の結果と比較・検討した。得られた結果は以下のとおりである。

(1) Al-Zn 系合金の比抵抗曲線には Al-Cu 系合金の場合と同様に比抵抗変化の停滞する flat 領域が存在する。この領域での比抵抗のレベル(ρ_{flat})と時効温度との関係あるいはこの領域での積分強度と時効温度との関係より、G.P. ゾーンの生成限界温度 T_{limit} が決定される。 T_{limit} は焼入れ温度には依存せず、10% Zn および 15% Zn 合金についてそれぞれ約 110 および 160°C が得られ、従来の結果と一致する。

(2) ρ_{flat} は焼入れ温度に著しく影響を受けるが、これは焼入れ温度が異なると、G.P. ゾーンの生成量は同じであるにもかかわらず、ゾーンサイズおよびゾーン密度が著しく変化することによる。

文 献

- (1) H.K.Hardy and T.J.Heal: Progress in Metal Physics, Pergamon Press, **5**(1955), 143.
- (2) A. Kelly and R. B. Nicholson: Progress in Materials Science, Pergamon Press, **10**(1961), 148.
- (3) 里 達雄, 小島 陽, 高橋恒夫: 軽金属, **27**(1977), 488.
- (4) V.Gerold: Phys.Status Solidi, **1**(1961), 37.
- (5) V.Gerold and W.Merz: Scripta Met., **1**(1967), 33.
- (6) G.J.C.Carpenter and R. D. Garwood: J. Inst. Metals, **94**(1966), 301.
- (7) M.Murakami, O.Kawano and Y.Murakami: J.Inst.Metals, **99**(1971), 160.
- (8) 平野賢一, 堀 仁: 日本金属学会誌, **36**(1972), 97.
- (9) K. G. Satyanarayana and K. Hirano: Trans. JIM, **18**(1977), 403.
- (10) J. Lašek: Czechoslov. J. Phys., **15**(1965), 848.
- (11) V. Gerold and W. Schweizer: Z. Metallk., **52**(1961), 76.
- (12) K. Osamura, Y. Hiraoka and Y. Murakami: Phil. Mag., **28**(1973), 809.
- (13) 太田陸奥雄, 橋本文雄: 日本金属学会誌, **36**(1972), 321.
- (14) 村上正紀, 菊池正夫, 河野 修, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **36**(1972), 1164.
- (15) W. Merz and V. Gerold: Z. Metallk., **57**(1966), 607.
- (16) M. Morinaga, K. Liu, Y. Tomita and Y. Murakami: Trans. JIM, **15**(1974), 62.
- (17) R. Baur and V. Gerold: Acta Met., **10**(1962), 637.
- (18) 平岡 裕, 長村光造, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **40**(1976), 1223.

共析パーライト鋼の延性支配因子

高橋稔彦* 南雲道彦* 浅野 巖之*

Toshihiko Takahashi, Michihiko Nagumo and Yoshiyuki Asano: Microstructures Dominating the Ductility of Eutectoid Pearlitic Steels. Microstructures which control the ductility of eutectoid pearlite steel were experimentally examined. A concept of pearlite block has been proposed as an area in which crystallographic orientation of ferrite is constant. It was revealed that pearlite block acts as a unit of slip and fracture of pearlite steels. Refinement of austenite grains which is effective in improving the ductility of pearlite steels was analyzed to be due to the resulting refinement of pearlite blocks. Increase in ductility was found to be due to the increase in ductile mode area at the fractured surface. Discrepancies of previous studies regarding the roles of cementite lamellar spacing and pearlite colonies could be consistently explained in terms of the pearlite block concept.

(Received January 6, 1978)

I. 緒 言

共析鋼は硬鋼線として実用に供せられ、商用鋼でもっとも高強度の鋼である。近年長大吊橋用ワイヤー、スチールコードなどの用途に、一層の高張力化や伸線加工性の改善が要望されている。鋼の機械的性質がその金属組織によって支配される以上、所要の特性にたいして制御すべき組織

因子を明らかにすることが必要である。従来、共析鋼の組織因子としては、セメントナイト層間隔、パーライトの方向のそろった領域、すなわちパーライトコロニーの大きさ、旧オーステナイト結晶粒径、あるいは平均フェライト間隔などの量が、直接に観察されるものとしてとりあげられてきた。

* 新日本製鉄株式会社基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corporation, Kawasaki)

共析鋼の強度については、セメンタイト層間間隔が支配的であることが明らかにされており、伸線加工した場合にも強度を支配する転位セルの大きさは、伸線前の層間間隔に比例することが示されている⁽¹⁾。しかしながら伸線加工性と組織因子との関係については系統的な理解は十分ではない。伸線加工性を代表する特性として引張試験での絞り値をとると、Rinebolt の実験では、パテンティング鉛温度の低下に伴うセメンタイト層間間隔の減少によって増加することが示されている⁽²⁾。Gross らはオーステナイト粒度とセメンタイト層間間隔の両者が延性に寄与し、細粒鋼と粗粒鋼とでは絞り値の層間間隔依存性が逆転する場合もあることを示しているが、その機構については触れていない⁽³⁾。経験的には共析鋼の伸線加工性を改善するために、オーステナイトを粗粒にすることが好ましいとされていた⁽⁴⁾が、著者ら⁽⁵⁾および山田⁽⁶⁾は細粒鋼の方が加工性にすぐれることを明らかにした。

以上のように、従来の研究では共析鋼の延性を支配する組織因子について統一的な見解が得られているとはいいがたい。鋼の延靱性にたいする組織因子の役割は、上記のような金相学的な量の関係のほか、変形および破壊の微視的な様相からも追求していくことが出来る。共析鋼におけるすべり帯の形成については、1950 年代から多くの観察がある^{(7)~(12)}。変形に伴ってせん断変形帯が形成され、それが層状セメンタイトを横切る際に、セメンタイトのせん断あるいは割れが生ずることはほぼ一致した結果である。変形量が増した時にすべり帯を持つパーライトコロニーの数が増加することが Barnby らによって示されている⁽¹³⁾が、せん断変形帯の広がりやコロニーを単位とするものかは明らかにされていない。破壊の伝播様式が延性的であるにせよ、脆性的であるにせよ、せん断変形帯の広がりや破壊の初期き裂の大きさ、あるいはその伝播の容易さを決めるものとして延靱性と強い関連を持つはずである。

したがって、延靱性と金属組織因子との関係の実体と物理的意味を明らかにするためにも、オーステナイト粒径やセメンタイト層間間隔が変わった場合の延靱性の特徴を整理し、破壊の初期段階から最終破断にいたる過程を明らかにすることが望まれる。著者らは共析鋼の延性を改善する目的で、延性を支配する組織因子を見なおし、破壊過程との関係を解明する系統的研究を行ってきた。本報ではまず延性を支配する組織因子を抽出した結果についてのべる。

II. 実験方法

1. 供試材

供試鋼は現用 JIS SWRS 82 B 相当の成分を基本に、パテンティング処理の際に変態が設定した鉛浴温度でおこるように焼入性をあげるため、Mn を 1.5% に増量した鋼と、パーライトの強化に有効な Cr を 1% 添加した鋼である。さらにオーステナイトの細粒化のためにこれらに Nb

を添加した鋼も用いた。Table 1 に供試鋼の成分を示す。鋼はいずれも 50 kg の真空溶解炉で溶製した。圧延は 1523 K の加熱で行い、圧延材から直径 10.5 mm の丸棒を切出してパテンティング処理を行った。

Table 1 Chemical compositions of steels. (wt%)

Steel		Composition (wt%)						
		C	Si	Mn	Cr	Nb	Al	N
Mn	1.5 Mn	0.85	0.25	1.51	—	—	0.011	0.0029
	1.5 Mn-Nb	0.85	0.26	1.50	—	0.023	0.022	0.0027
Cr	1 Cr	0.83	0.25	0.97	0.98	—	0.009	0.0034
	1 Cr-Nb	0.82	0.26	0.96	0.97	0.015	0.010	0.0033

パテンティング処理は加熱温度を 1123 K から 1373 K、鉛浴温度を 833 K から 953 K の範囲にとった。パテンティング処理に際しては一部の試料に熱電対を装入して変態温度を測定し、すべての鋼が鉛温度で変態することを確認した。オーステナイト粒度は Nb の有無、およびオーステナイト化温度により、ASTM 粒度番号で約 0 番から 9 番まで変化させることが出来た。

2. 組織観察

パテンティング時のオーステナイト粒度は、所定の温度に加熱した試料を焼入れし、研摩後飽和ピクルールに表面活性剤を加えた腐食液でオーステナイト粒界を現出し、比較法で測定した。パーライトコロニー径は二段レプリカ法による電子顕微鏡写真から線分析で、またセメンタイトラメラ間隔は同様にレプリカ写真から Mehl らの方法⁽¹⁴⁾によって測定した。

共析パーライト組織中で、フェライト方位一定の領域の広がりを見るため、修正カーリング液を用いて組織現出を行った。これはフェライトの (100) 面と、それから約 20° 傾むいた面を優先腐食するものである。

3. 引張試験

引張試験はパテンティング材から直径 5 mm、平行部長さ 20 mm の丸棒引張試験片を切り出し、室温で 1.1×10^{-3} /s の歪速度で行って、強度および絞り値を測定した。また一部板状試験片で同様の引張試験を行い、すべり帯の状態を観察した。

III. 実験結果

1. 共析鋼の破面とすべり帯の単位

著者らはさきにオーステナイトの細粒化によって絞り値が増加することを示した⁽⁵⁾。この実体を明らかにするためにオーステナイト粒径の違いによる共析鋼の変形および破壊の様相を、とくに結晶方位に注目して調べた。Photo.1 は Cr 鋼のオーステナイト粒径を変えて変態させた材料の引張破面にニッケルメッキし、それに直角な試料縦断面を

Photo.1 Microstructure at a cross section of fractured specimens. Etched in modified Kalling reagent. (a) 1Cr steel patented from 1323 to 873 K, (b) 1Cr-Nb steel from 1273 to 873 K.

修正カーリング液で組織現出したものである。Photo.1 (a), (b)は、それぞれ粗粒オーステナイト、すなわち Cr 鋼の 1323 K 加熱 873 K 変態材、および細粒オーステナイト、すなわち Cr-Nb 鋼の 1223 K 加熱 873 K 変態材で絞り値はそれぞれ 20%, 50% 程度である。いずれの場合も破面単位は修正カーリング液腐食によるコントラストが異なる領域に対応しており、その大きさがオーステナイト粒度によって異なることが示されている。破面単位の大きさは一般にはオーステナイト粒径よりも小さく、その定量的な関係は後にのべる。

カーリング腐食液の特徴からみて、パーライトには数十 μm 単位の、フェライトの方位が一定でかつ大きさがオーステナイト粒径に依存する領域が存在することが推定される。さらにこの領域がパーライトの延性、すなわち破壊特性を支配する重要な組織因子であると考えられる。われわれはこの領域をパーライトブロックとよぶことにする。

この破面単位から見出されたパーライトブロックとすべり帯との関係を次に調べた。Photo.2 は Cr 鋼の 1223 K 加熱、873 K 変態材の板状引張試験片の表面を研磨、腐食してブロックを現出させた後、6% の引張りを与えてすべり帯の発達とブロックとの関係を示したものである。写真で白黒のコントラストの異なる領域がブロックで、すべり帯は引張軸にほぼ 45° 方向に走り、1つのブロック内にとどまっている。Photo.3 は同一試料で単一ブロック内のすべり帯とコロニーとの関係を二段レプリカ電子顕微鏡観察したものであり、すべりは数個のコロニーを直線的に貫通して走っており、コロニーが変形の単位とはならないこと

Photo.2 Slip bands (indicated by arrows) in pearlite blocks observed on the surface of a sheet tensile testing specimen preetched with modified Kalling reagent (1Cr steel patented from 1223 to 873 K).

を示している。コロニーの境界は写真の中に点線で示した。

以上の組織観察から、結晶方位に敏感な腐食液を用いて現出されたパーライトブロックが、共析鋼の変形および破壊の単位としてはたらくことが見出された。この結晶学的な特徴については次報⁽¹⁶⁾で詳細にのべるが、腐食液の性質からも予想され、また実際に腐食ピットの形状から確めると、ブロックとはフェライトの結晶方位が一定の領域である。したがって以降パーライトブロックをフェライトの結晶方位が一定の領域であるとして論を進める。従来知られている組織因子と、ここで提案したブロックとの関係を模式的に示すと Fig.1 のとおりである。

2. 延性と各組織因子との関係

すでに明らかにされているように、引張試験の絞り値はオーステナイト粒径に強く依存する。Fig.2 は Cr 鋼のオーステナイト粒度を Nb 添加およびパテンティング加熱温度を 1223 K から 1373 K まで変えることによって調節し、さらに変態温度も変えた場合の絞り値を示したものである。この結果は、延性がオーステナイト粒径と変態温度の両者に依存することを示している。したがって、延性にたいする金属組織の影響を明らかにする上には、両者の変態組織にたいする関係を求める必要がある。

まずオーステナイト粒径についてみれば、これは変態組織に直接あらわれる組織因子ではない。そこで Mn 鋼について、オーステナイト粒径とセメントナイト層間隔およびコロニー径との関係を調べた。その結果は Fig.3 および Fig.4 に示したように、オーステナイト粒径はこれらの量

Photo.3 Slip bands in pearlite colonies observed on the surface of a sheet tensile testing specimen preetched with saturated picral (1Cr steel patented from 1223 to 873_K).

Fig.1 Schematic illustration of metallographic structures of pearlite.

Fig.2 Relation between austenite grain size and reduction of area in 1% Cr steel.

Fig.3 Relation between austenite grain size and cementite inter-lamellar spacing in 1.5% Mn steel.

Fig.4 Relation between austenite grain size and pearlite colony size in 1.5% Mn steel.

に無関係であり, Fig.2 の内容はオーステナイト粒径が従来知られている層間隔やコロニー径を媒介とする以外の機構で絞り値に影響を与えていることを示唆している. 一方, 従来延性は層間隔に依存することが見出されている⁽²⁾⁽³⁾. Fig.2 で変態温度は延性を変える要因の1つであることは明らかであり, 変態温度は層間隔を支配する. そこで次に変態温度と延性との関係を調べた.

Fig.5 および Fig.6 は, Mn 鋼でセメンタイト層間隔およびコロニー径の逆数が変態温度によって直線的に変化することを示したものである. 一方, Fig.2 を参照すると, 同一オーステナイト粒径でも絞り値は変態温度にたいして単調に変化せず, たとえば細粒側では変態温度の高温化に伴って絞り値が増加した後, 913 K 以上の変態温度では逆に低下していく. したがって変態温度は層間隔やコロ

ニー径のような組織因子を変えるが, 延性にたいしてはこれらの組織因子を媒介としてだけの効果を持つものではない. 変態温度によって層間隔が変わった場合に当然予想されることは強度の変化であり, これを Fig.7 に示した. Fig.5 の層間隔と対応して変態温度によって単調に変化し, 延性の変化とは対応しない. また同一変態温度であっても合金成分の効果が顕著であることが特徴である.

以上のようにオーステナイト粒径は従来とり扱われている組織因子には影響を与えず, また変態温度で組織因子が変わっても延性には一義的な対応を持たない. 変態温度によって変化する強度で整理しても同様で, 変態温度によって変る従来注目されているものとは別な組織因子が存在することを示唆している. Fig.8 は Cr 鋼および Mn 鋼で強度が 1180 MPa になるように変態温度を設定し, 加熱温度

Fig.5 Transformation temperature dependence of cementite inter-lamellar spacing.

Fig.6 Transformation temperature dependence of pearlite colony size.

Fig.7 Relation between transformation temperature and tensile strength.

Fig.8 Relation between austenite grain size and reduction of area. Tensile strength of both steels were controlled to be 1180 MPa.

によってオーステナイト粒径を変え、その場合の絞り値を示したものである。図から明らかのように、たしかに強度が一定であってもオーステナイト粒径で変化する延性の支配因子が存在し、かつそれは合金成分の影響をうけることが明らかである。

そこで前節で導入した新しい組織因子パーライトブロックとの関係を検討した。Fig.9はFig.8のオーステナイト粒径の代りにブロック径をとったものである。強度一定であれば合金成分とは関係なく、絞り値とよい相関がある。すなわち、ブロック径はオーステナイト粒径よりも共析鋼の延性にたいして直接的な関係を持つ。ブロックは変態後にあらわれる組織因子であることを考えれば、絞り値がオーステナイト粒径に依存することの金属組織上の実体を示すものと考えられる。

強度が一定でない場合、すなわち変態温度を広範囲に変えた場合の絞り値とブロック径との関係をCr鋼についてFig.10に示した。これは絞り値とオーステナイト粒径との関係を示したFig.2に類似しているが、絞り値のブロッ

Fig.9 Relation between pearlite block size and reduction of area.

Fig.10 Relation between pearlite block size and reduction of area in 1% Cr steel.

ク径への依存性は変態温度によらずほぼ一定であり、オーステナイト粒径で整理した場合よりも系統的である。

ブロック径の支配要因については次報で詳述するが、オーステナイト粒径のほかに変態温度がある。すなわちブロック径はオーステナイト粒径が一定でも変態温度の上昇で粗大化する。したがって変態温度はセメンタイト層間隔を通じて強度を支配するとともに、ブロック径を変えることによって延性に寄与する。Fig.10ではブロック径はオーステナイト粒径と変態温度の両者で定まるものであり、変態温度による層別は主として強度によるものと考えてよい。

3. 破面とパーライトブロックとの関係

Photo.1で破壊の伝播の単位がパーライトブロックであることを示したが、次に破壊形式について調べた。Fig.11はパーライトブロックの粗大化にともなう脆性破面率の増加を示したものである。図中の引張破面の全体写真に示したように、破壊は試料中心部で延性的に進行した後に脆性的に伝播する。Fig.11の結果は第一義的にはブロックの

Fig.11 Relation between pearlite block size and ductile mode area fraction at the fracture surface of 1% Cr steel.

粗大化にともなう試料中心部の延性破壊領域の減少に対応している。ここに注意すべきことはマクロ的には延性破面の部分でもブロックを単位とした脆性破面が混在することである。Photo.4はCr鋼で変態温度を873 Kに設定し、加熱温度を変えてブロック径を粒度番号で8.5, 5.8番に調節した材料の引張破面であって、Photo.4(a)は細粒鋼の試料中央部のマクロ的には延性破面の領域を示したものである。一方Photo.4(b)は粗粒鋼の破面でこの場合には試料全面がマクロ的には脆性破面である。いずれの場合でも脆性破面単位の大きさは延性破面単位と同様にブロック径に対応する。またパーライトブロックを単位とした割れの発生は引張試験の最終段階に生ずるようであり、破断前の試料内部、あるいは破面直下の試料切断面には割れはほとんど認められなかった。

Photo.4 Scanning electron micrographs of fracture surfaces. (a) A specimen with block size number 8.5 (ASTM) and tensile strength of 1370 MPa. (b) A specimen with block size number of 5.8 (ASTM) and tensile strength of 1370 MPa.

IV. 考 察

従来、共析鋼の延性に関与する組織因子としてオーステナイト粒径とセメンタイト層間間隔とが注目されてきた。本報では結晶方位に敏感な腐食液を用いて組織の現出を行い、フェライトの結晶方位が一定のパーライトブロックと名づける組織因子を導入した。その結果、変態後の組織としてはあらわには出ないオーステナイト粒径が延性に寄与し、その実体はオーステナイト粒径によってブロック径が変わるためであることを明らかにした。そして共析鋼の延性はすべりの広がり単位としてのブロック径と、材料の強度を支配するセメンタイト層間間隔によってほぼ統一的に整理できることを示した。

緒言で述べた変態温度の低下に伴う延性の改善という Rinebolt の実験⁽²⁾は、強度と延性との相反という一般的な関係からは理解しがたい。また Gross らの細粒鋼と粗

粒鋼とで延性と変態温度との関係が逆転するという結果⁽³⁾も、従来注目されている組織因子では説明されない。このような混乱が生じた理由の1つは、延性を支配するパーライトブロック径が、オーステナイト粒径とともに変態温度にも依存するためと考えられる。すなわちオーステナイト粒径を一定にして変態温度を低下させると強度の上昇とともにブロックの細粒化がおこる。これらは延性にたいして相反する効果を持つから、それぞれの効果のバランスで最終的な延性がきまる。Rinebolt の場合にはブロックの細粒化の寄与が強度上昇の寄与を上まわったものと考えられる。また Gross らの結果に類似の現象は、延性とオーステナイト粒度との関係を示した Fig.2 にみることが出来る。しかし、これも Fig.10 に整理したようにブロック径をとれば強度で層別される系統的な結果になる。

従来の研究でオーステナイト粒度の効果を調べた実験の不十分さの1つは試料の選び方にある。たとえば PC 鋼線のような実用鋼では成分的に焼入性が不十分であり、直径 5 mm 以上の線径では鉛パテンティングを行っても恒温変態態にはならない。したがってオーステナイト粒径を変えると連続冷却変態曲線が移動し、一定の速さで冷却された場合に変態曲線をきる温度が変化することになる。そのためセメンタイト層間間隔やパーライトコロニー径が変化し、みかけ上オーステナイト粒径に依存するようになる。本報で明らかにしたように、これらの量は本来はオーステナイト粒径には依存しない量である。焼入性が不十分な鋼では、延性にたいするオーステナイト粒径の効果の中に変態温度を媒介としてブロック径を変え、また強度も変える効果が混在することになる。本報では、焼入性が十分にある成分系をえらんだために、鉛パテンティングで恒温変態させることが出来、オーステナイト粒径の効果を明確にし得たと考えられる。

次にブロック径が延性を支配する要因になり得る機構についてみる。Fig.11 に示したように、ブロック径の増加に伴う破壊の特徴は脆性破面率の増加である。ただ共析鋼の場合、脆性破壊は 15~40% 程度の絞りを生じた後に現れることが特徴であって、破壊時点で試料全体にわたって相当量の塑性変形がおきている。一般に材料が脆性破壊をおこすのは、破壊応力が変形応力以下になる場合である。共析鋼では変形応力はおもにセメンタイト層間間隔で支配され、ブロック径には依存しない。したがって脆性破面率がブロック径に依存するのは、破壊応力のブロック径依存性に原因すると考えてよい。

Photo.2 および 3 に示したように、すべり帯はブロックを単位とした大ききで広がり、すべり帯の内部にはセメンタイトの割れを伴っている。この割れが連結してブロック全体にひろがるき裂となった場合には、隣接するブロックに大きな応力および歪集中が生ずることになる。試料全体が塑性変形していると応力集中係数は厳密には求められない

が, Neuber の近似⁽¹⁵⁾, すなわち弾性応力集中係数を K_t , 塑性応力集中係数および塑性歪集中係数をそれぞれ $K_\sigma(P)$, $K_\epsilon(P)$ として

$$K_t^2 = K_\sigma(P) \cdot K_\epsilon(P) \quad (1)$$

を用いると, 応力・歪曲線が

$$\sigma = \sigma_0 \epsilon^n \quad (2)$$

で与えられる材料では塑性応力集中係数は

$$K_\sigma(P) = K_t \frac{2n}{1+n} \quad (3)$$

と表わされる。

き裂先端の K_t は, 試験片およびき裂の形状によって異なるが, たとえば平面応力条件の試料中に, 長さ $2C$, 先端の曲率半径 ρ のき裂が引張応力 σ に直角にあったとすれば, き裂先端の弾性応力集中係数は

$$K_t = 2\sqrt{\frac{C}{\rho}}, \quad (\rho \ll C) \quad (4)$$

である。したがって, き裂に隣接したブロックにはたらく応力はき裂長さをブロック径 d_B にとって

$$\begin{aligned} \sigma &= K_\sigma(P) \cdot \sigma_{\text{ext}} \\ &= \left(2\sqrt{\frac{d_B}{2\rho}} \right)^{\frac{2n}{1+n}} \cdot \sigma_{\text{ext}} \end{aligned} \quad (5)$$

となる。ここに σ_{ext} は外部応力である。

これから, σ がへき開応力 σ_c に達したとし, 加工硬化指数 n を0.3にとれば, 破壊応力 σ_F は

$$\sigma_F = \frac{\sigma_c}{\sqrt{2}} \left(\frac{d_B}{2\rho} \right)^{-1/4.3} \quad (6)$$

となり, ブロック径の増加に伴う破壊応力の低下が導かれる。ブロックを単位とした破壊は引張試験の最終段階で生ずるので, 式(6)はブロックの粗大化にともないブロック単位の延性破壊に隣接したへき開破壊が低応力でおこることを示している。へき開破壊の発生は試料全体の変形をとまなわないので, へき開破壊の発生にともなう試料の延性は低下し, ブロックの粗粒化にともなう延性の低下が理解される。

Fig.11の結果はブロックの粗粒化によってマクロ的に延性破壊から脆性破壊へ移行しやすくなることを示すものである。破面直下にブロック径程度の微細割れが認められないことから, 試料中心部でのブロック単位の割れの発生とマクロ的な脆性破壊への移行はほぼ同一時期におこると考えられる。したがってパーライトブロックの微細化は試料中心部の延性割れの発生応力を増加させるとともにマクロ的な脆性破壊への移行も遅らせることによって延性を向上させるものと考えられる。なお共析パーライト鋼の脆性破壊がマルテンサイトや下部ベイナイトの脆性破壊の場合と同様に, 破面単位が(100)面を共有する領域であることがさきに大谷ら⁽¹⁷⁾によって示されている。本報で導入したパーライトブロックと名づけた組織因子はすべりの広がり単位として働くとともに破壊の単位でもあり, 大谷らの観察結果を拡張した概念として共析パーライト鋼の変形および破壊を統一的に説明するものである。

V. 結 論

MnあるいはCrを添加した共析パーライト鋼で, 延性を支配する金属組織因子を調べ, 以下の点を明らかにした。

(1) 金属組織を修正カーリング液で腐食してフェライトの結晶方位一定の領域を現出させ, これをパーライトブロックとなづけた。共析鋼の常温でのすべりおよび引張試験時の破壊はブロックを単位としておこる。

(2) 延性を引張試験の絞り値で代表させ, 絞り値と金属組織因子との関係を調べた。延性はオーステナイトの細粒化によって改善される。これはブロック径の微細化によるものである。従来共析鋼の組織因子として注目されていたパーライトコロニー径やセメントナイト層間隔は, オーステナイト粒径とは無関係である。パーライトブロックの概念を導入することによって, 従来の文献の不一致を系統的に説明することが出来た。ブロックはとくにすべり帯の長さおよび破壊の単位として共析鋼の延性を支配する統一的なパラメーターとみなすことが出来る。

(3) ブロック径の増大に伴って引張破面に現れる脆性破面の割合が増加する。脆性破面単位はブロック径に相当する。脆性破面率はさらに変態温度の低下, すなわち強度の上昇によっても増加する。この現象はブロックを単位として生じたき裂による応力集中と, 変形応力との大小関係で説明することが出来る。

文 献

- (1) J.D.Embury and R.M.Fisher: Acta Met., **14**(1966), 147.
- (2) J.A.Rinebolt and W.J.Harris: Trans. ASM, **43**(1951), 1175.
- (3) J.H.Gross and R.D.Stout: Welding J., **30**(1951), 481 S.
- (4) 西岡多三郎: 日本金属学会誌, **22**(1958), 225.
- (5) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野敏之: 鉄鋼基礎共研強度と靱性部会シンポジウム資料(1974), 1.
- (6) 山田凱郎: 鉄と鋼, **61**(1975), 2238.
- (7) K.E.Puttick: J.Iron Steel Inst., **185**(1957), 161.
- (8) W.Burns and F.B.Pickering: J.Iron Steel Inst., **202**(1964), 899.
- (9) 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, **62**(1976), 90.
- (10) B.R.Butcher and H.R.Pettit: J.Iron Steel Inst., **204**(1966), 469.
- (11) L.E.Miller and G.C.Smith: J.Iron steel Inst., **208**(1970), 998.
- (12) A.R.Rosenfield, E.Votava and G.T.Hahn: Trans.ASM, **61**(1968), 807.
- (13) J.T.Barnby and M.R.Johnson: Met.Soc. J., **3**(1969), 155.
- (14) R.F.Mehl and W.C.Hagel: Progress in Metal Physics, Pergamon Press London, **6**(1956), 74.
- (15) H.Neuber: J.Appl.Mech., **28**(1961), 544.
- (16) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野敏之: 日本金属学会誌, **42**(1978), 716.
- (17) 大谷泰夫, 寺崎富久長: 鉄と鋼, **58**(1972), 885.