

UDC 669.15'24'26'28'292-194 : 621.785.78

論 文

## 二次硬化型 Ni-Cr-Mo-V 鋼の引張性質と破壊靱性について\*

齋藤鉄哉\*\*・内山郁\*\*\*

Tensile Properties and Fracture Toughness of Secondary  
Hardening Ni-Cr-Mo-V Steels

Tetsuya SAITO and Iku UCHIYAMA

## Synopsis:

The relation was studied between the tensile properties and plane strain fracture toughness of secondary hardening steels, using three experimental Ni-Cr-Mo-V steels with different carbon contents. The plane strain fracture toughness was estimated by the critical  $J$ -value obtained from precracked three-point bending tests. The results obtained could be summarized as follows:

- (1) The tensile strength and ductility of the present steels are dependent remarkably on the carbon content, this dependency being similar for all the aging temperatures studied.
- (2) The plane strain fracture toughness is also affected by the carbon content and aging temperature of the secondary hardening range. The aging temperature where the plane strain fracture toughness has a minimum value coincides nearly with that at which the ultimate tensile strength is the greatest.
- (3) The tensile ductility and plane strain fracture toughness decrease with an increase in strength level. At a constant strength level, however, the tensile ductility has an increasing tendency with an increase in aging temperature and the plane strain fracture toughness shows a tendency contrary to that.
- (4) The above contrasting behavior results from the difference in fracture modes, to which the multiaxial stress state near the precrack tip contributes.

## 1. 緒 言

従来、時効処理によつて炭化物を析出し、二次硬化を生じる高強度鋼として H-11 などで代表される中炭素 Cr-Mo-V 鋼がよく知られており、その時効組織と機械的性質についても多くの研究報告がなされている<sup>1)</sup>。しかし、これらの中炭素 Cr-Mo-V 鋼は、本来熱間工具鋼であり、高温強度には優れているが、室温での特性、特に延性あるいは平面ひずみ破壊靱性などについては、強度水準を一定にして考えた場合、低合金マルテンサイト鋼などと比較して必ずしも優れているとは言えない<sup>2)</sup>ようである。この性質は炭化物による二次硬化型の高強度鋼の特徴ではなく、たとえば近年 (Mo, Cr)<sub>2</sub>C の析出による二次硬化鋼においても、10Ni-8Co鋼<sup>3)</sup>をその代表例とする高 Ni 含有鋼が極めて強靱性に優れていることが明らかにされている。

本実験においては、2.5%Niを含有する鋼に Mo およ

びVを複合添加することにより、炭化物の析出による二次硬化を生じさせ、その時効組織、引張性質あるいは平面ひずみ破壊靱性との関係を検討することを目的としている。

## 2. 供試材および実験方法

## 2.1 供試材

供試材の化学組成選択に際しての基本的な考え方は、次のとおりである。

- (i) 低合金 Ni-Cr-Mo 鋼 (たとえば 43XX系鋼) に対して、炭化物生成元素の Mo あるいは V を増量添加することにより、二次硬化型の鋼とする。
- (ii) Si および Cr の添加によつて、焼もどし軟化抵抗を考慮し、耐焼もどし性を大とする。
- (iii) Ni を多少増加させ靱性の向上をはかる。

これらの基本組成に対する炭素量の効果を調べるために、炭素量は比較的低い領域の 0.1~0.3wt% の範囲で

\* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 11 月 5 日受付 (Received Nov. 5, 1976)

\*\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

\*\*\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition (wt%) and transformation temperature ( $^{\circ}\text{C}$ , austenitized at  $950^{\circ}\text{C}$ ) of the steels used.

Sample	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	N	$M_s$	$A_s$	$A_f$
7401	0.27	1.20	0.15	0.006	0.007	2.21	2.67	1.23	0.38	0.0025	388	789	885
7402	0.18	1.16	0.38	0.005	0.008	2.19	2.68	1.22	0.36	0.0022	420	796	909
7403	0.10	1.19	0.39	0.006	0.007	2.21	2.67	1.23	0.37	0.0024	475	802	929

変化させた。この範囲の炭素量においては、焼入れによつて生じるマルテンサイト相としてラス型マルテンサイトが期待される。このような合金鋼の目的強度水準は、0.2% 耐力（以下降伏点と略称する） $\sigma_y = 1000 \sim 1500 \text{ N/mm}^2$  程度である。

供試鋼は、電解鉄を主原料として、純度のよい添加合金元素を用い、20 kg 高周波真空溶解炉で溶製した。本実験での供試鋼の化学組成および変態点の測定結果を Table 1 に示す。

これらの供試鋼は溶製後、水素雰囲気中で  $1200^{\circ}\text{C}$ 、8h の均質化焼鈍を行なった。さらに同温度での熱間鍛圧により約  $16.5 \text{ mm}$  角の棒材とした。それらは、 $950^{\circ}\text{C}$ 、25 min のオーステナイト化後油冷して  $250 \sim 600^{\circ}\text{C}$  の範囲の所定の温度で、100 min の等時時効処理を行なった。

## 2.2 引張試験

引張試験片の形状および寸法は前報<sup>4)</sup>のものと同様であり、平行部長さ  $40 \text{ mm}$ 、同直径  $7 \text{ mm}$  の丸棒試験片である。用いた試験機は  $10 \text{ t}$  容量のインストロン型試験機で、クロスヘッド速度は  $1 \text{ mm/min}$  とした。また、最大引張荷重に達するまでは試験片に直接伸び計を装着して、均一伸び  $\delta_u$  の測定を行なった。なお、引張試験はすべて室温で行なった。

## 2.3 曲げ試験

使用した試験片は、前報のそれ<sup>4)</sup>とほぼ同様であるが、試験片厚さは  $B = 10 \text{ mm}$  とした。試験片には、 $10 \text{ t}$  容量の電磁共振型疲労試験機を用いて、 $4.0 \sim 7.0 \text{ mm}$  長さの予き裂を導入した。所定長さの疲労予き裂を導入するのに要した荷重繰返し数は  $10^4 \sim 10^5$  程度であった。疲労予き裂導入後の三点曲げ試験は、インストロン型試験機により、圧縮ロードセルに直接曲げ治具を置く方式を用いて、クロスヘッド速度  $0.5 \text{ mm/min}$  で行なった。その際、試験片長さ中央の荷重点における荷重方向へのたわみ（以下たわみと略称する） $d$  を検出、さらに試験片表面での開口変位（以下開口変位と略称する） $V_g$  を測定し、荷重  $P$ -たわみ量  $d$ 、荷重  $P$ -開口変位量  $V_g$  曲線などを多ペン X-Y レコーダに記録した。これらの曲線から破壊靱性値として臨界  $J$  値を求め、材料の

平面ひずみ破壊靱性値  $K_{Ic}$  を得た。さらに、曲げ試験の際 Acoustic Emission の検出を行ない、き裂伝播開始時の特定の補助手段とした。その詳細については別報<sup>20)</sup>に譲ることとする。また、臨界  $J$  値の算出は既報<sup>4)</sup>と同様であり、ここでは省略する。なお、疲労き裂の導入およびその後の三点曲げ試験はすべて室温において行なった。

## 2.4 組織および破面の観察

種々の温度で時効処理を行なった試料はナイタールで腐食し、その組織を光学顕微鏡で観察した。さらに、各試料から薄膜を作製して、 $150 \text{ kV}$  電子顕微鏡により下部組織の直接透過観察を行なった。

引張および曲げ試験片の破面は、 $25 \text{ kV}$  走査型電子顕微鏡により直接観察を行なった。また、破断後の曲げ試験片については、工具顕微鏡を用いて、30倍の倍率で、あらかじめ導入されている疲労き裂の長さの正確な測定を行なった。

## 3. 実験結果

### 3.1 引張性質

Fig. 1 に引張性質と等時 (100 min) 時効処理温度との関係を示す。7401, 7402, 7403 鋼ともに、 $500 \sim 550^{\circ}\text{C}$  付近で引張強さ  $\sigma_B$  は極大値を示し、これらの鋼はいずれも二次硬化を生じていることが認められる。降伏点  $\sigma_y$  は焼入れのままの状態では、既報<sup>4)</sup>の場合と同様に、比較的小であり、 $250^{\circ}\text{C}$  時効処理によつて大きく増加する。この増加傾向は  $400^{\circ}\text{C}$  時効まで続き、 $500^{\circ}\text{C}$  付近では極小となり、 $550^{\circ}\text{C}$  で再び極大を示した後低下している。

一方、引張強さ  $\sigma_B$  は焼入れのままの状態では比較的大であり、 $250^{\circ}\text{C}$  時効により低下している。この低下量は含有炭素量の増加とともに増大する傾向がある。この引張強さの低下傾向は  $425 \sim 450^{\circ}\text{C}$  程度の時効温度まで続き、 $500 \sim 550^{\circ}\text{C}$  で二次硬化により極大値を示し、その後減少している。引張強さが極大となる時効処理温度は、含有炭素量が増加することによつて多少低温側に移動するように見える。さらに、炭素量の増加とともに、すべての時効温度で引張強さは大となつており、その差

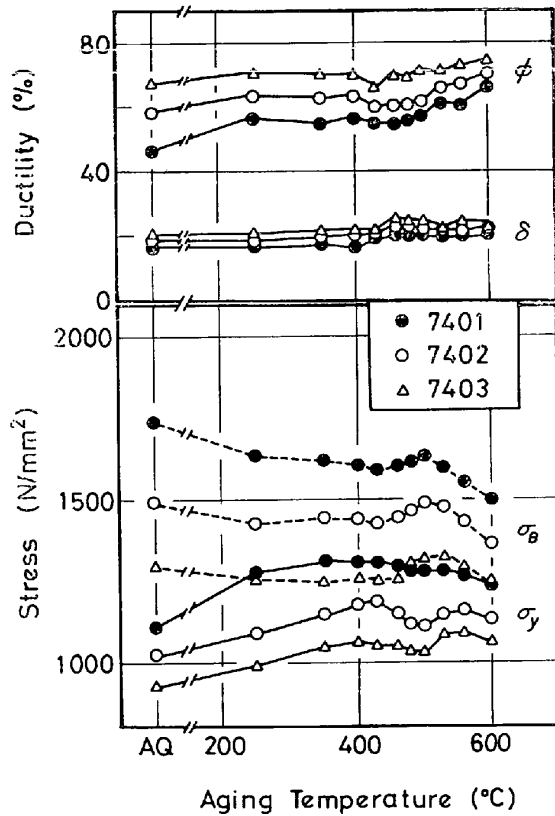


Fig. 1. 0.2%-yielding stress  $\sigma_y$ , ultimate tensile strength  $\sigma_B$ , total elongation  $\delta$  and reduction in area  $\phi$  of the specimens as a function of aging temperature (aging duration : 100 min).

は約 25N/mm<sup>2</sup>/wt%C 程度である。

破断絞り (断面減少率)  $\phi$  は焼入れのままの状態ですべての焼入温度の上昇とともに、450°C 付近で多少減少傾向が見られるが、ほぼ単調に増加しており、含有炭素量の増加による強度水準の上昇とともにすべての焼入温度で減少している。

Fig. 2 に示すように、均一伸び  $\delta_u$  は含有炭素量により大きい差異はないが、焼入温度によつて特徴的な変化を示す。すなわち、250°C で焼入処理を行なうことにより、均一伸びは焼入れのままの状態でのそれに比較して多少減少し、その後ほぼ一定ないし上昇傾向を示し、470~500°C で極大値を取る。その後再び元の水準にもどる多少増加傾向が見られる。全伸び  $\delta$  (Fig. 1 参照) は均一伸び  $\delta_u$  と破断絞り  $\phi$  との中間的な傾向を示しており、焼入温度の上昇に対してほぼ単調に増加しているが、上述の均一伸びが極大値を示す 470~500°C 付近で極大となる傾向が認められる。

先に述べたようにこれら引張延性は、含有炭素量の増加によりすべての焼入温度において減少している。しかし、たとえば、含有炭素量最大の 7401 鋼の 500°C 時

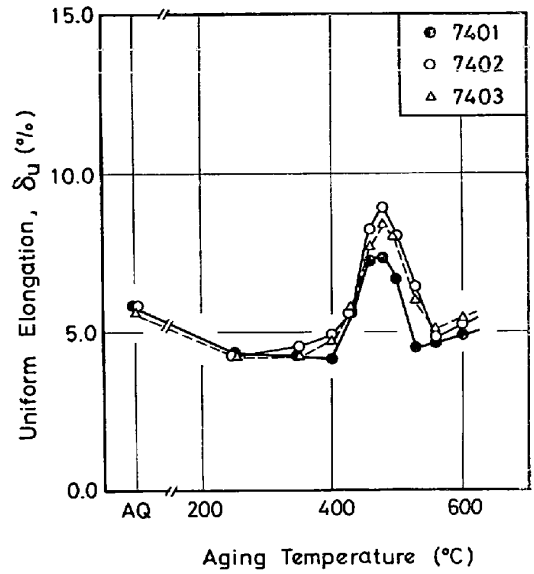


Fig. 2. Relationship between uniform elongation  $\delta_u$  of the specimens and aging temperature (aging duration : 100 min).

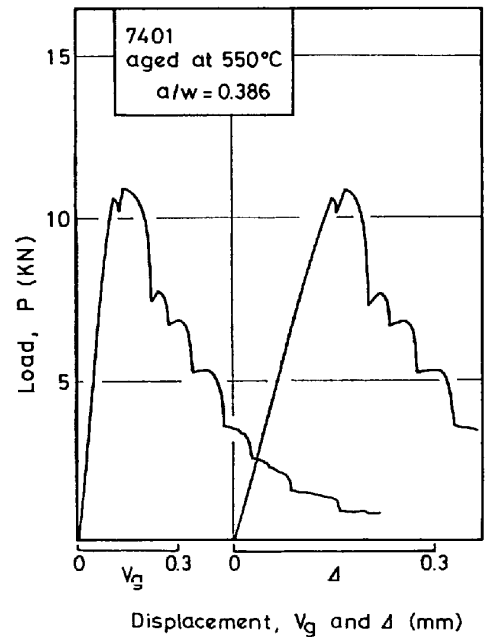


Fig. 3. Load-Displacement curves for a pre-cracked three-point bending test, showing multiple pop-ins.  $V_g$  and  $\Delta$  denote the crack opening displacement measured on the specimen surface with a standard clip gage and the deflection of the specimen in the loading direction at the loading point respectively.

効 (ほぼ最高焼入強度を示す温度) における引張強さ  $\sigma_B \approx 1640 \text{ N/mm}^2$ , 降伏比  $\sigma_y/\sigma_B \approx 0.8$ , 全伸び  $\delta = 20\%$  および破断絞り  $\phi \approx 60\%$  のように、全般的に見

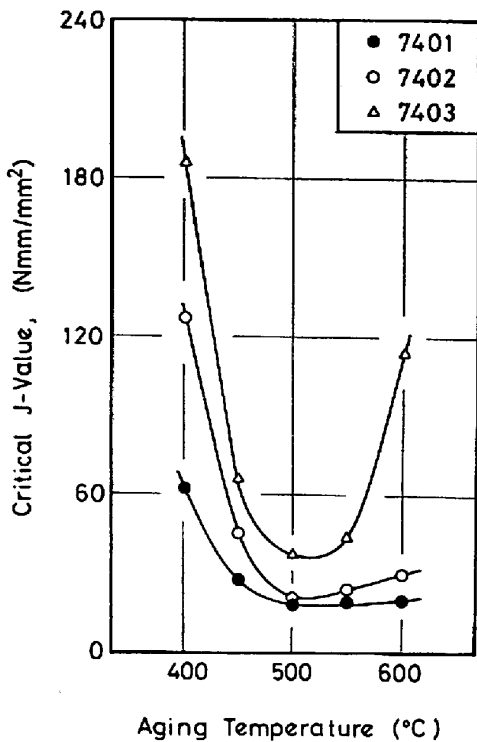


Fig. 4. Critical  $J$ -value of the specimens as a function of aging temperature (aging duration : 100 min).

てこれら三鋼種はその強度水準から考えて、比較的良好的な引張延性を示していると考えられる。

3.2 曲げ性質

本実験供試材は、三点曲げ試験を行なった400~600°Cの時効処理温度範囲において、すべての試験片で明確なポップイン (Pop-ins) によって破壊を生じる。Fig. 3は、ポップインによって破壊を生じる際の荷重  $P$ -たわみ量  $\delta$  および荷重  $P$ -開口変位量  $V_g$  曲線の代表的な例を7401鋼、550°C時効処理材の一試験片について示したものである。Acoustic Emissionの検出においても、最初のポップインによる荷重低下あるいはたわみ量増加を生じる以前には、信号はほとんど認められない。さらに、曲げ試験中断-temper color処理-破断の操作においても、ポップイン以前にき裂の成長を認めることはできなかった。したがって、最初のポップインを生じるたわみ量  $\delta$  を臨界たわみ量  $\delta^{crit}$  として用いて、既報<sup>4)</sup>と同様な方法により以後の解析を行なった。

なお、ポップイン荷重に達するまで、Acoustic Emission信号がほとんど認められなかつ理由としては、き裂先端近傍での塑性変形による信号<sup>5)6)</sup>が、本実験では減衰により検出下限界電圧に達しなかつたためであると考えられるが詳細については別に報告<sup>20)</sup>する。

Fig. 4は、Fig. 3に示した三点曲げ試験による荷重  $P$ -

たわみ量  $\delta$  曲線下の面積を求め、試験片単位厚さ当りに付加されるエネルギー  $U/B$  と予き裂長さ  $a$  の関係から得られる臨界  $J$  値<sup>7)8)</sup>

$$J^{crit} = - \frac{\partial(U/B)}{\partial a} \Big|_{a/W} \dots \dots \dots (1)$$

を時効処理温度の関数として、各供試鋼について図示したものである。いずれの鋼種ともに、500~550°Cの最高引張強度を示す時効処理温度付近で、臨界  $J$  値は最小となりさらに時効処理温度が上昇すると、臨界  $J$  値は再び増加する傾向が認められる。

得られた臨界  $J$  値が平面ひずみ状態におけるそれであるためには、次式で示される条件を満足しなければならないことが提唱されている<sup>9)</sup>。

$$B, (W-a), a \geq \alpha = 25J^{crit}/\sigma_y \dots \dots \dots (2)$$

ただし、ここで  $W$  は試験片幅を示す。

上式に従つて、各試料について得られた臨界  $J$  値により  $\alpha$  値を算出し Table 2 に示した。Table 2 から明らかなように、 $\alpha$  値は十分に小であり、(2)式は満足されていることがわかる。したがって、次式を用いて、臨界  $J$  値から平面ひずみ破壊靱性値  $K_{Ic}$  を求めることができる<sup>7)10)</sup>。

$$K_{Ic} = \sqrt{J^{crit}E/(1-\nu^2)} \dots \dots \dots (3)$$

ただし、ここで  $E$  および  $\nu$  はそれぞれヤング率および

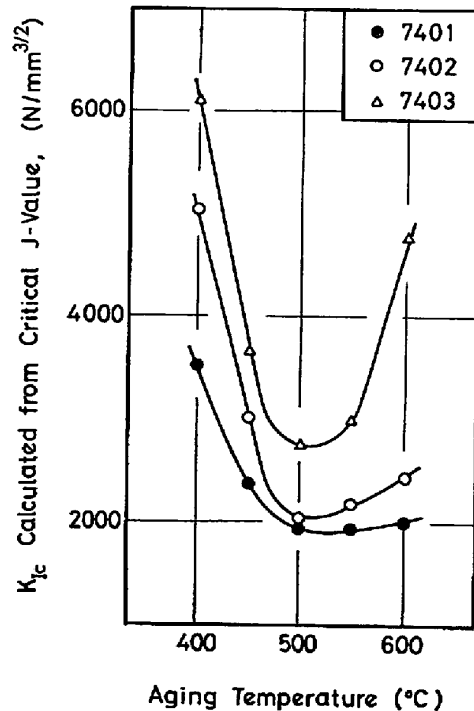
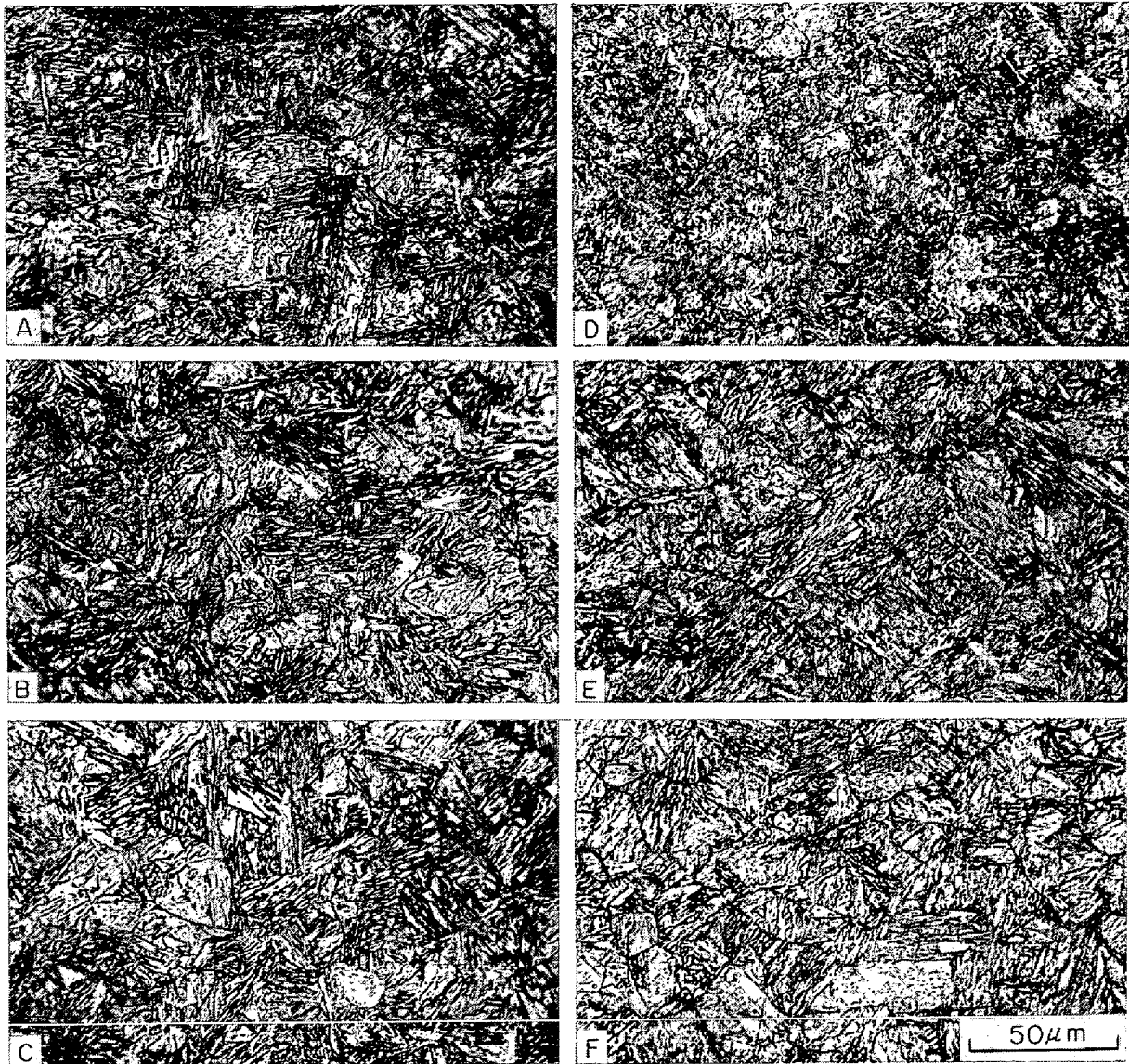


Fig. 5. Relationship between plane strain fracture toughness  $K_{Ic}$  calculated from the critical  $J$ -value of the specimens and aging temperature (aging duration : 100 min).

Table 2.  $\alpha$ -values according to the equation (2) for the specimens aged at various temperatures.

Sample	7401					7402					7403				
	400	450	500	550	600	400	450	500	550	600	400	450	500	550	600
Aging temp. ( $^{\circ}\text{C}$ )															
$\alpha$ -value	1.17	0.54	0.36	0.37	0.40	2.71	0.97	0.46	0.23	0.69	4.39	1.60	0.93	1.01	2.94

Photo. 1. Optical micrographs of the specimens as quenched and aged at  $500^{\circ}\text{C}$  for 100 min.

A, B, C : As quenched

D, E, F : Aged at  $500^{\circ}\text{C}$  for 100 min

A, D : 7401    B, E : 7402    C, F : 7403

ポアソン比を示す。

(3)式によつて得られた平面ひずみ破壊靱性値  $K_{Ic}$  を時効処理温度の関数として、Fig. 5 に示す、当然のことながら臨界  $J$  値と同様に、平面ひずみ破壊靱性値  $K_{Ic}$  は  $500\sim 550^{\circ}\text{C}$  の時効温度領域において極小となり、より高温での時効処理により再び上昇する傾向が見られる。また、実験範囲内では、すべての時効温度において、平

面ひずみ破壊靱性値は含有炭素量が多く強度水準の高い鋼種ほど低い値を示していることがわかる。

### 3.3 組織について

Photo. 1 に三供試鋼の焼入れのままの状態 (A~C) および引張強さが極大となる付近の  $500^{\circ}\text{C}$  で時効処理した試料の組織 (D~F) の光学顕微鏡写真を示す。比較的高温の  $950^{\circ}\text{C}$  でオーステナイト化を行なっている

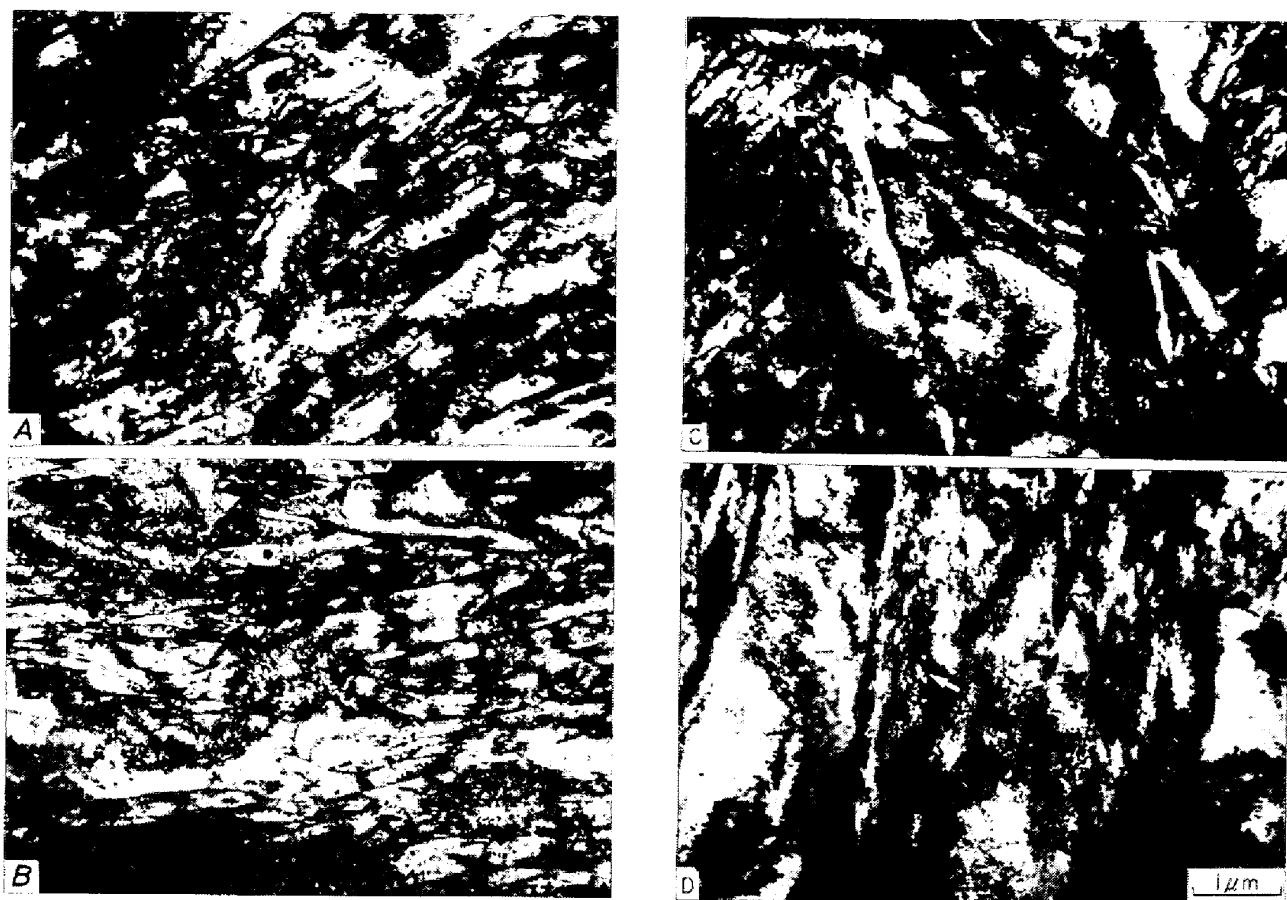


Photo. 2. Transmission electron micrographs of 7403 specimens aged at various temperatures for 100 min. (The large and small arrows indicate examples of residual and needle-like precipitates respectively.)

A : As quenched    B : Aged at 430°C

C : Aged at 500°C    D : Aged at 560°C

が、炭化物は完全には固溶しておらず、特に炭素含有量の多い 7401 鋼においては、粗大な残留炭化物（後出 Photo. 2A 参照）が認められる。光学顕微鏡観察においては、時効温度によつて大きな組織的差異は見られない。しかし、Photo. 1 からわかるように、最高時効強度を示す温度域付近での時効処理材の場合、旧オーステナイト結晶粒界が優先的に腐食され、結晶粒界に析出が生じている可能性を示唆している。なお、組織はいずれの場合においても、角張つた粒界を呈している。

Photo. 2 は、7403 鋼を種々の温度で時効処理を行なつて得られた組織の透過電子顕微鏡写真の例を示す。先に述べたように、950°C でのオーステナイト化によつて、炭化物は完全には固溶しておらず、1 $\mu$ m 以下程度の大きさの残留析出物（Photo. 2 A 中の矢印参照）が多少認められるが、7403 鋼においてはその量は少ない。また、組織としては、タングルした転位をその内部に多数もつているラスから成り立っている典型的なラス型マルテンサイトとなつていくことがわかる。含有炭素量の最も高い 7401 鋼においても、下部組織はラス型マルテン

サイトであり、双晶型マルテンサイトの存在は認められなかつた。Photo. 2 D から明らかなように、ラス内の転位は高温での時効においても高密度で存在しており、最高時効温度 600°C の場合にも転位密度の減少は顕著には認められない。430°C での時効を行なつた組織においては、ラス内の転位線がはつきりしてきており転位線上に析出が生じているように見受けられる。ラス境界にも析出が認められる。Photo. 2 C では、ラス内に微細な析出物が認められる。さらに時効温度が高くなると、析出物は大きくなり、 $M_2C$  系の針状析出物が認められるようになる。その一例を Photo. 2 D（矢印でその一例を示す）に見ることができる。この傾向は三供試鋼ともほぼ同様である。

#### 4. 結果に対する考察

Mo を含有する炭素鋼において析出する炭化物としては、 $MoC$ 、 $M_6C$ 、 $Mo_2C$  あるいは  $M_{23}C_6$  などが報告されているが、二次硬化に関与する析出物は  $Mo_2C$  であり<sup>10)</sup>、Cr を含有する場合には  $(Mo, Cr)_2C$  となり鋼

中の Cr/Mo 比によつて炭化物中の Cr の含有量は決定されることが明らかにされている<sup>11)</sup>。V に関しては、母相と整合性のある  $V_4C_3$  の析出が二次硬化に寄与することは広く認められている<sup>12)</sup>。本実験においても同様に考えられ、二次硬化は約 430~450°C 時効で生じ始めており、炭化物が転位線上に微細に析出し始めていると考えられる段階 (Photo. 2 B 参照) に対応している。この時効温度から引張強さが最大となる時効温度までの範囲では、引張強さは時効温度とともに大となるが、降伏点はむしろ低下する傾向を示している。すなわち、この温度域での高い引張強さは、加工硬化による強度の増加に起因するものと考えられることができる。この傾向は、

$$\sigma = K\epsilon^n \dots\dots\dots (4)$$

で定義される加工硬化指数  $n$ ，したがつて均一伸びにも現われており、上記の温度域において均一伸びが急激に増加している。降伏点  $\sigma_y$  の低下については、本実験供試鋼は X 線回折においてもオーステナイト相は認められておらず、析出による固溶元素量の減少および高温での加熱による転位の再配列などによる流動応力の低下を、析出による強化が補償し得ない領域に相当し、時効処理温度の上昇により後者の効果が大きくなるにつれて降伏点は増大し始めるものと考えられることができよう。一方、引張強さの増加は、加工硬化挙動の差によるものであり、この時効段階においては、転位は微細な析出物を切断して進行することができると考えられる。このような析出物と転位との相互作用においては、転位が切断して通過した後の析出物断面の次の転位通過に対する有効面積は減少し<sup>13)</sup>、このためせん断抵抗が減少することによりすべりは特定面に集中しやすくなると考えられる<sup>13)14)</sup>。その結果として、交差すべりが困難となり、加工硬化が早期に飽和することなく、均一伸びが増大する<sup>14)</sup>と推測さ

れる。なお、R. J. PRICE らは<sup>15)</sup>、Al 合金について時効組織と引張性質との関係を検討し、転位が析出物を切断して進むような段階においては、降伏後の加工硬化性が小であることを示している。しかし、その場合の加工硬化性とは 0.5% 塑性伸びにおける加工硬化率  $d\sigma/d\epsilon$  であり、(4) 式の加工硬化指数あるいは均一伸びとは当然意味を異にしており、上述の推測と矛盾しているとは必ずしも考えられない。

引張破面の典型的な例を Photo. 3 に示す。三鋼種ともに焼入れのままおよびすべての時効処理材において破面はディンプルから成っている。また、引張強さの最大となる 500~550°C での時効処理材の破面には、Photo. 3 B から明らかなように、破面に対して直角方向への二次き裂が多数観察される。このような二次き裂の発生には、強度水準の上昇による切欠き感受性の増大により、先に示したラス境界あるいは旧オーステナイト結晶粒界へ析出した第二相が関与しているものと考えられる。さらに、Photo. 3 に見られるように、ディンプルの大きさは同一破面内で不均一であり、大きいものと小さいものが混在していることがわかる。このような破面の生成過程は定性的には次のように考えることができる。大きい径をもつディンプルは、破壊に至るまでに大きい塑性変形を受けており、引張ひずみの比較的小の領域でボイドを発生し成長したと考えられる。したがつてそのようなボイドの発生起点としては、非金属介在物や残留析出物など比較的大きい第二相粒子が考えられる。このような点で発生、成長したボイドは、引張ひずみが大となつた段階で発生した未発達の小きいボイドを介して、相互に連結凝集して破壊に至る。その結果、大きいディンプルと小さいそれとの混在した破面形態となり、小さいディンプルの発生起点はより小さい析出物な

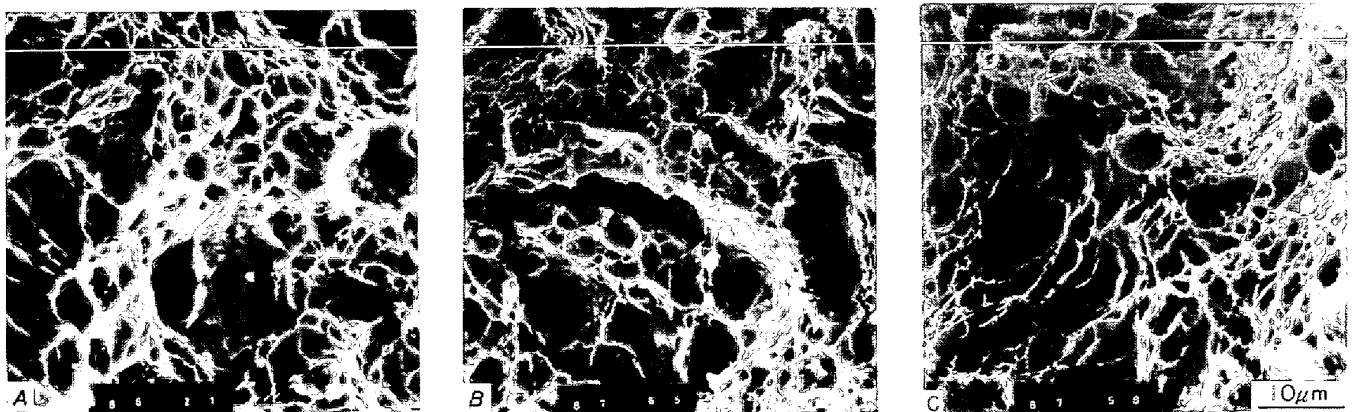


Photo. 3. Scanning electron fractographs of 7403 tensile specimens aged at various temperatures for 100 min, showing dimple fracture appearances.  
A : Aged at 400°C    B : Aged at 500°C    C : Aged at 560°C

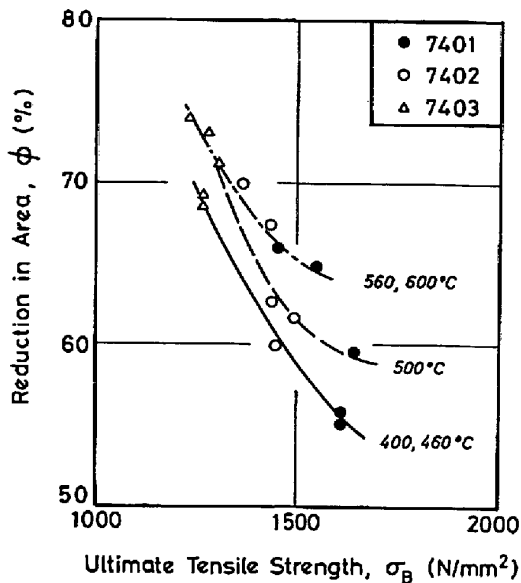


Fig. 6. Relationship between reduction in area  $\phi$  and ultimate tensile strength  $\sigma_B$  for various aging temperatures (aging duration: 100 min).

どが予想される。

先に述べたように、転位が析出物を切断して進行する場合には、転位は粒界などに堆積し粒界破壊あるいは条件によつてへき開型の破壊を生じる可能性が大きいとされているが、本実験における引張破面からはこのような破壊様式は認めることはできなかつた。この理由については明らかではないが、破面がディンプルから成つてることにより、この鋼種の強度水準が時効により変化した場合にも、引張延性は低下しなかつたものと考えられる。Fig. 6は破断絞り $\phi$ を引張強さ $\sigma_B$ に対して図示したものである。強度水準一定で比較した場合、高強度領域においては、最高引張強さを示す500~550°Cよりも高温で時効処理を行なつた場合の方が低温側での時効処理の場合よりも、破断絞りは大となる傾向が認められる。

最後に、平面ひずみ破壊靱性と組織あるいは破面様相との関係について多少の考察を行なう。平面ひずみ破壊靱性値は、400~600°Cの温度範囲での時効処理によつて、大きい変化を示し、引張強さが最大値を示す温度域において平面ひずみ破壊靱性値は最小となる。一般に、強度水準の上昇にとまつて、平面ひずみ破壊靱性は低下する傾向を示すことは広く知られており、その意味においては上述の結果は予期されることである。しかし同一強度水準で平面ひずみ破壊靱性を比較すれば、Fig. 7に示すように時効処理温度に対して明瞭な差が認められる。すなわち、最高強さを示す時効温度よりも低温領域

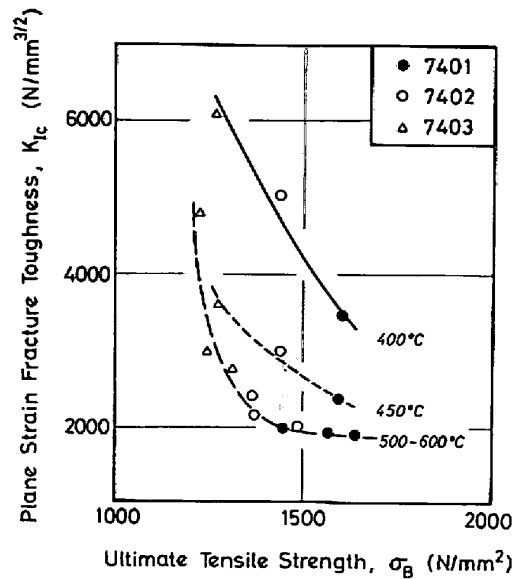


Fig. 7. Relationship between plane strain fracture toughness  $K_{Ic}$  and ultimate tensile strength  $\sigma_B$  for various aging temperatures (aging duration: 100 min).

での時効材の方が、高温域での時効材に比較して、平面ひずみ破壊靱性値は大となる傾向が認められる。この傾向は、Fig. 6の強度水準と引張延性との関係に見られる傾向とは逆であることがわかる。このような傾向の相違は、現象的には次のような相違と対応している。Photo. 4に、予き裂付き曲げ試験片の破面の代表例として7401鋼の種々の温度での時効処理材の観察結果を示す。これらから明らかなように、450°C時効材においては、Photo. 3に示す引張破面の場合と同様のディンプル破面部が多いが、時効温度が高くなるにつれて、へき開ないし擬へき開型の脆性破壊を生じることがわかる。特に、時効温度が高くなり最高時効強さを示す温度域ではディンプル破面はほとんど観察されない。他の供試鋼においても、低温域での時効処理材において、ディンプル破面がより多く観察される傾向は全く同様である。この結果は、低温域での時効処理材が高温域でのそれに比較して平面ひずみ破壊靱性に優れていることと対応しており、さらに時効処理温度に対する破壊様式の変化挙動が異なることが、時効温度に対する平面ひずみ破壊靱性と引張延性との変化挙動に差を生じさせているものを思われる。

Fig. 8は、上述のように平滑引張試験においてディンプル破壊を生じる材料が予き裂付き試験片においてへき開型の破壊を生じる可能性のあることを模式的に示したものである。へき開破壊は付加される応力がある臨界値 $\sigma_f$ に達した時に生じるいわゆる応力制御型<sup>16)~18)</sup>の破



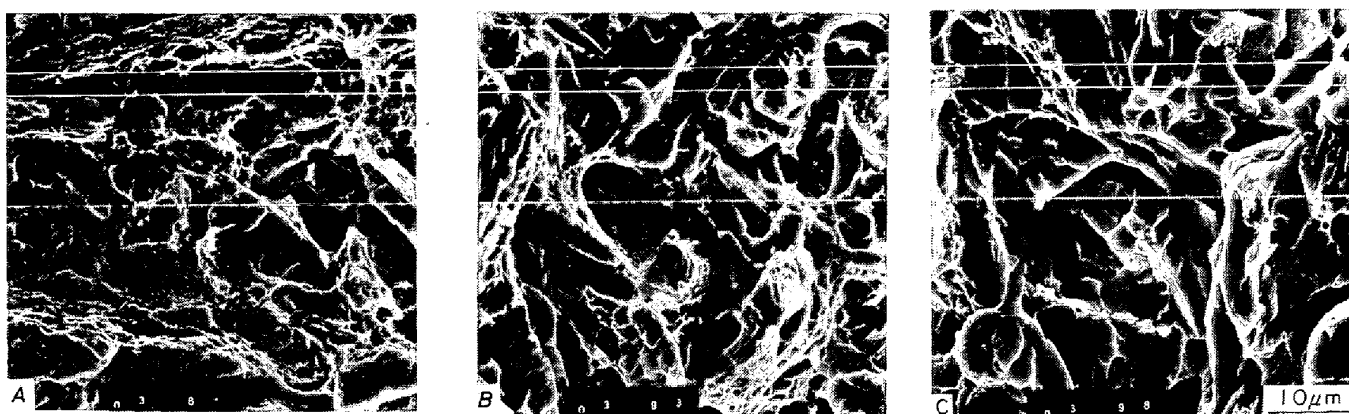


Photo. 4. Scanning electron fractographs of 7401 precracked three-point bending specimens aged at various temperatures for 100 min, showing the change of fracture mode from dimple to quasicleavage fracture with an increase in aging temperature.

A : Aged at 450°C    B : Aged at 500°C    C : Aged at 550°C

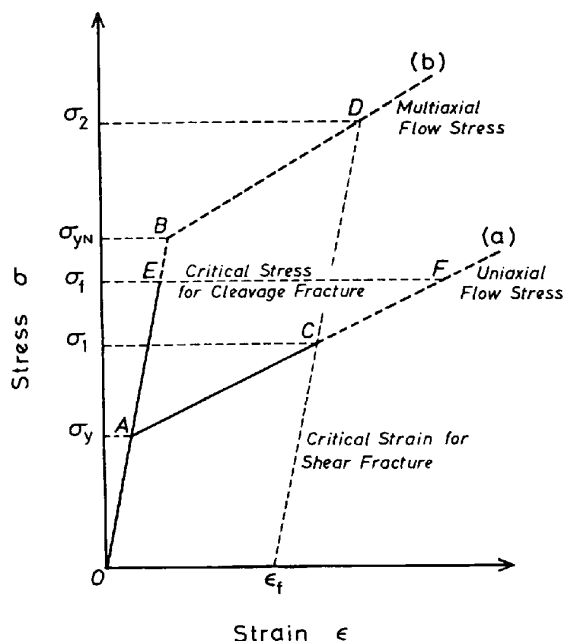


Fig. 8. Schematic illustration of the possible difference in the fracture mode between an unnotched tensile specimen and precracked one.

壊であるのに対して、ディンプルによつて生じる破壊は、その材料により定まる臨界ひずみ量  $\epsilon_f$  によつて律せられるひずみ制御型<sup>18)</sup>の破壊様式であると考えられるであろう。今、単軸引張における応力-ひずみ曲線を図中の (a) でまた、予き裂を導入することによりき裂先端付近に生じる多軸応力状態における応力-ひずみ曲線を (b) で表わす。すなわち、単軸引張での降伏点  $\sigma_y$  はき裂先端付近での塑性拘束によつて、多軸応力状態下では  $\sigma_{yN}$  へと上昇<sup>18)19)</sup>する。さて、単軸引張試験においては、ディンプルにより破壊を生じており、この

点を曲線 (a) の C 点とすると、上記よりこの時のひずみ量が  $\epsilon_f$  となる、このひずみを生じるための付加応力を  $\sigma_1$  とすれば、当然のことながら  $\sigma_1 < \sigma_f$  となっている。一方、本実験で観察されたように、多軸応力状態においては破壊がへき開型によつて生じていることは、このような条件下では臨界ひずみ量  $\epsilon_f$  を受ける以前に、試験片は臨界応力  $\sigma_f$  に達したことを意味する。すなわち、図中曲線 (b) において、臨界ひずみ  $\epsilon_f$  に D 点で達する以前に、E 点で  $\sigma_f$  に達しへき開破壊により破断する。臨界応力  $\sigma_f$  が  $\sigma_2$  よりもさらに大の場合には、多軸応力状態下においてもディンプルによつて破壊を生じることができる。一方、臨界応力  $\sigma_f$  が  $\sigma_1$  よりも小であれば、両者ともにへき開破壊を生じる。すなわち臨界応力  $\sigma_f$  の  $\sigma_1$  および  $\sigma_2$  に対する相対的な大小関係により次の三つの可能性が考えられる。

- (i) 単軸引張および多軸応力状態下ともにへき開型破壊 ( $\sigma_f < \sigma_1$ )
- (ii) 前者においてディンプル型破壊、後者においてへき開型破壊 ( $\sigma_1 < \sigma_f < \sigma_2$ )
- (iii) 両者ともにディンプル型破壊 ( $\sigma_2 < \sigma_f$ )

本実験供試鋼は、二次硬化を生じる時効温度域においては上記 (ii) の関係にあるものと思われる。このような場合、引張延性をもつて、平面ひずみ破壊靱性を予測することは、破壊様式を異にしておりそれを律している過程が違つているため、無意味に近いであろう。

## 5. 結 言

含有炭素量の異なる二次硬化型 Ni-Cr-Mo-V 鋼を溶製し、時効組織、引張性質および平面ひずみ破壊靱性などの関係について検討を行なつた。この際平面ひずみ破

壊靱性値は、種々の長さの疲労予き裂をもつ小型三点曲げ試験片を用いて臨界  $J$  値を実測することにより求めた。

得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 引張強度、延性は含有炭素量によりすべての時効温度において差異を生じるが、引張延性は、二次硬化領域をも含めて、時効温度の上昇とともに、ほぼ単調に増加している。

(2) 平面ひずみ破壊靱性は、時効処理温度により大きい変化を示し、最高時効強さの得られる時効温度で極小値を示す。また、平面ひずみ破壊靱性値は含有炭素量の増加にともなつて、すべての時効温度で低い値となる。

(3) 強度水準の上昇に対して、引張延性および平面ひずみ破壊靱性はともに減少傾向を示すが、強度水準を一定として比較した場合、引張延性は時効温度が高くなると増大する傾向があるのに対し、平面ひずみ破壊靱性は逆に時効温度の上昇にともなつて低下する傾向を示す。

(4) 上記の相反する傾向は、引張試験片はディンプル破壊を生じているのに対し、一部の予き裂付きの試験片においては、き裂先端での塑性拘束により破壊はへき開型になつていることに起因する。すなわち、破壊様式が両者の試験片で時効処理温度により異なるために、その依存性に相違を生じたものである。

終りに、本実験に関し有益な示唆、討論をいただいた金属材料技術研究所、強力材料部津谷和男部長に感謝いたします。また、実験遂行にあつて同所、強力材料第一研究室丸山典夫氏の協力を得たことを記して、謝意にかえます。

## 文 献

- 1) 例えば, A. M. HALL: Introduction to Today's Ultrahigh-Strength Structural Steels, ASTM STP 498 (1971)
- 2) 例えば, E. A. STEIGERWALD: Metal Progress, 92 (1967), p. 96
- 3) G. R. SPEICH, D. S. DABKOWSKI, and L. F. PORTER: Met. Trans., 4 (1973) p. 303
- 4) 斎藤鉄哉, 内山郁: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 111
- 5) H. L. DUNEGAN, D. O. HARRIS and C. A. TATRO: Engng. Fract. Mech., 1 (1968), p. 105
- 6) I. G. PALMER and P. T. HEALD: Mater. Sci. Engng., 11 (1968), p. 181
- 7) J. A. BEGLEY and J. D. LANDES: ASTM STP 514, (1971), p. 1
- 8) 斎藤鉄哉, 内山郁: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2038
- 9) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP 560, (1974), p. 170
- 10) C. R. SIMCO and A. E. NEHREBERG: Trans. ASM, 58 (1965), p. 378
- 11) 金沢正午, 森川博文: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 195
- 12) 幸田成康(監修): 合金の析出, [丸善] (1972)
- 13) E. HORNBOKEN: Proc. ICSTIS, Part II, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 997
- 14) 河部義邦, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1388
- 15) R. J. PRICE and A. KELLY: Acta Met., 10 (1962), p. 980
- 16) R. O. RITCHIE, J. E. KNOTT and J. R. RICE: J Mech. Phys. Solids, 21 (1973), p. 395
- 17) J. F. KNOTT: JISI, 204 (1966), p. 104
- 18) J. F. KNOTT: Fundamental of Fracture Mechanics, [Butterwarths] (1973)
- 19) A. S. TETELMAN and A. J. MCEVILY, Jr.: Fracture of Structural Materials, [John Wiley] (1967)
- 20) T. SAITO, and I. UCHIYAM: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 121