

UDC 669.14'24'25'28-194.55-157.8 : 669.15'26'28-194.2 :
669.14.018.292 : 539.42 : 620.186.4 : 620.186.6 : 539.56

論 文

超強力鋼の遅れ破壊特性*

中 里 福 和**・寺 崎 富 久 長***

Delayed Failure Characteristics of Ultra High Strength Steels

Fukukazu NAKASATO and Fukunaga TERASAKI

Synopsis:

The effects of heat treatment on the characteristics of delayed failure crack propagation were investigated in 0.02N-HCl aqueous solution at room temperature using centre-notched specimens of SCM3 and 18Ni-maraging steels. Crack growth rate was directly measured by optical observation and was interpreted in terms of crack tip stress intensity factor K_I .

When tempered at 300 and 400°C, SCM3 showed marked increase in crack growth rate in addition to the deterioration in Charpy impact toughness, although tensile strength decreased gradually with increasing tempering temperature. Transmission electron microscopy and fractography by SEM suggested that this increase of susceptibility to delayed failure is due to the precipitation of film-like carbide along prior-austenite grain boundaries at above-mentioned tempering temperatures, which resulted in the formation of typical intergranular fracture surface at intermediate K_I value in contrast with the duplex intergranular-transgranular fracture surface observed in the specimen tempered at other temperatures.

In the case of 18Ni-maraging steel, aging at temperatures above 500°C gave the best combination of strength and resistance to delayed failure and crack initiation was suppressed when aged at 600°C. But as the aging temperature decreased below 450°C, crack growth rate became comparable with that of SCM3 with identical tensile strength.

Thus, crack growth rate of delayed failure is not necessarily related to the tensile strength, toughness or ductility of steel, but can be affected by the variation of microstructures depending on the condition of heat treatment.

1. 緒 言

超強力鋼の遅れ破壊現象は、低温脆性破壊、クリープ破壊、疲労破壊などと異なり、鋼と外部環境との相互作用によつて脆性的に破断が起こる一種の環境脆化であり、それらに影響を与える因子としては、引張強さ、熱処理、組織、成分元素などの内的要因と、負荷応力、雰囲気などの外的要因があることが知られている。しかし従来のわが国の遅れ破壊に関する研究は、負荷応力と破断時間との関係を求めて材料の耐遅れ破壊性を評価する方法が大部分を占めている。しかるに破断時間には遅れ破壊発生までの潜伏時間、クラック伝播速度およびクラックがどの程度の長さまで成長した時に、不安定破壊を

起こすかという一種の靱性値の3つの特性値が含まれており、負荷応力と破断時間との関係からは、それらを個々に分離することが不可能であつた。例えば熱処理条件についても通常の焼入焼戻材では、300~400°C 焼戻で耐遅れ破壊性が劣化することが知られているが^{1)~6)}同時にこの領域ではシャルピー衝撃値も劣化⁷⁾するので、遅れ破壊特性を明らかにするためには、これらを分離して測定する必要がある。最近では、クラック伝播速度と応力拡大係数との関係が論じられるようになったが^{8)~11)}、本研究でもこの方法を用い遅れ破壊の伝播過程を正確に把握し、熱処理条件と遅れ破壊クラックの伝播特性との関係について調査を行なつた。

* 昭和 48 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 7 月 15 日受付 (Received July 15, 1974)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd. 1-3, Hondori Nishinagasu, Amagasaki 660)

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

Table 1. Chemical composition.

(wt %)												
No	Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Sol Al	Co
02	SCM 3	0.34	0.35	0.75	0.002	0.006	—	0.99	0.30	—	0.034	—
03	18Ni-Maraging	0.012	0.11	0.03	0.004	0.007	17.7	—	4.88	0.54	0.12	8.15

Table 2. Heat treatment.

Steel	Quenching	Tempering
SCM 3	900°C × 30 min → OQ	AsQ (100~500°C) × 1hr → OQ Step 100°C
18 Ni Maraging Steel	Solution treatment	Aging
	820°C × 1hr → AC	(250~600°C) × 5hrs → AC Step 50°C

2. 供試鋼および実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼として強化機構の異なる 2 鋼種（焼入焼戻鋼および時効硬化鋼）を選んだ。供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。鋼 02 は中炭素系 Cr-Mo 鋼 SCM3 で、これら中炭素系低合金鋼は、引張強さ 120~130 kg/mm² の範囲で、遅れ破壊に対して著しく敏感になりはじめることがすでに知られている³⁾⁵⁾⁶⁾。いつぼう鋼 03 は 250 ksi 級の 18 Ni マルエージ鋼であり、強度や靱性のみならず耐遅れ破壊性についても従来鋼に比べて優れているといわれている^{5)12)~15)}鋼種である。鋼 02, 03 いずれも電解鉄を使用し、17 kg 真空溶解後、一部は熱間鍛造により 15 mm φ 棒鋼にし、残部は熱間圧延により 4 mm t 鋼板にした。

2.2 熱処理特性の調査

熱処理条件と引張試験による機械的性質との関係を求めた。素材の熱処理条件を Table 2 に示す。引張試験片は平行部の形状が 2 mm t × 10 mm × 50 mm であり、インストロン型引張試験機を用い、引張速度 1 mm/min で行なった。また、SCM3 については、JIS 4 号シャルピー試験片 (10 mm × 10 mm × 55 mm, 2 mm V ノッチ) を用いて衝撃試験を行ない、エネルギー遷移温度を求めた。

2.3 遅れ破壊試験

本実験においては、遅れ破壊クラックの伝播速度を直接観察するために、Fig. 1 に示すような中心切欠付板状遅れ破壊試験片を用いた。ノッチ底半径 0.05R は放電加工によって与え、インストロン型試験機の定荷重制御

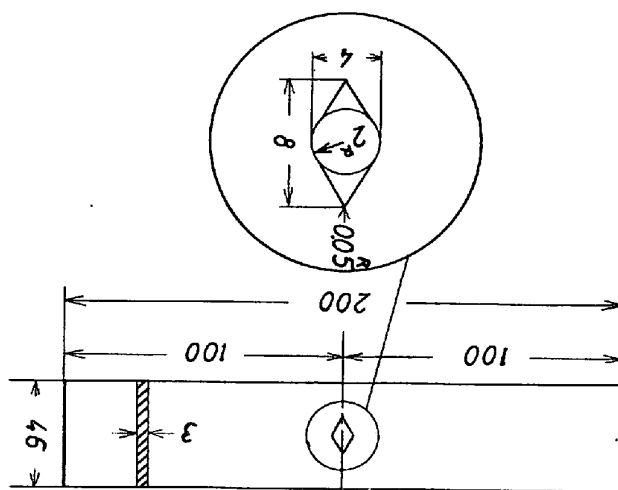


Fig. 1. Centre-notched specimen used in the present investigation.

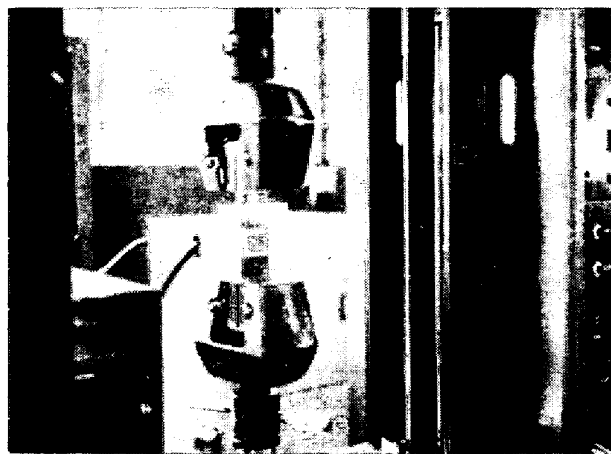


Photo. 1. Experimental test setup using Instron type testing machine.

装置を用いて、公称引張応力 50 kg/mm² のもとで行なった。また試験雰囲気としては、常温の 0.02N-HCl 水溶液を用いた。試験装置の外観を Photo. 1 に示す。ノッチ底から発生した遅れ破壊クラックを直接拡大鏡で観察し、クラック長さの時間的変化を記録し、任意の時点におけるクラック長さから求めた応力拡大係数 K_I の値と、クラック伝播速度との関係を求め、鋼種、熱処理条件の影響を調べた。応力拡大係数 K_I は平面ひずみ状態を仮定して次式で与えられる¹⁶⁾。

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi C} \sqrt{\sec \frac{\pi C}{W}}$$

ここで σ は負荷応力、 W は試験片の幅および $2C$ はクラック長さ（中心切欠長さ+左右遅れ破壊クラック長さ）である。また最終破断直前のクラック長さから、破壊靱性値 K_{IC} もあわせて求めた。

2.4 破面および組織観察

遅れ破壊試験を終了した試験片を用いて、走査電顕 (JSM-2 型) により、遅れ破壊破面の観察を行ない、鋼種熱処理の影響を調べるとともに、遅れ破壊クラック伝播挙動との対応を調べた。SCM3 については、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) により直接観察を行なった。

3. 実験結果

3.1 熱処理特性

SCM3 の焼戻特性を Fig. 2 に、また 18Ni マルエージ鋼の時効特性を Fig. 3 にそれぞれ示す。SCM3 については、焼入のままで約 200 kg/mm² の引張強さを有するが、焼戻温度の上昇とともに、引張強さは単調に減少しており、遅れ破壊が問題となりはじめる 120~130 kg/mm² の引張強さは、ほぼ 500°C の焼戻温度に対応している。いつぼう 18Ni マルエージ鋼は、350°C 以上

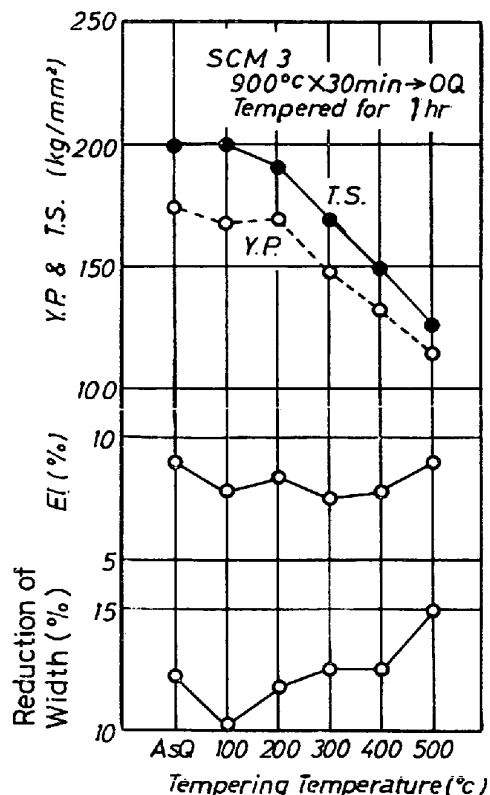


Fig. 2. Tempering characteristics of SCM3 steel.

の時効によつて時効硬化が顕著になり、500°C 時効で最高引張強さ 190 kg/mm² に達する。その後は時効温度の上昇とともに引張強さは低下しており、過時効領域に入る。実用的に遅れ破壊が問題となつているいわゆる F13T クラスの高力ボルトの引張強さの上限値 150 kg/mm² について考えると SCM3 では約 400°C の焼戻により所定の引張強さになるが、18Ni マルエージ鋼では 400 および 600°C のいずれの時効温度においても、引張強さがほぼ 150 kg/mm² になる。このように同一引張強さにおいて、鋼種や熱処理条件が耐遅れ破壊性に与える影響を次項で述べる。

Fig. 4 は SCM3 について引張強さとシャルピー衝撃エネルギー遷移温度の焼戻温度依存性を示したものである。引張強さは焼戻温度の上昇とともに低下しているが、エネルギー遷移温度は焼戻温度が 200°C を越えると急激に増加しはじめ、300~350°C の焼戻でピークを示し、その後は引張強さの低下とともに遷移温度も低下

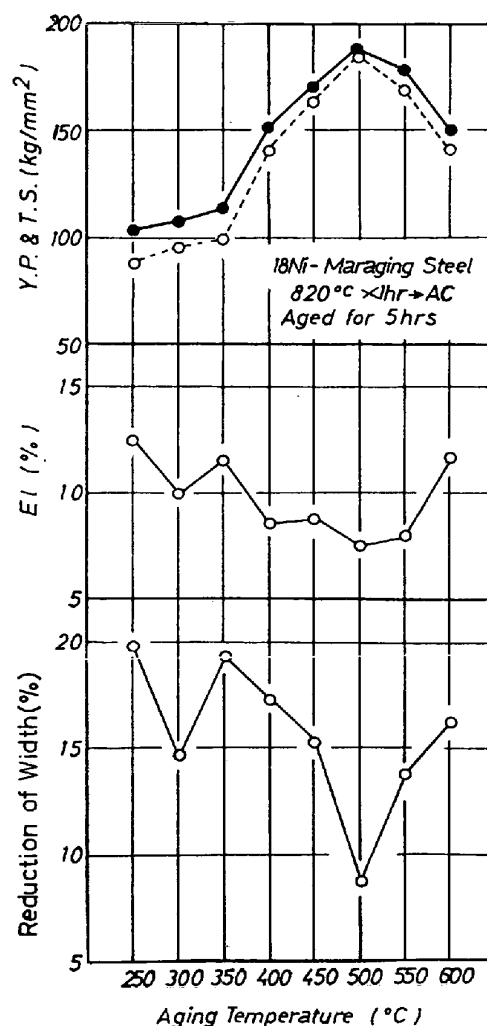


Fig. 3. Aging characteristics of 18Ni-maraging steel.

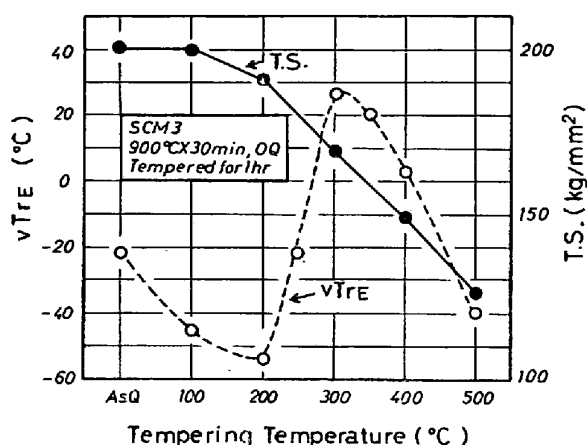


Fig. 4. The variation of Charpy energy transition temperature of SCM3 with tempering temperature.



Photo. 2. Appearance of delayed failure crack propagation after immersion in 0.02N-HCl at room temperature for 155 min under nominal tensile stress of 50 kg/mm². (18Ni-maraging steel aged at 450°C, T.S. 171 kg/mm²).

している。このピークはいわゆる 500°F (260°C) 脆性と呼ばれる低温焼戻脆性が顕著にあらわれたものであり、本鋼種の遅れ破壊感受性を調べる場合、この靱性の劣化をもあわせて考慮する必要がある。

3.2 遅れ破壊試験

3.2.1 遅れ破壊クラック伝播状況の観察

Photo. 2 は 450°C 時効の 18Ni マルエージ鋼について、試験開始後 155 min 経過後の遅れ破壊クラックを撮影したものであり、Fig. 5 は同一試験片について負荷時

間と中心切欠底から発生した遅れ破壊クラック長さとの関係を図示したものである。この試験片では負荷後約 28 min で左右の中心切欠底で遅れ破壊クラックの発生が認められ、ほぼ左右対称にクラックが伝播してゆき負荷後約 170 min で急速破断に至った。中心切欠底の左右に発生した 2 つのクラックの伝播挙動が対称でない場合 (偏心クラックと考えられる) には応力拡大係数 K_I の計算において補正する必要があるが⁽¹⁷⁾、試験片の中心と偏

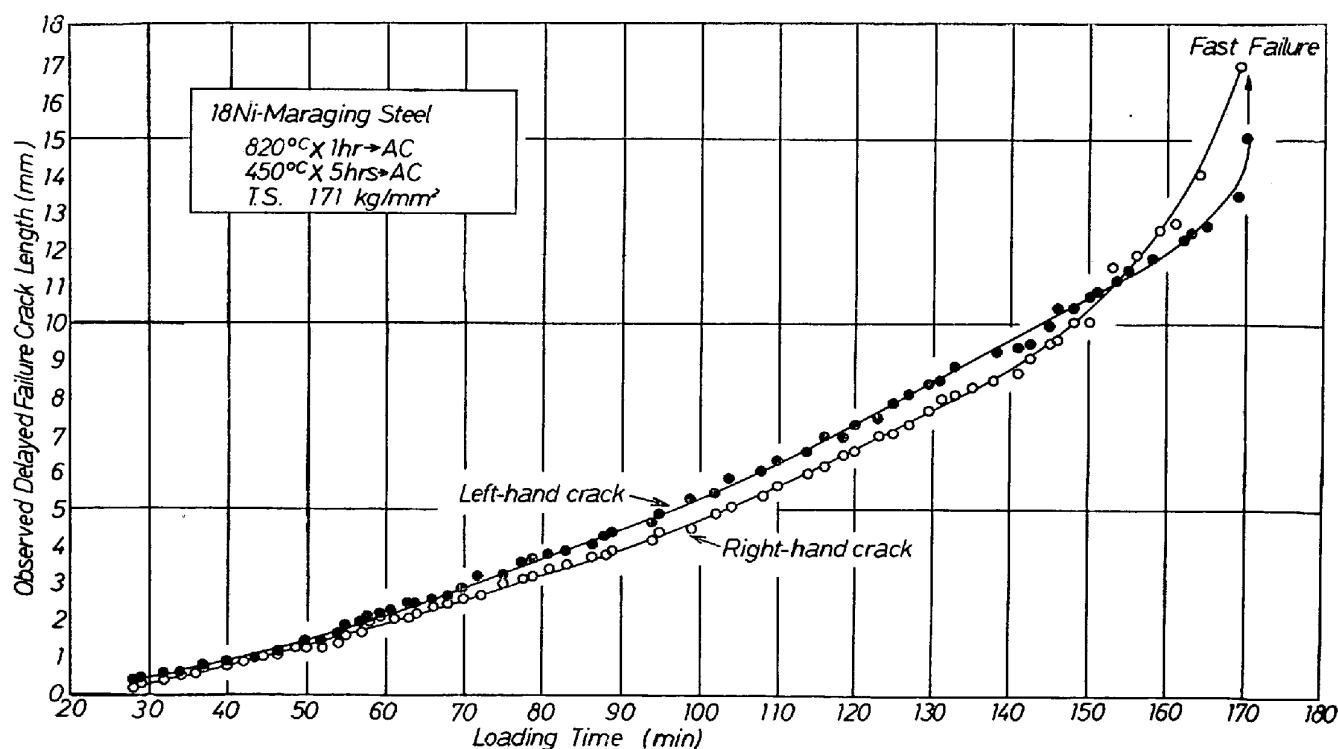


Fig. 5. Crack growth characteristics of 18Ni-maraging steel in 0.02N-HCl under nominal tensile stress of 50 kg/mm².

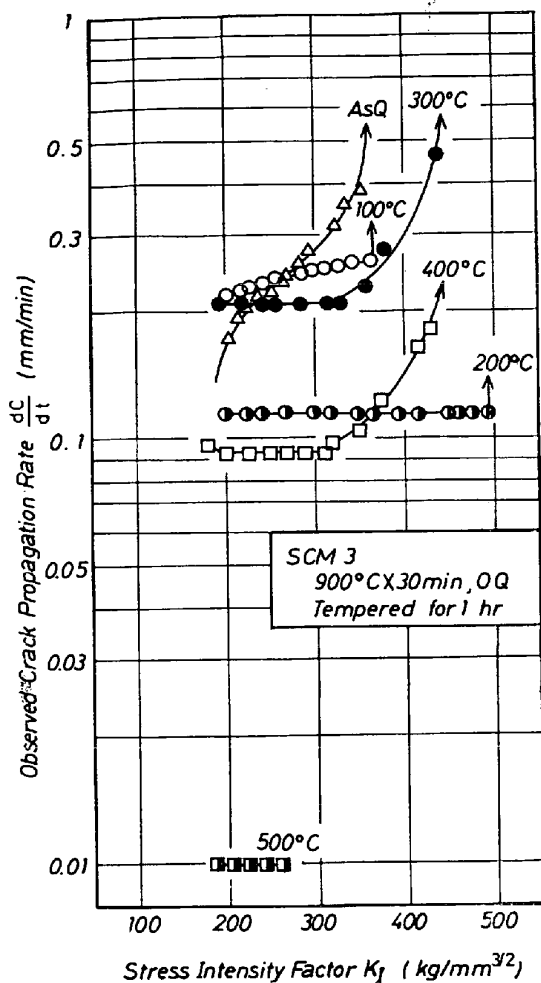


Fig. 6. The influence of stress intensity factor on crack propagation rate of SCM3 tested in 0.02N-HCl at room temperature.

心クラックの中心との距離 ϵ が板幅 W に比べて充分小さいとき (例えば, Fig. 5 の場合 $2\epsilon/W \approx 0.02$) は中心クラックの場合と応力拡大係数 K_I はほぼ等しくなる. またクラックが右左対称に伝播しないときは, 伝播速度も等しくないことがあるが, Fig. 5 に示すように負荷後約 150 min くらいまでは, クラック伝播速度は左右クラックについてほぼ等しく, 急速破断直前で, 左右クラックの伝播速度に差が生じてくるにすぎないので, 左右クラックの伝播速度の平均値を計算して, 以下の議論に用いた.

3.2.2 応力拡大係数 K_I と遅れ破壊クラック伝播速度との関係

Fig. 5 に示したような, 遅れ破壊クラック長さの時間的变化を, 各熱処理条件について求め, それらの結果から応力拡大係数 K_I と遅れ破壊クラック伝播速度との関係を図示したものが, Fig. 6 および Fig. 7 である. まず Fig. 6 の SCM3 についてみると, 遅れ破壊クラックの伝播速度は焼戻温度によって著しく影響を受けるこ

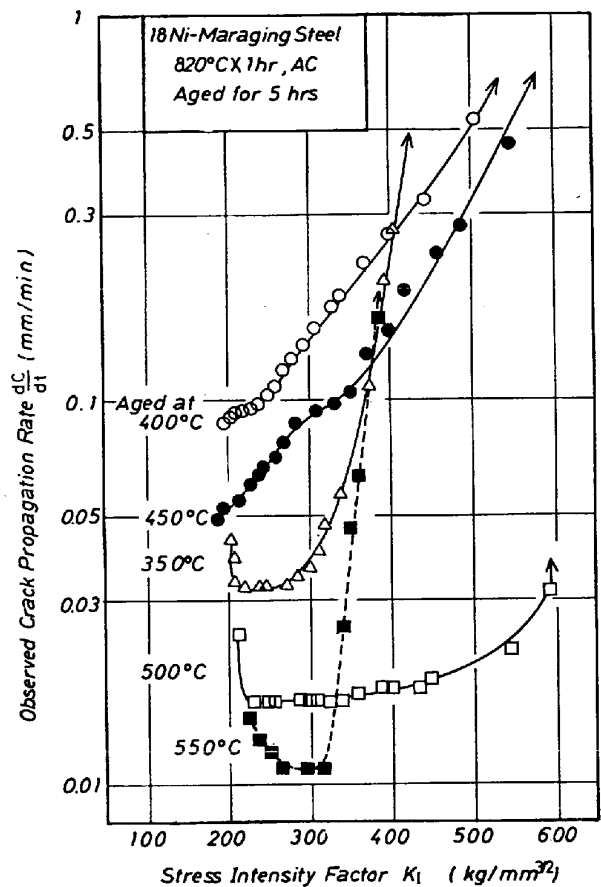


Fig. 7. The influence of stress intensity factor on crack propagation rate of 18Ni-maraging steel tested in 0.02N-HCl at room temperature.

とがわかる. 焼入のままあるいは 100°C 焼戻では, 伝播速度は比較的大きいが, 200°C 焼戻によって伝播速度は小さくなり, 300°C 焼戻では引張強さが低下しているにもかかわらず, むしろ伝播速度は再び増加している. さらに 400, 500°C と焼戻温度を上げると引張強さの低下に対応して伝播速度も減少している. 焼入のままを除けば, クラックの伝播速度は K_I が 200~300 kg/mm $^{3/2}$ の範囲でほぼ一定である. また 100 および 200°C 焼戻の場合, クラックの伝播速度はクラックの発生から急速破断に至るまで K_I 依存性が小さく, とくに 200°C 焼戻の場合はクラック伝播速度が K_I に関係なく, ほぼ一定値を示している.

次に Fig. 7 の 18Ni マルエージ鋼についてみると, この場合も遅れ破壊クラックの伝播速度は時効条件と密接な関係があることがわかる. 350°C から 500°C までは, Fig. 3 に示したように引張強さは時効温度の上昇とともに増加しているが, いっぽう遅れ破壊クラック伝播速度は 400°C 時効で最大であり, 550°C までは時効温度の上昇とともにクラック伝播速度は減少している. 600°C

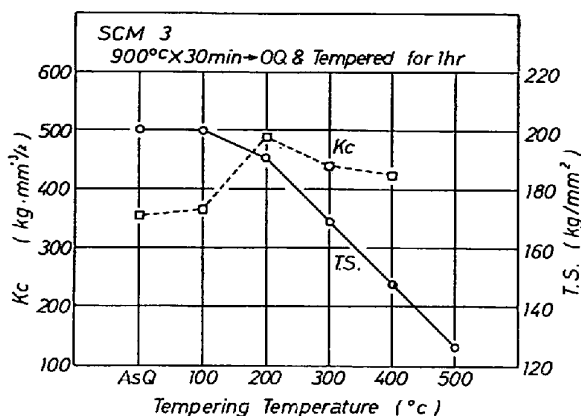


Fig. 8. The variation of tensile strength and fracture toughness value of SCM3 with tempering temperature.

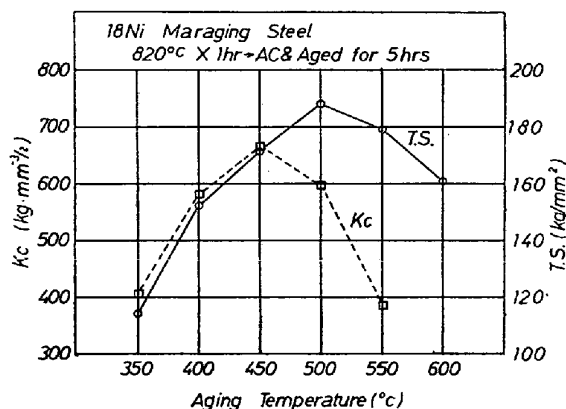


Fig. 9. The variation of tensile strength and fracture toughness value of 18Ni-maraging steel with tempering temperature.

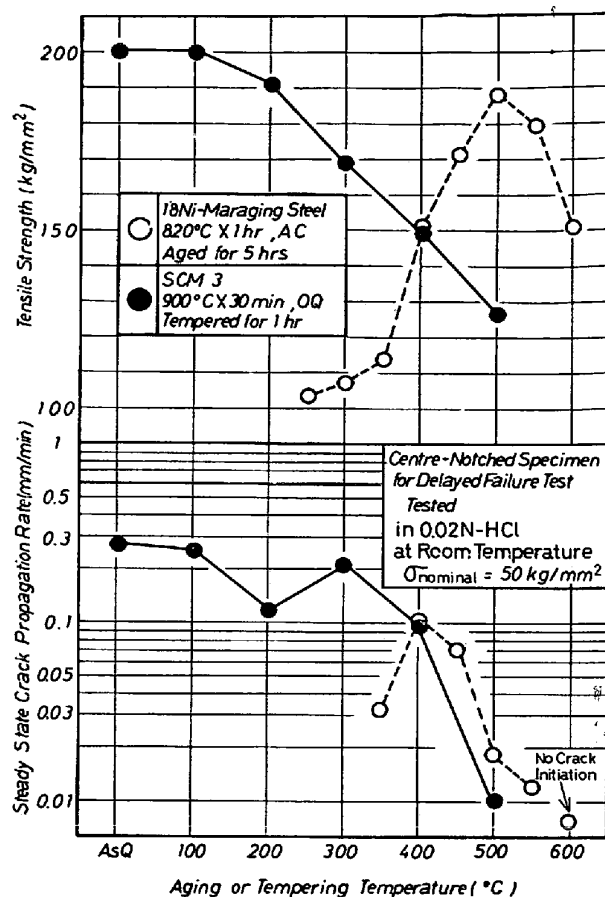


Fig. 10. The variation of tensile strength and steady state crack propagation rate with aging or tempering temperature.

時効では遅れ破壊クラックの発生は認められなかった。最高引張強さが得られる 500°C 時効ではクラック伝播速度の K_I 依存性は他の時効温度の場合に比べて小さく急速破断まで伝播速度があまり大きく変化していない。

クラック伝播速度が K_I にあまり依存しない $K_I=200 \sim 300 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲における伝播速度を steady state crack propagation rate として便宜上 $K_I=250 \text{ kg/mm}^{3/2}$ に対応する伝播速度の値を採用することにし、この steady state crack propagation rate を遅れ破壊伝播のひとつの評価規準とした。Fig. 8 および Fig. 9 はそれぞれ SCM 3 と 18Ni マルエージ鋼の熱処理条件と引張強さおよび破壊靱性値 K_{Ic} (ただし本実験で用いた試験片では厳密には平面歪条件を満たしていないので、平面歪破壊靱性値 K_{Ic} とは異なる) との関係を示したものである。Fig. 8 の SCM3 では焼入のままから 400°C 時効までの範囲で、 K_{Ic} 値として 350~500 $\text{kg/mm}^{3/2}$ の値を有しているが、200°C 焼戻で K_{Ic} 値が約 500 kg/

$\text{mm}^{3/2}$ と高くなっている。さらに焼戻温度が上昇すると、引張強さは減少していくが、 K_{Ic} 値も 200°C 焼戻の場合よりもむしろ減少している。いつばう 18Ni マルエージ鋼では Fig. 9 に示すように K_{Ic} 値は 450°C 時効で最大値を示している。引張強さが最大となる 500°C 時効では、 K_{Ic} 値が低下しはじめ、過時効領域では引張強さの低下とともに K_{Ic} 値も減少している。Fig. 10 は焼戻温度あるい時効温度と引張強さおよび steady state crack propagation rate との関係を図示したものでありまた Fig. 11 は引張強さと steady state crack propagation rate との関係を示したものである。クラック伝播速度は鋼の引張強さの変化とは必ずしも明瞭な対応は示さず、むしろ焼戻あるいは時効条件によつて変化することがわかる。たとえば SCM3 において 300°C 焼戻では 200°C 焼戻の場合よりも引張強さが低下しているにもかかわらず、クラック伝播速度は増加し、また 400°C 焼戻では 200°C 焼戻に比べて、引張強さがほぼ 40 kg/mm^2 も低くなっているがクラック伝播速度は両者でほぼ等しくなっている。つまり引張強さとの関連性でクラ

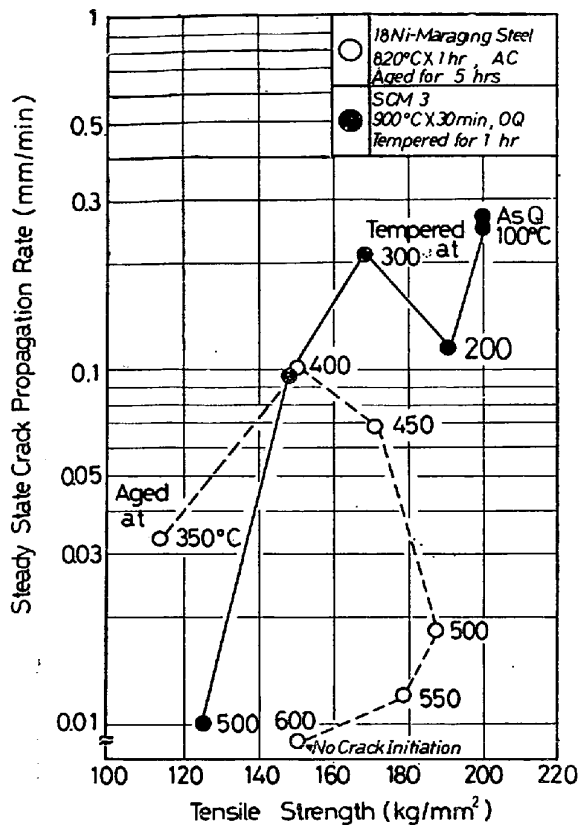


Fig. 11. Relationships between tensile strength and steady state crack propagation rate in 0.02 N-HCl at room temperature.

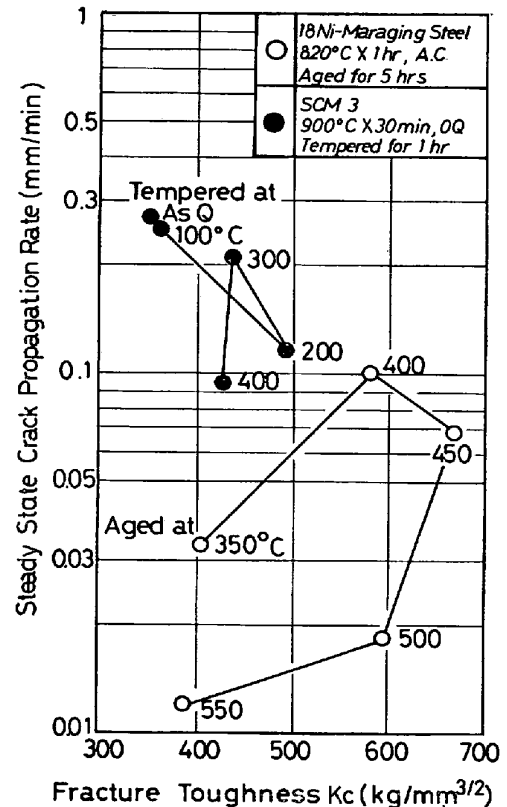


Fig. 12. Relations between fracture toughness and steady state crack propagation rate in 0.02N-HCl at room temperature.

ック伝播速度を把握したとき 300~400°C の焼戻によつてクラック伝播速度が増加しているといえる。また 18 Ni マルエージ鋼においては 400°C 付近の時効初期段階で引張強さが低いにもかかわらず、クラック伝播速度はピークを示しており、同一引張強さの SCM3 とほぼ等しいクラック伝播速度となつている。さらに時効温度が高くなると引張強さは増加してゆくが、クラック伝播速度は逆に減少し、500°C 以上の過時効領域ではクラック伝播速度はさらに小さくなつて 600°C 時効では遅れ破壊クラックの発生は認められなかつた。400°C 時効におけるクラック伝播速度は 500 あるいは 550°C 時効の場合に比べてほぼ 1 桁大きくなつており、時効条件の差による組織変化が超強力鋼の遅れ破壊特性に重要な影響を与えることが推察される。Fig. 11 から鋼種間の比較を行なうと 18Ni マルエージ鋼は 500°C 以上の時効によつて同一引張強さの SCM3 に比べてクラック伝播速度がほぼ 1 桁小さく、とくに 600°C 時効の 18Ni マルエージ鋼と 400°C 焼戻の SCM3 は引張強さがともに約 150 kg/mm² であるが遅れ破壊感受性に著しい差が生じている。

Fig. 12 は K_c 値と steady state crack propagation

rate との関係を示したものである。SCM3 においては 300°C 焼戻までは K_c 値が大なるほどクラック伝播速度が小さくなつていく。400°C 焼戻では 300°C 焼戻と K_c 値はほぼ等しいが、クラック伝播速度は 1/2 以下になつていく。18Ni マルエージ鋼においても、クラック伝播速度と K_c 値は明瞭な対応を示さず、同一の K_c 値に対するクラック伝播速度にも時効条件によつて大きな差が認められる。このように遅れ破壊クラックの伝播速度は破壊靱性値とも一意的な対応を示さないことがわかる。

3.3 破面および組織観察

Photo. 3 は 200 および 300°C で焼戻した SCM3 の電顕組織の一例である。いずれも視野の中央に旧オーステナイト粒界がみられるが、ここで特徴的なことは 200°C 焼戻の場合旧オーステナイト粒界には炭化物はみられず、粒界がきわめて清浄であるのに対し、300°C 焼戻の場合には粒界に沿つてフィルム状に炭化物が析出していることである。これらの電顕組織に対応させて SCM3 の遅れ破壊破面を観察すると Photo. 4 のようになる。これは応力拡大係数 K_I が約 250 kg/mm^{3/2} の領域での破面であるが、いずれの場合も旧オーステナイト粒界割れである。300°C で焼戻すると、粒界が著しく平坦にな

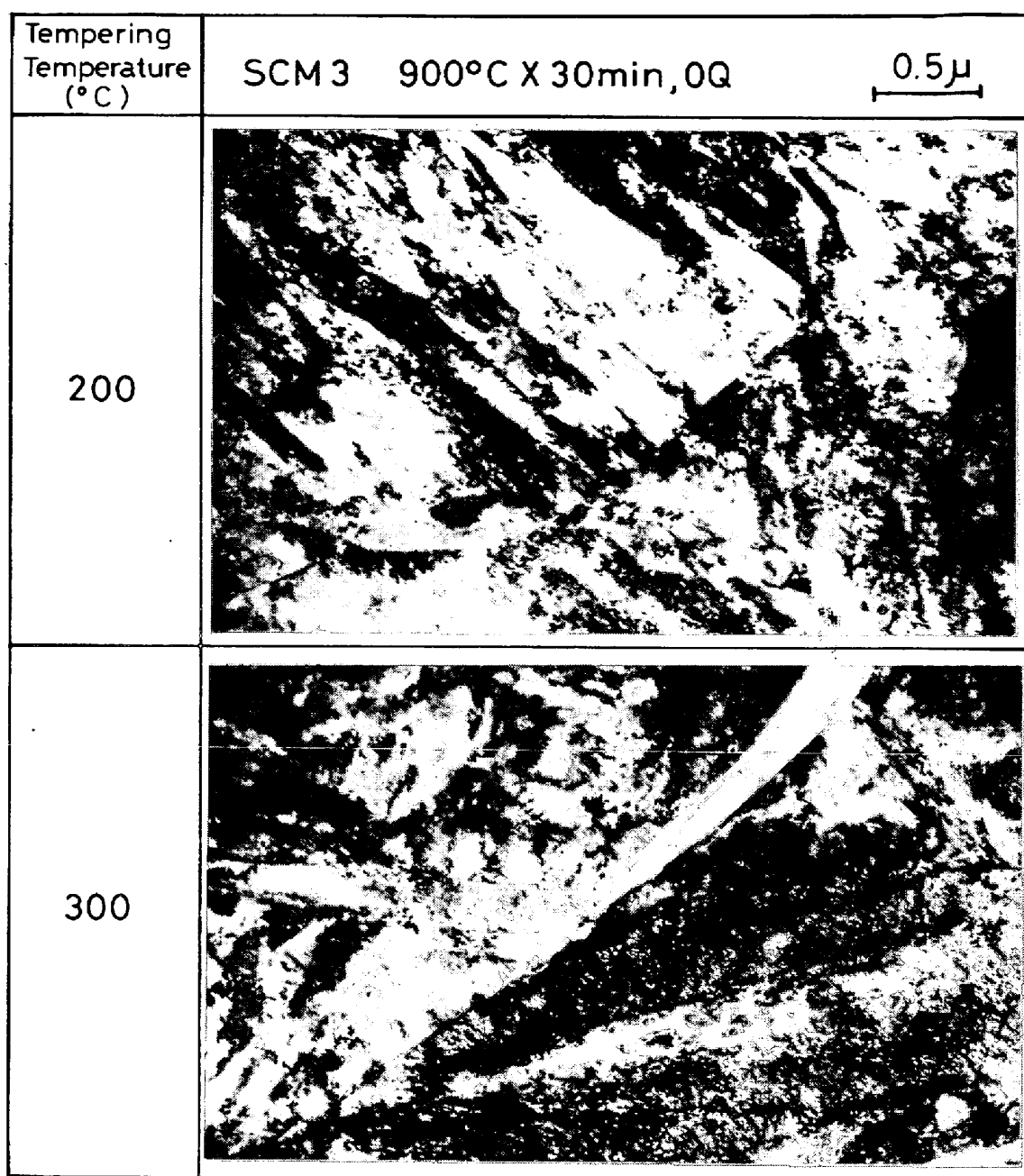


Photo. 3. Examples of electron micrographs of SCM3 tempered at 200 and 300°C. Prior-austenite grain boundary is virtually free from carbide when tempered at 200°C. On the other hand, film-like carbide is identified along prior-austenite grain boundary when tempered at 300°C.

つているが 200°C 焼戻では粒界の一部にディンプルがみられ、また線状模様をもつ粒界もある。

500°C 焼戻の場合には粒界の大部分にディンプル模様がみられ、粒界延性破面と呼ばれているものに近い。また Photo. 5 および Photo. 6 は応力拡大係数 K_I の増加に伴う破面の変化を示したもので、それぞれ 200 および 300°C 焼戻の場合である。

Photo. 5 および 6 において Stage I はクラック発

生段階の K_I のわずかな増加に対して、クラック伝播速度が急激に増加する領域であり、Stage II は、クラック伝播速度が K_I にほとんど依存せず、ほぼ一定値となる定常的なクラック伝播領域である。また Stage III は、急速破断に近い領域で、クラック伝播速度が K_I の増加とともに、ふたたび著しく増加する領域である。本実験のように、クラックを試験片表面から観察する方法では、Stage I を正確にとらえることがむずかしい場合もある

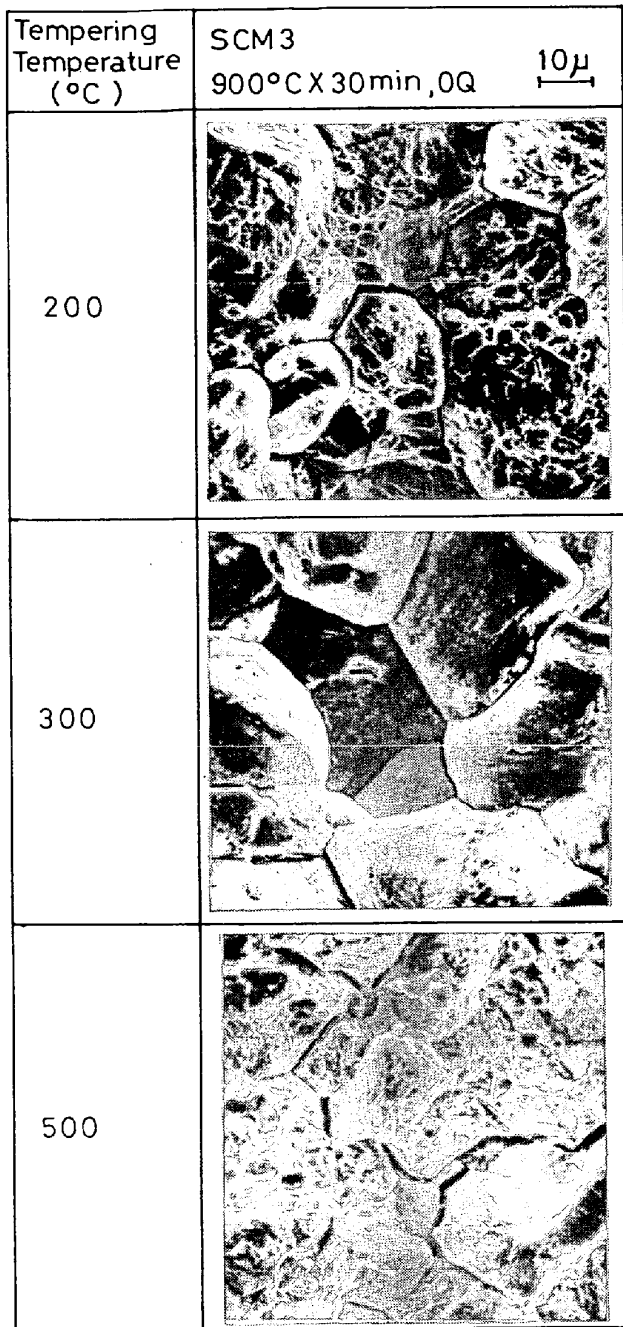


Photo. 4. Fractographs of SCM3 showing the influence of tempering temperature on the appearance of intergranular fracture surfaces.

が、ここでは切欠底近傍を Stage I とみなした。

まず $K_I = 180 \text{ kg/mm}^{3/2}$ は切欠底近傍に対応する K_I 値であり、この領域では、粒界破壊であるが、破断後長時間経過しているので、顕著な腐食が生じている。またいずれの焼戻温度においても特徴的なことは、 K_I の増加とともに粒界破面に混入した粒内ディンプル破面の割合が増加していることである。このように応力拡大係数 K_I の大きさによって遅れ破壊の様式が異なっており、

遅れ破壊の活性化エネルギーなどを議論する場合¹⁸⁾にも一般に K_I 依存性が問題になるものと考えられる。Photo. 7 および Photo. 8 はそれぞれ 400 および 500°C 時効した 18Ni マルエージ鋼の遅れ破壊破面である。400°C 時効では K_I の低い領域で旧オーステナイト粒界割れが支配的であり、 K_I の増加とともに SCM3 の場合と同様ディンプル破面混入率が大きくなっている。Photo. 8 の 500°C 時効では、板厚中央部でディンプル破面、板厚表面部で旧オーステナイト粒界割れを示しており、Fig. 10 に示した両時効条件でのクラック伝播速度の差に対応して、破面の様式にも大きな変化が認められた。

4. 考 察

低合金鋼の焼戻温度と遅れ破壊感受性との関係については、従来から比較的多くの実験がなされている^{1)~6)}。とくに Davis らは AISI 4340 系高張力鋼の 3.5% NaCl 中における応力腐食割れによる破断時間が、500°F (260°C) 付近の焼戻によつて短くなり、これは切欠感受性の増大領域と一致していると報告している。しかし遅れ破壊の破断時間 t_F は次式で示すようにクラック発生までの潜伏時間 τ_i 、クラックの伝播速度 dC/dt 、応力腐食臨界応力拡大係数 K_{ISCC} および材料の破壊靱性値 K_{IC} のすべてを含む特性値と考えられる。

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

$$(K_{II} \geq K_{ISCC})$$

ところで K_{IC} は材料定数であり、一種の環境脆化である遅れ破壊の特性値として K_{IC} は不充分である。つまり鋼が優れた耐遅れ破壊性を示すためには K_{IC} が大なることが必要条件であつても、必ずしも充分条件ではない。したがつて τ_i 、 dC/dt 、 K_{IC} および K_{ISCC} を分離して求めることが、耐遅れ破壊性の評価には必要であり、単に破断時間だけでは正確な評価はできない。このような観点から、Fig. 4、Fig. 8 および Fig. 10 をみると、SCM3 において 300~400°C の焼戻によりシャルピー切欠靱性および破壊靱性が劣化するだけでなく、遅れ破壊クラックの伝播速度そのものが増大しているという事実がわかる。そしてこのクラック伝播速度増大領域では Photo. 3 に示すように旧オーステナイト粒界に炭化物がフィルム状に析出し、それに対応して遅れ破壊破面も Photo. 4 から明らかなように、非常に平坦な粒界割れを呈している。この熱処理条件の差による粒界性質の変化が、低合金鋼の遅れ破壊クラック伝播速度に影響を与える要因の 1 つであると考えられる。COLANGELO¹⁹⁾ らは AISI 4340 鋼の降伏強さと 3.5% NaCl 水溶液中

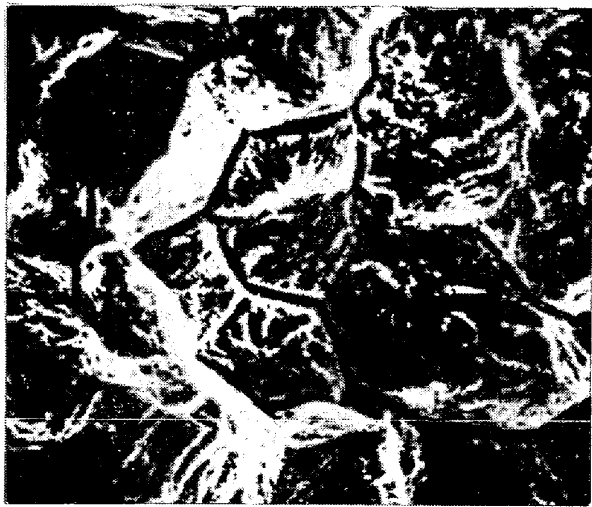
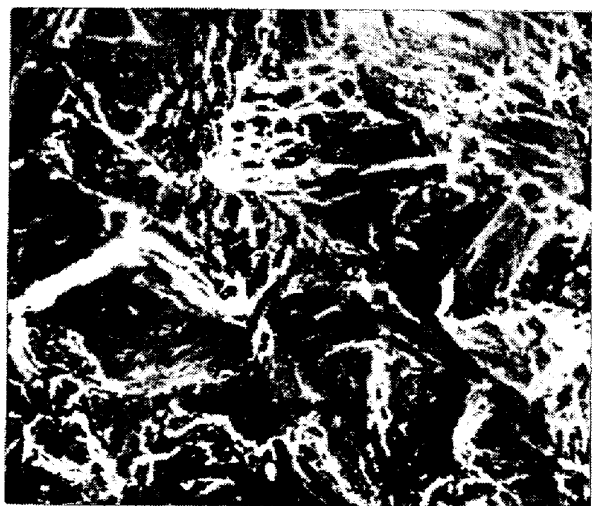
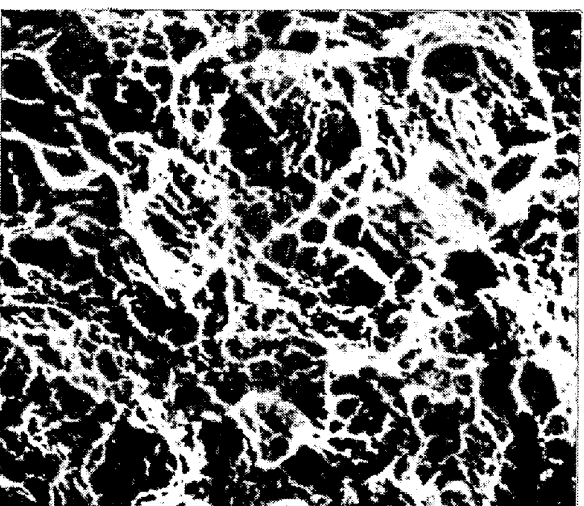
SCM 3	
Tempered at 200°C	
$K_I = 180 \text{ kg/mm}^{3/2}$	$K_I = 264 \text{ kg/mm}^{3/2}$
Stage I	Stage II
	
$K_I = 351 \text{ kg/mm}^{3/2}$	$K_I = 471 \text{ kg/mm}^{3/2}$
Stage II	Stage II
	

Photo. 5. Fractographs of SCM3 tempered at 200°C. The fraction of dimple fracture surface increases with increasing K_I .

10μ

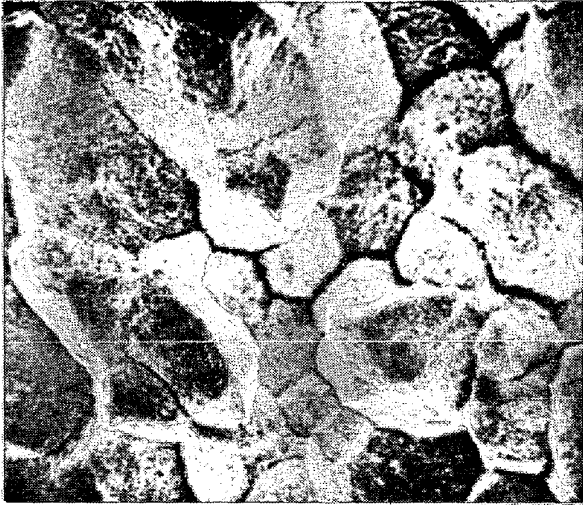
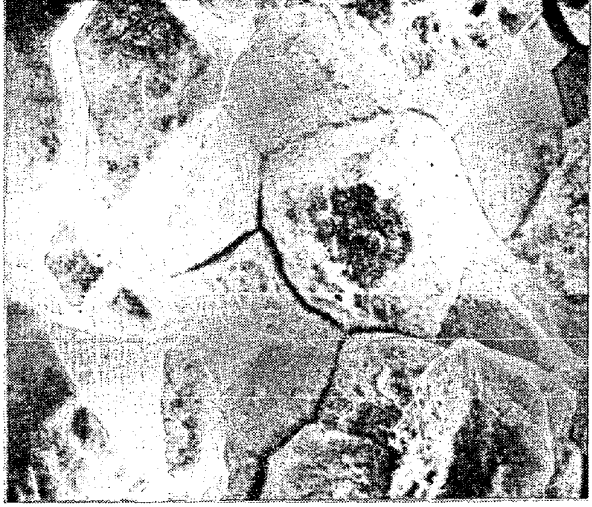
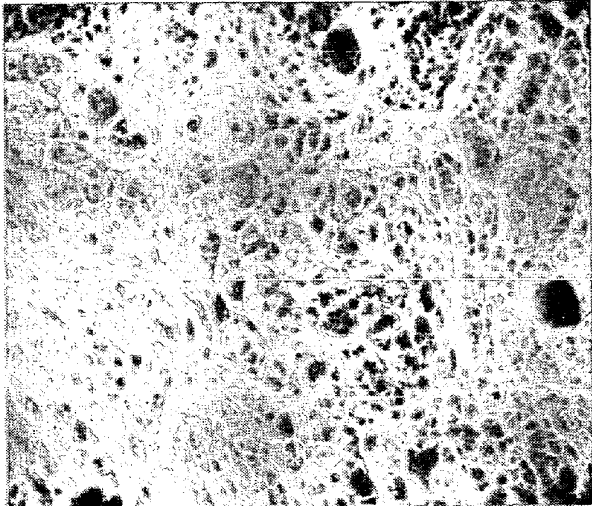
S C M 3	
Tempered at 300°C	
$K_I = 180 \text{ kg/mm}^{3/2}$	$K_I = 264 \text{ kg/mm}^{3/2}$
Stage I	Stage II
	
$K_I = 351 \text{ kg/mm}^{3/2}$	$K_I = 471 \text{ kg/mm}^{3/2}$
Stage III	Stage III
	

Photo. 6. Fractographs of SCM3 tempered at 300°C. As in the case of 200°C tempering, the fraction of dimple fracture surface increases with increasing K_I .

10μ

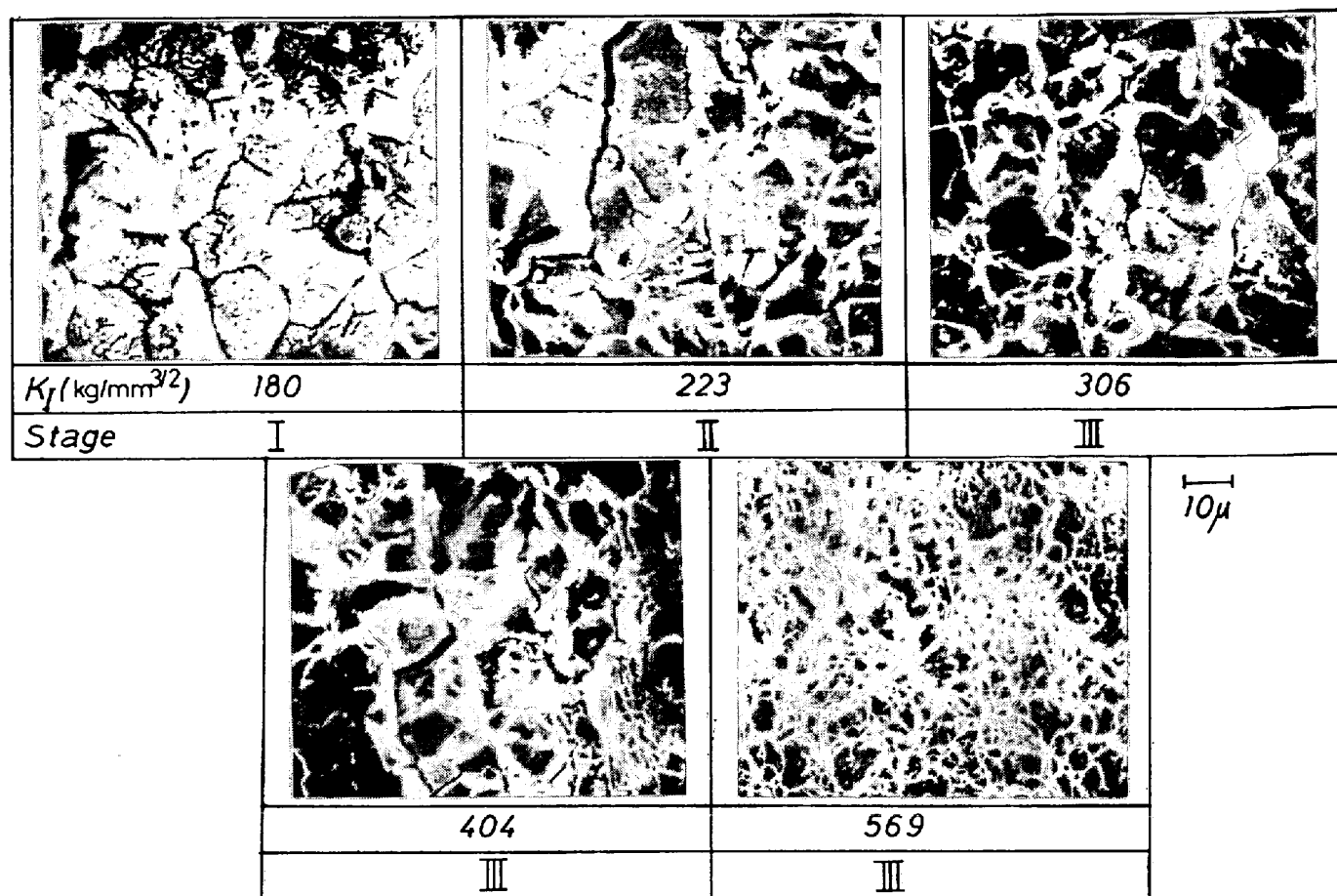


Photo. 7. Fractographs of 18Ni-maraging steel aged at 400°C. At intermediate K_I value, typical prior-austenite grain boundary fracture is dominant. But as in the case of SCM3, dimple fracture becomes mixed with intergranular fracture with increasing K_I .

における遅れ破壊クラック伝播速度との関係を調べ、降伏強さが 142 ksi から 200 ksi まで増加すれば、クラック伝播速度は降伏強さの増加とともに単調に増加することを見出している。彼らの供試鋼の強さレベルは、350 °C 以上の焼戻温度に対応しているので Fig. 10 に示すようなクラック伝播速度のピークは観察されていない。また CARTER²⁰⁾は同じく AISI 4340 鋼の 3.5% NaCl 中における遅れ破壊クラック伝播速度におよぼす Si 含有量の影響に関する調査から Si 含有量が 1.5% を越えると引張強さが 280~300 ksi の範囲でクラック伝播速度が著しく減少することを見出し、これは Si 添加によって ϵ -炭化物の粒界析出が抑えられるためとしている。しかし ALTSTETTER²¹⁾²²⁾らも指摘するように Si 添加は焼戻第 1 段階には影響なく、むしろ ϵ -炭化物がセメンタイトに置換する第 3 段階を遅らせることから、上記の Si 添加の効果はセメンタイト析出の抑制と関連しているとも考えられる。このような点からみて Si 添加は Fig. 10 の SCM3 についての 300~400°C 焼戻におけるク

ラック伝播速度のピークを高温焼戻側に移行させるものと推察される。 ϵ -炭化物は本実験で用いた SCM3 ではほぼ 100~200°C の焼戻温度で析出するものと考えられ ϵ -炭化物が H をトラップし²³⁾耐遅れ破壊性を高める⁹⁾とする説もあり Fig. 10 の 200°C 焼戻でクラック伝播速度が小さくなっているのは ϵ -炭化物による H の捕獲によるとすると定性的には説明できるが、直接的な証拠はない。以上のように Photo. 4 の 300°C 焼戻材にみられる平坦な粒界破面や Photo. 3 の電顕組織観察から、300~400°C 焼戻でのクラック伝播速度のピークは、フィルム状炭化物の粒界析出によつて説明できよう。

18Ni マルエージ鋼については、Fig. 10 からわかるように 400°C 時効では引張強さは低いが、クラック伝播速度は最大値を示し、同一引張強さの SCM3 とほぼ等しい伝播速度である。しかし 500°C 以上の時効でクラック伝播速度は減少し、優れた引張強さとクラック伝播抵抗性を発揮しはじめるが、これらの時効温度による遅れ破壊感受性の差異については未だ説明されておらず、

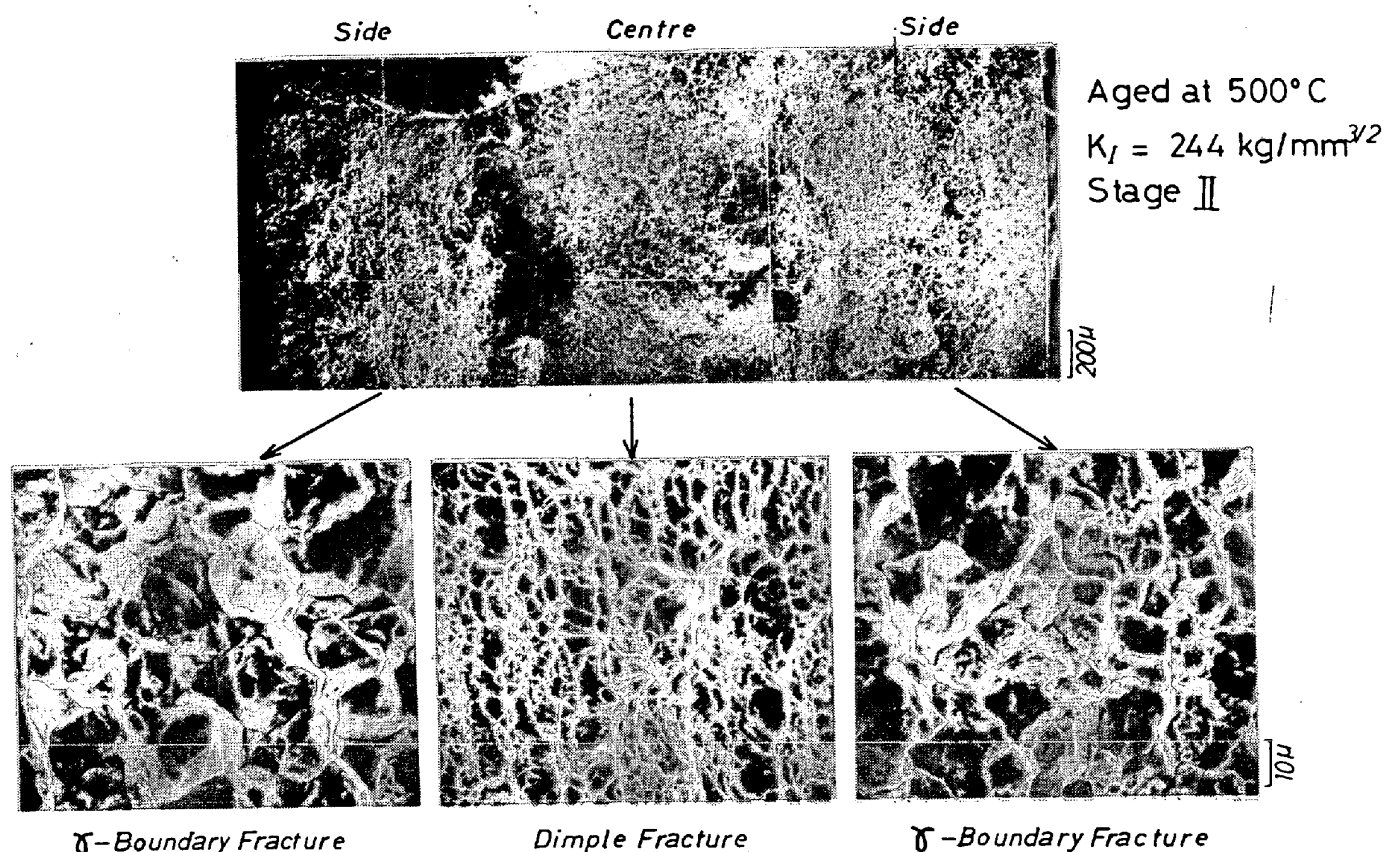


Photo. 8. Fractographs of 18Ni-maraging steel aged at 500°C. Fracture mode near the specimen surface is intergranular, while in the centre dimple fracture is dominant.

PETERS²⁴⁾²⁵⁾らがマルエージ鋼の析出過程について、850°F (454°C) を境に2段に分かれることを示した結果に対応づけて説明されている¹³⁾²⁶⁾。また時効温度の差による組織変化としては、高温時効域で起こるオーステナイトの reversion がある^{27)~29)}。Fe-Ni 系の室温での水素の拡散定数が bcc-fcc 2相共存域で bcc 単相の場合に比して3桁小さくなるという最近の報告³⁰⁾もあり、500°C以上の時効による引張強さの低下とあいまって、逆変態オーステナイトの存在によりさらに遅れ破壊感受性が低下することも考えられるが、本実験からは、こうした高温時効におけるクラック伝播速度の減少が時効組織変化に伴うマトリックスの塑性挙動の差によるものか、逆変態オーステナイトの混入によるものかを明らかにすることはできなかった。Fig. 13 は以上の結果を引張強さで整理したものであり、遅れ破壊クラック伝播速度は一般に引張強さに依存するが、SCM3についてみられるように熱処理条件の差による冶金学的因子によつて通常の引張強さ依存性から外れたクラック伝播速度のピークが認められる。また SCM3 と 18Ni マルエージ鋼の遅れ破壊クラック伝播速度の引張強さ依存性は、それぞれ

Fig. 13 の実線および破線で示したほぼ平行な2本の直線で示され、同一クラック伝播速度に対する引張強さを比較すると 18Ni マルエージ鋼は SCM3 よりも約 50 kg/mm² 高くなつており、両鋼種の遅れ破壊感受性に大きな差が認められる。

本実験においては、超強力鋼の熱処理条件と遅れ破壊クラック伝播速度との関係を調査したが、今後は遅れ破壊特性 (τ_i や K_{ISCC}) が鋼の化学組成、引張強さ、ミクロ組織および試験雰囲気などによりいかに変化するかを系統的に調べる必要がある。なお超強力鋼の遅れ破壊はここでとりあげた粒界性質変化に加えて、塑性変形なども関係したマトリックスの性質もあわせて考慮して解明すべきものであろう。

5. 結 言

強化機構の異なる代表的超強力鋼 SCM3 および 18Ni マルエージ鋼について熱処理条件と遅れ破壊クラック伝播速度との関係を調査し、次の結果が得られた。

(1) SCM3 では 300~400°C 付近の焼戻温度域で遅れ破壊感受性が増大するが、この領域では靱性が劣化

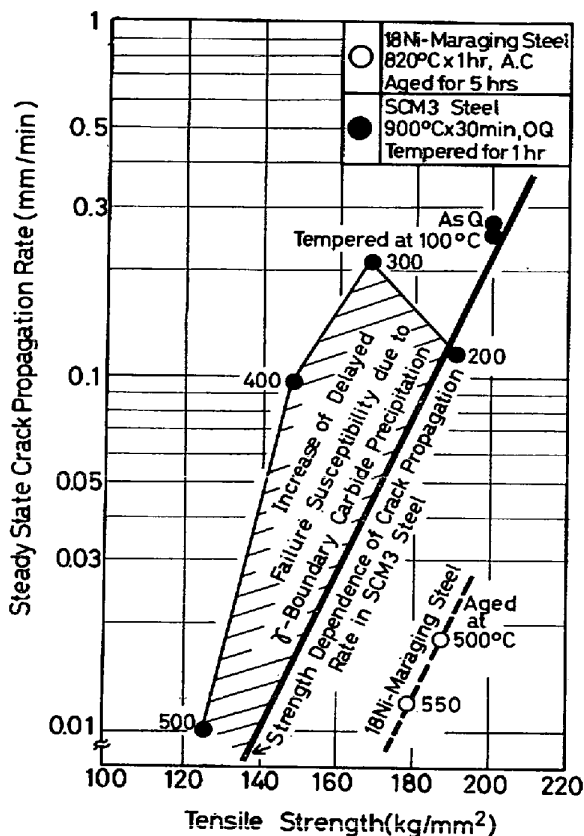


Fig. 13. Comparison of steady state crack propagation rate in SCM3 and 18Ni-maraging steels tested in 0.02N-HCl at room temperature.

するのみならず遅れ破壊クラックの伝播速度そのものが増加する。組織的には旧オーステナイト粒界でのセメント析出に対応している。

(2) 18Ni マルエージ鋼では、遅れ破壊クラック伝播速度は 500°C 以上の時効で著しく減少するが、400°C 時効では SCM3 とほぼ等しいクラック伝播速度となる。

(3) 同一強さレベル (例えば引張強さ 150 kg/mm²) で比較すると 400°C 焼戻の SCM3 は 0.02N-HCl 中において 0.1 mm/min の定常クラック伝播速度を有するが、18Ni マルエージ鋼は 600°C 時効で、遅れ破壊クラックの発生は認められなかった。

(4) 遅れ破壊破面観察の結果、SCM3 では旧オーステナイト粒界割れが支配的であり、とくに 300~400°C のクラック伝播速度増大領域では著しく平坦な粒界破面を示すことがわかった。またすべての焼戻温度で応力拡大係数 K_I の増加とともに延性破面率は増加する。いつぼう 18Ni マルエージ鋼では、クラック伝播速度が最大となる 400°C 時効では旧オーステナイト粒界割れ、さらに高温時効では試験片の厚み方向にディンプル破面

と粒界破面が混在した様式を呈する。

(5) 以上のように遅れ破壊クラック伝播速度は、鋼の引張強さ、延性値、靱性値などとは必ずしも明瞭な対応を示さず、熱処理条件の差による冶金学的因子によって著しく変化するものである。

おわりに本研究の発表を許可された、中央技術研究所所長、池島俊雄博士、ならびに実験結果をまとめるにあたり有益なご助言をいただいた技師長、三好栄次博士、主任研究員、大野鉄博士に感謝の意を表する。また本実験の遂行にあたっては、上野谷繁男氏にご協力をいただいた。ここに記して感謝の意を表する。

文 献

- 1) P. LILLYS et al.: Trans. ASM, 48(1956), p. 327
- 2) R. A. DAVIS et al.: Corrosion, 20(1964), p. 93
- 3) HUGHES et al.: JISI, 203(1965), p. 154
- 4) J. W. KENNEDY et al.: Corros. Sci., 8(1968), p. 359
- 5) 山本: 鉄と鋼, 55(1969)4, p. 326
- 6) 福井: 鉄と鋼, 55(1969)2, p. 151
- 7) L. J. KLINGLER et al.: WADC TR 53-205, (1953) July
- 8) B. F. BROWN et al.: Corros. Sci., 5(1965), p. 745
- 9) M. H. PETERSON et al.: Corrosion, 23(1967), p. 142
- 10) B. F. BROWN: Machine Design, 40(1968), p. 165
- 11) J. BERGGREEN: Werk. und. Korr., 21(1970), p. 640
- 12) 山本, 藤田: 神戸製鋼技報, 18(1968) 3, p. 93
- 13) C. S. CARTER: Met. Trans., 1(1970), p. 1551
- 14) C. S. CARTER: Met. Trans., 2(1971), p. 1621
- 15) 金尾: 「金属材料と水素」シンポジウム予稿, (1971), November [日本金属学会]
- 16) C. E. FEDDERSEN: ASTM STP, No 410(1967), p. 77
- 17) ISIDA: Trans. ASME, Ser.E, 33-3 (1966-9), p. 674
- 18) 青木 et al.: 鉄と鋼, 58(1972)2, A31
- 19) V. J. COLANGELO et al.: Corrosion, 25(1969), p. 509
- 20) C. S. CARTER: Corrosion, 25(1969), p. 423
- 21) C. J. ALTSTETTER et al.: WADC Tech. Rep. 59-57, ASTIA No 214426(3)
- 22) C. J. ALTSTETTER et al.: Trans. ASM, 55(1962), p. 287
- 23) T. G. BERG: Amer. Ceram. Soc. Bull., 40(1961), p. 78
- 24) D. T. PETERS et al.: Trans. AIME, 236(1966), p. 1420

-
- | | |
|--|--|
| 25) <i>D. T. PETERS</i> : Trans. AIME, 239(1967),
p. 1981 | 28) <i>D. L. CORN</i> et al.: JISI, 206(1968), p. 600 |
| 26) 藤中 et al.: 鉄と鋼, 58(1972)2, A27 | 29) <i>C. A. RAMPILIO</i> et al.: Met. Trans., 3(1972),
p. 2895 |
| 27) <i>D. T. PETERS</i> : Trans. ASM, 61(1968), p. 62 | 30) <i>W. DRESLER</i> : JISI, 211(1973), p. 298 |
-