

論 文

UDC 669.112.227.333 : 539.56 : 539.42

焼戻ベイナイト鋼(B_{II}型)と焼戻マルテンサイト鋼の
遅れ破壊諸特性について*

中 里 福 和**・寺 崎 富 久 長***

Delayed Fracture Characteristics of Tempered Bainitic (B_{II}-type) and
Tempered Martensitic Steels

Fukukazu NAKASATO and Fukunaga TERASAKI

Synopsis:

The influence of cementite morphology on the delayed fracture characteristics of medium-carbon low-alloy high strength steels was investigated in 0.1N-HCl aqueous solution at room temperature.

Three different types of test were made depending on the characteristic values of delayed fracture in question. The variation of carbide morphology was attained by two kinds of heat treatment. One is isothermal transformation followed by tempering and the other quench-tempering which formed tempered bainite (B_{II}-type) and tempered martensite with same tensile strength respectively.

There was no remarkable difference in threshold stress intensity factor K_{ISCC} and the ratio of incubation time τ_i to total time to fracture t_F between the two structures. In regard to crack propagation rate dC/dt , however, tempered bainite (B_{II}-type) showed much smaller value than tempered martensite, which resulted in longer time to fracture in tempered bainite.

With K_I around K_{ISCC} typical prior-austenite grain boundary fracture was found in both structures but with increased K_I , the fraction of quasi-cleavage fracture surface increased in tempered bainite (B_{II}-type), while in tempered martensite the intergranular fracture still remained dominant with increasing K_I . Reduced susceptibility to intergranular cracking with intermediate K_I value in tempered bainite (B_{II}-type) is likely to be due to the suppression of cementite precipitation along prior-austenite grain boundaries as shown by transmission electron microscopy, resulting in the reduced crack propagation rate.

1. 結 言

超強力鋼の遅れ破壊特性は、鋼の強さレベルのみならず、セメンタイト析出形態などの冶金学的因子によつて影響を受け、通常の焼入焼戻鋼の場合 300~400°C の焼戻による、旧オーステナイト粒界へのセメンタイトの析出により、遅れ破壊クラックの伝播速度が増大する¹⁾。この点から考えると、旧オーステナイト粒界への炭化物析出を防止することは、耐遅れ破壊性の向上に対して有効と推定され、好ましい組織の一例として変態中に炭化物を析出するベイナイト組織などが考えられる。ベイナ

イトに関しては、最近詳細な研究が行なわれ、とくに B_{II} 型ベイナイト²⁾³⁾ ではセメンタイトがラス状フェライトの特定面に析出して、約 600°C 以下の低温で焼戻しても炭化物形態はほとんど不変であるとされている。このような焼戻 B_{II} 型ベイナイトは、ラス状フェライトの形態に関しては焼戻マルテンサイトと同一であるが、セメンタイトの析出形態の特異性という点で、焼戻マルテンサイトとは耐遅れ破壊性が異なるものと考えられるので、本研究では両者の遅れ破壊クラックの発生および伝播特性について比較検討を行なつた結果を報告する。

* 昭和 49 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 8 月 9 日受付 (Received Aug. 1974)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Nishinagasu-hondori, Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of the steels tested.

	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol. Al	Others
0.40C	36	0.38	0.50	1.48	0.010	0.013	0.49	1.05	1.01	0.51	0.036	
	37	0.42	0.48	1.50	0.009	0.013	0.53	1.04	1.03	1.96	0.033	
0.35C	38	0.34	0.49	1.49	0.010	0.011	0.49	1.01	1.00	0.50	0.035	
	39	0.34	0.49	1.44	0.009	0.012	0.53	1.00	0.95	1.92	0.035	
0.30C	40	0.31	0.49	1.48	0.009	0.012	0.48	0.99	1.02	0.96	0.033	V : 0.10 Nb : 0.05 Ti : 0.02 B : 0.0027
	41	0.31	0.51	1.48	0.009	0.012	0.48	1.00	1.00	1.98	0.033	
	42	0.29	0.51	1.47	0.009	0.012	0.48	1.01	1.01	1.93	0.039	
	43	0.29	0.51	1.46	0.009	0.012	0.50	1.03	1.01	1.92	0.030	
0.25C	44	0.24	0.53	1.50	0.009	0.013	0.51	2.05	1.00	1.95	0.041	V : 0.11
	45	0.25	0.53	1.50	0.009	0.011	0.49	2.03	0.97	1.94	0.038	
0.20C 0.30C	46	0.22	0.53	1.49	0.009	0.010	0.50	2.02	0.96	1.94	0.034	V : 0.11
	59	0.31	0.27	1.50	0.012	0.008	0.20	1.01	1.01	2.10	0.040	

Table 2. Microstructure and heat treatment.

Microstructure	Heat Treatment
Tempered B _{II} -Bainite	
Tempered Martensite	

2. 供試鋼および実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。鋼 36~46 はおもに遅れ破壊の破断時間測定に用いた中炭素系 Mo 含有鋼で、Mo 炭化物による析出強化により、引張強さ 150 kg/mm² 以上を得ることを目的とした。鋼 59 は鋼 40 とほぼ同一目標組成鋼であり、遅れ破壊クラックの発生および伝播に関する詳細な検討にはもつばら鋼 59 を用いた。供試鋼はすべて電解鉄を使用して 50 kg 大気溶解後、熱間鍛造により 15φ×1000 l にした。鋼 59 については、15φ×1000 l のほか、15t×25W×1000 l も準備し、熱処理に供した。

2.2 実験方法

2.2.1 熱処理条件

Table 2 に素材の熱処理条件を示す。B_{II} 型ベイナイトを得るための恒温変態温度は 300~400°C の各種温度

に保持した鉛浴中で恒温変態させた後のマイクロ組織を予備調査した結果、320°C が適当であることが判明したので、この温度を採用した。オーステナイト化温度は、Mo 炭化物が完全に溶解した均一オーステナイトを得るために、1000°C とし、また焼戻温度については、0.5% Mo 含有鋼 (鋼 36, 38) で 550°C、2% Mo 含有鋼 (鋼 37, 39~46, 59) で 600°C とした。いつぼう比較のために焼入焼戻処理をあわせて行なつたが、焼戻条件は恒温変態を施したものと、同一である。

2.2.2 引張試験

15φ×300 l 素材に上記の熱処理を施した後、平行部 10φ×60 l を削出し、引張試験を行ない各組織の強さのチェックを行なつた。

2.2.3 遅れ破壊試験

本実験で行なつた遅れ破壊試験は、測定しようとする遅れ破壊特性値に応じて、Table 3 に示す 3 種類に分類される。各遅れ破壊試験の試験方法概念図あるいは試験片寸法を Fig. 1~4 に示す。

(1) 定歪型 3 点曲げ試験

焼戻 B_{II} 型ベイナイトと焼戻マルテンサイトの遅れ破壊感受性をまず大雑把に把握するために、3 点曲げ試験による公称曲げ応力と破断時間との関係 (遅れ破壊曲線) を求め、一定負荷応力における破断時間 t_F を各鋼種、熱処理条件について比較検討した。なお公称曲げ負荷応力は切欠部の曲げモーメントを切欠底の断面係数で割って求めた。

(2) 定歪型くさび挿入試験

超強力鋼の遅れ破壊特性を定荷重型試験によつて、クラック伝播速度 dc/dt と応力拡大係数 K_I との関係から

Table 3. Classification of test methods used in the present investigation.

Type of test	Tested steel	Atmosphere	Measured characteristic value	Specimen geometry
Constant deflection type three-point bending test	Steel 36-46	0.1N-HCl at 12°C	t_F	Fig. 1
Constant deflection type wedge-insertion test	Steel 59	0.1N-HCl at 12°C H ₂ O at 55°C	K_{ISCC}	Fig. 2
Constant loading type four-point bending test	Steel 59	0.1N-HCl at 12°C	t_F , τ_i , $\frac{dC}{dt}$, K_{IC}	Fig. 3, 4

t_F : Time to fracture, K_{ISCC} : Threshold stress intensity factor for stress corrosion cracking, τ_i : Incubation time,

$\frac{dC}{dt}$: Crack propagation rate, K_{IC} : Fracture toughness

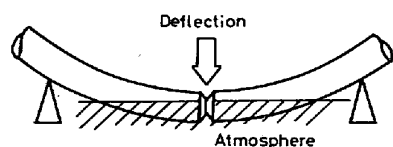
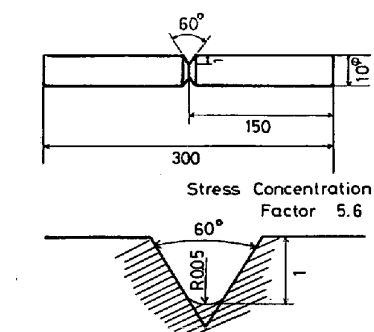


Fig. 1. Specimen geometry and schematic representation of three-point bending test for time-to-fracture measurement.

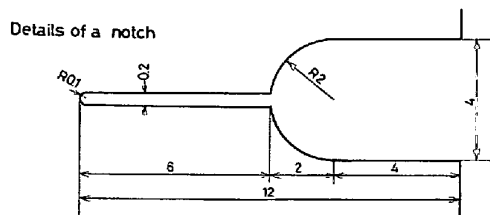
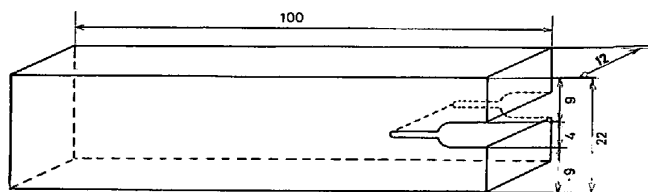
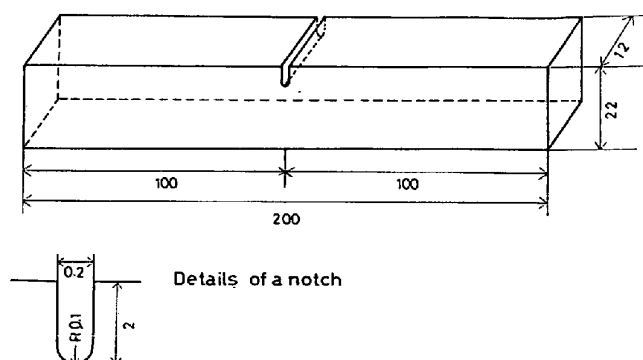
Fig. 2. Dimensions of the specimen for K_{ISCC} measurement.

Fig. 3. Specimen geometry for four-point bending test.

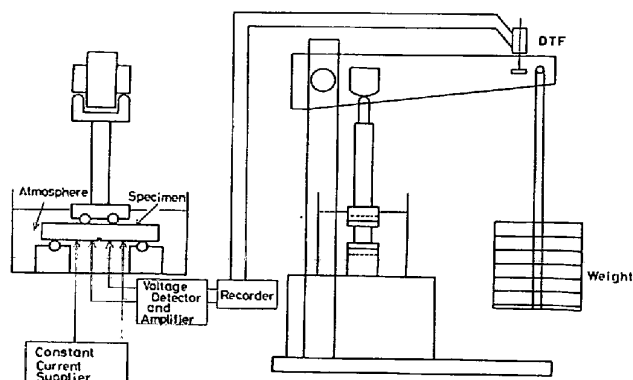


Fig. 4. Schematic representation of testing device. (Constant load four-point bending test)

方法も採用した。しかしこの試験方法により、遅れ破壊（あるいは応力腐食）発生の臨界応力拡大係数 K_{ISCC} を正確に求めることは煩雑である。いつばう定歪型試験では遅れ破壊クラックの伝播とともに K_I 値は減少するので、クラックの伝播が停止したときのクラック長さから K_I 値を計算すれば、これが K_{ISCC} を与えることになる⁹⁾¹⁰⁾。そこで Fig. 2 に示すような直方体の矩形端面に 2 重の U ノッチを機械加工した試験片に、18 Ni マルエー

論じることは、従来から比較的多く行なわれており⁴⁾ -
8), 本研究においても Table 3 に示すように一部でこの

シ鋼 (H_RC 60) のくさびを挿入し、開口端変位を一定にして、各種雰囲気中に浸漬し、500 hr 以上にわたり、クラック長さ変化を測定した。クラック長さ a と K_I 値との関係は近似的に次式によって与えられる¹¹⁾。

$$K_I = \frac{\sqrt{3} E h^{3/2} \delta}{4 a^2}$$

E : ヤング率

$2h$: 試験片厚さ

δ : 開口端変位

a : クラック長さ (2重Uノッチ長さ+遅れ破壊クラック長さ)

(3) 定荷重型4点曲げ試験

遅れ破壊クラックの伝播過程は Fig. 3 に示すような直方体の側面に 2mm 深さの U ノッチを有する試験片を用い、定荷重型4点曲げ試験によって調査した。Fig. 1 に示す3点曲げ試験では、試験片中央の変位付与点で剪断力の正負が逆転するのに対し、Fig. 4 の4点曲げ試験では、minor span 間で剪断力はゼロとなり、曲げモーメントは一定値となるなどの利点がある。この場合クラック長さ a と K_I 値との関係は次式でえられる。

$$K_I = \frac{6 M}{(h-a)^{3/2}} g\left(\frac{a}{h}\right)$$

h : 試験片高さ

b : 試験片厚さ

M : 曲げモーメント

a : クラック長さ (Uノッチ長さ+遅れ破壊クラック長さ)

$g\left(\frac{a}{h}\right)$: 試験片の形状で定まる補正係数¹²⁾ (Stress intensity factor coefficient)

クラック長さ変化は、モーメントレバーのたわみ量を差動トランスによって検出し、また同時に試験片の電気抵抗変化を測定して求めた。電気抵抗測定には市販の装置 (スメックゲージ) を用い、記録計に接続して長時間測定を行なった。本装置の電圧検出感度は約 $10^{-7}V$ であり、Fig. 3 の試験片で約 30μ 深さのクラック長さ変化が検出できる。電流供給端子および電圧検出端子は切欠部をはさんで 10mm 間隔で試験片にスポット溶接し、ポリエスチル樹脂によつて被覆し、0.1N-HCl 溶液による腐食を防いだ。本試験において minor span および major span はそれぞれ 50mm, 180mm であり、初期荷重は $K_I=150 \text{ kg/mm}^{3/2}$ となるように設定した。また試験機の治具は SCM 3 鋼を用いたが試験片との接触をさけるため耐酸性塗料でコーティングした。

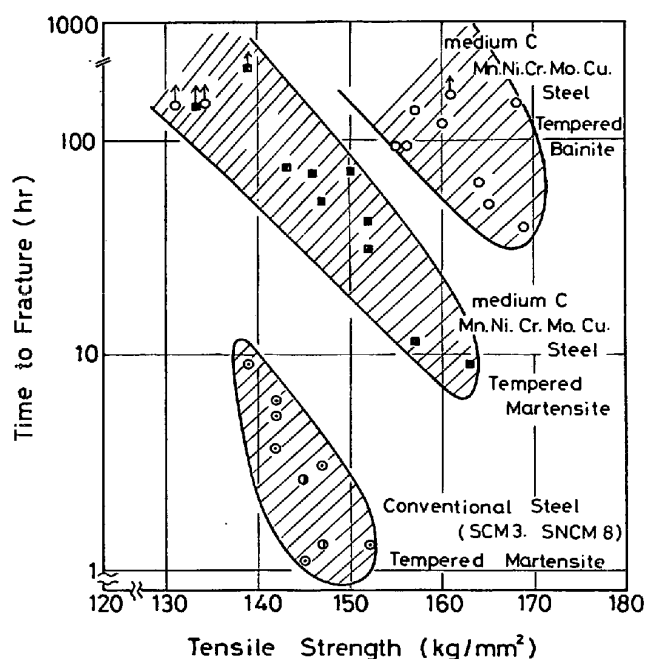


Fig. 5. Relationship between tensile strength and time to fracture at nominal bending stress 100 kg/mm^2 in three-point bending test in 0.1N-HCl solution.

2.2.4 破面および組織観察

定歪型くさび挿入試験を完了した試験片の遅れ破壊破面を走査電顕 (JSM-2 型) で観察し、熱処理条件の影響を調査するとともに、リン酸-クロム酸電解液を用いて薄膜を作成し、HU-200 (加速電圧 200 kV) によつてセメントタイトの析出状況を観察した。

3. 実験結果

3.1 遅れ破壊試験結果

3.1.1 定歪型3点曲げ試験

Fig. 5 は中炭素系 Mo 含有鋼について、引張強さと公称曲げ負荷応力 100 kg/mm^2 における破断時間との関係を示したものである。比較のために従来鋼として SCM 3 および SNCM 8 のデータも付記した。破断時間 t_f は鋼種および熱処理条件によつて3つのグループに分類できることがわかる。まず破断時間が最も短いものは、従来鋼 SCM 3 や SNCM 8 の焼戻マルテンサイト組織であり、これらの引張強さを $140\sim 150 \text{ kg/mm}^2$ に調質するための焼戻温度としては $400\sim 450^\circ\text{C}$ の範囲であるが、いずれも 10 hr 以内に破断に至っている。Table 1 に示した中炭素系 Mo 含有鋼は、従来鋼に比べて、同じ焼戻マルテンサイト組織でも破断時間がほぼ 1 桁長くなつており、鋼種そのものの耐遅れ破壊性が優れているといえる。ところがこれらの中炭素系 Mo

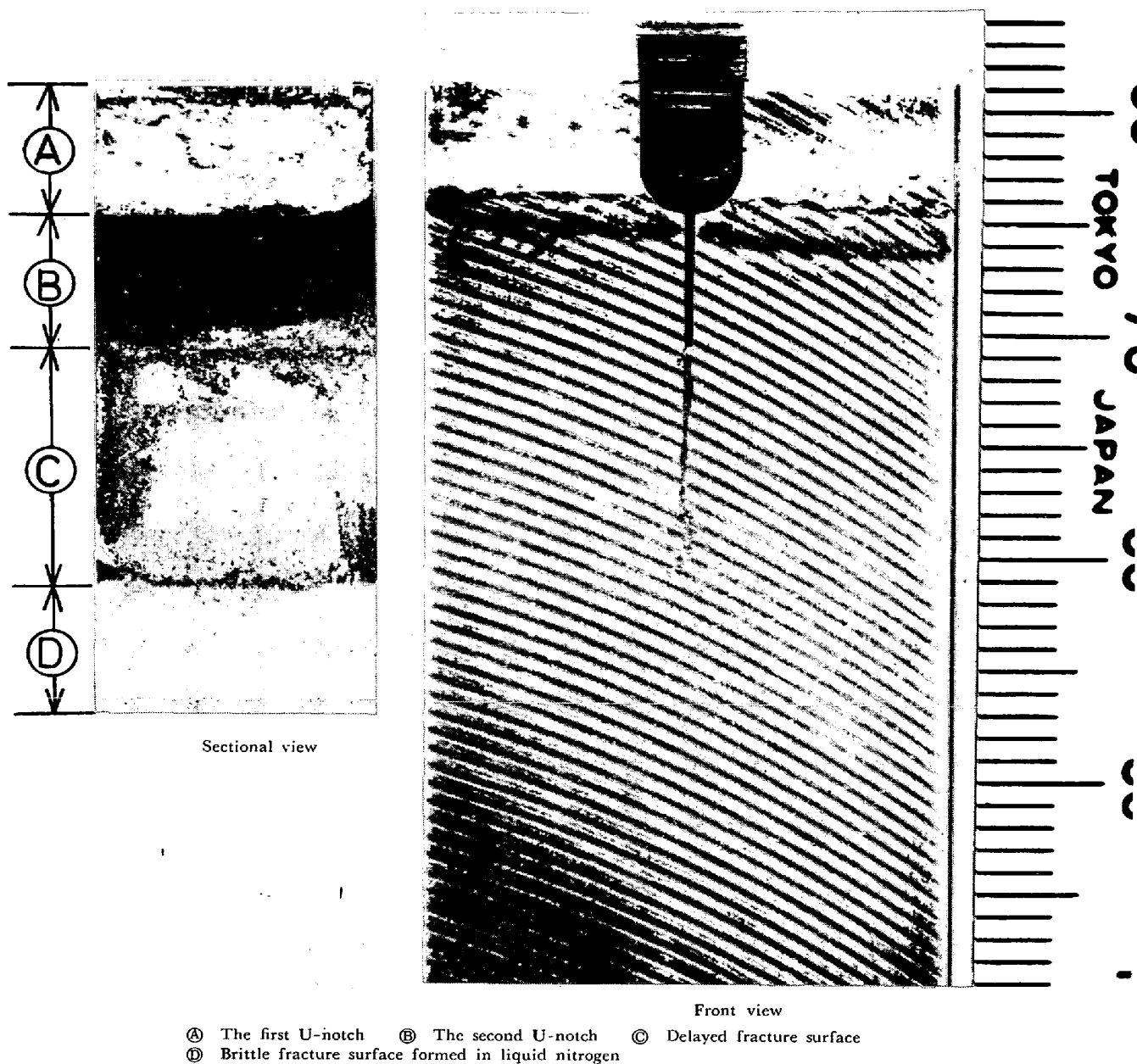


Photo. 1. Appearance of crack propagation after immersion in 0.1N-HCl at 12°C for 1hr. (Meium-carbon Mo-bearing tempered bainite, steel 59).

含有鋼を恒温変態によつて B₁ 型ベイナイトとしこれを焼戻したものでは、さらに破断時間が長くなり、同一破断時間に対応する引張強さについて両組織を比較すると、焼戻 B₁ 型ベイナイトは焼戻マルテンサイトより約 20 kg/mm² 高い引張強さを有することになり、両組織の耐遅れ破壊性の優劣が明りようになっている。

3-1-2 定歪型くさび挿入試験

3 点曲げ試験による破断時間の調査から、焼戻 B₁ 型ベイナイトは焼戻マルテンサイトより耐遅れ破壊性が優れていることが明らかになったので、さらに詳しい検討をするため、引張強さが旧 JIS 規格の¹³⁾F 13 T 高力ボ

ルト上限値 (150 kg/mm²) に対応する中炭素系 Mo 含有鋼 (鋼 59) を用いて、まず K_{ISCC} を両組織で比較した。Photo. 1 は Fig. 2 に示した試験片を用いて、くさび挿入により開口端に一定変位を与えて 12°C の 0.1N-HCl 水溶液中に 1 hr 浸漬後、遅れ破壊クラックを試験片表面および断面から観察したものである。④部および⑤部は機械加工による U ノッチであり、③部は遅れ破壊クラックが伝播した領域である。⑥部は液体窒素中で遅れ破壊クラックを含む断面で強制破断させた領域である。遅れ破壊クラックのフロントは、Photo. 1 にみられるように、ほぼ直線的であり、試験片の表面からクラッ

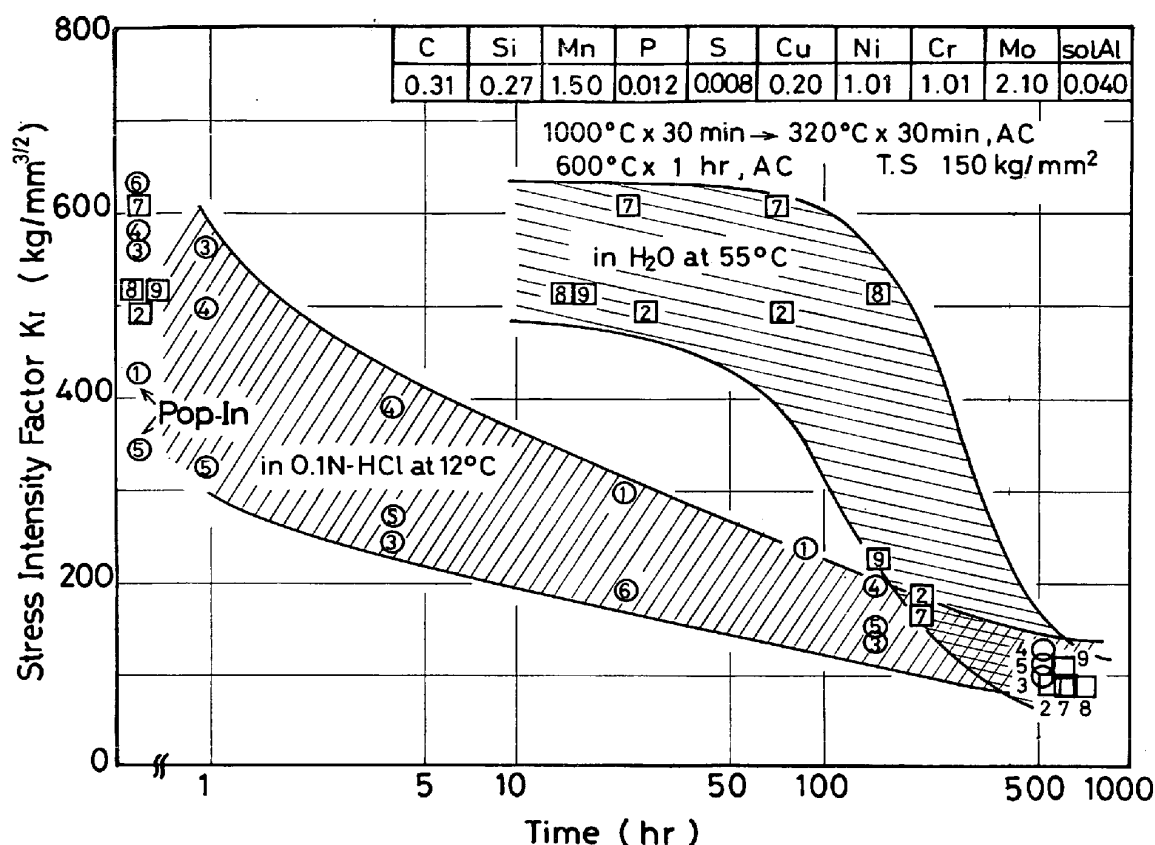


Fig. 6. Results of constant deflection type wedge-insertion test in tempered bainite (Steel 59). K_I value is plotted against time of immersion in two test environments.

ク長さを測定しても、内部のクラック長さとほぼ等しく、 K_I の計算にそれほど誤差が生じないものと考えられる。

Fig. 6および Fig. 7はそれぞれ鋼 59の焼戻 B_{II}型ベイナイトと焼戻マルテンサイトについて、浸漬時間の増加に伴う K_I 値の減少を示したものである。図中、データポイントに付記した数字は、試験片番号を示す。また一部の試験片では、くさび挿入時に Pop-In (初期クラックの発生) がみられた。Pop-In しないものについては、Uノッチ深さと開口端変位量から、便宜上 K_I 値を求めて、プロットした。まず Fig. 6 の焼戻 B_{II}型ベイナイトについてみると、0.1 N-HCl 中では、くさび挿入時の Pop-In の有無にかかわらず、遅れ破壊クラックは 4 hr 以内に伝播を開始しており、試験時間の増加とともに K_I 値は減少し、500 hr でほぼ一定値に達している。いつぼう 55°C の温水中では、100 hr 近くまで遅れ破壊クラックの発生は抑制されるが、ひとたびクラックが発生しはじめると、500 hr で 0.1 N-HCl 中とほぼ等しい K_I 値になるまで伝播しつづける。500 hr 浸漬により K_I 値はほぼ一定値となるので、この値を K_{ISCC} として採用すると、2 種類の環境によって、遅れ破壊クラ

ック発生までの時間は大きく異なるが、 K_{ISCC} はほぼ等しく、環境による差は認められない。Fig. 7 の焼戻マルテンサイトについても、この傾向は全く同じであり、かつ K_{ISCC} は焼戻 B_{II}型ベイナイトでの値とほぼ等しくなっている。すなわち両組織の遅れ破壊特性は K_{ISCC} に関する限り、顕著な差は認められないようである。

3.1.3 定荷重型 4 点曲げ試験

遅れ破壊クラックの伝播過程について、焼戻 B_{II}型ベイナイトと焼戻マルテンサイトを比較するために、4 点曲げ試験を鋼 59 について行なつたが、その結果を Fig. 8 および Fig. 9 に示す。Fig. 8 は両組織のクラック伝播曲線を示したものである。焼戻 B_{II}型ベイナイトでは負荷後 105 min で遅れ破壊クラックが発生、伝播しはじめ、8675 mm で急速破断に至るのに対し、焼戻マルテンサイトでは試験開始後 55 min でクラックが発生し、4015 min で急速破断している。これらの伝播曲線から、クラック伝播速度を求め K_I 値に対してプロットしたものが Fig. 9 である。 K_I 値が 200~300 kg/mm^{3/2} の範囲では焼戻マルテンサイトのクラック伝播速度は B_{II}型焼戻ベイナイトに比べて数倍から 1 桁大きくなっており、両組織の遅れ破壊クラック伝播特性に大きな差がみ

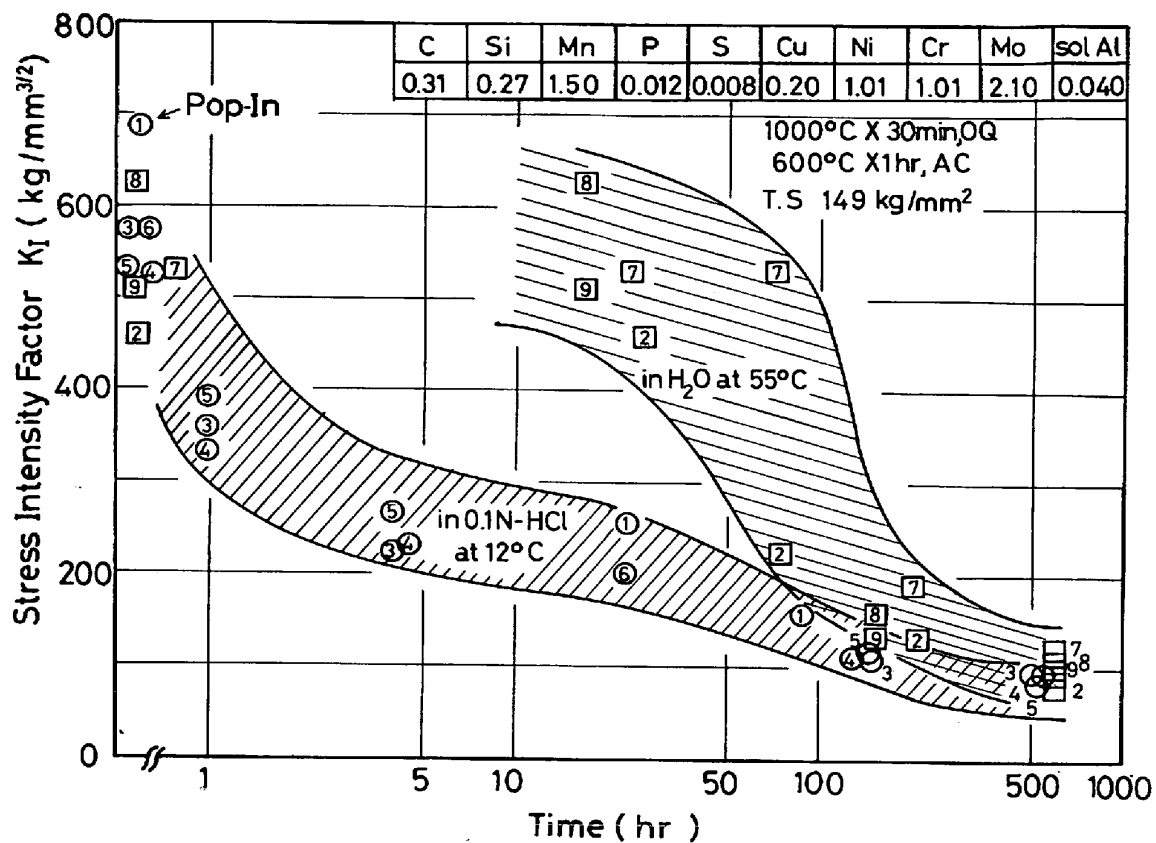


Fig. 7. Results of constant deflection type wedge-insertion test in tempered martensite (Steel 59). K_I value is plotted against time of immersion in two test environments.

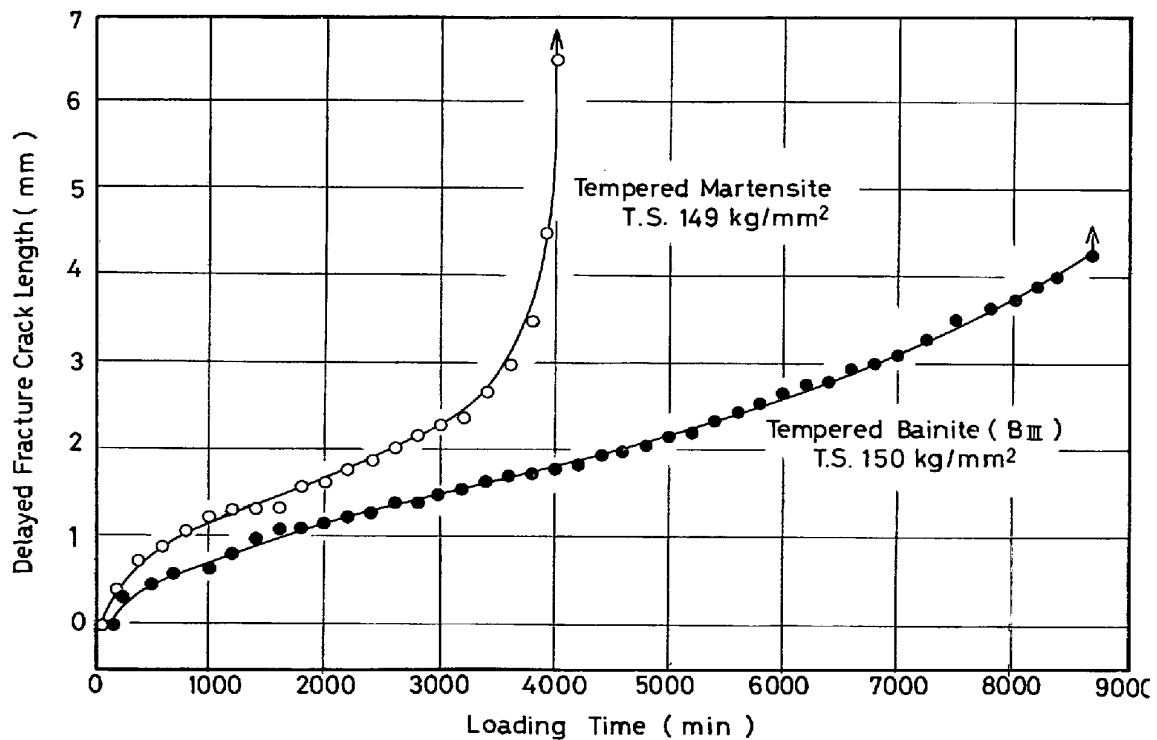
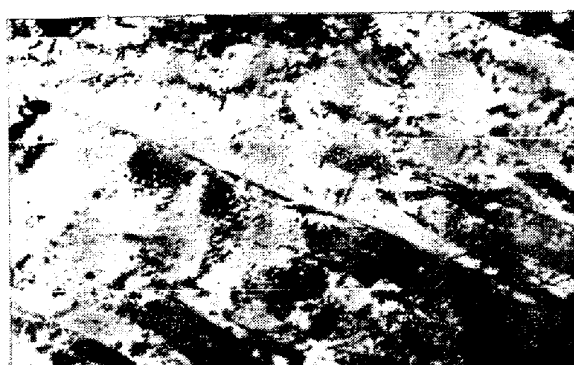


Fig. 8. Delayed fracture crack propagation characteristics of tempered B_{II}-bainite and tempered Pop martensite in 0.1N-HCl at 12°C (Steel 59).



Tempered Martensite



Tempered Bainite

0.5 μ

(a)

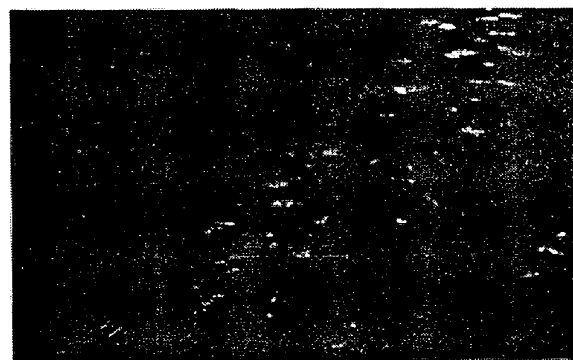
(b)

Photo. 2. Comparison of cementite morphology in the tempered martensite and tempered bainite (steel 39).

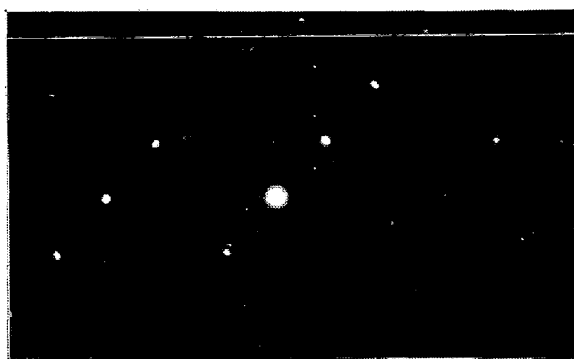


Bright Field Image

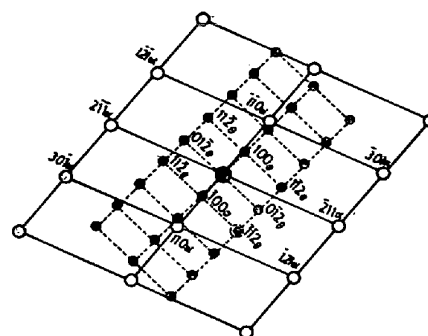
0.5 μ



Dark Field Image



Diffraction Pattern



Schematic Representation of Diffraction Pattern

Photo. 3. The B_{II} bainite formed at 320°C in medium-C Mo-bearing steel (steel 42, tempered at 600°C for 1hr).

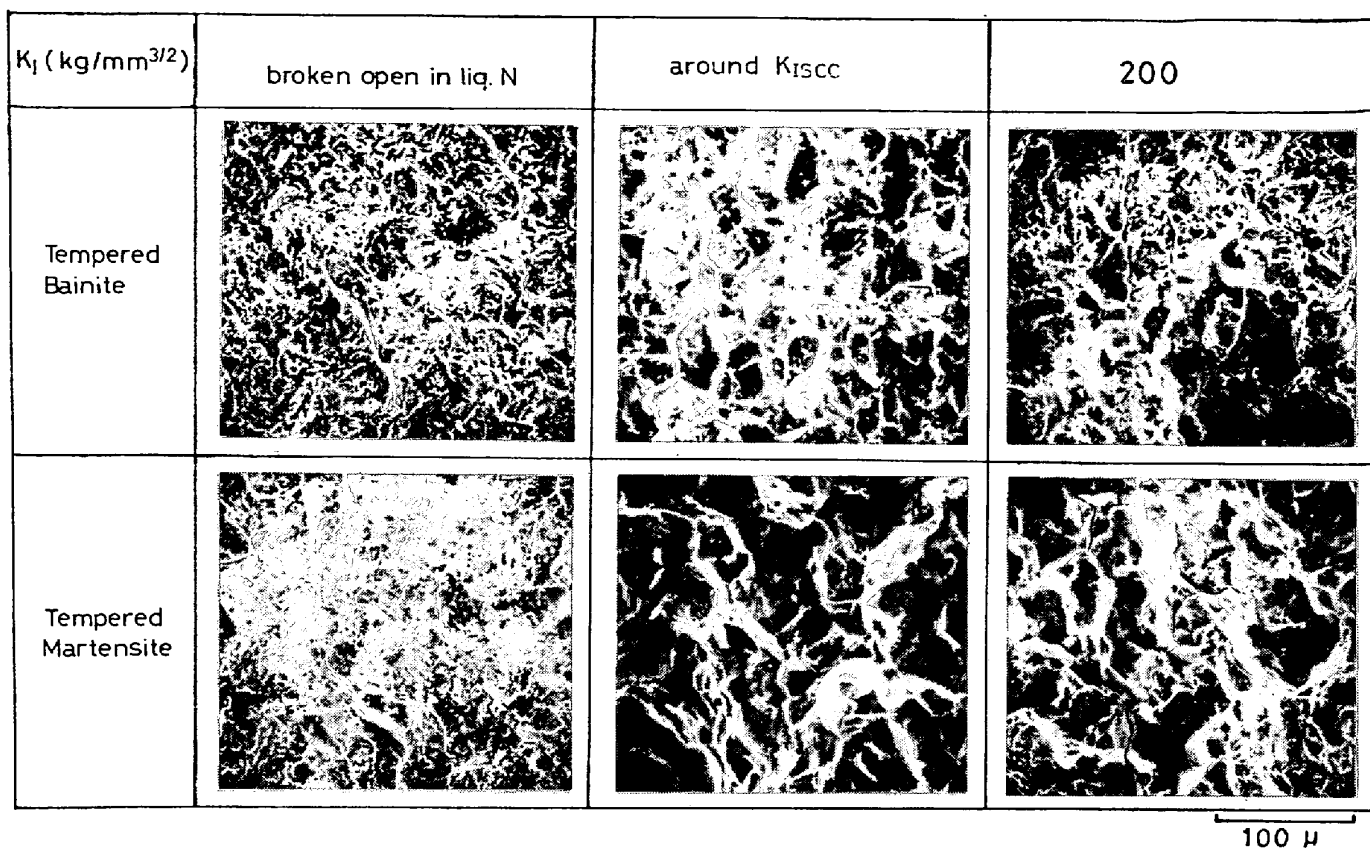


Photo. 4(a). Delayed fracture surface of medium-carbon Mo-bearing steel tested in 0.1N-HCl at 12°C (steel 59).

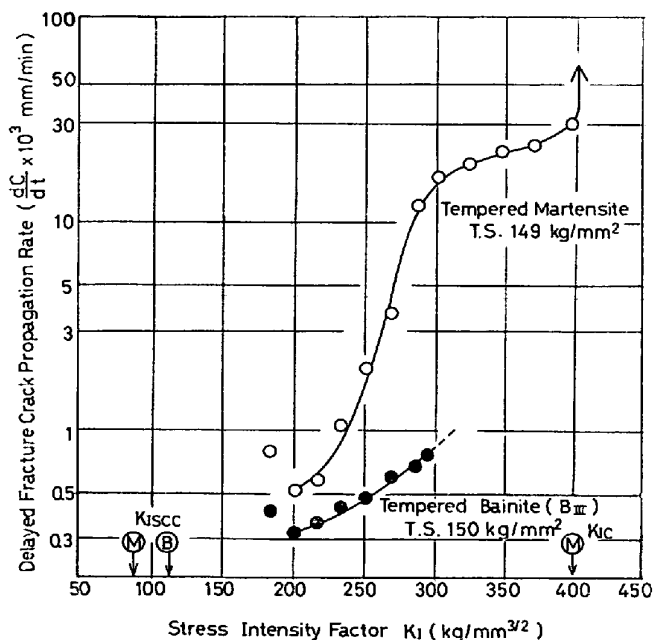


Fig. 9. Effect of stress intensity factor on delayed fracture crack propagation rate in 0.1N-HCl at 12°C (Steel 59).

られる。Fig. 8 の最終破断直前のクラック長さから求めた破壊靱性値 K_{IC} は、焼戻 B_{III} 型ベイナイトで 297 kg

/mm^{3/2}、焼戻マルテンサイトで 398 kg/mm^{3/2} となり、焼戻マルテンサイトの方が焼戻 B_{III} 型ベイナイトよりも破壊靱性が優れているという結果になっているが、大森³⁾らの報告によると、通常のシャルピー切欠靱性に関する限り焼戻 B_{III} 型ベイナイトは焼戻マルテンサイトよりも遷移温度が低くなっているため、焼戻 B_{III} 型ベイナイトの K_{IC} に関しては、シャルピー切欠靱性との対応という観点からもさらに詳細な検討を要する。

3.2 組織観察

Photo. 2 は焼戻 B_{III} 型ベイナイトと焼戻マルテンサイトにおけるセメンタイトの析出状況を比較したもので、暗視野像はいずれもセメンタイトの回折点を用いたものである。焼戻マルテンサイトでは一部フェライト・ラス内部にもセメンタイトがみられるが、視野中央にある旧オーステナイト粒界に沿ってフィルム状のセメンタイトが析出している。いつば焼戻 B_{III} 型ベイナイトでは、旧オーステナイト粒界にセメンタイトは認められず、フェライトラス内部に方位が揃った形でセメンタイトが析出している。このように両組織におけるセメンタイトの析出形態には極めて明らかな差異がみられ、同一試験条件下での遅れ破壊特性にもこのセメンタイト析出形態

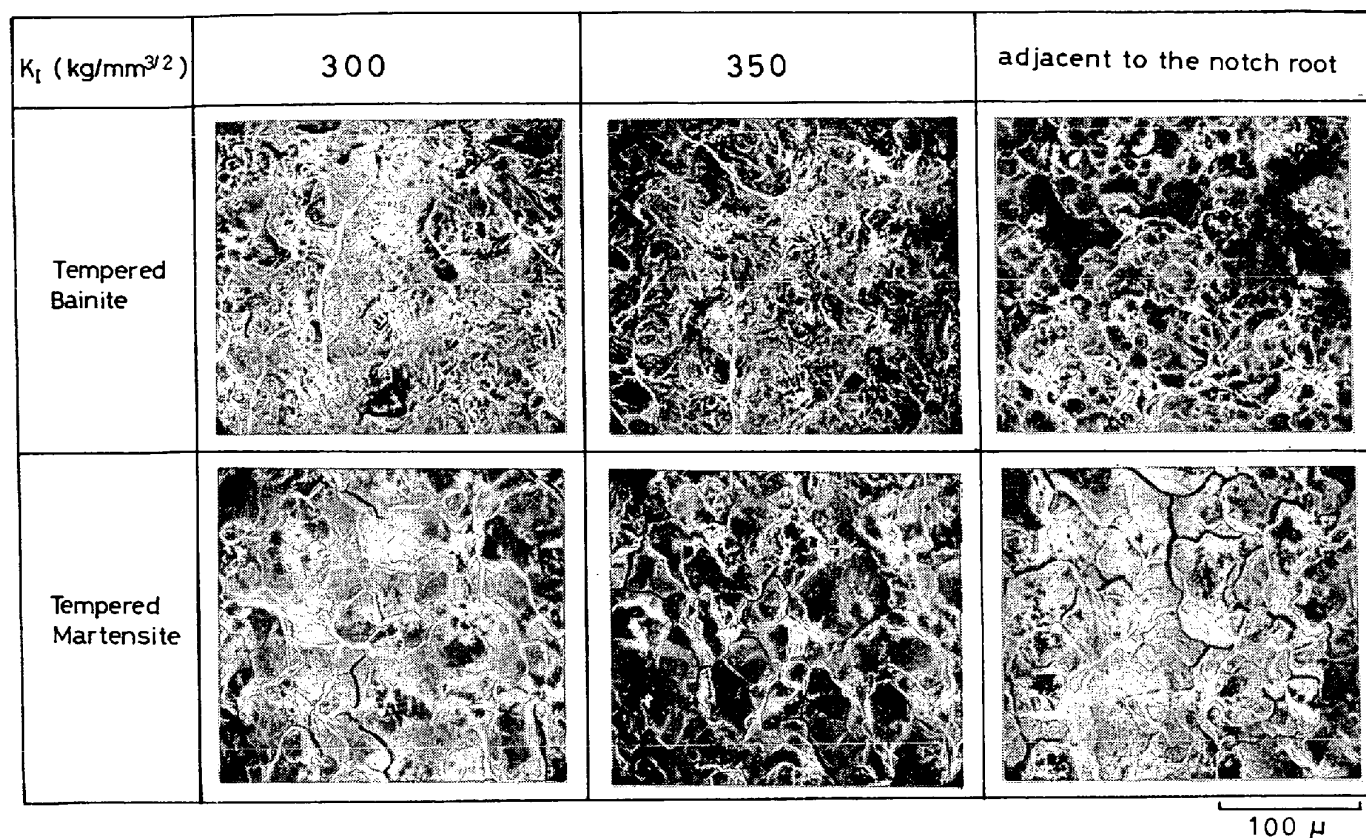


Photo. 4(b). Delayed fracture surface of medium-carbon Mo-bearing steel tested in 0.1N-HCl at 12°C (steel 59).

の差異が反映されているものと考えられる。Photo. 3は焼戻 B_{II}型ベイナイトにおけるフェライトとセメンタイトの方位関係を示したものであり、回折図形中で $(110)_\alpha$ と $(\bar{1}00)_\theta$ が約 4° のずれを生じていることから BAGARYATSKII の関係¹⁴⁾よりも ISAICHEV の関係¹⁵⁾が成立していることがわかる。

3.3 破面観察

Photo. 4は 0.1 N-HCl 中で定歪型くさび挿入試験を完了した試験片の遅れ破壊破面を、同じ K_I 値に対応するクラック長さの個所において、焼戻 B_{II}型ベイナイトと焼戻マルテンサイトで比較したものである。液体窒素中で強制破断させた部分はいずれも低温脆性破面を示している。焼戻マルテンサイトでは、 K_I 値のほぼ全範囲にわたり、一部擬劈開状破面を含む旧オーステナイト割れが支配的であるのに対し、焼戻 B_{II}型ベイナイトでは、破壊様式に差があらわれている。すなわち K_{ISCC} の近傍においては、焼戻マルテンサイトの場合と同様に、旧オーステナイト粒界割れが大部分を占めているが、 K_I 値の増加とともに擬劈開状破面の割合が増加し、旧オーステナイト粒界破面率は逆に低下している。とくに K_I が 300 kg/mm^{3/2} 以上になると旧オーステナイト

ト粒界割れはほとんど認められず、焼戻マルテンサイトの遅れ破壊破面とは明らかに異なつた様相を呈している。

4. 考 察

Fig. 5から焼戻 B_{II}型ベイナイト組織は、同一鋼種の焼戻マルテンサイト組織あるいは従来鋼 SCM 3 や SN CM 8 の焼戻マルテンサイト組織よりも、破断時間が長くなることが明らかになったが、遅れ破壊クラック発生から最終破断に至るまでの過程を、素過程に分解することによつて、破断時間 t_F の中に含まれる遅れ破壊の特性値のうち、焼戻 B_{II}型ベイナイトが焼戻マルテンサイトよりも優れているのは、どの特性値であるかを、これまでの実験結果をふまえて考察してゆきたい。まず Fig. 10 は遅れ破壊を素過程に分解して、概念的に示したものである。切欠底半径 $\rho > 0$ の状態から、潜伏時間 (τ_i) を経過後、遅れ破壊クラック ($\rho = 0$) が発生する。この時点での K_I 値と、 K_{ISCC} あるいは K_{IC} の相対的な大小関係によつて、以下のように後続の過程は分かれる。

(1) $K_I < K_{ISCC}$ の場合

K_I 値が K_{ISCC} よりも小さい場合、クラックが生成し

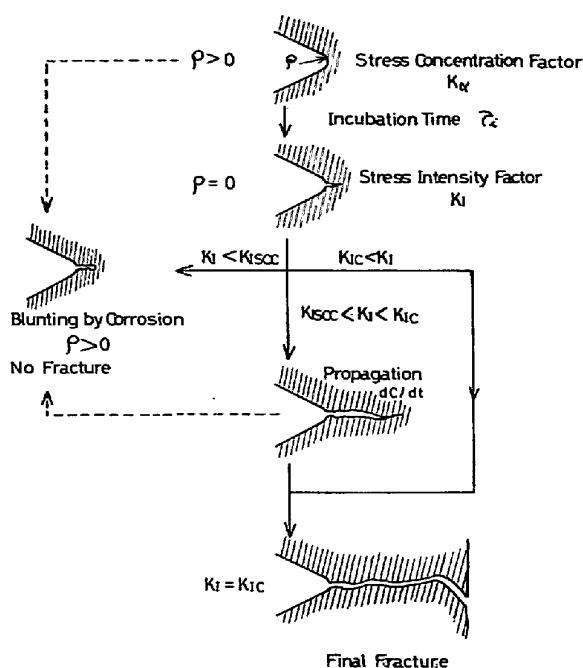


Fig. 10. Schematic diagram of elemental processes of delayed fracture.

たとしても伝播せず、腐食によつてクラック先端での ρ が再び $\rho > 0$ となり停留亀裂となつて遅れ破壊は起こらない。

(2) $K_{ISCC} < K_I < K_{IC}$ の場合

K_I 値が K_{ISCC} と K_{IC} との中間的な値をとる場合、クラックは dC/dt なる伝播速度で伝播し、 K_I はしだいに増加する。そして $K_I = K_{IC}$ となつたとき、最終的に不安定破壊により破断する。

(3) $K_{IC} < K_I$ の場合

K_I 値が K_{IC} よりも大きい場合、 $\rho > 0$ から $\rho = 0$ となつた瞬間に急速破断を起こし、遅れ破壊によるクラックの伝播過程はなく、 τ_i で記述されるクラックの発生特性だけがみかけ上の遅れ破壊として観察される。

なお破線で示した過程は、 $\rho > 0$ の切欠底から全面腐食が起こつた場合、あるいは遅れ破壊クラックの伝播速度よりも腐食反応の方がはやく進行する場合に、クラック先端の blunting により、遅れ破壊が生じない可能性を示したものである。こうした遅れ破壊の素過程を考えると、Fig. 5 に示した破断時間 t_F は次式であらわされるような、種々の遅れ破壊特性値を含む関数と考えられる。

$$t_F = \tau_i + \int_{K_{ISCC}}^{K_{IC}} \frac{1}{\frac{dC}{dt}} \frac{dC}{dK_I} dK_I$$

($K_{II} \geq K_{ISCC}$, K_{II} : 初期応力拡大係数)

したがつて、定歪型くさび挿入試験および定荷重型 4 点

Table 4. Comparison of delayed fracture characteristics of tempered B₂-bainite with those of tempered martensite in steel 59.

Characteristic value	Tempered B ₂ -bainite	Tempered martensite
t_F (min)	8 675	4 015
τ_i (min)	105	55
K_{ISCC} (kg/mm ^{3/2})	115	90
$\frac{dC}{dt}$ (mm/min)	0.49×10^{-3}	2.05×10^{-3}
K_{IC} (kg/mm ^{3/2})	297	398
T.S. (kg/mm ²)	150	149

* crack propagation rate at $K_I = 250 \text{ kg/mm}^{3/2}$

曲げ試験結果により、鋼 59 の遅れ破壊特性値を Table 4 のように、焼戻 B₂ 型ベイナイトと焼戻マルテンサイト両組織で比較し、炭化物形態の差異というマイクロ組織変化が遅れ破壊のどの素過程に影響を考へるかを調べた。まず破断時間 t_F は焼戻 B₂ 型ベイナイトの方が焼戻マルテンサイトより 2 倍以上長くなつて、Fig. 5 の 3 点曲げ試験結果と一致している。 τ_i は焼戻 B₂ 型ベイナイトで 105 min、焼戻マルテンサイトで 55 min であり、焼戻 B₂ 型ベイナイトの τ_i は焼戻マルテンサイトのその約 2 倍となつている。しかし、両組織のいずれにおいても、 τ_i は t_F のおよそ 1/100 であり Fig. 3 に示したような試験片 (応力集中係数 $K_\sigma = 9.2$) を用いた本実験の範囲内では、 t_F/τ_i はほぼ等しい。 K_{ISCC} は焼戻 B₂ 型ベイナイトの方が焼戻マルテンサイトよりもやや大きな値を示しているものの、両者の耐遅れ破壊性の差異を完全に説明できるほどの差とは考えられない。これらに対して、クラック伝播速度 dC/dt には両組織で大きな差が認められる。 $K_I = 250 \text{ kg/mm}^{3/2}$ においては、焼戻マルテンサイトの dC/dt は、焼戻 B₂ 型ベイナイトのその 4 倍になつており、Fig. 9 に示されているように、両組織におけるクラック伝播速度の差は、 K_I がさらに大きい領域ではとくに顕著になつている。 K_{IC} については、本実験では焼戻 B₂ 型ベイナイトが焼戻マルテンサイトよりも小さな値となつているので、 dC/dt の差が t_F にはあまり顕著にあらわれていないが、 K_{IC} に関しては、前節でも述べたように、今後さらに詳細な検討が必要である。このように考えると、両組織の耐遅れ破壊性の差異は、遅れ破壊クラック伝播速度 dC/dt の差が主因であり、遅れ破壊クラックの発生特性 (τ_i や K_{ISCC}) の寄与率は小さく、これらを無視してもよいと考えられる。旧オーステナイト粒界でのセメンタイト析出形態の差が、 dC/dt に大きな影響をおよぼし、 τ_i や K_{ISCC} にはあまり影響をおよぼさない理由について、矛盾の

ない説明を与えることは現在の段階ではむずかしいが、ただ現象論的には、Photo. 4 に示されているように、 K_I 値が K_{ISCC} の近傍ではいずれの組織においても旧オーステナイト粒界割れを示しているのに対し、 K_I 値が増加するにつれて、両組織の遅れ破壊破面形態に差が生じていることに対応している。BEACHEM¹⁶⁾は商用鋼の水素脆性破面が、一般に K_I 値の小さい領域で粒界破面、さらに K_I 値が大きくなると擬劈開破面からディンプル破面へと変化することを報告しているが、焼戻 B_{II} 型ベイナイトと焼戻マルテンサイトの遅れ破壊破面を比較した場合 K_I の減少にともなつて、擬劈開状破面から粒界破壊へ移行する臨界的 K_I 値が、焼戻 B_{II} 型ベイナイトに比べて焼戻マルテンサイトのほうが大きくなっていることがわかる。粒界が割れやすくなることは Photo. 2 にみられるように、旧オーステナイト粒界に沿つて析出したフィルム状のセメンタイトによるものと考えられ、こうしたマイクロ組織に対応して、遅れ破壊破面も平坦な旧オーステナイト粒界割れ¹⁾が支配的となつている。いつばう遅れ破壊の発生過程を支配するものは、材質的には炭化物の分布状態などで代表されるマイクロ組織よりもむしろ、合金元素含有量や強さレベルそのものであろう。なお WANG ら¹⁷⁾は AISI 4340 鋼を用いて、焼戻マルテンサイトと下部ベイナイトの遅れ破壊感受性を調査し、 dC/dt については、下部ベイナイトのほうが焼戻マルテンサイトよりも小さな値を示すことを得ている。かれらは両組織における dC/dt の差を、炭化物よりもむしろラス界面の整合状態の差で説明し、両組織のいずれにおいても粒界炭化物は認められないと報告しているが、本実験においては、Photo. 2 に示されているように、旧オーステナイト粒界での炭化物形態に明りょうな差があり、しかも 600°C という比較の高い温度で焼戻した場合に、両組織のフェライト・ラス界面における局部的歪場にそれほど差異があるとは考えられないので、炭化物形態が直接クラック伝播速度に影響を与えていると考えたほうが、Photo. 4 に示した遅れ破壊破面との対応からも、妥当であると考えられる。また福井¹⁸⁾は各種温度で恒温変態させた Cr-Mo-V 鋼が、同一鋼種の焼戻マルテンサイトよりも高い遅れ破壊強さを有することを報告しているが、大森²³⁾らが示したベイナイト組織の、変態温度と組織の形態に関する研究によると、本実験でとり上げた B_{II} 型ベイナイト以外の B_I 型および B_{III} 型ベイナイトについては、フェライト・ラス界面にいずれもそれぞれ末変態オーステナイトが冷却中に変態したマルテンサイトおよびセメンタイトを含むことから、遅れ破壊特性が、B_{II} 型ベイナイトとは異なること

が予想されるので、今後さらに詳しい検討が必要であろう。

5. 結 言

旧オーステナイト粒界における炭化物析出形態が、超強力鋼の遅れ破壊感受性におよぼす影響について、中炭素系 Mo 含有鋼を用いて調査を行ない、次の結果が得られた。

(1) 定歪型 3 点曲げ遅れ破壊試験における破断時間 t_F は焼戻 B_{II} 型ベイナイトのほうが焼戻マルテンサイトよりも数倍から 1 桁長く、同一破断時間に対応する引張強さを比較すると、約 20 kg/mm² 高くなつている。

(2) 破断時間にあらわれた差異を遅れ破壊の素過程に分離して調べると以下ようになる。

a. 遅れ破壊クラックの発生過程を記述する特性値 K_{ISCC} は両組織で大きな差はない。また t_i については t_F に対する寄与率が、両組織のいずれにおいてもほぼ等しい。

b. 遅れ破壊クラックの伝播過程を記述する特性値 dC/dt は焼戻マルテンサイトのほうが焼戻 B_{II} 型ベイナイトよりも数倍から約 1 桁大きな値を示している。

c. 急速破断過程を記述する特性値 K_{IC} は、本実験では焼戻 B_{II} 型ベイナイトのほうが焼戻マルテンサイトよりも小さくなつているが、この点については今後の検討を要する。

(3) 以上のように焼戻 B_{II} 型ベイナイトの優れた耐遅れ破壊性は、クラック伝播速度が焼戻マルテンサイトに比べて小さいことによるものであるが、遅れ破壊クラック伝播領域の同一 K_I 値について、両組織の遅れ破壊破面を比較すると、焼戻マルテンサイトでは旧オーステナイト粒界割れが支配的であるのに対し、焼戻 B_{II} 型ベイナイトでは擬劈開状破面の割合が増加している。これらはマイクロ組織的には、旧オーステナイト粒界でのセメンタイト析出が焼戻 B_{II} 型ベイナイトでは抑制されていることによるものと考えられる。

おわりに本研究の発表を許可された、中央技術研究所長、池島俊雄博士、ならびに終始激励していただいた、技師長、三好栄次博士および主任研究員邦武立郎博士、さらに有益な助言と討論を惜しまれなかつた主任研究員、大野鉄博士および大森靖也博士に心から感謝いたします。また本実験の遂行にあたつては、上野谷繁男氏の御協力を得たことを書き添えて、謝意に代えさせていただきます。

文 献

- 1) 寺崎, 中里: 鉄と鋼, 59(1973)11, S 528

(鉄と鋼投稿中)

- 2) Y. OHMORI, H. OHTANI, and, and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 11(1971), p. 250~259
- 3) T. KUNITAKE, F. TERASAKI, Y. OHMORI, and H. OHTANI: Iron and Steel, 45(1972) 6, p. 647~653
- 4) M. H. PETERSON et al.: Corrosion, 23(1967), p. 142~148
- 5) C. S. CARTER: Corrosion, 25 (1969), p. 423~431
- 6) V. J. COLANGELO: Corrosion, 25(1969), p. 509~514
- 7) C. S. CARTER: Met. Trans., 1 (1970), p. 1551~1559
- 8) C. S. CARTER: Met. Trans., 2(1971), 1621~1626
- 9) J. BERGGREEN: Werk. u. Korr., 21(1970), p. 640~645
- 10) C. D. BEACHEM: Met. Trans., 3(1972), p. 437~451
- 11) ASTM STP No 381(1965), p. 71
- 12) ASTM STP No 381(1965), p. 42
- 13) JIS Specification, B 1186(1964)
- 14) BAGARYATSKII: Dokl. Akad. Nauk SSSR, 73 (1950), p. 1161
- 15) ISAICHEV: Zhur. Fiziki, 17(1947), p. 835
- 16) C. D. BEACHEM: Met. Trans., 3(1972), p. 437~451
- 17) M. T. WANG and P. W. STAELE: Congrès International sur L'hydrogène dans les Métaux (Paris, 1972), p. 342~349
- 18) 福井: 鉄と鋼, 58(1972)14, 2005~2011