

強度レベルの異なる 18Ni マルエージ鋼の 強度・靱性におよぼす未再結晶溶体化処理 の影響

安野拓也*・栗林一彦*²・堀内 良*²・大塚正久*³

Influence of Solution Treatment under Unrecrystallized Austenite (Unrecrystallized Solution Treatment) on Strength and Tough- ness of 18% Ni Maraging Steel with Various Strength Level

Takuya YASUNO, Kazuhiko KURIBAYASHI, Ryo HORIUCHI and Masahisa OTSUKA

Synopsis:

In 18% Ni maraging steel whose strength level is from 2.0 GPa up to 2.4 GPa, the relation between plane strain fracture toughness, K_{IC} , and tensile strength, σ_B , is experimentally given by

$$K_{IC} \propto \sigma_B^{-n} \quad n \sim 4.$$

Crack growth of the present alloy is controlled by micro-cleavage and their subsequent ductile coalescence. Increase of the strength level brings about increase of areal fraction of micro-cleavages and the resultant decrease of K_{IC} . Solution treatment under the condition of unrecrystallized austenite (unrecrystallized solution treatment) results in strengthening and toughening due to remarkable refinement of martensite structure, particularly the block dimension. In the alloy whose strength level is beyond 2.4 GPa, however, unrecrystallized solution treatment does not cause toughening. The reason behind is that the critical grain size which is necessary for ductile fracture has to become much smaller than that which is realized in usual unrecrystallized solution treatment.

Key words: maraging steel; solution treatment; fracture toughness; tensile strength; micro-cleavage.

1. 緒 言

18% Ni マルエージ鋼はラスマルテンサイト組織を有する鋼として知られており、その組織構成は小さい方からラス、ブロック、パケット、旧オーステナイト (γ) 粒という典型的な階層構造となっている¹⁾。強度を支配する「有効結晶粒」²⁾としては、低炭素鋼で通常報告されているパケットではなく、バリエーションの等しいラスから構成されたブロックであることが示唆されている³⁾。したがって本合金の強靱化を実現するには、旧 γ 粒の微細化よりもブロック組織の微細化が、より直接的であることも容易に推察される。ただし、ブロックの大きさは旧 γ 粒径に依存する¹⁾ところから、実質的には旧 γ 粒の微細化が本合金の強靱化の早道であると考えられてきた。しかしながら熱処理のみで旧 γ 粒を微細化する

には限界があり、冷間強加工+再結晶のプロセスをはずすことは至難とされている⁴⁾。したがって有効結晶粒の微細化による強靱化の適用は薄板に限られるというのがこれまでであった。

著者らは、本合金に微量 (0.001%~0.003%) のボロンを添加すると、逆変態 γ の再結晶温度が上昇し未再結晶 γ 域での溶体化処理 (未再結晶溶体化処理) が可能になること、未再結晶溶体化処理は、マルテンサイト (α') 中の転位の引継ぎと、逆変態により導入された高密度の転位を含む γ からの α' 変態を実現し、熱処理のみでオースフォームに類似の強靱化効果をもたらすことを報告した⁵⁾。また、この強靱化は旧 γ 粒径を全く変えることなく、高密度の転位を含む γ からの変態によるブロック組織の微細化によって支えられていることも明らかにした⁶⁾。未再結晶溶体化処理がブロック組織の微

平成 2 年 12 月 21 日受付 (Received Dec. 21, 1990)

* 芝浦工業大学大学院 (現: 東京農工大学大学院, 宇宙科学研究所) (Graduate School, Shibaura Institute of Technology, Now Graduate School, Tokyo University of Agriculture and Technology, The Institute of Space and Astronautical Science, 3-1-1 Yoshinodai Sagami-hara 229)

*² 宇宙科学研究所 工博 (The Institute of Space and Astronautical Science)

*³ 芝浦工業大学 工博 (Shibaura Institute of Technology)

細化を実現する熱処理法であるならば、これはこの種の高強度鋼の強靱化手法として広く適用可能であると考えられる。しかしながら、近年の著しい高強度化の要求に対しては、強靱性の確保において必要とされる有効結晶粒径も著しく小さいものとならざるを得ず、本手法によるブロック組織の微細化がどの程度の強度レベルにまで耐えられるかは明確ではない。未再結晶溶体化処理による強靱化が実現できる限界を明らかにすることは本合金の実用性の拡大において必要不可欠なことといえよう。

本研究はこのような観点から、強度レベルの異なる 18% Ni マルエージ鋼の強度、靱性に対する未再結晶溶体化処理の効果を検討したものである。

2. 実験方法

2.1 供試材

18% Ni マルエージ鋼の時効後の強度は、時効硬化に寄与する合金元素の添加量を Mo 添加量に換算した Mo 当量 ($Mo_{eq} = Mo(\%) + Co(\%)/3 + 3Ti(\%)$) に比例し、 Mo_{eq} 1 当たり 100 MPa 程度の強度上昇が報告されている⁷⁾。本実験では、18% Ni をベースに Mo_{eq} を変え

Table 1. Chemical compositions (wt%) and Mo_{eq} of the present 18% Ni maraging steels.

	Ni	Co	Mo	Ti	Mo_{eq}
2.0 GPa grade	18.2	8.5	5.1	0.48	9.37
2.1 GPa grade	17.8	8.9	5.1	0.58	9.81
2.2 GPa grade	17.9	10.6	5.1	0.94	11.4
2.3 GPa grade	17.6	12.2	5.1	0.90	11.9
2.4 GPa grade	17.9	12.1	4.4	1.57	13.1

C, P, S: <0.003 Si, Mn: <0.02 Al: 0.05~0.10

B: 0.001~0.003

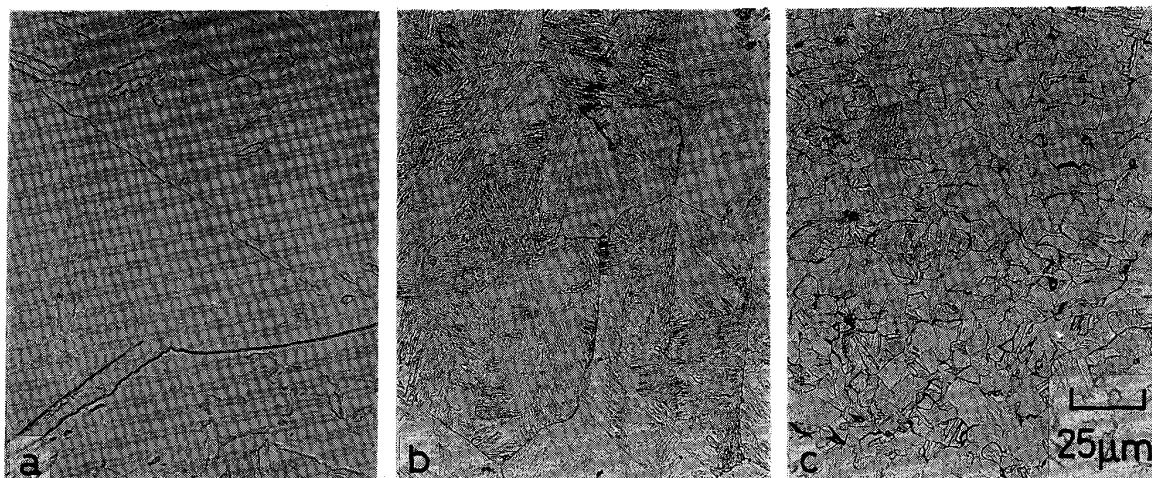
$Mo_{eq} = Mo(\%) + 1/3Co(\%) + 3Ti(\%)$

ることにより、強度レベルをそれぞれ 2.0 GPa 級, 2.1 GPa 級, 2.2 GPa 級, 2.3 GPa 級, 2.4 GPa 級とした 5 種類の鋼種を用意した。Table 1 はそれらの化学組成と Mo_{eq} を示している。いずれの鋼種にも 0.002%~0.003% のボロンが添加されており、その結果、4 ks の恒温保持で逆変態 γ の再結晶が完了する温度は 5 鋼種とも 1170 K~1200 K まで上昇した。一例として、2.2 GPa 級鋼の溶体化処理温度に対する光学顕微鏡組織の変化を Photo. 1 に示す。a は出発材 (粗大粒), b, c はそれぞれ 1123 K, 4 ks, 1173 K, 4 ks の恒温溶体化処理材である。b では出発材の粗大粒界が明確に観察され、未再結晶であることが分かる。一方 c では出発材の粗大粒は消えており、微細化された旧 γ 粒が観察されることから逆変態 γ の再結晶は既に終了していることが分かる。このことから、以後の未再結晶溶体化処理温度としては、 A_f 以上であり、また 4 ks の恒温保持後においても再結晶粒の生成が認められず、前報⁵⁾と同様に溶体化の完了している⁸⁾ 1063 K, 1093 K の二条件とした。なお出発材とは、1473 K, 4 ks の高温溶体化処理を施した試料のことであり、製造履歴の消去とほう化物の固溶を図ったものを指している。

熱処理には、出発材の高温溶体化処理に塩化物系の塩浴炉、その後の未再結晶溶体化処理にはアルミナの流動層炉を用い、試験片の時効処理には硝石系の塩浴炉を用いた。また熱処理後の冷却はすべて水冷とした。

2.2 機械的性質の測定

機械的性質の測定には、ゲージ部寸法が 4 mm ϕ $\times$ 20 mm の平滑丸棒引張試験片と、板幅 25 mm, 板厚 11 mm のコンパクトテンション型 (CT) 試験片を用い、0.2%



a: 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ b: 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ + 1123 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ c: 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ + 1173 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ

Photo. 1. Optical micrographs of 2.2 GPa grade steel showing grain structures of reversely-transformed austenite.

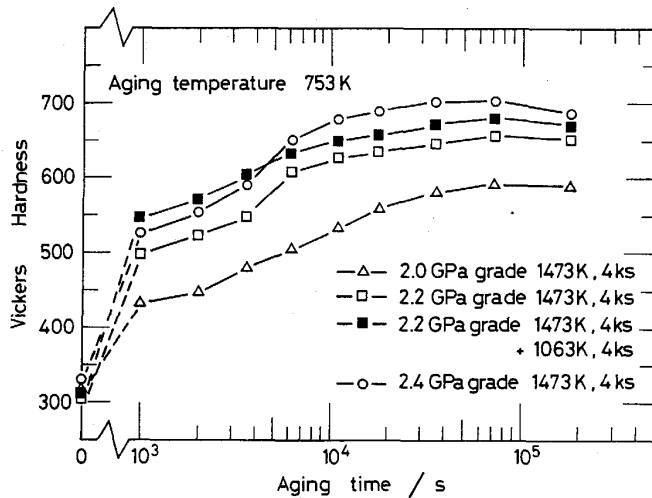


Fig. 1. Variation of vickers hardness during isothermal aging at 753 K.

耐力 $\sigma_{0.2}$, 引張強度 σ_B および平面ひずみ破壊靱性 K_{IC} を測定した。いずれの試験片も所定の溶体化処理後に機械加工を施し、時効処理を加えた後試験に供した。時効処理温度は 753 K とした。Fig. 1 は 2.0 GPa 級鋼, 2.2 GPa 級鋼, 2.4 GPa 級鋼の出発材と, 2.2 GPa 級鋼の 1063 K, 4 ks の未再結晶溶体化処理材の恒温時効硬化曲線を示している。前報⁵⁾と同様, 未再結晶溶体化処理材は硬化が早く, また硬度のピーク値も高いことが認められる。図より明らかなように, 18% Ni マルエージ鋼で通常行われる時効処理条件 (900 F (~ 753 K), 11 ks ~ 18 ks)⁹⁾ は亜時効の条件に相当するところから, 本実験ではこの条件を避け, 出発材, 未再結晶溶体化処理材とも硬度がほぼピーク値となる 72 ks を時効処理時間とした。

3. 実験結果

3.1 K_{IC} と σ_B の関係

Fig. 2 は, 5 鋼種の出発材と未再結晶溶体化処理材の σ_B の Mo_{eq} 依存性を示している。図より明らかなように, 出発材, 未再結晶溶体化処理材とも σ_B は

$$\sigma_B / \text{GPa} = 0.13 Mo_{eq} + \sigma_0 / \text{GPa} \quad (\sigma_0 / \text{GPa}; 0.7 \sim 0.9) \quad (1)$$

となり, ほぼ設計どおりの強度レベルであった。また, 未再結晶溶体化処理による σ_B の上昇の程度は, 基本的には強度レベルには依存しないことも明らかとなった。

後述する (4.1) のように, 本実験の範囲では, Hall-Petch の係数は強度レベルに依存せず一定値であると考えられるところから, 未再結晶溶体化処理による「有効結晶粒」の微細化は, 5 鋼種で同程度であるといえよう。

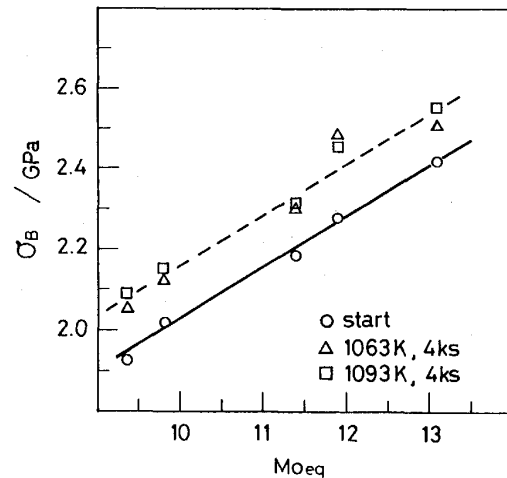
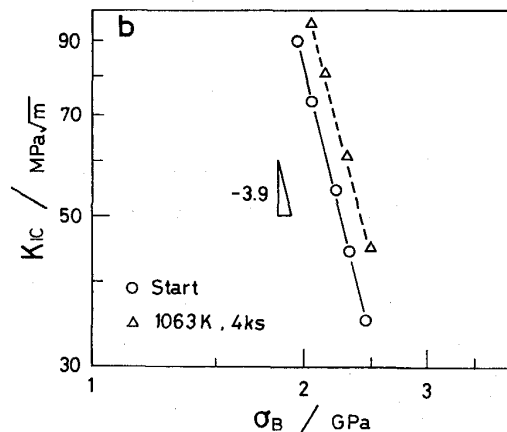
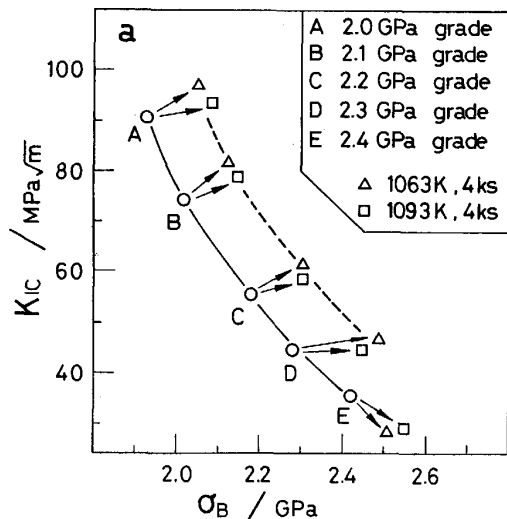


Fig. 2. Relation between σ_B and Mo_{eq} .
○ 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
△ 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ + 1063 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
□ 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ + 1093 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ



a : In linear scale
b : In logarithmic scale

Fig. 3. Relation between K_{IC} and σ_B and those changes due to unrecrystallized solution treatment.

Fig. 3 は, 5 鋼種の出発材と未再結晶溶体化処理材の K_{IC} と σ_B の関係を示している. 実線は出発材, 破線は未再結晶溶体化処理材であり, $\rightarrow$ は未再結晶溶体化処理による K_{IC} と σ_B の変化を示している. Fig. 3 に示すように, K_{IC} と σ_B の関係は金尾ら¹⁰⁾と同様

$$K_{IC} \propto \sigma_B^{-n} \dots\dots\dots (2)$$

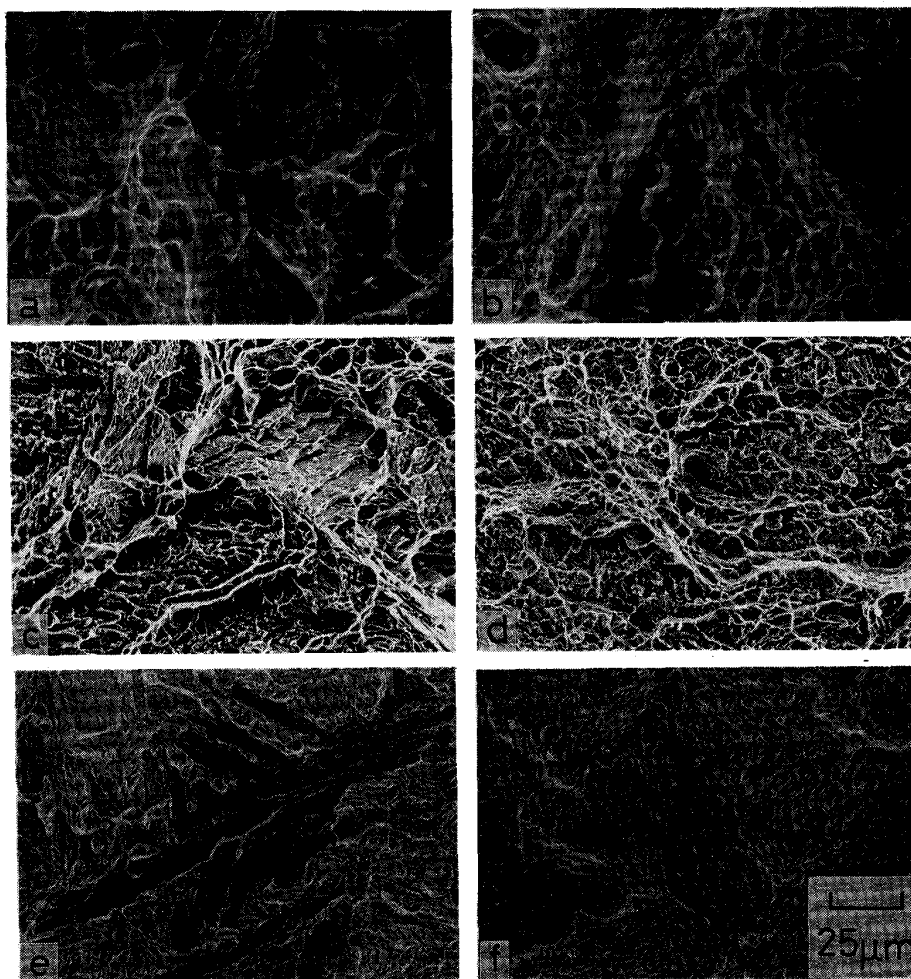
で表される. n は, 出発材, 未再結晶溶体化処理材とも 3.9 であった. なお, 1063 K, 4 ks と 1093 K, 4 ks の未再結晶溶体化処理材では, 前者が高靱性となる傾向があるが, K_{IC} と σ_B の関係では大きな差異はないといえる.

図上で右あるいは上への移動は強靱化を意味する. したがって強度レベルが 2.3 GPa 以下の鋼種では, 未再結晶溶体化処理は明らかな強靱化を生じさせるが, 2.4 GPa 級鋼では, 未再結晶溶体化処理はむしろ脆化を引き起こすといえそうである.

3.2 破面観察

Photo. 2 は, CT 試験片の破面写真である. a, c, e は, それぞれ 2.0 GPa 級鋼, 2.2 GPa 級鋼, 2.4 GPa 級鋼の出発材であり, また b, d, f はそれらに 1063 K, 4 ks の未再結晶溶体化処理を加えたものである. また Photo. 3 は 2.4 GPa 級鋼の破面を腐食することにより生じたピットを観察したものである.

Photo. 2 a, c は, 比較的大きなディンプルとブロック組織形態を反映した擬へき開の混在した破面を示しており, 擬へき開破面の割合は a よりも c が多くなっている. 2.1 GPa 級鋼, 2.3 GPa 級鋼も, ディンプルと擬へき開の混在した破面を呈しており, 擬へき開破面の割合は, 2.0 GPa~2.3 GPa 級の範囲では強度レベルの上昇とともに増加した. 一方, e の 2.4 GPa 級鋼では, Photo. 3 に見られる矩形のピットより明らかなように,



- a : 2.0 GPa grade steel 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
- b : 2.0 GPa grade steel 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ+1063 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
- c : 2.2 GPa grade steel 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
- d : 2.2 GPa grade steel 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ+1063 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
- e : 2.4 GPa grade steel 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ
- f : 2.4 GPa grade steel 1473 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ+1063 K, 4 ks $\rightarrow$ WQ

Photo. 2. Scanning electron micrographs of fracture surfaces.

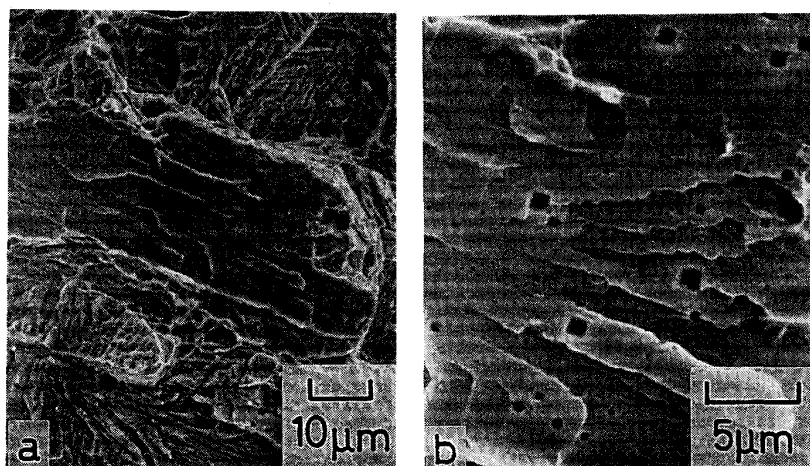


Photo. 3. Scanning electron micrographs of electro-etched fracture surface of 2.4 GPa grade steel showing rectangular pits on cleavage surface.

ブロックを単位とした典型的な (100) 面のへき開が随所に認められる脆性的な破面形態へ移行しており、破壊プロセスの変化を暗示している。未再結晶溶体化処理材の b, d では、破面構成は a, c と同じであるが、脆性的な破面の割合が減少し、ディンプルも相対的に細かいものになっている。また 2.4 GPa 級鋼の未再結晶溶体化処理材 (f) では、出発材で認められたへき開は、ブロックの微細化を反映して小さなものになり、その数も著しく減少している。しかしながらその破面の巨視的な形状は極めて平坦であり、ブロックの微細化は、むしろ起伏の少ない脆性的な破面をもたらしたことが分かる。

4. 考 察

4.1 強度レベルが破面形態におよぼす影響

平滑試験片の引張り時に生じるへき開破壊については、軟鋼の延性 ↔ 脆性遷移に関連して多くのモデルが提案されている¹¹⁾。それらのほとんどは、結晶粒界あるいは介在物等の障害物に堆積した転位群による引裂き型 (モード I) の応力拡大がその源となるというものであり、少なくとも 1~2 個の結晶粒の降伏を前提としている。一方、よく知られているように多結晶性材料のすべり帯の先端に生じる応力拡大は、き裂先端での応力拡大と数学的にはまったく等価である。例えば、無限平板内の長さ $2c$ の貫通き裂に対して垂直な引張外応力 σ が加えられた場合の平面ひずみ状態のき裂の平衡条件は、ポアソン比 ν 、ヤング率 E 、有効表面エネルギー γ_F を用いることにより、よく知られているように

$$\frac{\pi(1-\nu^2)c\sigma^2}{E} = 2\gamma_F \quad (3)$$

で与えられる。ここで、弾性き裂を仮定した場合の開口変位 $\delta = 4(1-\nu^2)c\sigma/E$ を用いると、式 (3) は次のように表すことができる。

$$\delta = \frac{8\gamma_F}{\pi\sigma} \quad (4)$$

一方、COTTRELL¹²⁾ の「不動刃状転位の形成に基づくへき開き裂の発生」のモデルでは、き裂の平衡条件は、堆積転位群のバーガスベクトルを nb とし有効表面エネルギーを γ_{cl} とすると

$$nb = \frac{2\gamma_{cl}}{\sigma} \quad (5)$$

と表される。式 (5) と式 (4) において δ を nb に、 γ_F を γ_{cl} に対比させることにより、き裂材におけるへき開破壊の発生は堆積転位群によるへき開破壊の発生に読み替えられることが分かる。ただし、堆積転位群によるへき開破壊の発生では、「少なくとも 1~2 個の結晶粒の降伏」が前提となっている。軟鋼の低温脆性はこの前提を満足していることが報告されている¹²⁾ が、マトリックス中に可動転位を多量に含み明瞭な降伏点を示さないマルエージ鋼には必ずしも当てはまらない。強度レベルの高いマルエージ鋼の粗大粒試料でしばしば観察される低応力破壊 (破断ひずみ $\epsilon_f \sim 0$)¹³⁾ は、 $\sigma_{0.2}$ 以下でも式 (5) が満たされる場合のあることを示しているといえよう。

TETELMAN ら¹⁴⁾ は COTTRELL のモデルを発展させ、き裂が結晶粒オーダーの拡大を行う条件として、

$$\sigma \geq \sigma_{mc} = \frac{4q\gamma_{cl}G}{k_f} d^{-1/2} \quad (6)$$

を与えた。ここで、 k_f は Hall-Petch の係数であり、 d は有効結晶粒径、 G は剛性率、 q は方位因子である。式 (4)、(5) と同様にき裂材との対比を行うため、応力拡大係数 K_I に対して $\sigma\sqrt{\pi d}$ を対応させると、式 (6) は

$$K_I \geq K_{IC}^m = \frac{4\sqrt{\pi}q\gamma_{cl}G}{k_f} \quad (7)$$

あるいは

$$\sigma_{mc} = \frac{K_{IC}^m}{\sqrt{\pi d}} \quad (8)$$

となる。したがって式(8)は主き裂前縁から d の距離における結晶粒オーダーのき裂の発生に対する応力の臨界値とみなすこともできる。式(6)あるいは(7), (8)が満たされた際に発生するへき開き裂が試料全域に拡大する条件は、式(3)より

$$\sigma \geq \sigma_F = \left(\frac{2 \gamma_F E}{\pi c (1 - \nu^2)} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (9)$$

で与えられる。

ここで $2c=d$, $K_{IC}^F = (4 \gamma_F E / (1 - \nu^2))^{1/2}$ と置けば

$$\sigma_F = \left(\frac{4 \gamma_F E}{\pi (1 - \nu^2) d} \right)^{1/2} = \frac{K_{IC}^F}{\sqrt{\pi d}} \dots\dots\dots (10)$$

となり、式(8)と同様、式(10)は主き裂前縁から d の距離における応力の臨界値になる。き裂材に引張外応力を負荷した際に、結晶粒オーダーのへき開が生じた後、直ちに最終破断に至るか否かは σ_{mc} と σ_F の大小関係で決まり、 $\sigma_{mc} < \sigma_F$ すなわち

$$\gamma_F > \frac{4 G^2 \pi (1 - \nu^2) m^2 \gamma_{cl}^2}{k_f^2 E} \dots\dots\dots (11)$$

であるならば、生じた結晶粒オーダーのへき開は粒界等の障害物によって拡大を停止する。式(11)が満たされる条件は、主に γ_{cl} と γ_F の大きさにより定まる。 γ_{cl} は、定義により、わずかな塑性変形により結晶粒オーダーのへき開破壊が生ずる場合の有効表面エネルギーであり、通常は $\gamma_{cl} \ll \gamma_F$ といえる。したがって炭化物等の脆性的な介在物のないマルエージ鋼では、式(11)が成り立つことは想像に難くない。

式(8)に戻って、主き裂前縁から d の距離における応力の意味を考えてみよう。主き裂前縁から d の距離における応力が σ_{mc} を超える場合には結晶粒オーダーの微視き裂が生ずることになるが、よく知られているようにき裂前方には負荷に応じた塑性域が生じる。平面ひずみ条件では塑性域の大きさ r_p は

$$r_p = \frac{1}{5.6 \pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_f} \right)^2 \dots\dots\dots (12)$$

で表される。ただし流動応力 σ_f は、通常 $1/2 (\sigma_{0.2} + \sigma_B)$ と置くが、マルエージ鋼では σ_B は $\sigma_{0.2}$ よりたかだか 50 MPa~70 MPa 大きいにすぎず、実用的には $\sigma_f \sim \sigma_B$ としても大きな差は生じない。したがって主き裂前縁から d の距離における応力 σ_d の値により次の三つの場合が考えられる。

- ① $\sigma_{mc} > \sigma_d > \sigma_f$
- ② $\sigma_F > \sigma_f > \sigma_d > \sigma_{mc}$
- ③ $\sigma_f > \sigma_d > \sigma_F$

直ちに分かるように、①ではき裂先端に塑性域が形成され、破壊は延性破壊のクライテリオンによって決まる。

一方、②では、結晶粒オーダーで生じた微視(へき開)き裂は、試料を貫通することなく、残部はその後の負荷の増加によって①と同様な破壊モードに至るものと考えられる。また③では、脆性的なき裂が残部を貫通し、破断に至るものと考えられる。Fig. 4 はこれらの状況を模式的に示している。図中の σ_f は Hall-Petch の関係

$$\sigma_f = \sigma_i + k_f d^{-1/2} \dots\dots\dots (14)$$

を示している。 σ_i は固溶と時効析出による強化分と、変態により導入された高密度の転位による強化分を加味した粘性抵抗である。図中の①, ②, ③ は上述の三つの場合に対応する $d^{-1/2}$ の領域を示している。それぞれの領域に対して予想される破面パターンは、典型的には①延性ディンプル, ②結晶粒オーダーのへき開破面と延性ディンプル(残部), ③結晶粒オーダーのへき開破面と擬へき開破面(残部)である。

図より容易に理解されるように、式(10)と(14)から②および①は

$$d \leq \frac{1}{\sigma_i^2} \left(\frac{K_{IC}^F}{\sqrt{\pi}} - k_f \right)^2 \dots\dots\dots (15)$$

となる領域である。2.0 GPa 級鋼と 2.4 GPa 級鋼において、低応力破壊が生じない範囲では $k_f \sim 0.7 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ と報告されており¹⁵⁾, Mn_{eq} の増加は σ_i の増加に他ならないことは既に述べたとおりである。ここで K_{IC}^F を組成に依存しない一定値とみなすと、式(15)は鋼種の強度レベルにのみ依存することが理解される。したがって、強度レベルの等しい鋼種では、 d の減少が延性的破面の増加をもたらすことが分かる。未再結晶溶体化処理が、ブロックの微細化による有効結晶粒径の微細化を意味するものとすれば、本実験で得られた強度レベルと熱

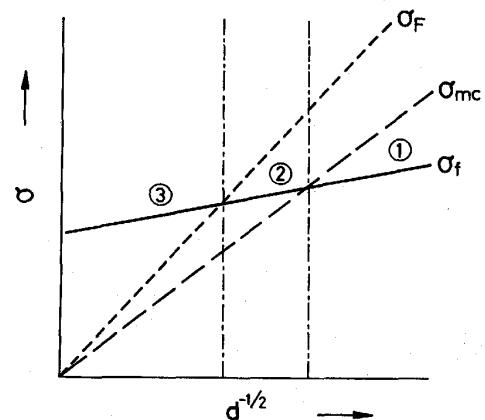


Fig. 4. Schematic presentation of grain size dependence of fracture stress. ①, ② and ③ correspond to regions of ductile fracture, micro-cleavage and its ductile coalescence, and micro-cleavage and brittle coalescence, respectively.

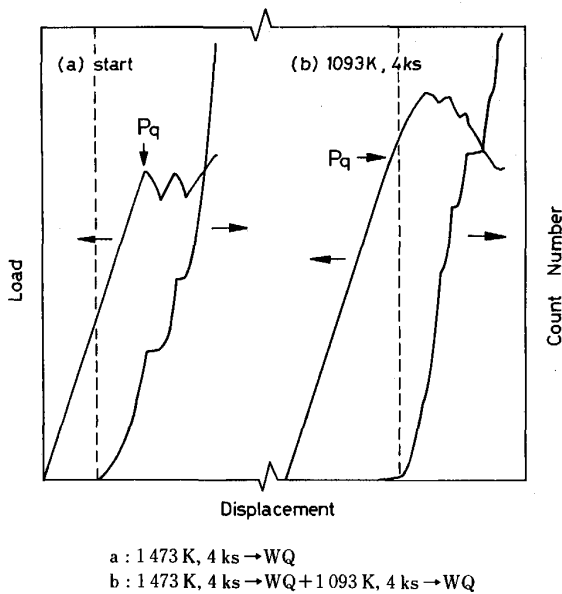


Fig. 5. Load-displacement curves with AE cumulative events number in 2.0 GPa grade steel.

処理による破面パターンの変化は、定性的には式(15)における σ_i と d の変化として説明することができる。すなわち、2.3 GPa 級以下の鋼種の出発材は②に対応し、また 2.4 GPa 級鋼では③に該当すると考えられる。また未再結晶溶体化処理による有効結晶粒径の減少は、2.3 GPa 級以下の鋼種では②→①あるいは②のまま、さらに 2.4 GPa 級鋼では③のまま、となる。

Fig. 5 は、2.0 GPa 級鋼の荷重・変位曲線と、同時に計測した AE (アコースティックエミッション) の事象総数の変化を示している。(a), (b) はそれぞれ、出発材、1093 K 未再結晶溶体化処理材である。図より明らかなように未再結晶溶体化処理材では、AE は P_q の近傍から鋭い立ち上がりを示しているのに対し、出発材では P_q より遙か以前に増加を開始している。これは、未再結晶溶体化処理による有効結晶粒の微細化が、出発材では②の領域であった本鋼種を、②→①の境界点近傍へ、あるいは①の領域へ遷移させたことを物語っている。

4.2 K_{IC} におよぼす強度レベルの影響

前節で述べたように、本鋼種、特に 2.3 GPa 級以下の鋼種では、 σ_{mc} で結晶粒オーダーの脆性的き裂が生じ、その後の負荷により残部を延性的に拡大し合体に至る。この考えが正しいならば、 K_{IC} は、 σ_{mc} と σ_f 、すなわち主き裂前方に生成した脆性的き裂と残部の相対的大きさと、残部の強度により規定される。

Rice¹⁶⁾ によれば、主き裂面延長上の x の位置における主き裂面に垂直な y 方向のひずみ分布 ε_y は、

$$\varepsilon_y = \lambda \varepsilon_{ys} \left(\frac{r_p}{x} \right)^{1/1+n} \dots \dots \dots (16)$$

で表される。ここで ε_{ys} は降伏伸びひずみ、 r_p は式(12)に示した塑性域の大きさである。また n は加工硬化係数であり、マルエージ鋼では通常 ~ 0 とみなせる。脆性的き裂の合体は、残部の塑性ひずみが臨界値 ε_f に達した時に生ずると仮定すると、 K_{IC} は式(12)と(16)から

$$K_{IC} = \left(\frac{5.6 \pi x_0}{\lambda^{1+n}} \right)^{1/2} \sigma_f \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{ys}} \right)^{1+n/2} \dots \dots \dots (17)$$

と表される¹⁷⁾。ただし x_0 は、主き裂前縁から脆性的き裂までの平均距離である。 λ を定数とすると、式(17)から K_{IC} は、 x_0 、 σ_f 、 ε_f によって定まることが分かる。 ε_f として、しばしば単軸引張試験片の破断ひずみ、あるいは破断時の断面収縮率が使われるが、結晶粒オーダーの脆性的き裂の生成とそれらの延性的拡大による合体が、単軸引張試験においても試料の破断を決めるものとする、 ε_f としては、破断ひずみ、断面収縮率を用いるよりも、むしろ単軸引張試験片にくびれが発生する際の伸びひずみをとるべきと考えられる。前述のように $n \sim 0$ とすれば、くびれは負荷の極めて早期に発生することになり、本実験の範囲内では、 $\varepsilon_f/\varepsilon_{ys}$ は鋼種の強度レベルに依存しない一定値とみなす方が適当であろう。したがって、 K_{IC} は σ_f と x_0 、特に x_0 に大きく関係することが導かれる。

式(8)に示したように、結晶粒オーダーの脆性的き裂は σ_{mc} で生ずる。ただし、これはき裂発生応力の下限値を意味し、実際には、き裂面法線と x 軸とのなす角度 θ の補正が加わる。脆性的き裂を (100) へき開とすると、 θ の範囲は $0 \sim \pi/4$ に規定される。 x 軸からの面法線の角度が θ である (100) 面がへき開するには、 y 方向に

$$\sigma^* = \frac{\sigma_{mc}}{\cos^2 \theta} \dots \dots \dots (18)$$

の応力の付加を必要とする。 $\theta \sim \theta + d\theta$ にある (100) 面の数密度を θ に依存しない定数 N_0 とし、 $\sqrt{\sigma^*/\sigma_{mc}} = \theta$ と置けば、 σ^* の負荷に対してへき開する結晶粒の数 $N(\theta)$ は

$$N(\theta) = \frac{4 N_0}{\pi} \cos^{-1} (1/\theta) \dots \dots \dots (19)$$

で与えられる。ただし N_0 は

$$N_0 = \int_0^{\pi/4} n(\theta) d\theta = \frac{n_0 \pi}{4} \dots \dots \dots (20)$$

であり、主き裂前縁近傍の結晶粒の数に対応する。 $N(\theta)/N_0$ は σ^* まで負荷した際の主き裂延長面上のへき開面の面積率であり、したがって $N(\theta_f)/N_0$ (ただし $\theta_f = \sqrt{\sigma_f/\sigma_{mc}}$) は結晶粒オーダーのへき開き裂が延性的

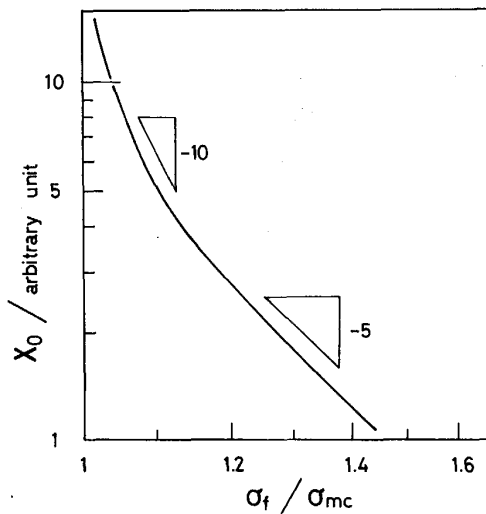


Fig. 6. Numerical relation between x_0 distance from main crack tip to micro-cleavage, and normalized applied stress.

に拡大する際のへき開面の面積率と見なすことができる。 x_0 は $N(\theta)/N_0$ に関連するものと考えられるが、具体的に両者を結びつけるものは何もない。唯一、境界条件として $N(\theta)/N_0 \sim 0$ の時 $x_0 \sim \infty$, $N(\theta)/N_0 \sim \infty$ の時 $x_0 \sim 0$ が予想されるのみである。したがって、ここでは境界条件のみを満足する関係式として

$$x_0 \propto 1 - \left\{ \frac{N(\theta)}{N_0} \right\}^m / \left\{ \frac{N(\theta)}{N_0} \right\}^m \quad (m > 0) \quad \dots\dots\dots (21)$$

を仮定する。

Fig. 6 は、式(18)～式(21)から求めた x_0 と σ_f/σ_{mc} の関係を示している。ただし $m=1$ とした。 σ_{mc} を鋼種の強度レベルに依存せず結晶粒径によってのみ決まる定数とすれば、Fig. 6 は、式(17)から直ちに K_{IC}^2/σ_f の関係に置き換えられる。図に示されるように、 x_0 は σ_f/σ_{mc} の増加に伴い減少するが、明らかに下に凸の曲線を呈しており、その勾配は一定ではない。ただし、既に述べたように 2.0 GPa～2.3 GPa 級の鋼種は②の範囲にあり、特に 2.0 GPa 級鋼の出発材では σ_f/σ_{mc} は 1 に近い。したがって、ここでは σ_f/σ_{mc} の範囲を 1～1.5 に限れば、その間の勾配の絶対値は、図の示すように 5 から 10 以上 (式(2)の n に換算した場合は 2 から 4.5 以上) であり、 n についての本実験の実測値 3.9、および金尾ら¹⁰⁾ の 3.4 をカバーする値となる。ただし $m > 1$ では勾配は大きくなり、 $0 < m < 1$ では逆に小さくなる。また式(21)の妥当性を考慮した場合、Fig. 6 の勾配は大きな意味を持つとはいえない。破面観察からの実測値との比較が必要ではあることはいうまでもないが、少なくとも、 x_0 が本鋼種の K_{IC} を決める主要な因

子であることを指摘することはできよう。

5. 総 括

強度レベルが 2.0 GPa～2.4 GPa の 18% Ni マルエージ鋼の出発材 (高温溶体化処理材)、および逆変態 γ の未再結晶温度域での溶体化処理 (未再結晶溶体化処理) を施した試料 (未再結晶溶体化処理材) において、平面ひずみ破壊靱性 K_{IC} は引張強度 σ_B に対して

$$K_{IC} \propto \sigma_B^{-n} \quad n \sim 4$$

の関係がある。 K_{IC} は、主き裂前縁近傍の結晶粒オーダーのへき開と、それらの延性的拡大によって決まり、同一結晶粒径で比べた場合、強度レベルの上昇は結晶粒オーダーのへき開の割合を増加させ、 K_{IC} の低下をもたらす。未再結晶溶体化処理は、マルテンサイトのブロック組織の微細化に伴う有効結晶粒径の減少により、いずれの鋼種においても σ_B の上昇をもたらすが、 K_{IC} は強度レベルにより異なった挙動を示す。強度レベルが 2.3 GPa 級以下の鋼種では、未再結晶溶体化処理は K_{IC} を向上させるが、2.4 GPa 級鋼ではむしろ低下を招く。これは、 σ_B が試料のへき開破壊強度 σ_F を超えることに原因し、未再結晶溶体化処理のみでは、高靱性を支える延性破壊に必要な有効結晶粒径を実現できないことを示していると考えられる。

文 献

- 1) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 515
T. MAKI, K. TSUZAKI and I. TAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p. 207
- 2) 大谷泰夫, 寺崎富久長: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 885
- 3) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 852
- 4) 河部義邦, 中沢興三, 萩原益夫, 宗木政一, 津谷和男: 「超強力材料に関する研究」金属材料技術研究所研究報告集昭和 56 年版 (1981), p. 138
- 5) 栗林一彦, 堀内 良: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 2109
- 6) 栗林一彦, 堀内 良: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 2251
- 7) 河部義邦: 日本金属学会会報, **14** (1975), p. 767
- 8) 添野 浩, 上屋正利, 田口和夫, 黒田哲郎: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 815
- 9) R. F. DECKER, J. T. EASH and A. J. GOLDMAN: Trans. ASM, **55** (1962), p. 58
- 10) 金尾正雄, 河部義邦: 日本金属学会会報, **12** (1973), p. 309
- 11) J. F. KNOTT: Fundamentals of Fracture Mechanics (1977) [Butterworth, London], 宮本 博訳: 破壊力学の基礎 (1977) [培風館]
- 12) A. H. COTTRELL: Trans. Metall. Soc. AIME, **212** (1958), p. 192
- 13) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1229
- 14) A. S. TETELMAN and A. J. MCEVILY: Fracture of Structural Materials (1967) [John Wiley & Sons, USA.]
- 15) 宗木政一, 河部義邦, 高橋順次: 鉄と鋼, **69** (1983), S556
- 16) J. R. RICE: ASTM STP, **415** (1967), p. 247
- 17) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 123