

旧オーステナイト粒径の異なる 18%Ni マルエージング鋼の破壊靱性およびストレッチ・ゾーン*

細見広次**・芦田喜郎**・波戸 浩**・石原和範**

Plane Strain Fracture Toughness and Stretched Zone of an 18%Ni Maraging Steel with Various Prior-Austenite Grain Sizes

Koji HOSOMI, Yoshio ASHIDA, Hiroshi HATO, and Kazunori ISHIHARA

The effect of prior austenite (γ) grain or martensite (α') packet size on the plane strain fracture toughness (K_{IC}) and the correlation between the stretched zone width and K_{IC} of an 18% Ni maraging steel were studied by means of fracture toughness testing and fractography.

K_{IC} was not affected by γ grain size in the fine (6.7–15.7 μ) or coarse (118 μ) region, while it increased in the intermediate grain size range from 28.3 to 90.4 μ . In the latter condition, the plastic zone spread over about one to two α' packets ahead of the fatigue pre-crack before the onset of unstable fracture.

Stretched zone was observed at the tip of the fatigue pre-crack, and the zone width related linearly to the critical crack opening displacement. The width of the stretched zone was increased by the enhanced relaxation of the stress concentration by the micro-cleavage nucleation after the spreading of the plastic zone over about one to two α' packets.

It seemed that the enhanced blunting process of the fatigue crack led to the increment in K_{IC} . On the other hand, K_{IC} was independent of such a structural unit as γ grain or α' packet when the enhanced blunting effect was not introduced.

1. 緒 言

18% Ni マルエージング鋼は優れた強度および靱性を有する高強度鋼として注目され、これまで強度、延性および靱性と冶金学的因子との関連が多く研究者によつて検討されている¹⁾。これらの冶金学的因子のうち重要な因子の1つに旧オーステナイト結晶粒径（以後 γ 粒径と略する）がありその微細化の重要性が示されている²⁾。

高強度鋼が微小亀裂の存在により常温で不安定破壊する場合の破壊は低エネルギー引裂破壊 (low energy tear fracture) と呼ばれ³⁾、ボイドの発生およびそれらの合体により支配される破壊である⁴⁾。したがって、高強度鋼の平面歪破壊靱性（以後 K_{IC} と表示する）は亀裂先端の微小域におけるボイドの発生とそれらの合体による先在亀裂の伝播開始に関するパラメータであるから、 γ 粒径を微細化しても K_{IC} はほぼ一定⁵⁾と考えられる。しかしながら破壊様式の変化を伴う場合、 γ 粒の微細化に伴い K_{IC} が増大するという報告^{7,8)}とこれとは逆に γ 粒の

粗大化に伴い増大するという報告⁹⁾があり、18%Ni マルエージング鋼を含め高強度鋼の K_{IC} におよぼす γ 粒径の影響は必ずしも明確ではない。また 18%Ni マルエージング鋼はラス・マルテンサイト (α') 組織であり、 γ 粒はいくつかのパケット¹⁰⁾に分割されるがこれまで K_{IC} とこのような α' パケット・サイズとの関係は不明である。

破壊靱性試験においては疲労亀裂の先端に stretched zone¹¹⁾が形成されることが知られており、stretched zone の幅は亀裂開口変位と直接的な関係がある^{11,12)}ことが認められている。しかしながら、時効条件を一定にし γ 粒径を広範囲に変化させた場合のマルエージング鋼の stretched zone の観察結果はこれまで報告されていない。

そこで γ 粒を超微細粒から粗大粒まで変化させた18% Ni マルエージング鋼を用い、 K_{IC} におよぼす γ 粒径あるいは α' パケット・サイズの影響を明確にするとともに、種々の粒径に対する stretched zone の幅が K_{IC} に対しどのように関連するかを検討したのでその結果を

* 昭和 52 年 11 月 11 日受付 (Received Nov. 11, 1977)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama Fukiai-ku Kobe 651)

報告する。

2. 供試材および実験方法

高周波真空溶解および消耗電極式真空再溶解により製造した強度レベルが 220 kg/mm² 級の 18%Ni マルエージング鋼の 2000 kg インゴットの一部分を供試材とした。その化学成分は C:0.003, Si:0.006, Mn:0.002, P:0.002, S:0.004, Ni:17.92, Co:11.87, Mo:3.92, Ti:1.24, Al:0.10 各 wt% であった。この鋼塊から 1200°C × 8 h のソーキング処理→熱間鍛造→熱間圧延により 22 mm t の板を製造した。その後、1200°C × 5 h W.Q. の均質化処理→50%冷間圧延を行ない 10 mm t の板にした。この板を用い、 γ 粒径を変化させるため 800~1100°C の各温度で 0.5 h の溶体化処理を行なった。なお、溶体化処理後の冷却はすべて水冷とした。また材料試験片の時効処理はすべて 510°C × 3 h A.C. の条件であった。

引張試験は平行部径 5.0 mm, 平行部長さ 20 mm, 標点間距離 18 mm の丸棒試験片を用い、常温でインストロン型のオートグラフにより 1 mm/min のクロスヘッド速度で行なった。平面歪破壊靱性試験には Fig. 1 に示すような ASTM の推奨¹³⁾ に従った板厚 6 mm の片側切欠引張試験片を用いた。この試験片の機械切欠先端に電気油圧式サーボ疲労試験機を用い、約 1.8 mm の疲労亀裂を ASTM の規格¹⁴⁾ に準じて時効後に与えた。

平面歪破壊靱性試験は荷重とクリップゲージを用いて検出した開口変位との関係を X-Y 記録計に書かせた線図より不安定亀裂が伝播開始するときの荷重を求め、次式¹³⁾により K_{IC} を求めた。

$$K_{IC} = \sqrt{(P/B)^2 \cdot \frac{1}{W} \cdot f(a/W) \cdot \frac{1}{1-\nu^2}}$$

$$f(a/W) = 7.59(a/W) - 32(a/W)^2 + 117(a/W)^3$$

P : 不安定亀裂伝播開始点の荷重 (kg)

B : 試験片の厚さ (mm)

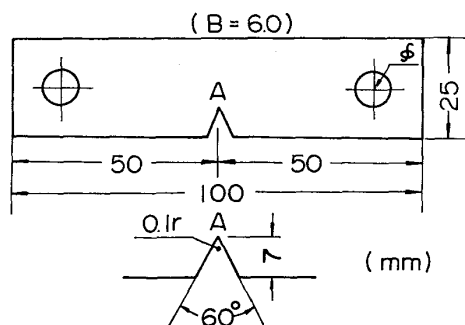


Fig. 1. Single-edge-notched specimen for plane strain fracture toughness testing.

W : 試験片の幅 (mm)

a : 亀裂の長さ (mm)

ν : ポアソン比 (0.3)

なお本試験ではほとんどの場合、ポップ・イン (pop-in) 現象が発生したのち、不安定破壊が起こった。この場合 K_{IC} の計算に必要な荷重にはポップ・イン荷重を用いた。なお、本実験の荷重-開口変位の計測結果からは不安定亀裂の伝播開始に先立つ安定した微小亀裂がゆつくり進展する状態は検出できなかった。また破壊靱性試験における引張荷重は引張試験と同一の条件で与えた。

以上の方法で求めた K_{IC} が valid な値かどうかについての検討は ASTM 規格¹³⁾ を満足するかどうかによつて行なつた。すなわち、板厚および初期亀裂長さは $2.5(K_{IC}/\sigma_y)^2$ 以上であり P_M^{13} , P_Q^{13} の比が $P_M/P_Q \leq 1.10$ を満たすことが必要である。本実験では板厚 $B = 6$ mm, 初期亀裂長さ $a = 8.5 \sim 9.0$ mm であり, $P_M/P_Q = 1.00 \sim 1.07$ であったのですべての K_{IC} が valid であると判断される。

つぎに各溶体化温度に対する平均的な γ 粒径および α' パケット・サイズを求めたが、 γ 粒界の現出は $C_2O_4H_2 + H_2O$ により電解腐食した α' パケットの現出には $FeCl_3 + HCl + H_2O$ を用いて化学腐食した。 γ 粒および α' パケットの大きさは平均切片法により求めた。以上の方法で得られた γ 粒径および α' パケット・サイズと溶体化温度との関係を Fig. 2 に示した。

本実験では γ 粒径の変化以外の組織変化をできるだけさけるため、供試材の製造過程には十分注意を払つたが溶体化温度が低い場合には γ 中での TiC の析出¹⁵⁾ がある

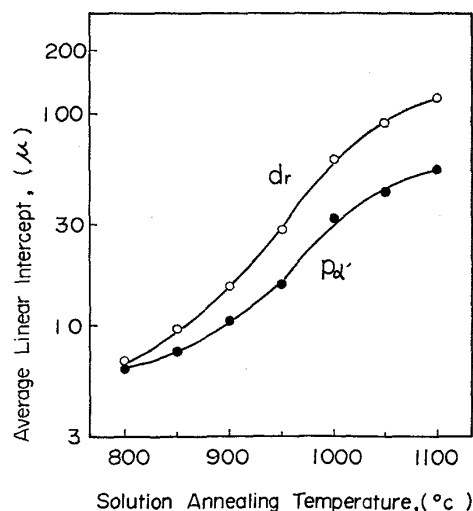


Fig. 2. Average prior-austenite grain size and martensite packet size in terms of linear intercept of the specimen solution-annealed at various temperatures.

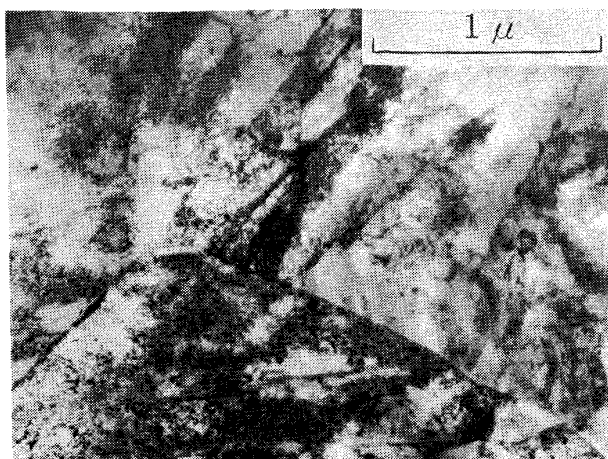


Photo. 1. Transmission electron micrograph of the specimen of solution-annealed condition (800°C × 0.5h A.C.).

いは γ 域への加熱途上、 α' 域での析出した金属間化合物の凝集が起こる可能性があるため、このような析出物の存在があるか否かの確認を溶体化ままの状態では 200kV 透過電子顕微鏡観察により実施した。その結果の一例を Photo. 1 に示したが、いずれの溶体化温度においても溶体化状態で析出物の存在は認められなかった。したがって、溶体化温度を変えることによってもたらされる組織変化として溶体化状態での析出物の存在は考察しなくともよいと判断された。

破壊靱性試験後の破面観察は走査型電子顕微鏡により行なつたが、とくに疲労亀裂の伝播開始部について破面の立体観察による topography および破面のマッチング (matching) 観察を含めて詳細に実施した。

3. 実験結果および考察

3.1 引張性質および K_{IC} と γ 粒径との関係

Fig. 2 に示す範囲で γ 粒径を変化させた試料の引張試験および破壊靱性試験の結果を Fig. 3 および Fig. 4 に示す。

Fig. 3 は 0.2% 耐力および絞りの γ 粒径依存性を示しているが、本鋼の 0.2% 耐力の γ 粒径依存性はこれまでラス・マルテンサイト鋼で指摘されている¹⁰⁾ ように小さく Petch の式における K_y は 1.2 であることおよび絞りは γ 粒径に対して 2 種の依存性のあることがわかった。なお Fig. 3 の結果を α' パケット・サイズに対して整理した場合も同様な変化であつた。この場合、 k_y は 1.5 であり α' パケット・サイズを用いることにより k_y は若干大きくなるものの、通常フェライトで認められている k_y の値 (2.0~2.5) よりもかなり小さい。

K_{IC} の γ 粒径あるいは α' パケット・サイズに対する

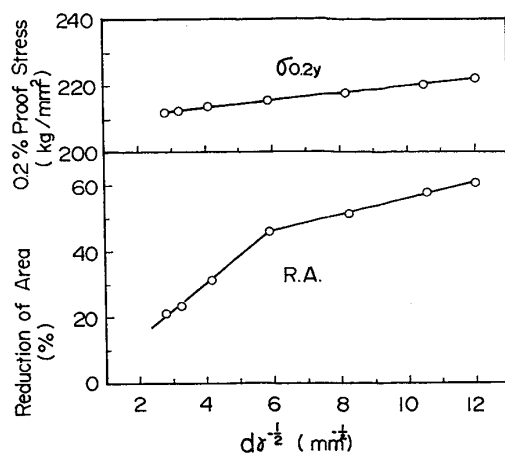


Fig. 3. Influence of the prior-austenite grain size on tensile properties.

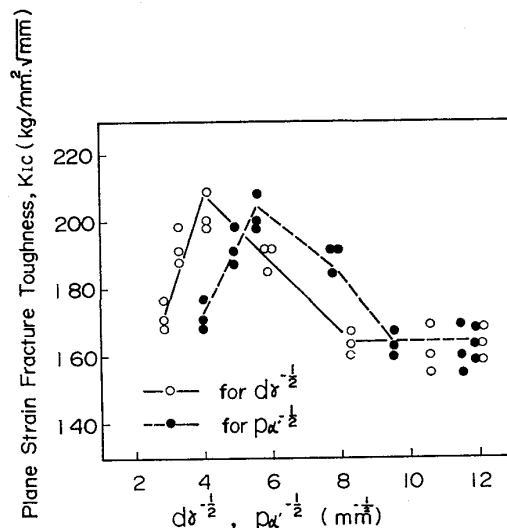


Fig. 4. Relationship between the prior-austenite grain or martensite packet size and the plane strain fracture toughness.

変化は Fig. 4 のようであつたが、各条件において得られたデータのばらつきが少ないことおよび先に述べたように得られた K_{IC} はすべて valid なものであることより、各条件間の K_{IC} の差は有意であると判断される。Fig. 4 からわかるように K_{IC} は γ 粒径が 6.7~15.7 μ の領域では一定であるが、28.3~90.4 μ では増大し 118 μ の粗大粒になると微細粒の場合と同一のレベルまで低下する。すなわち、 K_{IC} はある特定の γ 粒径 (すなわち特定の α' パケット・サイズ) のときに増加する。溶体化温度を変えることにより、未溶解析出物の存在が考えられる鋼では加熱温度によつてその量は変化するので K_{IC} に影響をおよぼす¹¹⁾ 場合もある。Fig. 4 は微細粒の場合、すなわち加熱温度の低いとき、 K_{IC} のレベルが他にくらべて低く析出物の影響があるとも解釈できるが、Photo. 1 で例示したように焼入状態ではいずれの溶体化温

度でも析出物は全く認められなかつたので、未溶解析出物や γ 中で析出した析出物の K_{IC} におよぼす影響を考慮する必要はない。

18% Ni マルエージング鋼では、 γ 粒径により破壊靱性（本来の K_{IC} ではない）が変化するのは低温時効組織のもとで遅れ破壊亀裂の発生が先行するときに限られると言われている¹⁸⁾。このような低温時効組織特有の現象を除いて、 γ 粒径と K_{IC} との関係が明確でない原因の1つに γ 粒径を変化させることにより亀裂伝播域での破壊様式が変化する⁸⁾¹⁸⁾ことが考えられる。結晶粒界が転位の運動の主な障害になり粒界で微小亀裂の発生に寄与する場合やへき開亀裂の伝播に際し γ 粒界が障害になる場合には K_{IC} は γ 粒径と関連を持つとも考えられるが、この場合には疲労亀裂先端に形成される塑性域の大きさと組織単位である γ 粒径あるいは α' パケット・サイズとの相対的な大きさによって、亀裂伝播開始特性に對し異なつた影響を与えるものと推察される。

平面歪状態における亀裂先端での塑性域の大きさ(r_y)はMcCLINTOCKら¹⁹⁾によれば $1/6\pi(K/\sigma_y)^2$ であらわされるので各溶体化条件に対して求めた K_{IC} および0.2%耐力の平均値を用いて r_y を求め、組織単位($d_\gamma, P_{\alpha'}$)の大きさとの相対比を調べた。その結果をFig. 5に示

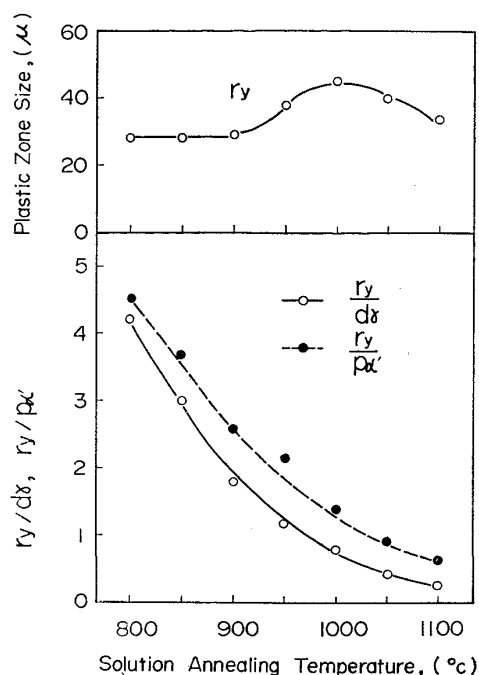
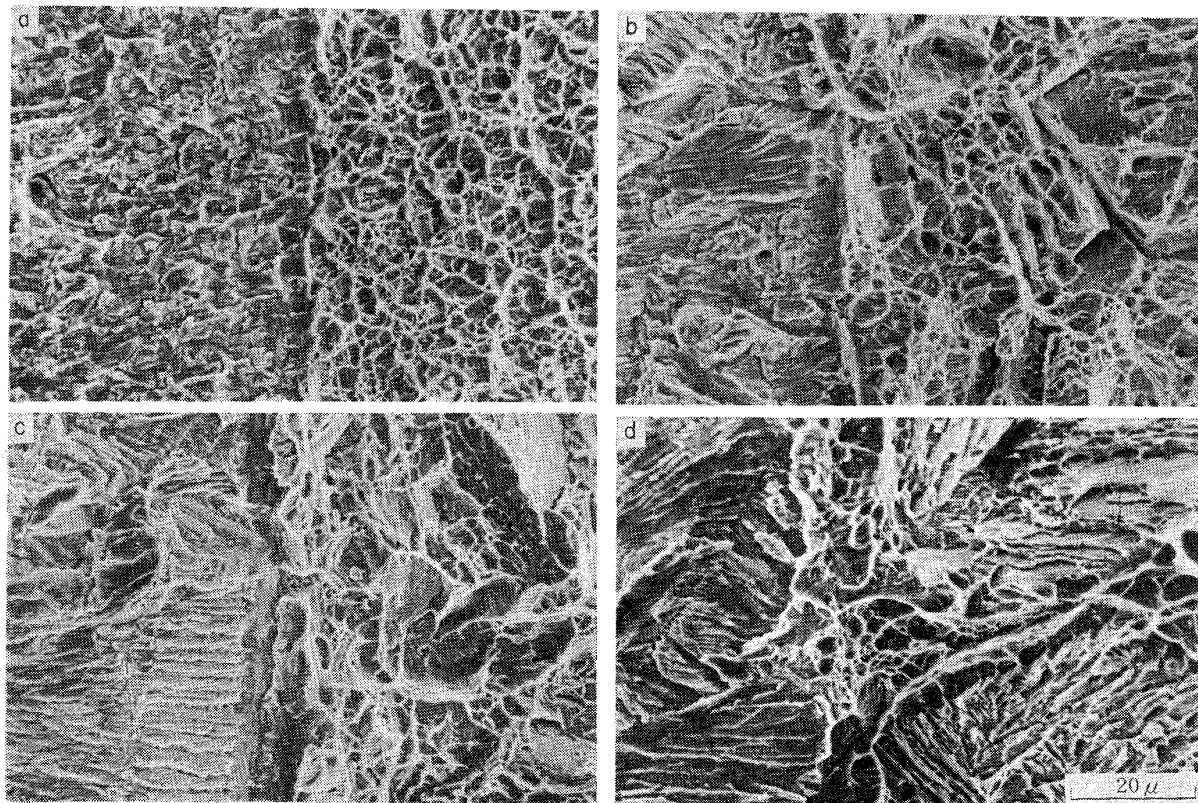


Fig. 5. Variation of the plastic zone size (r_y) and the ratio of the size to the prior-austenite or to the martensite packet size with solution annealing temperatures.

す。 r_y は溶体化温度が950~1050°Cの範囲で大きくなるが塑性域と組織単位との相対的な大きさは $d_\gamma, P_{\alpha'}$,



a) $d_\gamma=6.7\mu$, b) $d_\gamma=28.3\mu$, c) $d_\gamma=61.3\mu$, d) $d_\gamma=118\mu$

Photo. 2. Scanning electron fractographs, showing the fracture morphology adjacent to the fatigue pre-crack.

のいずれに対しても溶体化温度とともに単調に減少することがわかる。このことは疲労亀裂先端の塑性域に含まれる組織単位の数が増加する溶体化温度によって変化することを意味し、低温溶体化の場合には数個の γ 粒（あるいは α' パケット）が塑性域に含まれているのに対し、高温溶体化の場合には γ 粒のごく一部の領域にしか応力集中がおよばないことになる。このような塑性域と組織単位との相対的な大きさの変化を Fig. 4 に示した K_{IC} の変化に対応させると、塑性域の中に数個の γ 粒（あるいは α' パケット）を含むような場合 K_{IC} は一定であつたが、 $0.5 \leq r_y/d_f \leq 1.2$ ($0.9 \leq r_y/P_{\alpha'} \leq 2.2$) の場合 K_{IC} は増大することがわかる。したがって本鋼の K_{IC} は疲労亀裂先端に形成される塑性応力場の大きさに対し、 γ 粒もしくは α' パケットが特定の大きさであるときのみ、すなわち塑性域が γ 粒径の半分から1個分（1～2個の α' パケット）を占めるように広がったとき、変化することがわかつた。

3.2 破面と K_{IC} との関係

Photo. 2 は疲労亀裂近くの破面観察結果の代表例であるが、亀裂伝播域の破壊形態は γ 粒径により変化することがわかる。 γ 粒径が $6.7 \sim 15.7 \mu$ で K_{IC} が一定の範囲ではディンプル破面であるが、 γ 粒径が $28.3 \sim 90.4 \mu$ で K_{IC} の増大があつた場合にはへき開と凝へき開破面の混在、 118μ で K_{IC} が微細粒の場合と同様のレベルであつたときは一部にへき開破面がみられたものの、主として巨視的に特異なスタレ状破面³⁾であつた。ここで注目されることはいずれの γ 粒でも疲労亀裂と伝播開始部との間には破面の連続性をなくするような境界部の存在すること、しかもこの境界部の広い場合に K_{IC} が増大することである。また K_{IC} の高い場合に認められた脆性破面はこのような境界部に続いて直ちに存在するのではなく、ある距離にわたって等軸ディンプル破面が存在し、その後に認められることである。この距離は γ 粒径が $28.3 \sim 90.4 \mu$ のときには疲労亀裂より $30 \sim 40 \mu$ であり、これらの粒径の場合には対応する塑性域の大きさに近い値であるが、粗大粒(118μ)の場合にはこのようなディンプル破面域はごく狭い領域にしか存在しなかつた。一方 γ 粒が微細な場合には、疲労亀裂以降の破面はディンプルであつたが疲労亀裂からの距離による形態変化は識別しえなかつた。さらに Photo. 2 でみられるへき開破面の平均的な破面単位は γ 粒径よりかなり小さく、 α' パケット・サイズに近いことがわかつた。

以上の破面観察結果より疲労亀裂の伝播がディンプル破壊様式をとる場合には、たとえ γ 粒あるいは α' パケットの大きさが変化しても K_{IC} は変化しないことおよび

疲労亀裂の先端に形成される塑性域の大きさが α' パケットを1～2個含むように広がり、Photo. 2 に示したように疲労亀裂前方 $30 \sim 40 \mu$ の位置にへき開亀裂が発生するときには K_{IC} は変化することがわかつた。また疲労亀裂に続く境界部の幅の変化が K_{IC} の変化と何らかの関連を持つてであろうことが示唆された。

A.S. TETELMAN ら²⁰⁾は応力集中場における微小へき開亀裂の発生は塑性応力場の前面の3軸応力の最も高い位置に起こる。そのためには塑性変形が少なくとも結晶粒径（フェライト粒）の1.5倍程度に広がる必要があると報告している。本鋼の α' パケット境界は大傾角境界であり¹⁰⁾転位の運動に対し γ 粒界と同様の働きを有すると推察されるので組織単位として α' パケットを用いるとスタレ状破面³⁾の混在する 118μ の場合を除き、疲労亀裂前方で微小へき開亀裂が発生するときには塑性域との相対比は1～2であり TETELMAN らの指摘にオーダーとして合致する。

一方、破面観察結果より、疲労亀裂の伝播域の破壊様式が変化しても疲労亀裂の後には等軸ディンプル領域がみられたので、本実験に用いた γ 粒径の範囲では疲労亀裂の伝播開始はボイドの発生およびそれらの合体ならびに成長したボイドと疲労亀裂との連結により起こるものと思われる。したがってこの過程で疲労亀裂の伝播開始前に塑性域の前面で微小へき開亀裂の発生があれば応力集中の緩和をもたらし、疲労亀裂をより鈍化させ²¹⁾ K_{IC} の増大をもたらしものと推察される。しかしこの場合、 γ 粒が粗大になるにつれ、何らかの原因によりこの緩和効果が低下するため疲労亀裂の伝播開始は容易になるものと思われる。 γ 粒径の粗大化に伴って α' ラス境界に優先的に時効析出が起こりラス境界が脆弱になることが報告されているが³⁾このような脆化はその原因の1つであろう。 γ 粒が本実験の場合よりさらに粗大になれば塑性域が γ 粒内のごく一部の領域に制限されるため、 γ 粒界破壊様式をとりえなくなる¹⁸⁾こと、あるいは粒内にへき開亀裂が発生する場合、成長に際し障害となる γ 粒界あるいは α' パケット境界までの距離が長いこと容易に疲労亀裂と連結すると推察されることなどより、 K_{IC} は γ 粒径あるいは α' パケットの組織単位とは無関係になるであろう。

つぎに、 γ 粒径が微細で塑性域の中に数個の α' パケットが含まれるような場合には K_{IC} は一定であつた。これは個々の組織単位内における応力集中が少ないため、組織依存性を示すような粒界破壊やへき開破壊が起こらずディンプルを伴った低エネルギー引裂破壊⁹⁾が起こるためである。すなわち、ボイドの発生とそれらの合

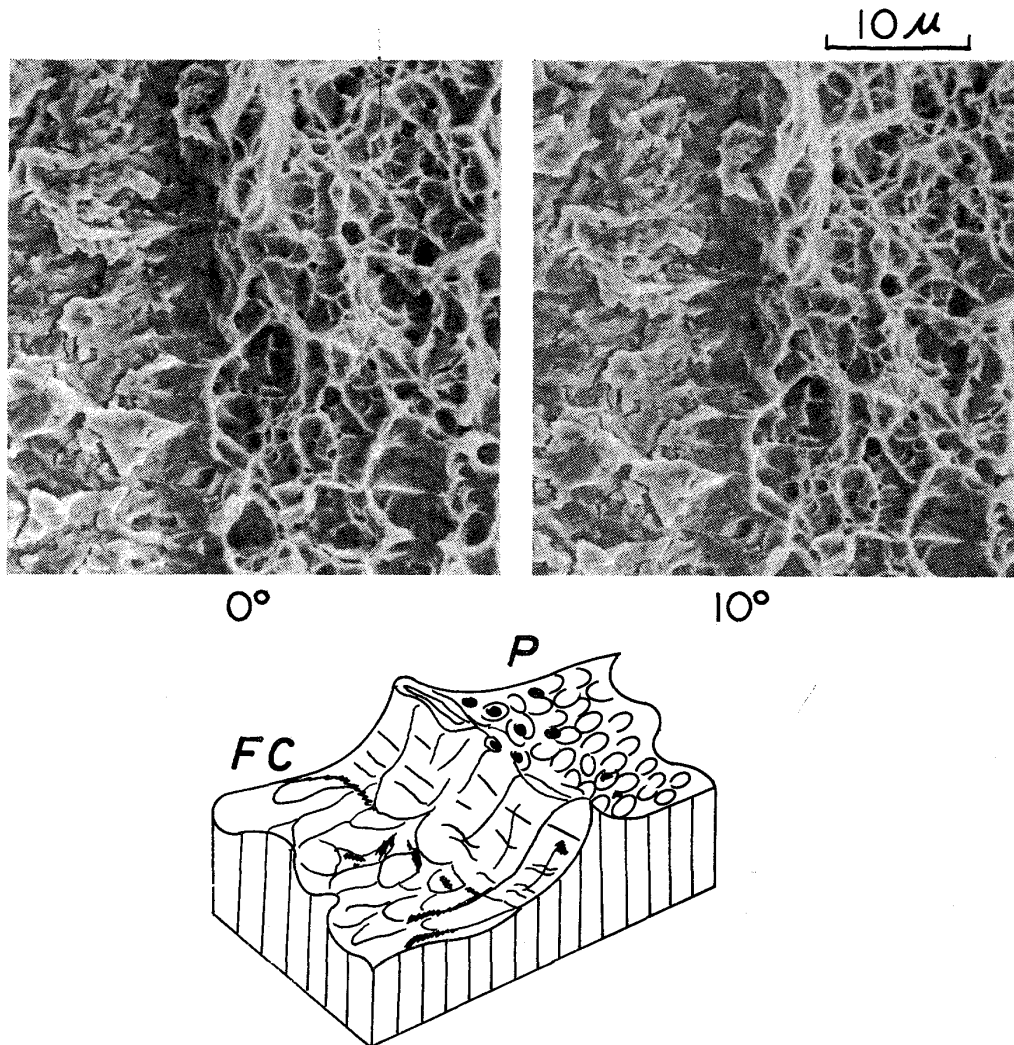


Photo. 3. An example of the result of topographic observation by scanning electron microscope ($d_r=6.7\mu$).
Tilting angle between the two micrographs was 10 degrees.

体だけで不安定破壊が起こるためであり、これまでの検討で用いた組織単位とは無関係になる。

3.3 Stretched zone

Photo. 2 によれば、疲労亀裂と亀裂伝播開始部との間には境界部が存在することが認められ、この境界部の幅と K_{Ic} との関連性が示唆された。そこで、この部分における topography を破面の立体観察により実施した。結果の例を Photo. 3 および Photo. 4 に示す。Photo. 3 は立体観察結果であり、模式図に示すように疲労亀裂部の平面 (図中 F.C. の記号) と亀裂伝播開始部 (図中 P の記号) のそれとは同一平面上にはなく、疲労亀裂部の平面がより低い平面に位置していることおよびこれらをつなぐ領域がある曲率を持つて存在することがわかった。このような領域を高倍率で観察した例が Photo. 4 であるが、蛇行すべり (写真中矢印で指示) が認められる。このことはこの領域は大きな塑性変形を伴って、

すべり切れたことを表わしている。またこの領域に続いて tensile ridge およびその後には等軸ディンプルが観察された。以上の観察結果よりこの領域は疲労亀裂の先端がひき伸ばされた跡でいわゆる stretched zone と考えられる。さらに Photo. 3 および Photo. 4 の観察において 1 対の破面の両方を観察することにより破面のマッチング (matching) を行なつたが、いずれの条件でも stretched zone が互いに反対方向の曲率を持つていること、すなわち疲労亀裂開始部の平面を軸とした軸対象の位置関係にあることがわかった。このことは 18%Ni マルエージング鋼でみられる stretched zone は微視的にも Mode I²²⁾ の変形を受けて形成されたことを意味し Stretched zone は疲労亀裂先端が Mode II²²⁾ の変形を受けた結果形成されるという A. K. SHOEMAKER ら²³⁾ のモデルには合致しない。したがって Stretched zone の形状は 1 対の破面に関して縦断面をとれば Fig. 6 に模

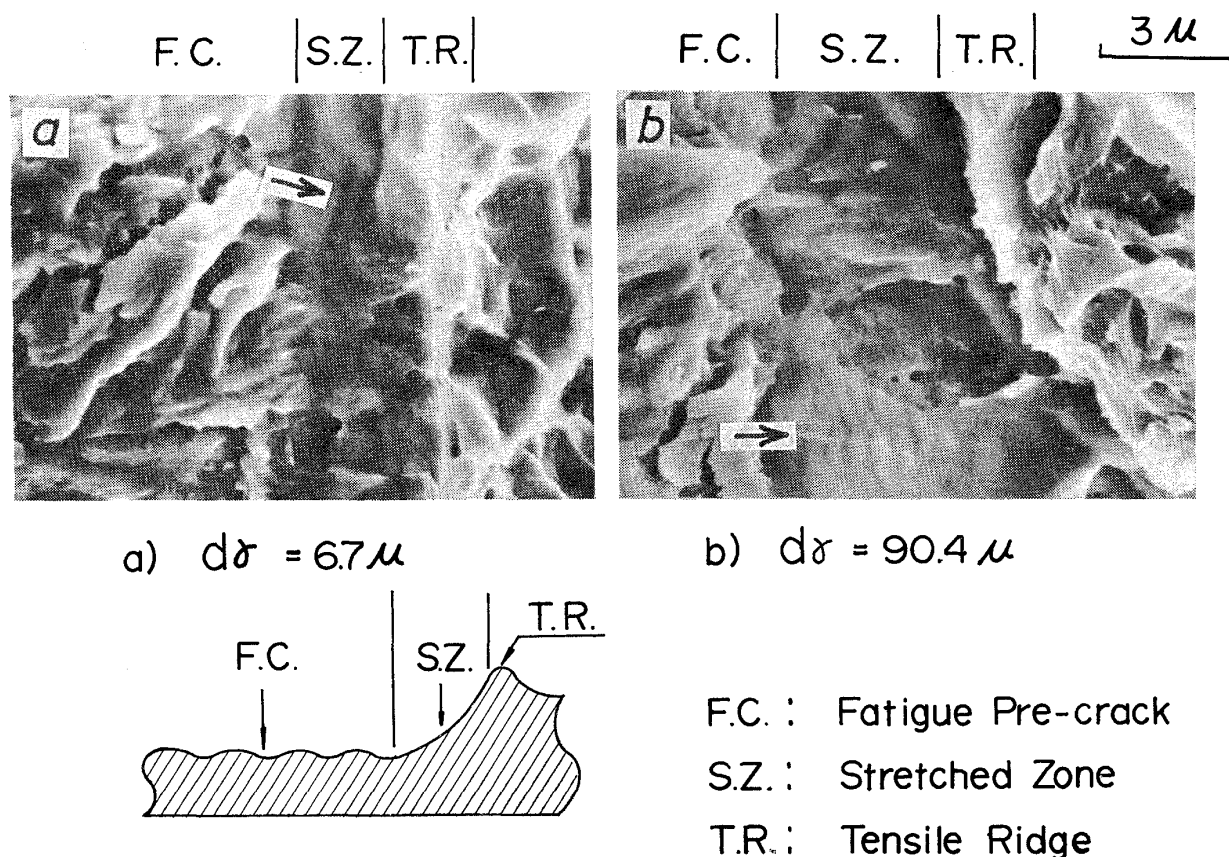


Photo. 4. Examples of the profile of the stretched zone obtained by the topographic observation.

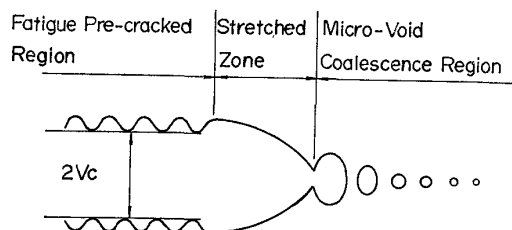


Fig. 6. Schematic presentation of the crack profile at fracture initiation site.

式的に示した W.A. SPITZIG¹¹⁾ のモデルにあてはまり、疲労亀裂の伝播開始は亀裂底のひき伸び量と亀裂先端の高い 3 軸応力下でのボイド発生の容易さに支配されると考えられる。Stretched zone が Fig. 6 に示したような形状を有することがわかったが、その形状から考えてその幅が疲労亀裂先端の開口変位の限界値と対応するはずなので以下のような確認を行なった。

亀裂を含む系に対し外部応力が与えられ亀裂先端が平面歪状態を満足して Mode I²²⁾ の様式で $2V$ の変化を起こす場合、この $2V$ が臨界の値 $2V_c$ に達したときに亀裂は伝播開始する²⁴⁾ が、この $2V_c$ と K_{IC} との間には $2V_c = K_{IC}^2 / 2E \cdot \sigma_y$ の関係が成立する²⁵⁾。この式に各 γ

粒径に対する K_{IC} および 0.2% 耐力の平均値を代入し $2V_c$ を計算するとともに走査型電子顕微鏡写真上で Stretched zone の幅を測定し両者の関係を調べた。その結果を Fig. 7 に示す。なお本来 stretched zone の高さの 2 倍が $2V_c$ に対応する²⁶⁾ と考えられるが、本実験では stretched zone の傾きを正確に求めることができなかったため高さのかわりに幅を測定した。Fig. 7 の結果にはばらつきがあるが stretched zone の幅は $2V_c$ に対しほぼ 1 対 1 の直線関係にあり stretched zone の幅は近似的に $2V_c$ に等しいとしても大きな誤りはないものと考えられる。このような $2V_c$ と Stretched zone の幅との対応性はこれまで Al 合金¹²⁾、4340 鋼¹¹⁾、Ti 合金¹²⁾、250 kSi 級マルエージング鋼¹²⁾ などでも報告されているが、本実験結果のように数 μ の $2V_c$ に対しても相関関係のあることが確認された。したがって Stretched zone の幅はそれ自身が直接的に破壊靱性のパラメータであると考えられる。そこで stretched zone の幅と K_{IC} との関係をプロットすると Fig. 8 が得られ、stretched zone の幅が広がると K_{IC} が増大することがわかった。

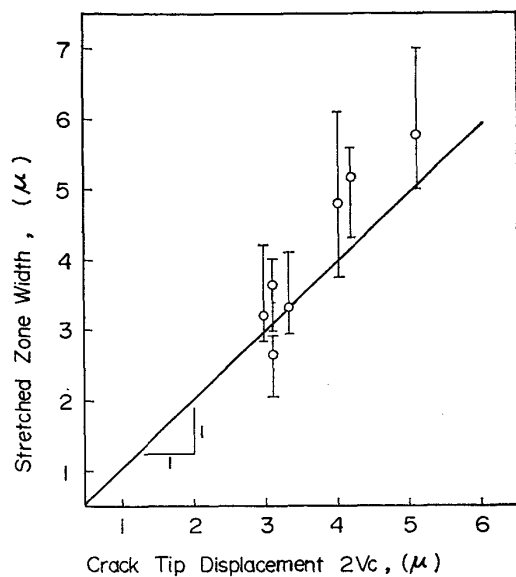


Fig. 7. Correlation between the crack tip displacement ($2V_c$) and the stretched zone width.

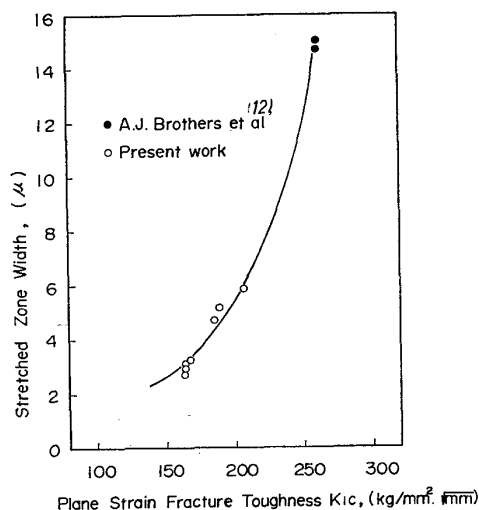


Fig. 8. Correlation between the stretched zone width and the plane strain fracture toughness.

4. 結 論

18%Ni マルエージング鋼の K_{IC} と γ 粒径および α' パケット・サイズとの関係をこれらの組織単位と疲労亀裂先端での塑性域との相対的な大きさの変化から検討するとともに、疲労亀裂の伝播開始部の破面構成を解析し stretched zone と K_{IC} との関係を検討した。その結果を要約すると以下のものである。

1) K_{IC} は γ 粒径が $6.7 \sim 15.7 \mu$ の場合には粒径によらず一定の値であるが、粒径が $28.3 \sim 90.4 \mu$ のとき増大する。また 118μ の粗大粒の K_{IC} とはほぼ同一レベルになる。すなわち、 K_{IC} は特定の γ 粒径 (または α'

パケット・サイズ) のときに増大する。この特定の条件は疲労亀裂の塑性域が不安定破壊の起こる前に 1~2 個の α' パケットにおよぶように広がったときに対応する。塑性域の中に数個の α' パケットを含むか塑性域がパケット内のごく一部の領域に限定される場合には K_{IC} は変化しない。

2) 疲労亀裂伝播域の破壊様式は塑性域と組織単位との相対的な大きさによつて変化する。すなわち塑性域の中に数個の α' パケットが存在する場合にはディンプル破壊、1~2 個の α' パケットが含まれるときにはヘキ開破壊、また α' パケットのごく一部にしか塑性域が広がらないときには主として巨視的に特異なスダレ状破面がみられた。

3) 疲労亀裂の伝播開始はボイドの発生およびそれらの合体により起こるがその過程で疲労亀裂先端は臨界変位まで Mode I の変形様式で伸ばされるため stretched zone の形成が起こる。この stretched zone の幅と臨界変位との間には直線関係が成立し、Stretched zone の幅は直接的に破壊靱性を表わすパラメーターであることが確認された。

4) 特定の条件で K_{IC} の増大が起こるのは塑性変形が 1~2 個の α' パケットに広がったあと疲労亀裂とは独立に発生する微小ヘキ開亀裂に応力集中の緩和作用があり、疲労亀裂の鈍化を助長するためであると推察され、この過程で Stretched zone の幅がより広くなり K_{IC} の増大につながるものと判断される。

終りに本研究を遂行するにあたり、熱心な御協力を戴いた当社中央研究所近藤亘生、田中勉、大砂寛および柚垣英則の諸氏に感謝致します。

文 献

- 1) 例えば集録として、A. MAGNÉE, J. M. DRAPIER, J. DUMONT, D. COUTSOURADIS, and L. HABRAKEN: Cobalt-Containing High-Strength Steels, (1974) Centre d'information du Cobalt, Brussels
- 2) 河部義邦, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 59 (1973) 10, p. 1388
- 3) 細見広次, 芦田善郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 61 (1975) 7, p. 1012
- 4) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 2, p. 220
- 5) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: Fracture of Structural Materials (1967), p. 329 [John Wiley]
- 6) C. S. CARTER: Met. Trans., 1 (1976) 6, p. 1551
- 7) D. WEBSTER: Trans. ASM, 61 (1968), p. 759
- 8) 安中 嵩, 荒木 透: 日本金属学会誌, 39

- (1975) 11, p. 1194
- 9) R. O. RITCHIE, B. FRANCIS, and W. L. SEEVER: *Met Trans.*, 7A (1976) 6, p. 831
- 10) J. M. MARDER and A. R. MARDER: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 1
- 11) W. S. SPITZIG: *ASTM STP* 453, (1969), p. 90
- 12) A. J. BROTHERS, M. HILL, M. T. PARKER, W. A. SPITZIG, W. WIEBE, and U. E. WOLFF: *ASTM STP* 493, (1971), p. 133
- 13) J. E. SRAWLEY and W. F. BROWN: *ASTM STP* 381, (1964), p. 133
- 14) *ASTM Designation: E399-72* (1972) Part 31, p. 955
- 15) E. NES and G. THOMAS: *Met. Trans.*, 7A (1976) 7, p. 967
- 16) M. J. ROBERTS: *Met Trans.*, 1 (1970) 12, p. 3287
- 17) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, J. W. MORRIS, Jr., and G. THOMAS: *Mat. Sci Eng.*, 16 (1974) 3, p. 201
- 18) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興二, 宗木政一: *鉄と鋼*, 60 (1974) 2, p. 269
- 19) F. A. McCLINTOCK and G. R. IRWIN: *ASTM STP* 381 (1964), p. 84
- 20) A. S. TETELMAN, T. R. WILSHAW, and C. A. RAU, Jr.: *Int. Jour. Frac. Mech.*, 4 (1968) 2, p. 147
- 21) A. S. TETELMAN: *Acta Met.*, 12 (1964) 9, p. 993
- 22) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: *Fractural Structural Materials* (1967), p. 45 [John Wiley]
- 23) A. K. SHOEMAKER and J. V. PELLEGRINO: *Microscopic observations of fractures obtained with different crack-tip temperatures and strain rates*, (1970), U.S. Steel Applied Research Laboratory. Pen.
- 24) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: *Fracture of Structural Materials* (1967), p. 61 [John Wiley]
- 25) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: *ASTM STP* 432 (1968), p. 5
- 26) D. BROEK: *Engineering Fracture Mechanics*, 6 (1974), p. 173