従来の細粒化や熱処理鋼の変態組織制御による靱性改善の方法とは根本的に異なり、圧延集合組織の形成によつて、主き裂の発生あるいは伝播に先立つて、板面に平行な面に層状の割れを生ぜしめ、応力集中の緩和により、圧延方向、圧延直角方向（以降おのおのL、C方向とよぶ）の靱性を著しく改善する点に極めて大きな特徴がある¹⁾²⁾。

圧延面に平行な層状の割れは、一般に、セパレーション (Separation) と呼ばれているが、形成機構に関しては、諸説が提案されている。

初期においては、圧延方向に延ばされた伸長 MnS が、セパレーション発生の主な原因と考えられていたが³⁾、Mn、S を含まない極低炭素鋼においてもセパレーションの発生が見出されるに至つて、MnS 説は否定される方向にある⁴⁾⁵⁾。

最も一般的な説は、圧延面に {100} 集合組織が発達することによつて、板厚方向の靱性が減少するという考え方である^{6)~8)}。しかしながら、

- (1) α 相の熱延集合組織は {100} よりも {111} の方が

より強く発達する⁴⁾。

- (2) へき開破壊以外に粒界割れが存在する⁴⁾⁹⁾。

- (3) 塑性変形の要素を含むシャルピーの破面遷移領域で発生する。

などの理由により、{100} へき開説では、発生機構の統一的な解釈はむずかしく、最近では、{100} および {111} 集合組織の塑性異方性に注目した諸説が提案されている^{10)~12)}。

本報告は、低炭素低合金鋼二相域圧延材について、セパレーションの発生と集合組織強度、結晶学的コロニー（圧延面に平行に、ほぼ同一の結晶面を持つ結晶粒の集団）の分布および {111}、{100} 集合組織の塑性異方性などとの関係について検討し、セパレーションの発生に関する諸現象を統一的に説明することを目的としたものである。

2. 実験方法

2.1 試料の化学組成

ラインパイプ X70 鋼相当成分の実験用真空溶解鋼で、化学組成を Table 1 に示す。

2.2 二相域圧延

鋼塊を 950°C で 1 h 加熱後、Fig. 1 に示す圧延条件

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 12 月 15 日受付 (Received Dec. 15, 1980)

* 新日本製鉄(株)基礎研究所 工博 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

*² 新日本製鉄(株)基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

Table 1. Chemical composition of a steel (wt%).

C	Si	Mn	S	Ni	Mo	Nb	V	Al
0.06	0.25	1.50	0.001	0.30	0.20	0.05	0.07	0.03

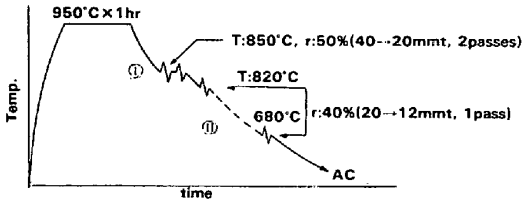


Fig. 1. Schematic representation of rolling schedule.

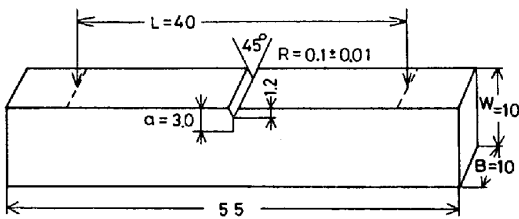


Fig. 2. Geometry of a notched bend test piece.

にしたがい、未再結晶オーステナイト域の 850°C で 50% 圧延し、さらに、未再結晶オーステナイト域から二相域にわたる 820~680°C で 40% 圧延した。

2.3 脆性破壊応力 (σ_f) の求め方

静的曲げ試験片 (Fig. 2)、および丸棒引張試験片について破壊応力と降伏応力 (σ_y) の温度変化を求め、破壊応力が全域降伏と一致する温度 (T_{GY}) における降伏応力 $\sigma_y(T_{GY})$ より、(1)式を用いて σ_f を求めた¹³⁾。

$$\sigma_f = \sigma_y(T_{GY}) \left\{ 1 + \frac{\pi}{2} - \frac{\theta}{2} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

θ : ノッチフランクアングル

2.4 計装シャルピー試験による塑性域 (r_p) の求め方

塑性域とセパレーションの深さ (後述) との関係を求めるために、 r_p を計算した。低応力破壊時における平面歪み r_p は、応力拡大係数 K_{Id} と σ_y とを用いて、

$$r_p = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{Id}}{\sigma_y} \right)^2 \dots\dots\dots (2)$$

で与えられるが¹⁴⁾、 r_p を決定するためには、動的曲げ試験による降伏応力 (σ_{yd}) の温度依存性を求めることが必要である。そのために、まず、計装シャルピー試験において全域降伏で破壊する温度における破壊荷重 (P_{GY}) より、(3)式にしたがって動的降伏応力 $\sigma_{yd}(T_{GY})$ を求めた¹⁵⁾。

$$\sigma_{yd}(T_{GY}) = 2.85 P_{GY} / B(W-a) \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 B : 板厚、 W : 板幅、 a : 予き裂長さ
 T_{GY} 以下の温度における σ_{yd} は、 σ_{yd} の温度変化が静的降伏応力 (σ_y) の温度変化とはほぼ同一であると仮定し

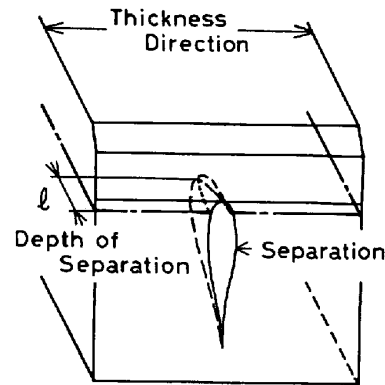


Fig. 3. Schematic representation of method for measurement of the depth of separations.

て、 σ_y より概算した。また、応力拡大係数 K_{Id} は、(4)式を用いて計算した¹⁶⁾。

$$K_{Id} = \frac{3P_f L f(a/W)}{2BW^2} \cdot a^{1/2} \dots\dots\dots (4)$$

ただし、 a : 予き裂長さ、 B : 板幅、 L : 支点間距離、 P_f : 破壊荷重、 $f(a/w)$: 形状補正係数

2.5 セパレーションの深さ測定

Fig. 3 の模式図に示すように、ノッチ底を含む破面に垂直な断面において個々のセパレーションの深さ (l_i) を測定し、深さの平均値 \bar{l} を

$$\bar{l} = \frac{\sum_{i=1}^n l_i}{n} \dots\dots\dots (5)$$

によつて求めた。

2.6 集合組織強度、コロニー・サイズの決定

集合組織強度は板厚中心について、X線正極点図法および逆極点図法によつて求めた。

結晶学的コロニーの分布は、圧延面に平行な面について、修正カーリング腐食法とエッチピット法の併用によつて決定した。

2.7 セパレーション破面の観察および破面直下の組織の電子顕微鏡観察

主破面に平行でセパレーションの谷底を含む面に沿つて切断し、数個の薄板に分割した試料 (Fig. 4) について、セパレーションの発生起点および伝播部の破壊様式を走査型電子顕微鏡で観察した。また、イオン研磨により、セパレーションの破面直下の領域の薄膜 ($\approx 1\mu$) を作成し、微視組織の特徴を 1000 kV 超高压電子顕微鏡で観察した。

3. 結 果

3.1 集合組織強度とセパレーション

Fig. 5(a), (b), (c), は、二相域圧延温度の違いによる (222) 及び (200) 集合組織強度、韌性 ($vTrs$,

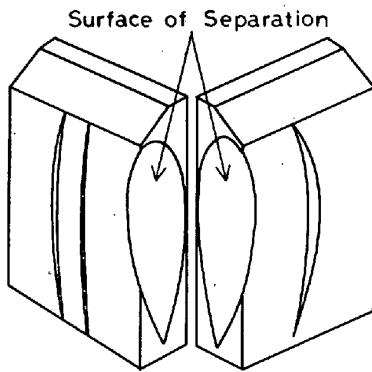


Fig. 4. Schematic representation of thin plates for observation of split fracture surface.

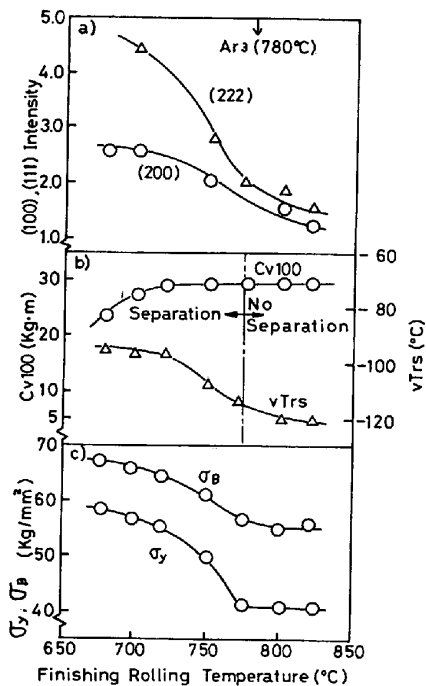


Fig. 5. Variations of (a) texture intensity, (b) $vTrs$, G_{V100} and (c) σ_y , σ_B with finishing rolling temperature.

C_{V100} †), 強度 (σ_y , σ_B) の変化を示したものである。

(222) 及び (200) 集合組織強度 (Fig. 5(a)) は、最終圧下温度が下がるにしたがって増加するが、厳密には、 Ar_3 点 ($\approx 780^\circ C$) 以上のほとんど(222)及び(200)集合組織が発達しない領域、 Ar_3 点から Ar_3 点以下 $50 \sim 60^\circ C$ の範囲で圧延温度の低下とともに (222) 及び (200) 集合組織強度が増加する遷移領域、それ以下の温度で強度が飽和する領域に分けられる。遷移領域、飽和領域のいずれにおいても、ランダム試料に対する相対強度 ($(I/I_0)_{111}$, $(I/I_0)_{100}$) は、{100}に比べて{111}の方が強く、例えば、飽和領域で比較すると、{100}は3倍程度であるのに対して、{111}はほぼ5倍にも達してい

† 100% 延性破壊下限温度におけるシャルピーの吸収エネルギー

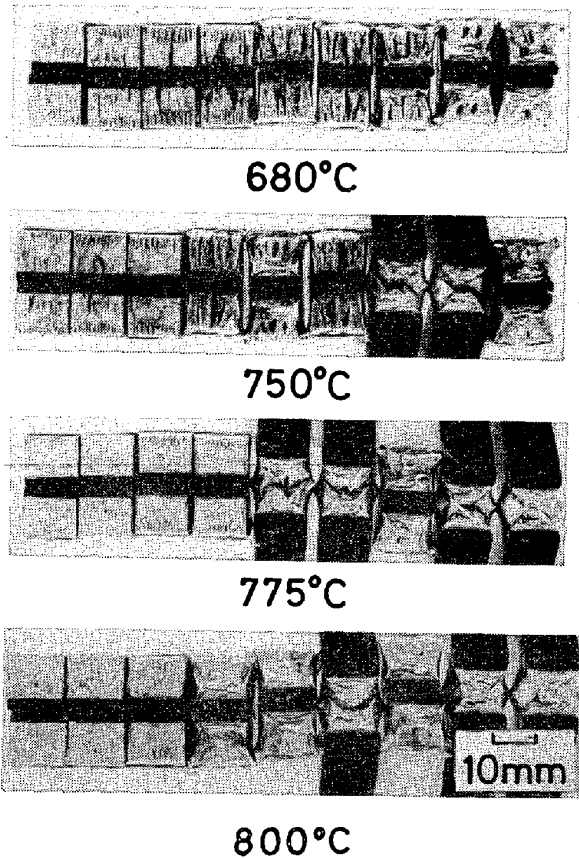


Photo. 1. Charpy fracture appearance of the specimens obtained at different finishing temperatures.

る。

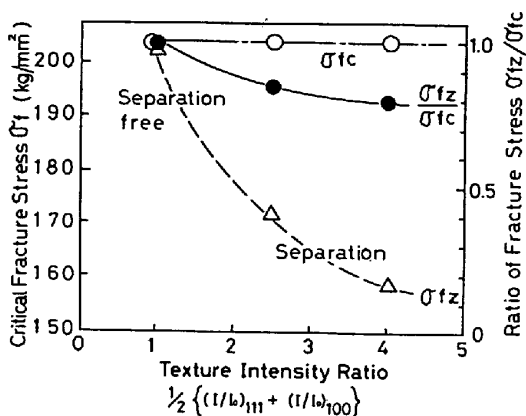
Photo. 1 に示すシャルピーの破面外観から明らかのように、セパレーションの発生は、集合組織強度と強い関係があり、 Ar_3 以上の仕上げ温度の場合には発生せず、 Ar_3 以下では、集合組織強度にほぼ比例して、発生頻度は増加する。また、セパレーションの発生温度域は、シャルピーのエネルギー遷移領域とほぼ一致し、遷移領域以上、あるいは以下の温度においては、発生頻度は減少する。

C_{V100} (Fig. 5(b)) の変化に関しては、従来の結果⁴⁾ とほぼ同様であり、セパレーションの発生頻度の増加とともに、 C_{V100} は若干減少する(延性破壊特性劣化)。 $vTrs$ は、強度変化の影響を強く受け仕上げ温度が低くなり、強度が上昇するに従って上昇する。

また、 σ_y , σ_B (Fig. 5(c)) に関しても、従来結果と同様であり、仕上げ温度の低下とともに、 σ_y , σ_B ともに上昇する。

3.2 脆性破壊応力

Fig. 6 は、集合組織強度 $1/2((I/I_0)_{111} + (I/I_0)_{100})$ に対して、C (圧延方向に直角な方向)、Z (板厚方向) 方向の脆性破壊応力 σ_{fc} , σ_{fz} , および σ_{fz} の σ_{fc} に対す



σ_{fz} : critical fracture stress of through thickness direction
 σ_{fc} : critical fracture stress of traverse direction
 Fig. 6. Variations of critical fracture stresses (σ_{fc} , σ_{fz}) and the ratio of fracture stress (σ_{fz}/σ_{fc}) with texture intensity.

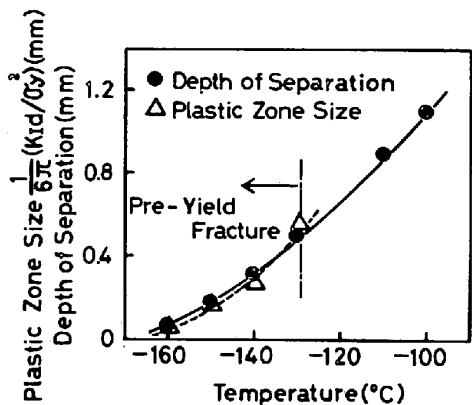


Fig. 7. Variations of the depth of separation and the plastic zone size with testing temperatures.

る比 (σ_{fz}/σ_{fc}) をプロットしたものである。 σ_{fc} は、集合組織強度にほとんど関係なくほぼ一定であるのに対して、 σ_{fz} は強度の増加につれて低下する。 σ_{fz}/σ_{fc} より明らかなように、集合組織強度が強くとセパレーションが多発する場合には、脆性破壊応力比 σ_{fz}/σ_{fc} はほぼ 0.8 であり、 σ_{fc} に対して σ_{fz} は 20% 低下している。

以上の結果から明らかなように、一般的にノッチ先端のように 3 軸応力が存在するような応力条件下においては、板厚方向における脆性破壊応力の低下が、セパレーションを有する特異な破壊様式を示す原因になっているものと考えられる。

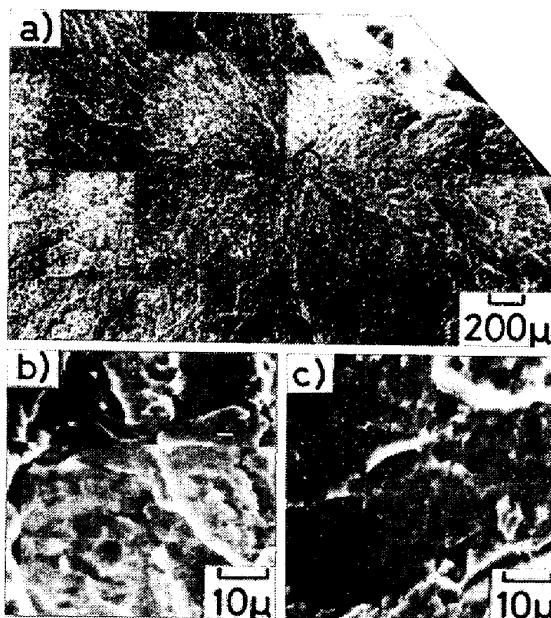
3.3 塑性域の大きさとセパレーションの深さとの関係

Fig. 7 は、Fig. 3 の方法によつて求めたセパレーションの深さおよび(2)~(4)式にしたがつて求めた低応力破壊域における塑性域の大きさを示したものである。 Fig. 7 より、セパレーションの深さは、試験温度が低下するにしたがつて減少し、本供試鋼の場合には、-160°C 以上になるとほぼ零に近くなり、セパレーションはほとんど観察されなくなる。セパレーションの深さを低応

力破壊温度域において求めた塑性域の大きさと比較すると、絶対値に多小の差はあるが、両者ほぼ同じ大きさである。この実験結果は、セパレーションの形成に、局所的な塑性変形の存在が必要であることを示唆している。

3.4 セパレーションの破壊様式

Photo. 2(a), (b), (c)は、Fig. 4 の方法によつて作製した集合組織強度の強い試験片のセパレーション破面の走査型電子顕微鏡による観察結果を示したものである。破面には、{100} へき開破壊の場合に観察されるような典型的なリバーパターンは存在せず、セパレーションの発生起点(Photo. 2(a)の丸印の部分、および Photo. 2(b))および伝播部(Photo. 2(a)の丸印以外の部分、



a) separated surface
 b) enlarged photograph of a) (initiation site)
 c) enlarged photograph of a) (propagating area)
 Photo. 2. Scanning electron micrograph showing details of separated surface.
 Texture intensity ≈ 4

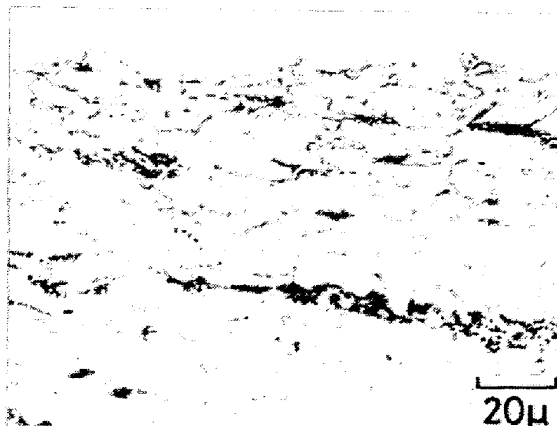


Photo. 3. Optical micrograph of the section of split fracture surface.

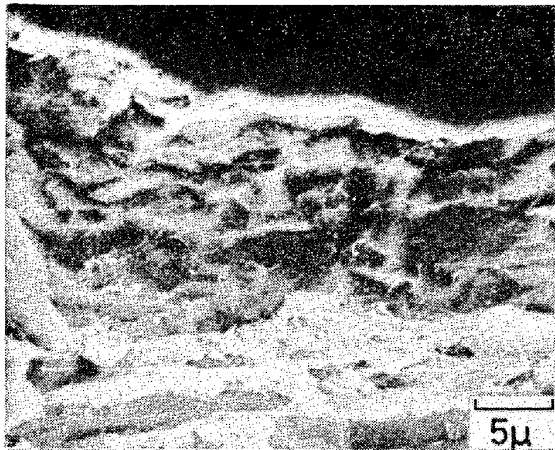


Photo. 4. Scanning electron micrograph of the section of split fracture surface. Note cell size.

および Photo. 2(c) のいずれにおいても、鱗状をした $1 \sim 3 \mu$ 程度の無数の小破面が観察される。C断面の光学顕微鏡写真 (Photo. 3), 走査電子顕微鏡による拡大写真 (Photo. 4) および超高圧電子顕微鏡によるセパレーションの破面直下の薄膜観察 (Photo. 5) などと比較すると、小破面の大きさは、 $\alpha + \gamma$ 二相域圧延によってフェライトの粒内に形成されたサブグレインの大きさに近いことがわかる。

Photo. 2~5 の結果から、小破面は加工フェライトのサブグレイン境界に沿って破壊した一種の粒界割れであり、セパレーションの発生が、単純に $\{100\}$ 集合組織の発達による Z 方向の靱性低下であると結論できないこと

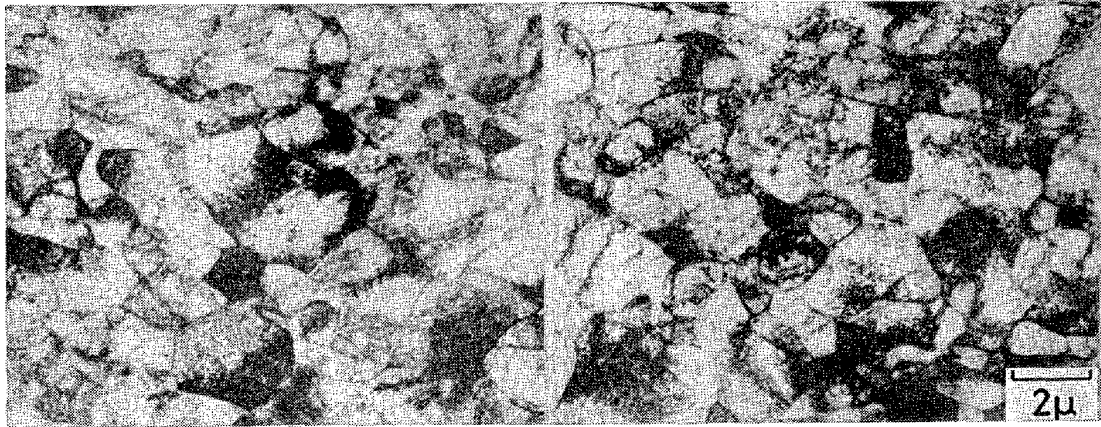
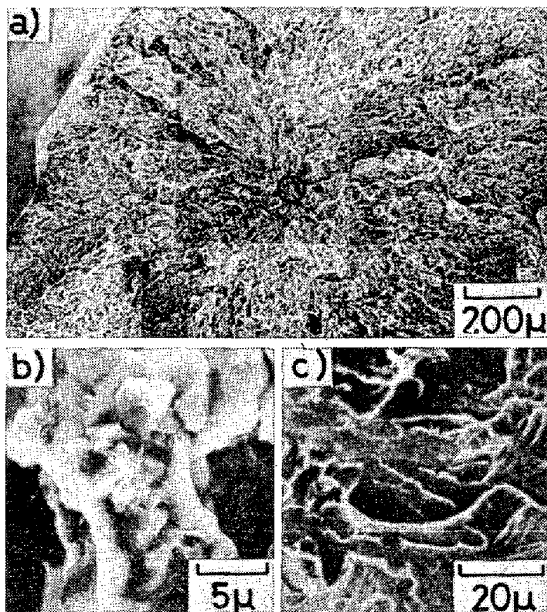


Photo. 5. Transmission electron micrograph of the dislocation arrangement near the split fracture surface.



a) separated surface
b) enlarged photograph a) (initiation site)
c) enlarged photograph of a) (propagating area)

Photo. 6. Scanning electron micrograph of the split fracture surface texture intensity. Texture intensity ≈ 2.5

を示唆している。

Photo. 6(a), (b), (c) は、集合組織強度の比較的に弱い場合のセパレーション破面の観察結果の一例である。Photo. 2 の破面との基本的な違いは、セパレーションの伝播部が粒界割れでなくへき開破面になっていることである。すなわち、セパレーションの発生起点とその近傍 (Photo. 6(a) の丸印の部分、および Photo. 6(a)) は、Photo. 2 と同様に鱗状を呈したサブグレイン粒界割れが観察されるが、伝播部 (Photo. 6(a) の丸印以外の部分、および Photo. 6(c)) においては、破面単位が多きく、典型的なリバーパターンが観察されるへき開破面になっている。

Photo. 2, 5 より、セパレーションの発生起点の破壊様式は集合組織強度にほとんど関係なく、フェライトのサブグレイン境界に沿った粒界割れであるが、伝播部の破壊様式は、集合組織強度の増加につれて、へき開破壊から粒界破壊に移行することがわかる。

Photo. 7(a), (b), Photo. 8(a), (b) は、板厚中央部の圧延面に平行な面について、コロニーの分布を観察

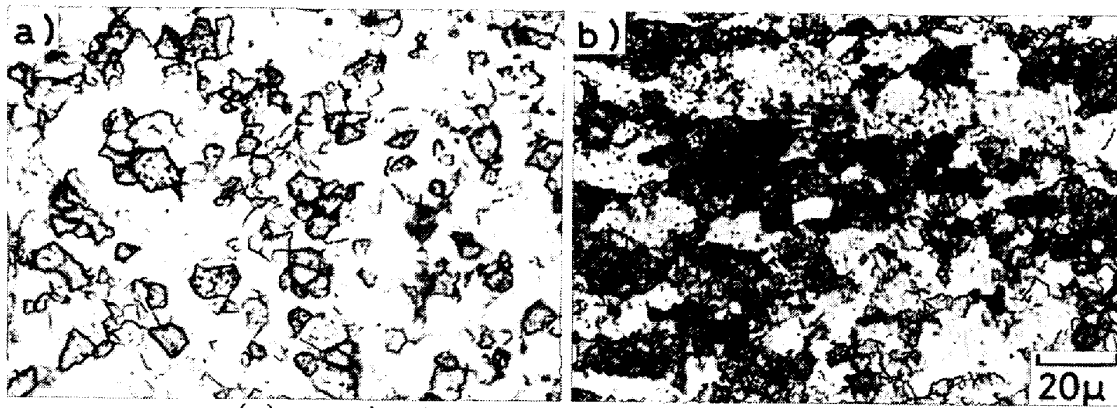


Photo. 7. Optical micrographs of midthickness of the specimens etched with a modified Kalling reagent. Note crystallographic colony size.

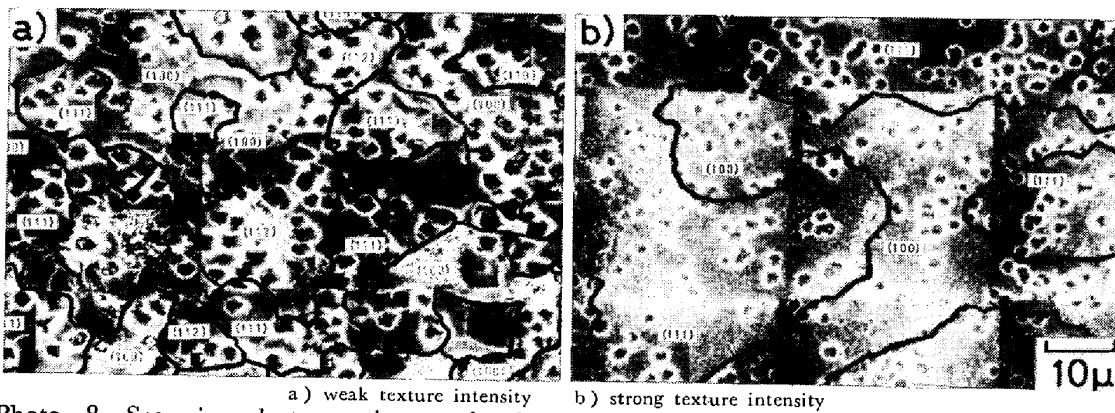


Photo. 8. Scanning electron micrographs showing the arrangement of crystallographic colonies determined by etch pits.

した一例であり、Photo. 7(a), (b) は修正カーリング液腐食法による {111} コロニーの分布 (腐食像の黒色領域) の光学顕微鏡写真を、Photo. 8(a), (b) はエッチピット法による {100}, {111} コロニーの走査型電子顕微鏡による拡大写真を示したものである。Photo. 7(a), Photo. 8(a) より明らかなように、集合組織強度が弱い場合には、{100}, {111} コロニー・サイズは、フェライト結晶粒 1~3 個程度の大きさで比較的小さく、個々のコロニーはお互いに独立して存在する。それに対して、Photo. 7(b), Photo. 8(b) にみられるように、集合組織強度が強くなると、10 数個から数 10 個の結晶粒が群をなして 100 μ 程度の非常に大きな {100}, {111} コロニーを形成し、Fig. 8 の模式図に示したように、圧延面に平行にバンド状に存在する。

Photo. 7, 8 のコロニーの分布より、セパレーションの発生には、集合組織の強度に加えてコロニーサイズが大きくなり、しかもそれらが圧延面に平行にバンド状に存在することが、きわめて重要な役割をはたしているものと推察される。

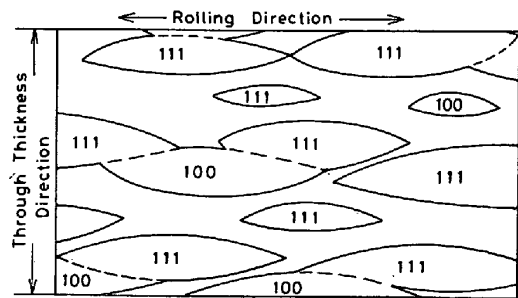


Fig. 8. Schematic representation of crystallographic bandings.

4. 考 察

4.1 脆性破壊強度

従来、セパレーションの発生は、C方向の靱性に比べて、Z方向の靱性が低下することによって結論づけられてきたが、脆性破壊強度の観点から両者の比較がなされた例はないように思われる。

一般に三軸応力が存在するノッチ底の弾塑性境界においては、Fig. 9 に示すように σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} の間に

$$\sigma_{yy} = \sigma_{xx} + \sigma_y \dots\dots\dots (6)$$

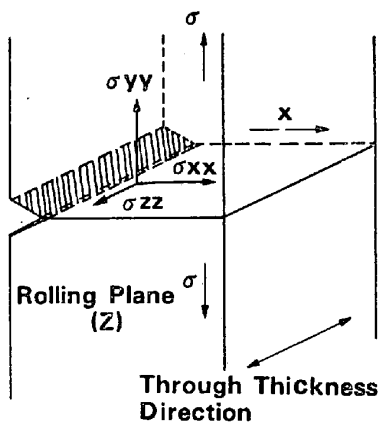


Fig. 9. Schematic representation of stresses at notch.

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \dots\dots\dots (7)$$

の関係がある。Von Mises の降伏条件を用いると、ノッチフランクアングル $\theta \approx 0^\circ$ の場合、(1)式より ((1)式は厳密には $\theta \geq 26.4^\circ$ でないと成立しない。しかし、誤差はきわめて少ないものと考えられる)、C方向の法線応力の最大値 $((\sigma_{yy})_{max})$ は、

$$(\sigma_{yy})_{max} = 2.57 \sigma_y \dots\dots\dots (8)$$

となり、弾塑性境界における ν を 0.5 と仮定すると¹⁷⁾、Z方向の最大法線応力 $((\sigma_{zz})_{max})$ は、

$$(\sigma_{zz})_{max} = 2.07 \sigma_y \dots\dots\dots (9)$$

となり、 $(\sigma_{zz})_{max}$ の $(\sigma_{yy})_{max}$ に対する比 $(\sigma_{yy}/\sigma_{zz})_{max}$ は、

$$(\sigma_{zz}/\sigma_{yy})_{max} = 0.8 \dots\dots\dots (10)$$

となる。

Fig. 6 より明らかなように、集合組織強度が強くと、セパレーションが顕著に発生する場合の $(\sigma_{tz}/\sigma_{tc})$ は、ほぼ 0.8 に近い。これは(10)式で得た値とほぼ同等である。したがって二相域圧延で生じるZ面の脆化の度合はあまり大きくなく、集合組織が著しく発達した場合でも、セパレーションが発生する限界値に近い大きさであるといえる。

計装シャルピー試験より明らかなように、低応力破壊域では、セパレーションの発生は試験温度の低下とともに減少し、ある温度以下では全く発生しなくなるが、この現象は、上記脆化度と密接な関係があり、Z面の脆化以外に、局所的な塑性変形の存在が、セパレーションの発生に重要な役割をはたすものと考えられる。

4.2 セパレーションの発生機構

従来、セパレーションの発生は、{100} 圧延集合組織の形成による板厚方向の靱性の低下が原因であるとする考え方が支配的であつた^{5)~8)}。しかしながら、本実験から明らかなように、

(1) {100} 集合組織よりも {111} 集合組織の発達が顕著である。

(2) セパレーションの破面には、フェライトのサブグレインの境界に沿つた粒界割れが存在する。

(3) セパレーションの深さは、塑性域の大きさにほぼ等しい。

(4) 100% 脆性破面を示す極低温においては、セパレーションは発生しない。

などの理由により、{100} へき開説では、セパレーションの諸現象を統一的に解釈することはむずかしく、主き裂の発生に先行して生じる局所的な塑性変形とその結晶方位による異方性の存在が、セパレーションの発生にきわめて重要であることを示唆している。

一般に、活動すべり系 {uvw} <ijm> による任意方向 [hkl] の歪み $\epsilon_{[hkl]}$ は Schmid の法則により

$$\epsilon_{[hkl]} = \sum_{\{uvw\} \langle ijm \rangle} \cos \lambda_{[ijm][hkl]} \cdot \cos \phi_{[uvw][hkl]} \cdot \gamma_{(uvw)[ijm]} \dots\dots\dots (11)$$

で与えられる。ここで、 $\lambda_{[ijm][hkl]}$ 、 $\phi_{[uvw][hkl]}$ は、それぞれ、[hkl] とすべり方向 [ijm] との角度、[hkl] と法線方向 [uvw] との角度であり、 $\gamma_{(uvw)[ijm]}$ は、(uvw) <ijm> すべり系の剪断歪み量である。

CHAO¹⁸⁾は、引張軸が圧延方向に平行な場合について、板面 {111} <110>、{100} <110> 集合組織をもつ結晶のすべり系を決定し、圧延方向、板厚方向、圧延方向に垂直な方向の歪み ϵ_{RD} 、 ϵ_{ND} 、 ϵ_{TD} を(11)式を用いて計算し、(12)、(13)式の結果を得た。

$$\{111\} \langle 110 \rangle \text{ の場合 : } \epsilon_{ND} = \frac{1}{2} \epsilon_{TD} = -\frac{1}{3} \epsilon_{RD} \dots (12)$$

$$\{100\} \langle 110 \rangle \text{ の場合 : } \epsilon_{ND} = -\epsilon_{RD}, \epsilon_{TD} = 0 \dots\dots (13)$$

(12)、(13)式から、{100} <110> 集合組織は板厚方向の収縮がきわめて容易であるのに対して、{111} <110> 集合組織は板厚方向の収縮がむずかしく、板幅方向の減少は非常に容易であることがわかる。すなわち{111} と {100} のコロニーが隣接する場合には、その境界は変形の増加に伴つて割れやすくなる可能性がある。

一方 Photo. 7, 8, Fig. 8 に示した結晶学的コロニーの分布より明らかなように、集合組織が発達した場合には、その強度とともにコロニー・サイズがきわめて大きくなるのが特徴である。また、{100}、{111} コロニーは圧延面と平行にバンド状に分布し、なおかつ、Fig. 8 の模式図に示したように、{100}、{111} 各コロニーが相隣接して、圧延方向に平行な粒界を形成しているものと考えられる。

上記の塑性異方性の考えに基づいて、もし、主き裂の発生に先だつて生じる局所的な塑性歪が {100} と {111}

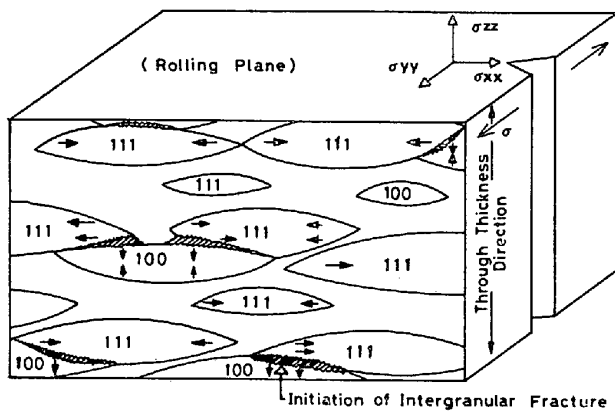


Fig. 10. Schematic representation of the mechanism of separation. Arrows: direction of maximum shear strain.

との接する粒界において歪みの連続性の維持が困難な状態になると、粒界（厳密には {100} と {111} の接する粒界近傍のサブレイン境界）に沿ったき裂の芽の形成が可能になるものと考えられる。粒界における歪みの連続の難易は、バンド状に分布した {100}, {111} コロニー・サイズによつて異なり、コロニー・サイズが大きいほど歪みの連続性の維持が困難になるものと考えられる。

上記の考察より、セパレーションの発生には、

- (1) {100} と {111} 集合組織の発達
- (2) 結晶学的コロニー・サイズが大きく、なおかつ、それらが圧延方向に平行にバンド状に分布していること。
- (3) 主き裂の発生に先だつて、局所的な塑性変形が生じること

などが必要であり、発生機構を模式的に示すと、Fig. 10 のようになる。すなわち、板厚方向の収縮がきわめて容易な {100} コロニーと収縮がむずかしい {111} コロニーとの粒界が、塑性変形の増加に伴つて、その連続性を維持することが困難になると、三軸応力によつて発生する板厚方向の法線応力 (σ_{zz}) によつて、両コロニーの境界に沿った割れの芽が形成される。集合組織強度の強い場合には、セパレーションの発生と伝播は、割れの芽と同じ粒界割れの破壊様式となり、集合組織強度の比較的弱い場合には、セパレーションの発生起点は粒界割れとなるが、伝播部は {100} へき開破壊となる。

セパレーションの形成は、MnS の存在³⁾、P などの微量元素による粒界脆化¹⁹⁾、置換型合金元素の偏析によるバンド組織の形成⁵⁾、粒界炭化物の存在⁵⁾²⁰⁾²¹⁾ などによつて生じるという報告もある。しかしながら、これらの因子は、セパレーションの発生過程におそらく関係が少なく、伝播過程を促進する役割をはたしているものと考

えられる。

以上、二相域圧延材のセパレーションの発生機構を、集合組織の塑性異方性の観点から明らかにしたが、個々のコロニーの粒内や粒界における塑性変形挙動についてミクロな観点からの解析はなされておらず、今後の重要な研究課題であると考えられる。

5. 結 論

低炭素低合金鋼二相域圧延材のセパレーションの発生機構について検討を加え、以下の結果を得た。

(1) Z 方向の脆性破壊強度 (σ_{fz}) は、C 方向の脆性破壊強度 (σ_{fc}) に比べて低下するが、集合組織強度が強い場合でも、 σ_{fz} の σ_c に対する比 (σ_{fz}/σ_{fc}) は、0.8 程度である。

(2) セパレーションの破壊様式は、集合組織強度によつて以下の二つに分類される。

(a) 集合組織強度の強い場合；発生起点、伝播部のいずれにおいても変形を受けたフェライトのサブレイン境界に沿った粒界割れである。

(b) 集合組織の弱い場合；発生起点は粒界割れであるが伝播部は {100} へき開割れである。

(3) セパレーションの深さは、塑性域の大きさにほぼ等しく、低温になるほど深さは減少する。

(4) 集合組織強度の増加につれて、{100}, {111} コロニー・サイズは大きくなり、それらは圧延面に平行にバンド状に分布する。

(5) セパレーションの発生には、

- (a) 集合組織の発達
 - (b) 粗大コロニーの存在
 - (c) 主き裂に先だつて局所的な塑性変形の存在
- が必要であり、{111}, {100} コロニーの塑性異方性がセパレーションの発生の主要因であると考えられる。

文 献

- 1) M. IINO: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 450
- 2) D. N. HAWKINS: Metal Technology (1976), p. 417
- 3) K. W. BURNS and F. B. PICKERING: JISI, 202 (1964), p. 899
- 4) B. L. BRAMFITT and A. R. MARDER: Met. Trans., 8A (1977), p. 1263
- 5) G. R. SPEICH and U. S. DABKOWSKI: Proceedings of AIME Conference Held in Cleveland, Ohio, August (1976), p. 557
- 6) 三好栄次, 福口 実, 橋本 保, 矢村 隆: 鉄と鋼, 60(1974), S219
- 7) 三好栄次, 寺崎富久長, 植田 実, 金子輝雄: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1599
- 8) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 79 (1979), p. 1425

- 9) J. D. G. GROOM and J. F. KNOTT: *Metal Science*, 9 (1975), p. 390
- 10) G. F. MELLOY and J. D. DENNISON: *Proceedings of the 3 International Conference on the Strength of Metals and Alloys*, Institute of Metals and the Iron and Steel Institute, 1 (1973), p. 60
- 11) B. MINTZ, W. B. MORRISON, P.P. MORRIS, and G. J. DAVIES: *Texture and Properties of Metals*, (1975), p. 224
- 12) Hung-Chi CHAO: *Met. Trans.*, 9A (1978), p. 509
- 13) A. P. GREEN and B. B. HUNDY: *J. Mech. Phys. Solids*, 4 (1956), p. 128
- 14) R. O. RITCHIE and J. F. KNOTT: *J. Mech. Phys. Solids*, 21 (1973), p. 395
- 15) W. L. SERVER: *Journal of Engineering Materials and Technology*, 100 (1978), p. 183
- 16) W. WILLIAMS, Jr. BROWN, and J. E. SRAWLEY: *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*, P. 13 [ASTM]
- 17) R. HILL: *Plasticity*, Oxford University Press, Amen House, London, (1950), p. 77
- 18) Hung-Chi CHAO: *Trans. ASM*, 60 (1967), p. 37
- 19) K. KUNISHIGE, M. FUKUDA, and S. SUGISAWA: *Trans. ISJI*, 19 (1979), p. 325
- 20) T. COLEMAN, D. DULIEU, and A. GOUGH: *Proceedings of the 3 International Conference on the Strength of Metals and Alloys*, 1 (1973), p. 70
- 21) A. J. DEARDO: *Met. Trans.*, 8A (1977), p. 473