

© 1982 ISIJ

## 超強力マルエージ鋼の破壊靱性の結晶粒径依存性

論文

河部 義邦\*・宗木 政一\*<sup>2</sup>・高橋 順次\*<sup>2</sup>

## Grain Size Dependence of Fracture Toughness in an Ultrahigh Strength Maraging Steel

Yoshikuni KAWABE, Seiichi MUNEKI, and Junji TAKAHASHI

## Synopsis :

The effect of prior austenite grain size on fracture toughness ( $K_{Ic}$ ) in 2750MPa grade 13Ni-15Co-10Mo maraging steel has been investigated. The prior austenite grain size was varied in the range of 7~600 $\mu$  using both thermomechanical treatment and solution treatment.

$K_{Ic}$  increased with increasing the grain size. For example,  $K_{Ic}$  increased from 20MPa·m<sup>1/2</sup> for 8 $\mu$  to 30MPa·m<sup>1/2</sup> for 500 $\mu$  and varied linearly with the reciprocal square root of the grain size. The acoustic emission measurement during fracture toughness test and fracture surface observation at the tip of fatigue precrack revealed that subcritical crack growth of intergranular fracture mode occurred as the grain size increased and  $K_{Ic}$  was apparently increased due to the microbranching effect of the crack front. On the basis of the above observation, it was suggested that true grain size dependence of  $K_{Ic}$  in 13Ni-15Co-10Mo steel might be less than the experimentally obtained result.

## 1. 緒 言

高強度鋼の破壊靱性は、試験温度による延性脆性遷移挙動を示さない<sup>1)</sup>ので、結晶粒径にほとんど依存しない<sup>2)~3)</sup>といわれている。マルエージ鋼の破壊靱性も、ディンプル<sup>4)</sup>及び擬へき開<sup>5)</sup>のいずれの破壊形態をとる場合も結晶粒径に依存しない、ただし破壊靱性試験中水素脆化によつて予き裂先端に粒界割れが生じると、き裂先端の分岐が生じ、破壊靱性が見掛け上増加する<sup>6)</sup>ことなどが明らかにされている。

しかし、最近細見ら<sup>7)</sup>により、18Ni マルエージ鋼の破壊靱性は中間の粒径領域で最高値を示すという複雑な結晶粒径依存性が報告された。また、低合金系超強力鋼の破壊靱性は高温溶体化処理により大きく改善されることが数多く報告<sup>8)~11)</sup>されている。もつとも後者の場合は、結晶粒径の影響というよりはむしろ粒径の粗大化に伴う他の組織変化に起因するものとして説明されている。更に、最近横堀らは破壊靱性の結晶粒径依存性を理論的に解析<sup>12)</sup>し、低炭素鋼の破壊靱性は結晶粒径の平方根の逆数 ( $d^{-1/2}$ ) の増加、すなわち細粒化に伴いほとんど変化しないか、むしろ直線的に減少することを実験的に確かめている<sup>13)14)</sup>。

そこで、本研究は、13Ni-15Co-10Mo 系マルエージ鋼の前オーステナイト ( $\gamma$ ) 粒径を広範囲に変化させ、平面

歪み破壊靱性 (以下  $K_{Ic}$  と記す) の結晶粒径依存性を再び検討したものである。更に、 $K_{Ic}$  に及ぼす 2, 3 の組織因子の影響を比較すると共に、平滑及び切り欠き引張特性の結晶粒径依存性との相違点を明らかにした。

## 2. 試料及び実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示した。A, B 鋼は同じ目標組成の 13Ni-15Co-10Mo 鋼で、互いのデータを補足し、繰り返すため両鋼種を区別しないで用いた。C 鋼は P を 0.02% 添加した鋼である。これらの供試材は高周波真空溶解で 17.5 kg 鋼塊に溶製し、1200°C で 24 h 均質化後、30 mm と 13 mm 角材に熱間圧延した。

前  $\gamma$  粒径の調整には、加工熱処理と溶体化処理を用いた。2 方法を併用したのは、1000°C 以下で溶体化処理を行うと粗大析出物<sup>†</sup>が残留し、前  $\gamma$  粒径のみを変えた細粒組織が得られないからで、加工熱処理により細粒側、溶体化処理により粗粒側の粒径を調整した。Fig. 1 は加工熱処理法を示す模式図で、30 mm 角の素材を 1250°C で 1 h 溶体化処理後、2, 4, 6, 8 回のパスにより 23, 16, 13, 11 mm 角として、圧延後直ちに水中に焼入れた。なお、11 mm 角に圧延した後も再結晶組織に調整するため、圧延終了温度を 920°C にした。溶体化処

† 時効前に存在する析出物を時効による微細析出物と区別するため、粗大析出物とよぶ。

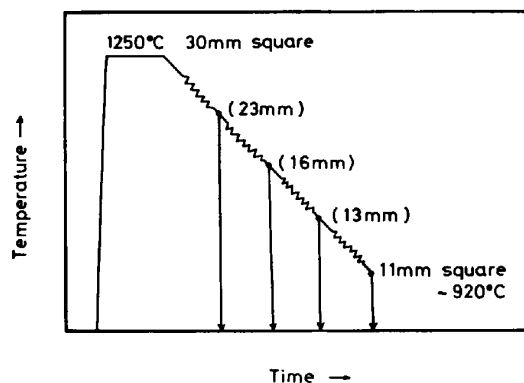
昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 3 日受付 (Received Feb. 3, 1982)

\* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

\*<sup>2</sup> 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of steels used.  
(wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Al	Ti
A	0.003	0.011	0.010	0.002	<0.005	12.93	15.02	9.90	0.049	0.28
B	0.003	0.009	0.011	0.003	<0.005	12.93	15.08	9.96	0.073	0.27
C	0.003	0.013	0.003	0.027	<0.005	12.93	14.97	9.98	0.046	0.27

Fig. 1. Schematic diagram of thermomechanical treatment for changing the prior  $\gamma$  grain size.

理による粒径調整の場合は、13 mm 角の素材を用い、950°C から 1250°C の各温度で 1 h 加熱後水冷の処理を施した。

前  $\gamma$  粒径は、試料を 550°C で 10 min 時効し、10%

クロム酸水溶液で電解腐食して前  $\gamma$  粒界を現出させた後、linear intercept 法で測定した。

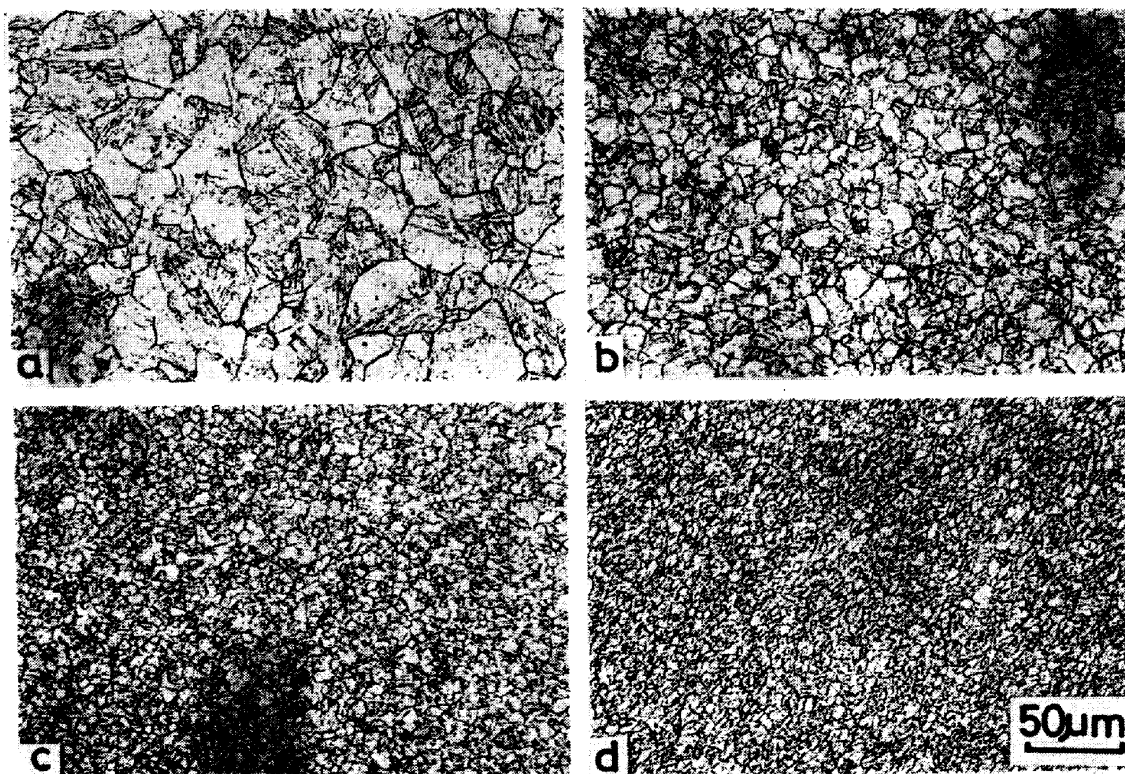
破壊靱性試験には 10 mm 角、55 mm 長さの 3 点曲げ試験片、平滑引張試験には直径 3.5 mm、平行部長さ 16 mm の丸棒試験片、切り欠き引張試験には平行部径 5 mm、切り欠き底部径 3.5 mm、応力集中係数 ( $K_t$ ) 3.5 の円周切り欠き試験片を用いた。試験片はすべて 500°C で 500 min 時効した後、真空中 200°C で 24 h 脱水素処理を施して各試験に供した。なお、いずれの試験も室温の大气中で行い、破壊靱性試験は 0.3 mm/min、平滑及び切り欠き引張試験は 2 mm/min のクロスヘッド速度で試験した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 前オーステナイト結晶粒径

Photo. 1 に加工熱処理により前  $\gamma$  粒径を変えた 13Ni-15Co-10Mo 鋼の光顕組織を示した。加工熱処理における圧延パス回数の増加に伴い、前  $\gamma$  粒径は細かくなり、8 パス後には 8  $\mu$  の微細粒組織になる。しかも、いずれの試料も粗大析出物の存在しない再結晶粒組織に調整された。

Fig. 2 は、同じく 13Ni-15Co-10Mo 鋼について溶体



a) 23mm square, b) 16mm square, c) 13mm square, d) 11mm square

Photo. 1. Change of the prior  $\gamma$  grain size by thermomechanical treatment in A steel.

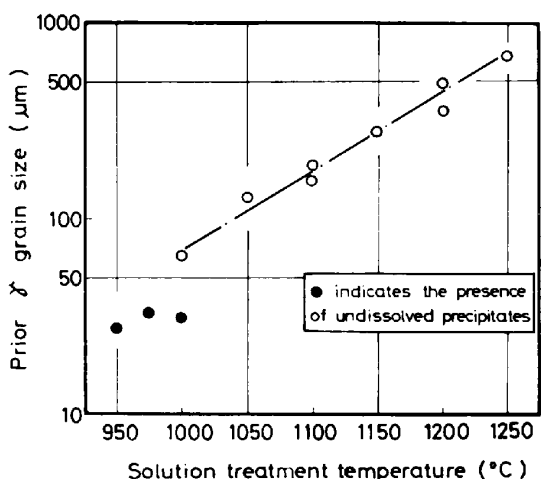


Fig. 2. Relationship between the prior  $\gamma$  grain size and solution treatment temperature in A and B steels.

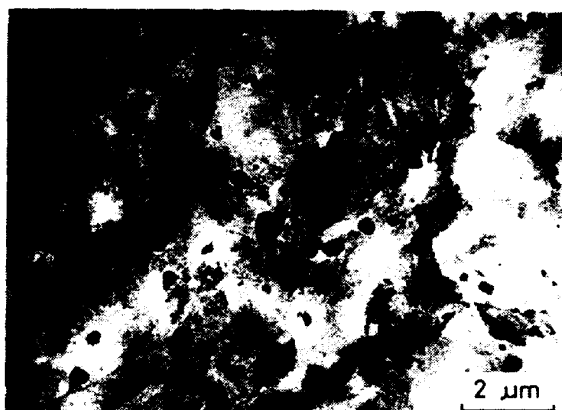


Photo. 2. Transmission electron micrograph of A steel solution treated at 950°C and containing the undissolved precipitates.

化処理温度と前 $\gamma$ 粒径との関係を示したものである。溶体化処理温度と対数表示の前 $\gamma$ 粒径との間には直線関係が認められる。しかし、1000°C以下で溶体化処理を行うと粗大析出物が残留するため、前 $\gamma$ 粒径はこの直線関係から外れて細粒になる。なお、1000、1100、1200°Cの溶体化処理温度で2測定点が示されているのは、上述したように2鋼種を用いて実験を繰り返したからである。その際、1100と1200°C溶体化材ではほぼ等しい粒径が得られたが、1000°C溶体化材では粗大析出物が残留するか否かの遷移段階の処理温度であるため、2鋼種間で粗大析出物有無の組織に分けられ、粒径にかなりの差が生じた。Photo. 2に950°C溶体化材の透過電顕組織を示したが、粗大析出物は0.05~1 $\mu$ の大きさで、一面に分布している。この析出物は溶体化処理温度が低い程その大きさは小さく、その量は多い。

Pを添加したC鋼についても、上記2方法を用いて前

$\gamma$ 粒径を8~550 $\mu$ に変えた。その際、溶体化処理は1100°C以上で行い、すべて粗大析出物の残留しない組織に調整した。

### 3.2 $K_{IC}$ と前 $\gamma$ 粒径との関係

まず、粗大析出物が存在しない試料を用い、 $K_{IC}$ と前 $\gamma$ 粒径との関係を求めた。

Fig. 3は、前 $\gamma$ 粒径を変えた試験片の荷重-開口量曲線を示したもので、曲線上の黒丸は5%オフセット線交点より求めた $P_Q$ 荷重である。これらの $P_Q$ より求めた $K_{IC}$ はASTM E-399規格を満たし、この規格に基づく限りすべての $K_{IC}$ はvalidな値である。

Fig. 4は、 $K_{IC}$ を前 $\gamma$ 粒径( $d$ )の $-1/2$ 乗の関係として示したものである。この図から明らかなように、 $K_{IC}$ は $d^{-1/2}$ の増加に伴い直線的に減少する。そして、実験範囲内で最も粗粒と細粒試料とでは、 $K_{IC}$ は約1.5倍の差が認められた。

Photo. 3は、破壊靱性試験片の疲労予き裂先端の破面を示したものである。前 $\gamma$ 粒径が小さい試料はディン

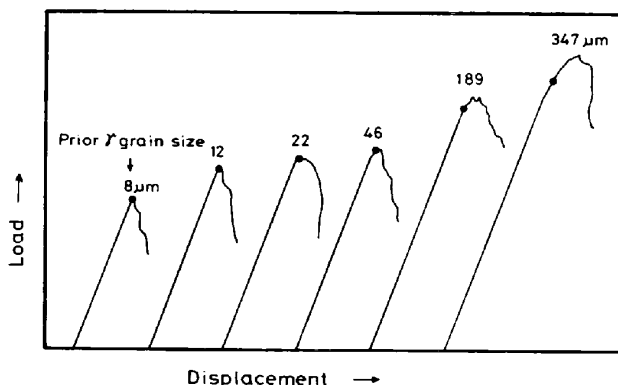


Fig. 3. Load-displacement curves for fracture toughness test specimens of different prior  $\gamma$  grain size.

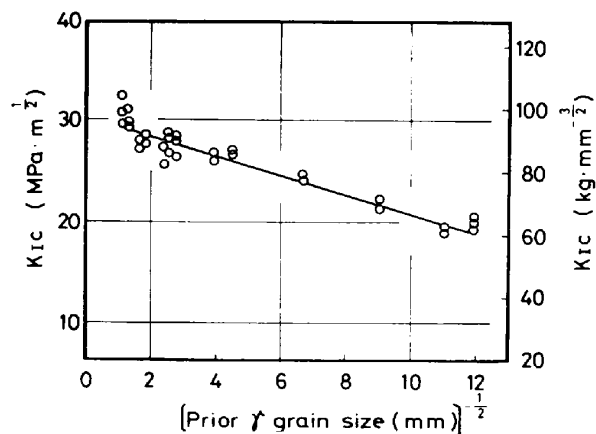
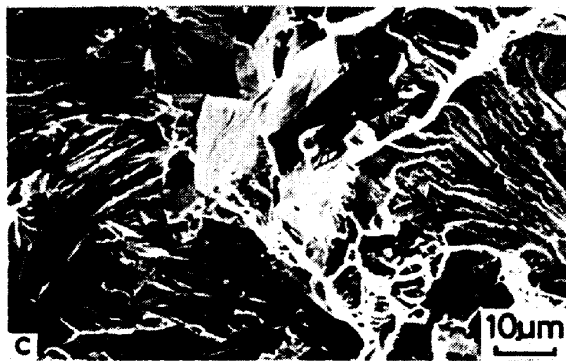
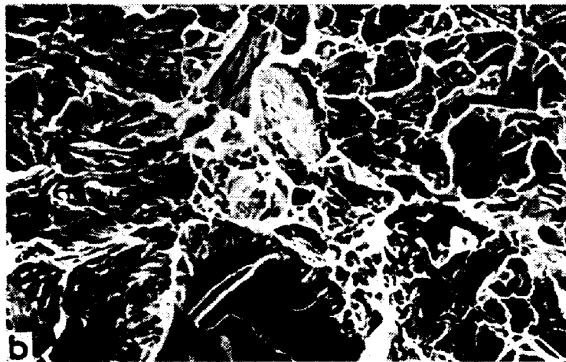
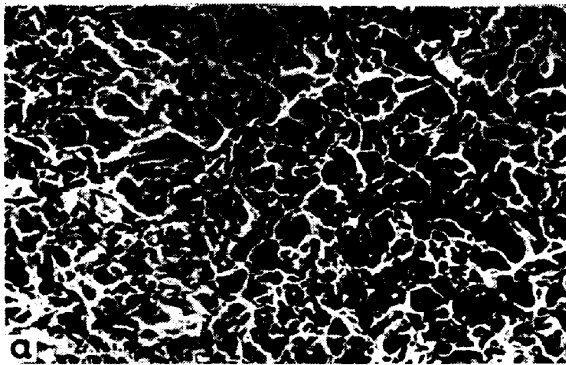


Fig. 4. Relationship between  $K_{IC}$  and the prior  $\gamma$  grain size in A and B steels free from the undissolved precipitates.



→ a) 8 µm  
b) 22 µm  
c) 46 µm

Photo. 3. Fracture surface at the tip of fatigue precrack for fracture toughness test specimens of A steel having the different prior  $\gamma$  grain size.

ブルと擬へき開の混在破面, 前 $\gamma$ 粒径が大きくなるに従い擬へき開のみの破面に変わる. また, (c) に示したように, 前 $\gamma$ 粒径が大きくなると予き裂先端に沿って部分的に粒界割れが認められる. このことが本実験結果に対しどのような意味を持つかは考察の際説明する.

3.3  $K_{IC}$  に及ぼす粗大析出物と P 添加の影響

上記の  $K_{IC}$  の前 $\gamma$ 粒径依存性に対して, 粗大析出物の存在と P 添加がどのような影響を及ぼすかを検討した.

Fig. 5 は,  $d^{-1/2}$  を横軸として3つの組織試料の  $K_{IC}$  を比較したものである. この図から明らかのように, P 添加は  $K_{IC}$  をやや低下させるのに対し, 粗大析出物の存

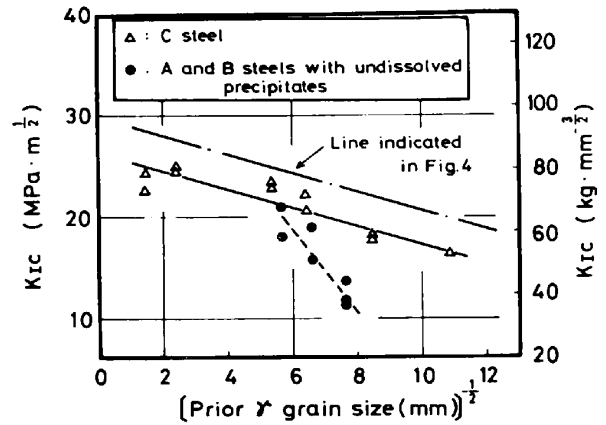
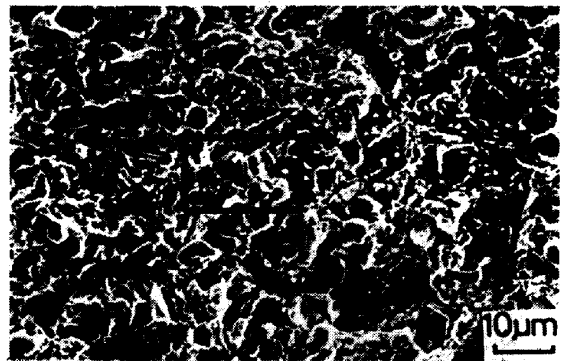
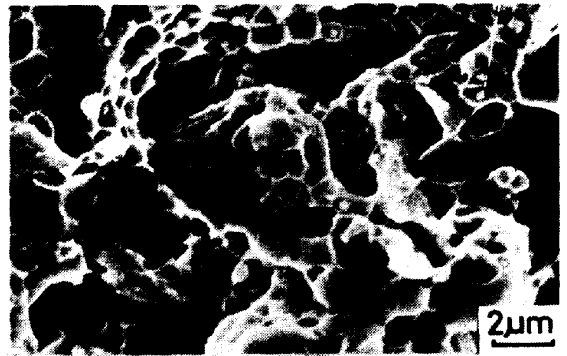


Fig. 5. Comparison of  $K_{IC}$  among three different structures.

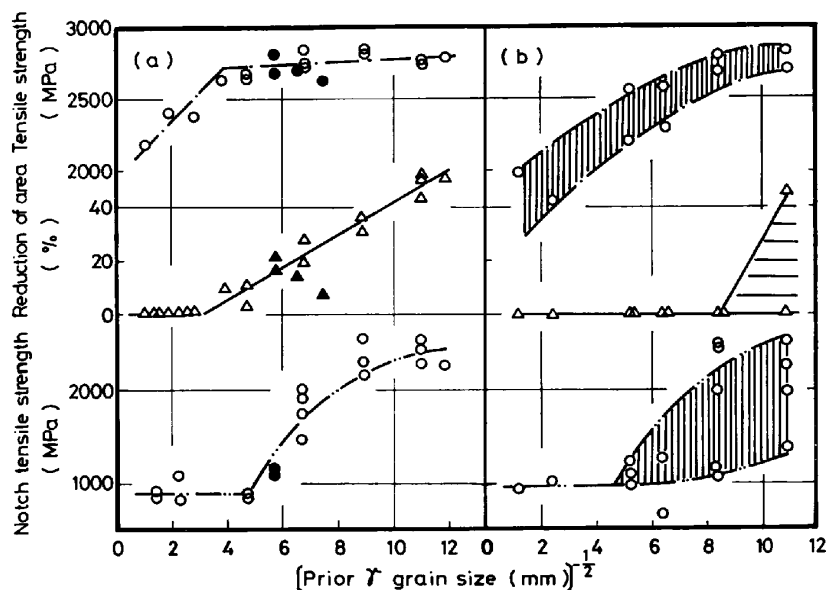


→ Fatigue precrack

Photo. 4. Fracture surface at the tip of fatigue precrack for fracture toughness test specimen of A steel solution treated at 950°C and containing the undissolved precipitates.

在は  $K_{IC}$  を大きく低下させる. また, 粗大析出物の存在しない試料では P 添加の有無にかかわらず等しい粒径依存性を示すのに対し, 粗大析出物が存在する試料ではその依存性は非常に大きい. しかし, 後者には前 $\gamma$ 粒径の微細化, すなわち溶体化処理温度の低下に伴う粗大析出物の容積率増加の影響が重複しており, この勾配は見掛け上のものと思われる.

Photo. 4 は, 粗大析出物を含む試料の破壊靱性試験片



(a) A and B steels without (open marks) and with (full marks) the undissolved precipitates.  
(b) C steel.

Fig. 6. Relationships between the prior  $\gamma$  grain size and smooth and notch tensile properties.

の破面を示したものである。これから明らかなように、粗大析出物を含む場合は微細なディンプルと擬へき開の混在した破面を呈し、しかもディンプル底にはかなりの頻度で析出物が認められる。

#### 3.4 平滑及び切欠引張性質と前 $\gamma$ 粒径との関係

Fig. 6 は、3つの組織試料の引張強さ、絞り、切り欠き引張強さを  $d^{-1/2}$  との関係として示したものである。

これらの3特性は、 $K_{IC}$  の場合とは逆に、いずれも  $d^{-2/1}$  の増加に伴い上昇する。また、これらの特性に及ぼす粗大析出物と P 添加の影響も、 $K_{IC}$  に対する場合とは異なる。すなわち、粗大析出物の存在は  $K_{IC}$  を著しく低下させたのに対し、絞りと切り欠き引張強さに対してはそれほど著しい悪影響を及ぼしていない。反面、P 添加は  $K_{IC}$  をそれほど低下させなかつたのに対し、絞りと切欠引張強さに対しては非常な悪影響を及ぼしている。すなわち、P 添加材では平滑引張試験において最も細粒な1本の試験片以外はすべて低応力破壊を起している。また、切り欠き引張強さは大きなばらつきを示し、最高値は P 無添加試料とほとんど変わらないが、最低値は  $d^{-1/2}$  の大きい側で大きく低下している。

## 4. 考 察

### 4.1 $K_{IC}$ の結晶粒径依存性

本実験では従来の報告<sup>4)5)</sup>とは異なり、 $K_{IC}$  は  $d^{-1/2}$  の増加に伴い直線的に大きく減少する結果が得られた。そして、得られた  $K_{IC}$  は ASTM 規格に基づく限り valid な値ではあるが、次のような問題点があり正確な  $K_{IC}$  の結晶粒径依存性を表していると断定することはできない。

(1) マルテンサイト組織における破壊の結晶粒径依

存性を前  $\gamma$  粒径で表した点、

(2) 破壊靱性試験中に疲労予き裂先端から subcritical crack growth (以下 SCG と略記) が生じ、見掛け上  $K_{IC}$  を変化させた可能性

そこで、(1) の問題点から検討しよう。ラスマルテンサイト組織における有効結晶粒径は一般にパケット径に対応するので、 $K_{IC}$  結晶粒径依存性も本来パケット径によつて表されるべきもの<sup>15)</sup>であろう。本実験ではパケット径を測定していないが、牧ら<sup>16)</sup>や細見ら<sup>7)</sup>の結果から、実験範囲内の細粒側では  $\gamma$  粒径とパケット径はほぼ等しく、粗粒側では1つの  $\gamma$  粒はいくつかのパケットに分割されることが予測される。しかも、 $\gamma$  粒径とパケット径の間には一般に直線関係が成立する<sup>16)</sup>ことが明らかにされている。したがつて、パケット径を用いて  $K_{IC}$  の結晶粒径依存性を表したとしても、上記した傾向は変わらず、前  $\gamma$  粒径で表した場合よりもその勾配が逆になくなる<sup>7)</sup>に過ぎない。したがつて、この問題点は本実験結果に対し、本質的な影響を及ぼしているとは考えられない。

次に、問題点の(2)を検討しよう。そのため、細粒と粗粒試料について破壊靱性試験中の SCG を Acoustic Emission (以下 AE と略記) を用いて検出した。Fig. 7 に荷重-開口量曲線と AE の発生挙動との関係、また Table 2 に AE の発生開始に対応する  $K_{AE}$  と  $K_{IC}$  との関係を示した。これらの結果から明らかなように、細粒試料では  $P_Q$  荷重の直前から AE が検出される。それに対して、粗粒試料では AE が検出される荷重 ( $P_{AE}$ ) は細粒試料と変わらないが、 $P_Q$  よりかなり低荷重側から AE が検出される。著者らが用いている検出条件下では前報<sup>5)</sup>で明示したように塑性変形に伴う AE は検出で

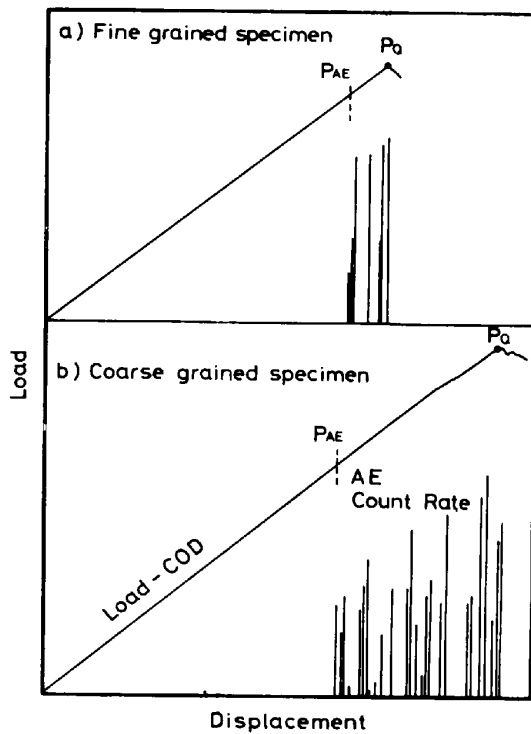


Fig. 7. Typical results of load-displacement curve and AE event count rate for fine and coarse grained specimens as indicated in Table 2.

Table 2.  $K_{AE}$  and  $K_{IC}$  values obtained in fine and coarse grained specimens.

Treatment	Grain size* ( $\mu$ )	$K_{AE}^{**}$ ( $MPa \cdot m^{1/2}$ )	$K_{IC}$ ( $MPa \cdot m^{1/2}$ )
Thermomechanically treated to 11 mm square	12	18.6	21.0
		17.9	21.3
		17.9	21.3
Solution treated at 1200°C	450	17.3	33.1
		19.8	35.3
		17.6	29.1
		20.1	34.7

\* Prior  $\gamma$  grain size

\*\* Stress-intensity factor corresponding to the generation of AE events

きないことを確認したので、このAEの発生はSCGに起因することは間違いない。そこで、疲労予き裂先端を詳細に観察すると、3-2節で触れたように前 $\gamma$ 粒径が大きくなると予き裂先端に沿って部分的に粒界割れが認められる。その観察結果をPhoto. 5に示した。AE計測を行つた1200°C溶体化材(a)は前 $\gamma$ 粒径が非常に大きく予き裂部分も粒界割れになるため、写真上で予き裂先端を識別できないが、テンパーカラーを付けた予き裂部分とこの粒界割れの先端とはほとんど差がないことを確かめた。また、1100°C溶体化材(b, c)は最も代表的な破面を示した試料で、疲労破面、1~2粒径におよぶ粒界割れ、最後に擬へき開へと破壊形態が変化している。

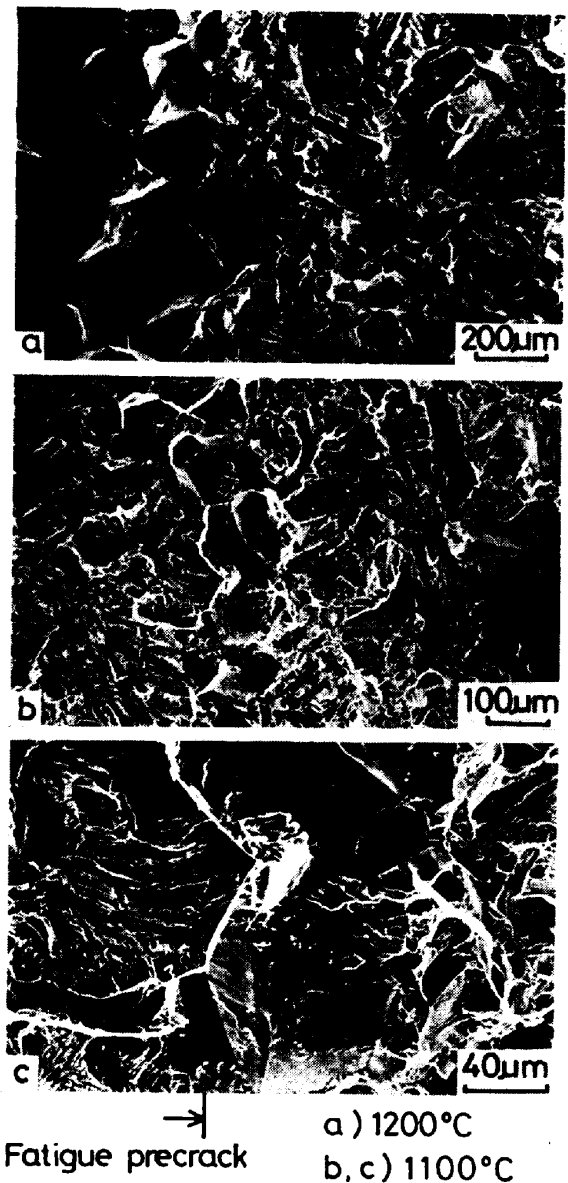


Photo. 5. Fracture surface at the tip of fatigue precrack for fracture toughness specimens of A steel solution treated at 1100 and 1200°C.

このように、前 $\gamma$ 粒径が大きくなると $P_Q$ よりかなり低荷重側からAEが検出され、また疲労予き裂先端に粒界割れが認められるという2つの実験結果より推察して、AEによつて検出されるSCGは粒界割れ破面を示すと考えられる。

SCGが粒界割れの破壊形態をとることは、SCGが水素脆性に起因することを示唆する。本実験結果からこの点を明確にすることはできないが、このような高強度鋼は水素脆化感受性が高く、しかも破壊靱性試験は大気中で行つているので、SCGに水素脆性が関与している可能性はかなり高いものと思われる。

以上の考察により、粗粒試料では破壊靱性試験中粒界割れのSCGが先行するため、 $K_{IC}$ が見掛け上高めら

れていると結論し得る。一方、この結論は本実験結果が  $K_{IC}$  の真の結晶粒径依存性を表していないことを意味する。しかし、著者らの既報<sup>4)5)</sup>及び横堀ら<sup>13)14)</sup>の結果を考慮すると、 $K_{IC}$  の結晶粒径依存性は本実験結果に対しその傾向は変わらず、その勾配はいくぶんゆるやかになると考えられるのが妥当であろう。

それでは、粒界割れの SCG が予き裂先端に生じるとなぜ見掛け上  $K_{IC}$  が高められるのか。その理由は吉川<sup>17)</sup>らがすでに指摘したように、き裂 (SCG) が粒界に沿って進展するため、荷重垂直面に対しき裂先端のずれが生じ、有効応力拡大係数が減少するためであろう。そのため結晶粒径が大きくなる程、荷重垂直面からのき裂先端のずれが大きくなり、 $K_{IC}$  はより多く高められる。

上記の説明は、結晶粒が細かい程見掛け上  $K_{IC}$  がより多く高められた既報<sup>6)</sup>の結果と矛盾する。しかし、この点は次のように説明できよう。既報ではマルエージ鋼を低温側で時効して水素脆化感受性の異常に高い組織に調整したので、予き裂先端に長い粒界割れが生じた。そのため、き裂先端の分岐の程度によつて  $K_{IC}$  の見掛けの増加量が支配された。それに対し、本鋼ではただか 1~2 粒径の粒界割れが生じるに過ぎないので、き裂先端の分岐というよりは荷重垂直面に対するき裂先端のずれの程度に支配されて  $K_{IC}$  の見掛けの増加量が決まつたのであろう。

また、本鋼は最高時効組織に時効し、しかも時効後に脱水素処理を行つている。そのため、本鋼の水素脆化感受性は低く、結晶粒径の増加により水素脆化感受性が高くなることは、SCG の生成を容易にする効果がある。

上記した 2 つの影響により、既報<sup>6)</sup>と本報では予き裂先端に粒界割れが生じ見掛け上破壊靱性が上昇するという同じ機構が作用したにもかかわらず、結晶粒の大きさの影響が逆転したものと推察される。

#### 4.2 き裂の発生、伝播特性と組織因子との関係

すでに述べたように、粗大析出物の存在及び P 添加は  $K_{IC}$ 、絞り、切り欠き引張強さのいずれの特性に対しても悪影響を及ぼすが、その影響度合は対象特性によつて異なる。すなわち、粗大析出物の存在は  $K_{IC}$  を著しく低下させるが、絞りに対してはあまり悪影響を及ぼさない。一方、P 添加は絞りを著しく低下させるが、 $K_{IC}$  をあまり低下させない。そこで、このような違いが生じる理由を説明する。

周知のように、破壊靱性試験はき裂の伝播特性を評価する試験である。平滑引張試験は本来き裂の発生及び伝播の総合特性を評価する試験であるが、本鋼のような高強度鋼では一般にき裂発生後直ちに最終破断に至る<sup>5)</sup>の

で、主としてき裂の発生特性を評価する試験といえよう。切り欠き引張試験は両者の中間特性を評価する試験である。したがつて、上記実験結果は次のように言い換えられる。

粗大析出物の存在は、き裂の伝播特性を大きく損なうが、発生特性をあまり劣化させない。一方、P 添加はき裂の伝播特性をあまり劣化させないが、発生抵抗を著しく損なう。しかも、き裂の発生特性にかなりのばらつきを与える。このことは低応力破壊が起こる場合の引張強さと切り欠き引張強さが大きなばらつきを示すことから理解できる。

更に、上記組織因子の影響は破壊様式とも関連する。P 添加は絞りを非常に劣化させることを述べたが Fig. 6 に示したように前  $\gamma$  粒径が最も小さく、ディンプルの破壊様式を示す場合は絞りの劣化が生じない。それに対し、前  $\gamma$  粒径が大きくなつて前  $\gamma$  粒界でのき裂の発生が絞り値を規制する<sup>5)</sup> ようになると、P 添加の悪影響が非常に顕著になる。この現象は、P は  $\gamma$  粒界に偏析して、粒界強度を下げることによつてき裂発生を容易にする機能によるものであろう。

## 5. 結 論

13Ni-15Co-10Mo 系マルエージ鋼の破壊靱性に及ぼす結晶粒径の影響を検討した。更に、破壊靱性に及ぼす 2, 3 の組織因子の影響を比較すると共に、平滑及び切り欠き引張性質の結晶粒径依存性ととの相違点を明らかにした。結果を要約すると以下のとおりである。

1) 加工熱処理と溶体化処理を併用して、粗大析出物が残留しない状態で前  $\gamma$  粒径が 7~600  $\mu$  の再結晶組織に調整した。

2) 破壊靱性は前  $\gamma$  粒径の  $-1/2$  乗 ( $d^{-1/2}$ ) の増加、すなわち細粒化に伴い、直線的に減少することを示した。

3) しかし、AE による subcritical crack growth (SCG) の検出及び疲労予き裂先端の破面観察の結果、結晶粒が大きくなると粒界割れの SCG の生成により見掛け上破壊靱性が上昇するとの結論を得、破壊靱性の真の結晶粒径依存性は本実験結果より小さくなることを推論した。

4) 一方、平滑及び切り欠き引張性質は  $d^{-1/2}$  の増加に伴い、直線的に増加することを示した。

5) 粗大析出物の存在と 0.02% の P 添加という 2 つの組織因子の影響を検討し、粗大析出物の存在は破壊靱性を著しく低下させるが、引張性質に対してはあまり悪影響を及ぼさないこと、逆に P 添加は引張性質を著しく低下させるが、破壊靱性に対する悪影響は比較的小さい

ことを明らかにした。

6) 上記結果から、粗大析出物の存在はき裂伝播特性を著しく低下させるのに対し、P添加はき裂発生抵抗を大きく損なうと同時に、そのばらつきを大きくすることを明らかにした。

終わりに本研究の遂行に際し、御指導いただいた金属材料技術研究所強力材料研究部長内山郁博士、及び本稿をまとめるにあたり有益な御討論をいただいた中村森彦博士に感謝の意を表します。

#### 文 献

- 1) 金尾正雄, 河部義邦: 日本金属学会会報, 12 (1973) 5, p. 309
- 2) 河部義邦: 日本金属学会会報, 14 (1975) 10 p. 767
- 3) 三村 宏: 鉄と鋼, 64 (1978) 7, p. 906
- 4) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p. 269
- 5) 河部義邦, 宗木政一, 高橋順次: 鉄と鋼, 67 (1981) 9, p. 1551
- 6) 河部義邦, 中沢興三, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と

- 鋼, 60 (1974) 12, p. 1613
- 7) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 64 (1978) 7 p. 1047
- 8) G. Y. LAI, W. E. WOOD, R. A. CLARK, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: Metall. Trans., 5 (1974) 7, p. 1663
- 9) V. F. ZACKAY and E. R. PARKER: Alloy and Microstructural Design (1976), p. 213 [Academic Press]
- 10) R. O. RITCHIE, B. FRANCIS, and W. L. SERVER: Metall. Trans., 7A (1976) 6, p. 831
- 11) D. S. McDARMAID: Met. Technol., (1980) 11, p. 372
- 12) 横堀武夫, 沢木洋三, 中西征二: 日本機械学会論文集 (A編), 45 (1979) 398, p. 1183
- 13) 横堀武夫, 亀谷崇治: 日本機械学会論文集 (A編), 46 (1980) 411, p. 1162
- 14) 横堀武夫, 鴻巣真二: 日本機械学会論文集 (第1部), 44 (1978) 380, p. 1114
- 15) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981) 7, p. 852
- 16) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979) 5, p. 515
- 17) 吉川一男, 溝口孝遠, 太田定雄, 佐藤栄一: 材料, 31 (1982) 342, p. 265