

論 文

UDC 669.15'24'26'28-194.56/.57 : 620.194.2 : 621.778.1 : 621.785.78

二相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動におよぼす
冷間加工と熱処理の影響*滝沢貴久男**・志水 康彦**・米田 英作**
庄司 戈止**・田村 今男***Effect of Cold Working and Heat Treatment on Stress Corrosion
Cracking Behavior of Duplex Stainless SteelKikuo TAKIZAWA, Yasuhiko SHIMIZU, Eisaku YONEDA,
Hokoto SHOJI, and Imao TAMURA

Synopsis :

The effects of cold drawing and heat treatment on the stress corrosion cracking (SCC) behavior of stainless steel having two phases of α and γ were studied in boiling 42% MgCl_2 solution. It was found that the effect of cold drawing on SCC susceptibility was remarkable, and when applied stress was 8.3, 25kg/mm² or 38% of Y. S., the maximum SCC susceptibility was observed in the specimens drawn at 15% and 60% after solution treatment. The critical stress on the SCC was observed in a undeformed specimen, but it was not observed in those which were subjected to cold drawing. The restraining effect of α on the propagation of cracks was not observed in all the specimens, on the contrary, the cracks were propagated in α preferentially in the 60% cold drawn specimen. On aging at 475°C, the change in hardness showed a two-stage hardening behavior. At the second stage of the hardening (aging for 100h or longer) the SCC susceptibility of the cold drawn specimen was decreased and did not fail event after 10⁴min. This phenomenon may be interpreted by assuming the two phases separation of α -phase. On aging at 700°C from 5 to 17h or more, the SCC susceptibility was excessively increased, and at the same time the transformation of $\alpha \rightarrow \gamma + \sigma$ occurred. This transformation had a detrimental effect on the SCC susceptibility because a volume fraction of α was varied, and furthermore σ promoted local corrosion and embrittlement of the specimens.

1. 結 言

フェライト (α) とオーステナイト (γ) からなる二相ステンレス鋼は一般に γ 系ステンレス鋼の欠点とされている塩化物環境での耐応力腐食割れ性に優れているほか機械的強度も高いため広範囲な利用が期待されている。しかし二相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動は α , γ 体積率などによつて顕著に変化し¹⁾, 特に割れの伝播や抑制に対する α の影響については機械的, 電気化学的にも種々論じられている^{2)~4)}が同一的結論に至っていない。また応力腐食割れ挙動に及ぼす冷間加工や時効熱処理の影響は金属組織的にも複雑であろうと考えられる。 γ 系ステンレス鋼の応力腐食割れに対する冷間加工や熱処理

の影響については研究結果も多く GREELEY など^{5)~10)}によつて報告されているが, 二相ステンレス鋼については比較的少なく特に伸線加工の影響に関する系統的な研究はみられない。なお二相ステンレス鋼を 475°C および σ 相生成温度域で時効した後の組織と機械的性質についての研究¹¹⁾¹²⁾はあるが, これら時効熱処理はさらに応力腐食割れ挙動にも影響を及ぼすであろうと考えられる。

本研究は, 25Cr-6Ni-2Mo 系二相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動と冷間加工および時効熱処理の関係を明らかにすることを目的として, 伸線加工及び 475°C と σ 相生成温度域における加熱時効後の応力腐食割れ挙動について検討したものである。

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 8 月 4 日受付 (Received Aug. 4, 1978)

** 三洋自動販売機(株) (Sanyo Vending Machine Co., Ltd. 160-1 Maesuna Fukiage-cho Kitaadachi-gun Saitama 369-01)

*** 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

Table 1. Chemical composition of the specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.025	0.61	0.51	0.022	0.005	6.40	25.29	2.24	0.36	0.17

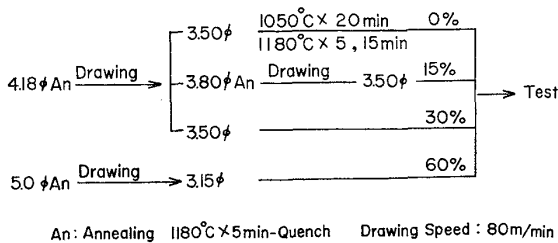


Fig. 1. Preparation of specimen.

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

本実験に用いた試料の化学成分を Table 1 に示す。試料は溶体化処理した 4.18 mmφ あるいは 5.0 mmφ の軟質線を Fig. 1 に示す製造方法によつて冷間伸線を行ない減面率でそれぞれ 0, 15, 30, 60% の加工率を与え、3.50 mmφ (60% 加工材は 3.15 mmφ) にした。ただし 0% 材とは 30% 材を実験用真空炉で 1050 又は 1180°C で 5 min 又は 15 min 水冷の溶体化処理とし、試料製造工程中における溶体化処理は工業用光輝焼鈍炉を用いて 1180°C x 5min 保持後急冷した。さらに時効熱処理材については、このようにして作成した試料を 475°C 及び 700°C で種々な時間真空中で等温時効を行なつた。475°C での時効は α が二相分離 ($\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$) を起こして 475°C 脆性を示す可能性があり、700°C は $\alpha \rightarrow (\gamma + \sigma)$ 変態温度域である。各々の試料は最終表面を 0/5 のエメリー仕上とし、トリクレン脱脂、水洗の後応力腐食割れ試験に供した。

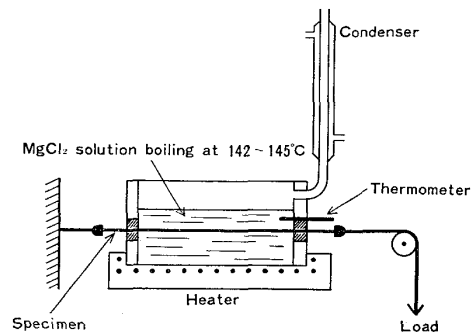


Fig. 2. Schematic illustration of stress corrosion test.

2.2 実験方法

応力腐食割れ試験は Fig. 2 に示す定荷重法を用い試料に所定の応力を負荷した後試験液を流入した。試験液は沸騰 42% MgCl₂ (142~145°C) の標準液に調整し約 100 h ごとに更新した。

試料の割れ感受性の評価は負荷応力と破断時間の関係で行ない、割れ形態の観察には光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡を用いた。また、加工変態相や時効による α 量の変化及び σ 相生成の確認のためにノレルコ X 線回折装置を用いた。 α の定量は (111) γ -(110) α の X 線回折線積分強度比から求めた。用いた X 線の条件は CoK α , 対陰極電圧 30kV, 走査速度 1°/min である。

3. 実験結果および考察

3.1 組織と機械的性質

Photo. 1 に溶体化処理材 (以下 0% 材とする) と 60

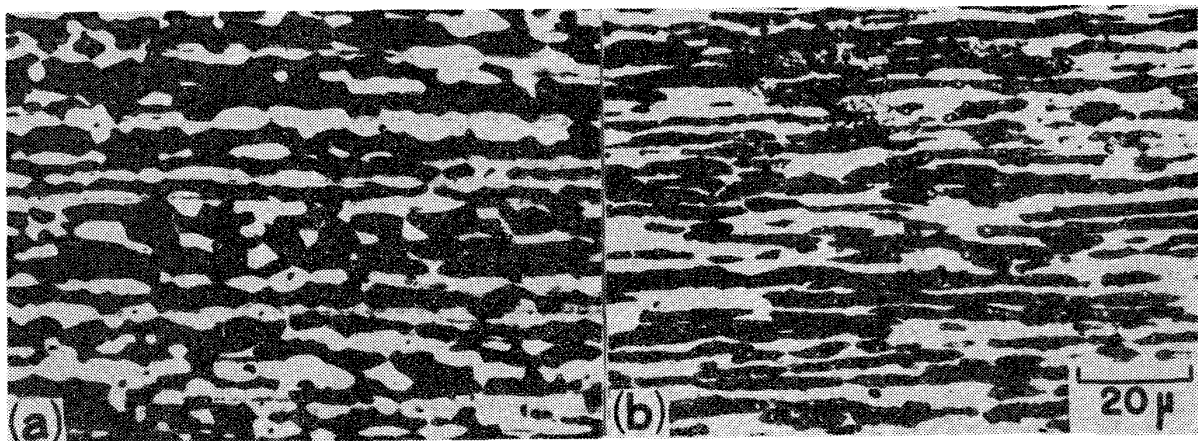


Photo. 1. Typical microstructures of specimen used. Etchant: Ferricyanid aq.
(a) As-solution treated, (b) 60% drawn

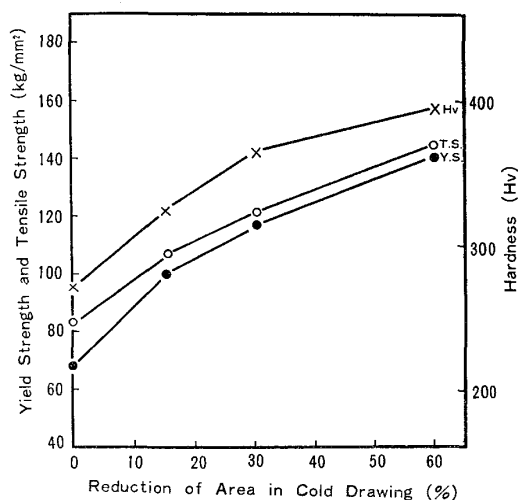


Fig. 3. Mechanical properties of specimen after cold drawing.

%加工材の代表的組織を示す。黒色部は α 、白色部は γ でX線回折結果から α の体積率が約55%からなる二相混合組織である。60%加工材には伸線による明瞭な繊維組織の発達が認められるが、このような組織は30%以上の加工で顕著になる。また、加工に伴う α 体積率の変化をX線で定量すると α の増加は15%加工材ではほとんど認められず、30%付近から多少増加の傾向を示すが60%加工材でも約10%増す(マルテンサイトが10%誘発する)程度で加工による変態は比較的少ない。そこで本鋼種の Md_{30} と Ni_{eq} をANGEL¹³⁾及び平山¹⁴⁾の式により計算すると、 α と γ 中の成分の濃度分布が異なるため正確な値ではないが $Md_{30} = -135^\circ\text{C}$ 、 $Ni_{eq} = 26\%$ となり、計算値からも γ は常温加工で比較的安定であることがわかる。

Fig. 3に伸線加工後の室温における機械的性質の変化を示す。加工率15~30%までは比較的大きな加工硬化率を示すが、それ以上の加工率では硬化率が小さくなる傾向にある。二相鋼のこのような加工硬化機構に関しては著者の一人ら¹⁵⁾によつて詳細に研究されている。

3.2 0%材及び加工材の応力腐食割れ

Fig. 4に8.3, 25.0 kg/mm²の定値応力及び38% Y. S.の定率応力を負荷した場合の破断時間と伸線加工率の関係を示す。(比較材としてSUS 304, 430の結果も示す。)負荷応力レベルによつて破断時間に差はあるが、加工材は0%材に比較してきわめて短時間で破断し応力腐食割れ感受性が高い。割れ感受性を25 kg/mm²の定値応力のもとでSUS 304と比較すると0%材では二相ステンレス鋼の方がその感受性が著しく低いが、加工することによりSUS 304の感受性が低下するためその差は減少し60%加工でほぼ同程度となる。

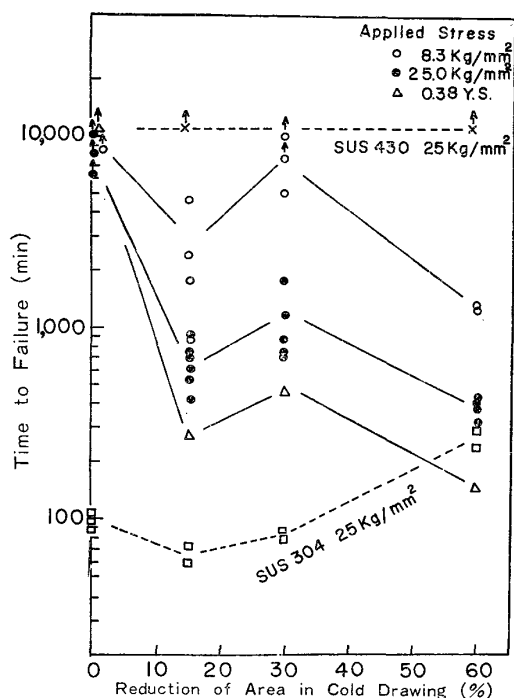


Fig. 4. Effect of cold drawing on time to failure of duplex steel, SUS 304 and SUS 430 in boiling 42% MgCl₂ solution.

従来の研究によれば二相ステンレス鋼の応力腐食割れ感受性は化学成分のみならず α 体積率によつても顕著な影響を受ける¹⁾ことが知られておりその挙動は非常に複雑である。応力腐食割れ感受性に対する冷間加工の影響については、加工により α 体積率が変化することからも α 量の影響が重要な因子であることは否定できないが、 α の増加が認めにくい15%加工材でも著しく感受性が高まる事実や30%加工材ではその前後の加工率にくらべて感受性が低下する傾向にあることから他因子の影響も大きいであろうと考えられる。例えば、X線による伸線加工材の内部歪定量結果¹⁶⁾によれば60%加工材は α 、 γ 共に内部歪が大きく、特に(200) α からの回折半価幅の著しい増大が認められている。高加工域において α に歪が集中する理由については後述するが、そのために生じる α の優先腐食が加工材の応力腐食割れ感受性を高めているものと考えられ、このことは後の組織観察結果からも推察できる。また、30%加工材の応力腐食割れ感受性がその前後の加工率に比べ低いことはすでに報告した30%加工材のX線回折半価幅が α 、 γ 共に15%あるいは60%加工材の半価幅に比べて小さい¹⁶⁾傾向にあることに関係があるものと思われるが現在のところ明確でない。

これらの現象を転位分布から説明すると、加工初期の応力腐食割れ感受性の増大は強度の低い γ に依存するものとする。すなわち γ 中の転位は粗大すべりのため

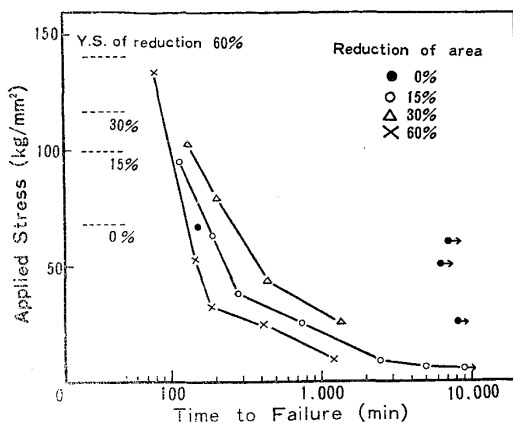


Fig. 5. Effect of the applied stress on time to failure of specimens in boiling 42%Cl₂ solution after cold drawing.

ラナ構造になり割れ感受性が高まるが、加工の進行に伴ないセル構造をとるため感受性が低くなる¹⁷⁾。このことは後の割れ形態観察結果からも考えられる。しかし、さらに加工が進行すると前述の如く α の寄与が大きくなり、 α の優先割れのために応力腐食割れ感受性が再度高くなるものと推察される。

Fig. 5 に負荷応力と破断時間の関係を示す。0%材は約 75% Y. S. 以下の応力では破断せず応力腐食割れ感受性が低い、加工材は低応力側でも短時間で破断する。加工材の割れ感受性は 60%材が広い応力範囲で最も高く 30%材は低い。15%材はその中間である。このように 0%材には割れが生じなくなる応力、すなわち限界応力が存在しその値は約 75% Y. S. 付近であるが加工材では認められない。しかし、30%以下の冷間加工によつてかえつて割れ感受性が著しく低下する¹⁾との報告もあり、本実験結果との一致はみられなかつた。

Photo. 2 に 0%材および加工材の割れ形態を示す。負荷応力は 0%材が 65 kg/mm²、加工材が 25 kg/mm²である。0%材は比較的幅広い割れが α 、 γ を貫通しており、FONTANA²⁾らのいう“Keying action”は認められなかつた。15%加工材の割れは幅狭ではあるが 0%材に類似して α 、 γ を貫通している。写真には示していないが 30%加工材もほぼ類似の割れ形態を示したが、一部 α - γ 粒界が割れる徴候が認められた。60%加工材では伸線方向に平行な割れが支配的になり、 α の優先割れが認められる。割れの方向性は加工により発達した繊維組織のためであるが、 α の優先割れについては前述のように内部歪の要因が関与しているものと考えられる。また、下平ら³⁾の研究によれば二相ステンレス鋼の α は塑性変形する程の高応力になると非常に割れやすくなり、 α が割れを阻止するのは γ よりも応力腐食割れに強い

らではなく変形しにくいとされている。 α - γ 二相鋼を加工した場合、加工初期では強度の低い γ に歪が集中し変形の不均一性を生じるが、加工の進行に伴ない γ の硬化のため α が歪み変形の均一性が生じる¹⁵⁾。本鋼種においても Fig. 3 に示したように伸線加工材の降伏強さの変化は、加工初期で大きく後期で小さくなる傾向を示し加工の進行とともに変形の均一性を生じていることが考えられる。その結果、 γ と同様に α の溶解が歪により促進され割れ抑制効果が失われるために応力腐食割れ感受性が高まるものと推察される。すなわち、二相ステンレス鋼は α の内部歪が小さい場合は耐応力腐食割れに優れているが、歪が大きくなる加工条件を与えると割れ抵抗が減少する。Photo. 3 に 0%及び加工材の破断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示す。加工率による割れ形態の相異はほとんど認められず、粒内割れと一部の粒界割れが混在しているような複雑な破面をし α 、 γ の明確な識別は困難であつた。(b)(c)にみられる dimple 部は機械的破断による延性破面である。写真からもわかるように破面単位が細かく分割されているため不明瞭ではあるが、 γ 系にみられるような典型的な応力腐食割れ破面(粒内割れに生じる平行なひだ状の流れ模様や明瞭な粒界割れ)とは異なつているのが特徴である。

3.3 時効材の応力腐食割れ

3.3.1 475°C 時効の場合

Fig. 6 に 0%、15%及び 60%加工材を 475°C で種々な時間等温時効したときの室温における機械的性質の変化を示す。降伏強さ、引張強さ及び硬度はいずれも時効の進行に伴ない上昇し 500 h 時効後もなお上昇の傾向を示している。特に硬度の上昇率が時効初期 30 min で大きく、その後 10 h まで潜伏期を示した後再び上昇の傾向をたどる 2 段階の時効硬化挙動を示すのが本合金の特徴であり、加工材についてはその傾向が特に顕著に現われている。しかし、2 段階の時効硬化は Mo を含まない α - γ 2 相合金では認められない¹¹⁾。

一般に、Fe-Cr α 単相合金はスピノーダル分解にもとづく二相分離を起こすといわれている。Fe-Cr-Ni 系 α - γ 二相合金の時効挙動に関する研究¹¹⁾によれば、 α は長時間時効によつて硬度は上昇するが低下を示さないのがスピノーダル分解の特徴であるとしている。また、二相ステンレス鋼の α 、 γ 中の各成分濃度分布の測定結果は種々報告¹⁸⁾¹⁹⁾されており α 中に Cr が濃縮していることが確認されているが、本試料では α 中の Cr 濃度は約 26%と考えられ、また時効によつて軟化の傾向を示さないことなどからスピノーダル分解にもとづく二相分離を起こしている可能性がある。このような時効挙動

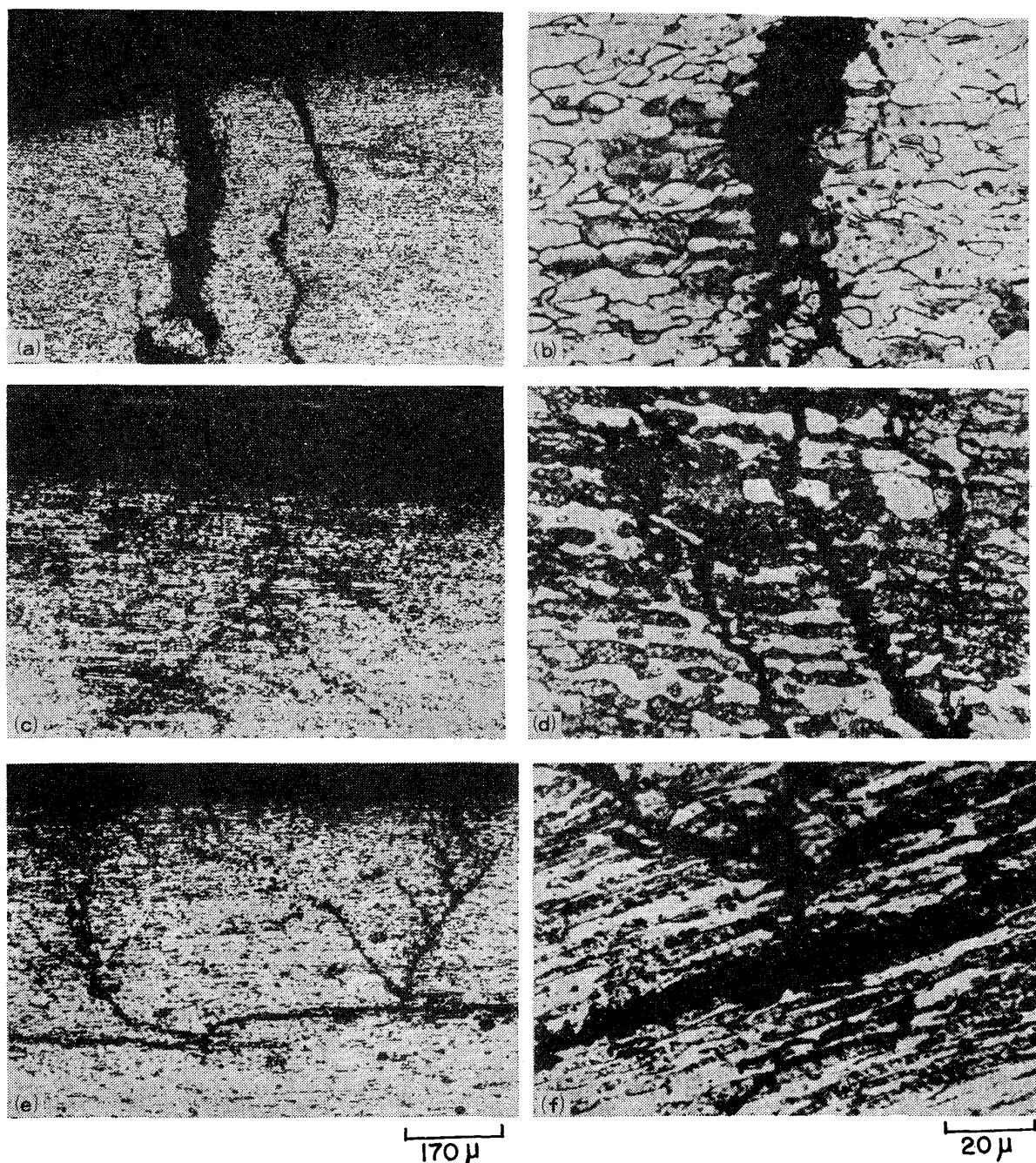


Photo. 2. Effect of cold drawing on the fracture mode of specimens fractured in boiling 42% MgCl_2 solution with applied stress of 25 or 65 kg/mm^2 . Etchant: Aqua regia.
 (a) (b) 0% drawn, 65 kg/mm^2 , (c) (d) 15% drawn, 25 kg/mm^2 ,
 (e) (f) 60% drawn, 25 kg/mm^2 .

が応力腐食割れ感受性に対してどのような影響を及ぼしているか 0%、15% 及び 60% 加工材について検討した結果を Fig. 7 に示す。負荷応力が 25 kg/mm^2 の定値及び 38% Y. S. の定率応力の場合時効による破断時間の変化は 0% 材には認められないが 15% あるいは 60% 加工材では、6h 時効後において未時効に比べて多少短くなる傾向があるものの 70h 以後の第 2 段時効硬化域から急激に長時間側に移行し、475°C で等温時効した場合の硬度変化の挙動に類似してくる。長時間時効によ

つて応力腐食割れ感受性が低下する主な原因としては、 γ よりも α の効果によるところが大きいと推察される。すなわち、時効の進行にともない α の全面腐食が促進され腐食の局所性が失われることや α のアノード効果の増大等が、割れ感受性の低下に大きな影響を及ぼしているものと考えられる。また、時効により加工歪が減少¹⁶⁾することや α 中の連続的なスピノーダル分解のような濃度変動が作りだす微細な内部応力増加が転位運動を防ぎ α を強化させることも、応力腐食割れ抵抗を高める一つ

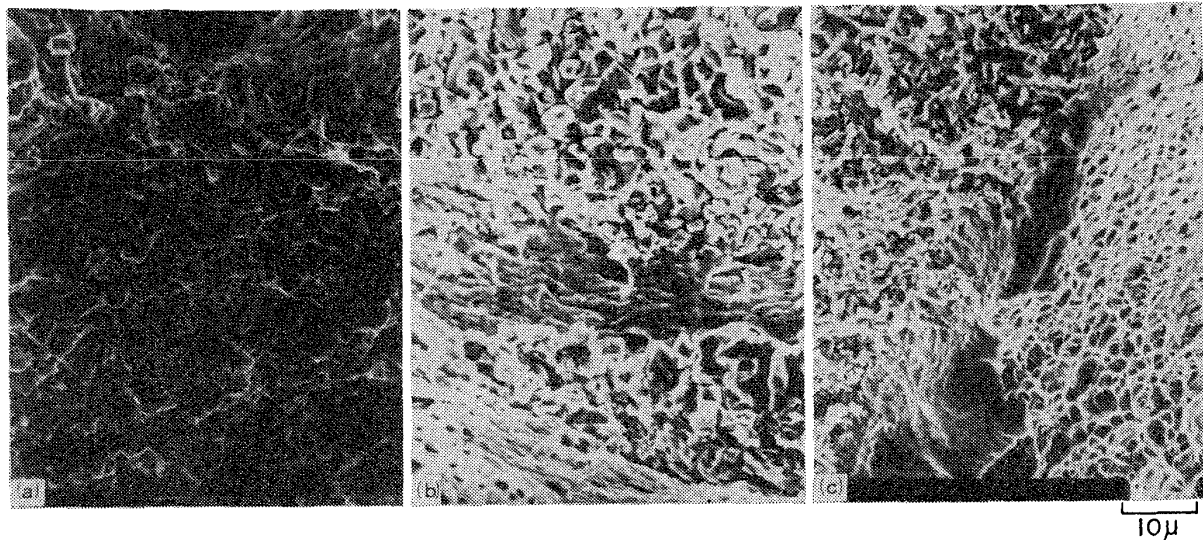


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens fractured in boiling 42% MgCl₂ solution with applied stress of 25 or 65 kg/mm².
 (a) 0% drawn, 65 kg/mm², (b) 15% drawn, 25 kg/mm², (c) 60% drawn, 25 kg/mm².

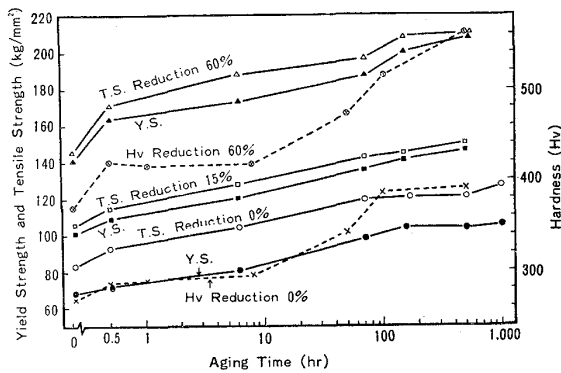


Fig. 6. Change in mechanical properties of specimens aged at 475°C for various times.

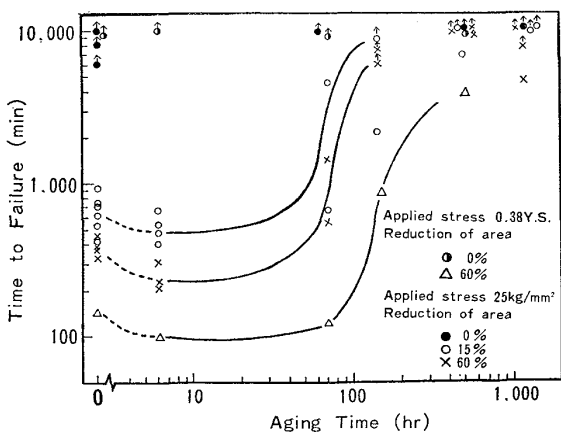


Fig. 7. Effect of 475°C isothermal aging on time to failure of specimens in boiling 42% MgCl₂ solution.

の要因であろう。

次に加工及び熱処理による応力腐食割れ密度の変化(1 cm 当りの目視可能な割れ数)を Fig. 8 に示す。未

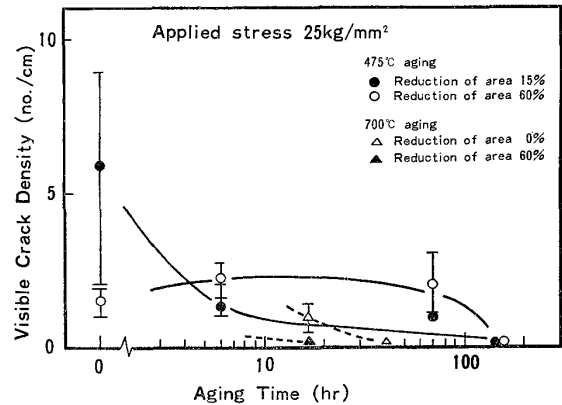


Fig. 8. Change in visible crack density of specimens with isothermal aging at 475°C and 700°C.

時効の 15% 加工材の割れ密度は 60% 加工材に比べて大きく、割れ密度に対する加工の影響は、顕著であるが 475°C で時効することによつて 15% 加工材の割れ密度は著しく減少し、割れ感受性が低下する 150 h 後では 60% 材と共にただ一つの割れによつて破断するようになる。

Fig. 9 に 0% 及び 60% 加工材を 475°C で 144 h 等温時効した後の負荷応力と破断時間の関係を未時効材と比較して示す。0% 材は時効することによつて限界応力が未時効の場合よりも多少高くなる傾向にあるが、顕著なちがいは認められない。しかし、60% 加工材では未時効で限界応力が認められなかつたにもかかわらず、時効によつて限界応力が生じるようになり応力腐食割れ感受性が低くなつてくる。

Photo. 4 に 475°C で等温時効した後の割れ形態を示

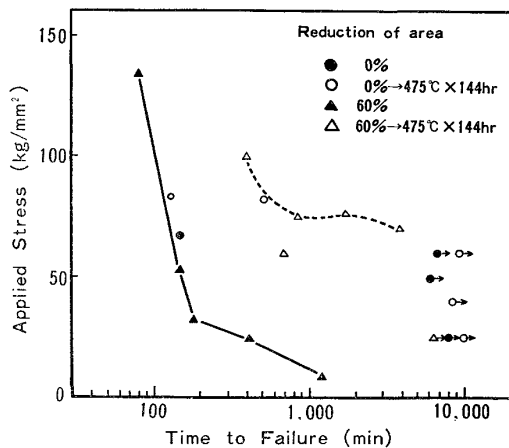


Fig. 9. Effect of the applied stress on time to failure of specimens fractured in boiling 42% $MgCl_2$ solution after aged at 475°C for 144h.

す。(a) は 0% 材を 144 h 時効した後 80 kg/mm^2 (= 80% Y. S.) の負荷応力で腐食破断させた組織で、 α 、 γ を貫通した割れが支配的であるが一部粒界割れも認められる。(b) は 60% 加工材を 500 h 時効した後 76 kg/mm^2 (= 38% Y. S.) で破断させた組織であり、 α の優先割れが支配的であるが 0% 材と同様に一部粒界割れも認められる。また、割れの方向性については加工の影響が残っているためか伸線方向にほぼ平行な割れが支配的である。

Photo. 5 には 60% 加工材を 475°C で等温時効した後、25 kg/mm^2 の負荷応力で腐食破断させた破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示す。(a) は 6 h 時効後であるが Photo. 3 に示した未時効の場合と同様に粒内割れと一部粒界割れが混在した複雑な破面をしている。また、機械的延性破断による dimple も明瞭である。

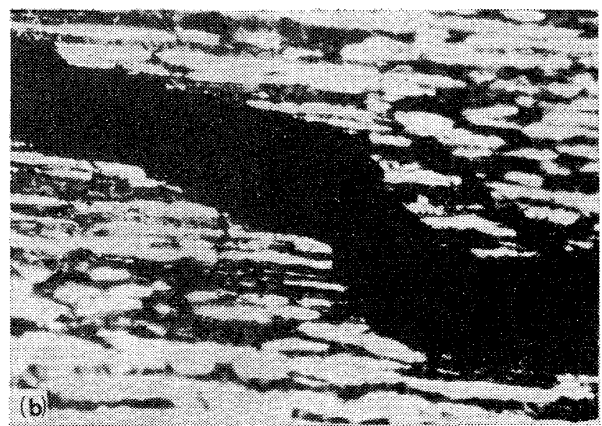
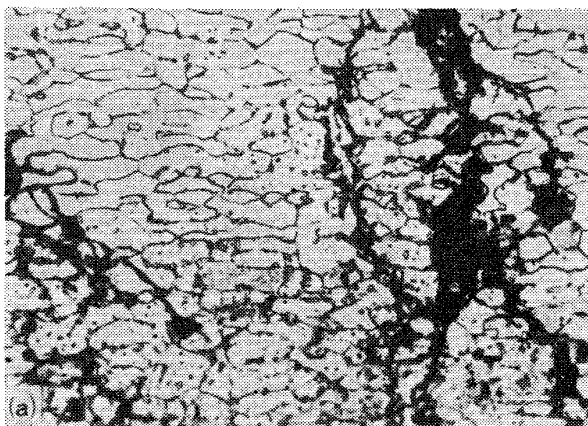


Photo. 4. Effect of isothermal aging on the fracture mode of specimens fractured in boiling 42% $MgCl_2$ solution with applied stress of 76 or 80 kg/mm^2 . Etchant: Aqua regia.
 (a) Aged at 475°C for 144h after 0% drawn, 80 kg/mm^2
 (b) Aged at 475°C for 500h after 60% drawn, 76 kg/mm^2

(b) は 500 h 時効後であるが、未時効あるいは (a) に比べてさらに複雑不明瞭な破面を呈しているため正確な割れ形態を判断するのは困難であるが、粒内割れが支配的であろうと思われる。機械的破断部は未時効あるいは (a) に比べて dimple が浅くなる傾向があり、(c) に示すような擬へき開も部分的に認められてくる。

以上、組織観察の結果 0%、60% 加工材共に腐食破断部の破面は未時効の場合と大差がなく、応力腐食割れ形態に及ぼす 475°C 時効の影響は顕著でないことが明らかになった。

3.3.2 700°C 時効の場合

Fig. 10 に 0% 及び 60% 加工材を 700°C で種々な時間等温時効した後の破断時間の変化を示す。0% 材は 5 h 時効までは破断しないが、17 h 付近から急激に応力腐食割れ感受性が高くなる。60% 加工材は時効初期 0.5 h で内部歪が開放されるため割れ感受性が急激に低下するが、その後の挙動は 0% 材に類似している (60% 加工材の内部歪は α 、 γ 共に 0.5 h 時効で 0% 材とほぼ同値まで減少することを X 線半価幅測定により確認している)。また、割れの特徴としては Fig. 8 に示したように時効の進行に伴って割れ密度が減少し、40 h あるいは 160 h 時効後の破断はただ 1 つの割れから起こり、割れ部が目視観察される以前に脆性的に急速な伝播をする。

Fig. 11 に等温時効による α 体積率の変化を 0% 材について X 線で定量した結果を示す。 α 量の変化は 475°C 時効ではほとんど認められないが、700°C では時効の進行とともに減少して 20 h 後には約 12% になり、それ以上時効しても変化しなくなる。また、5 h 時効付近から σ 相の析出が確認された。すなわち 700°C 時効では

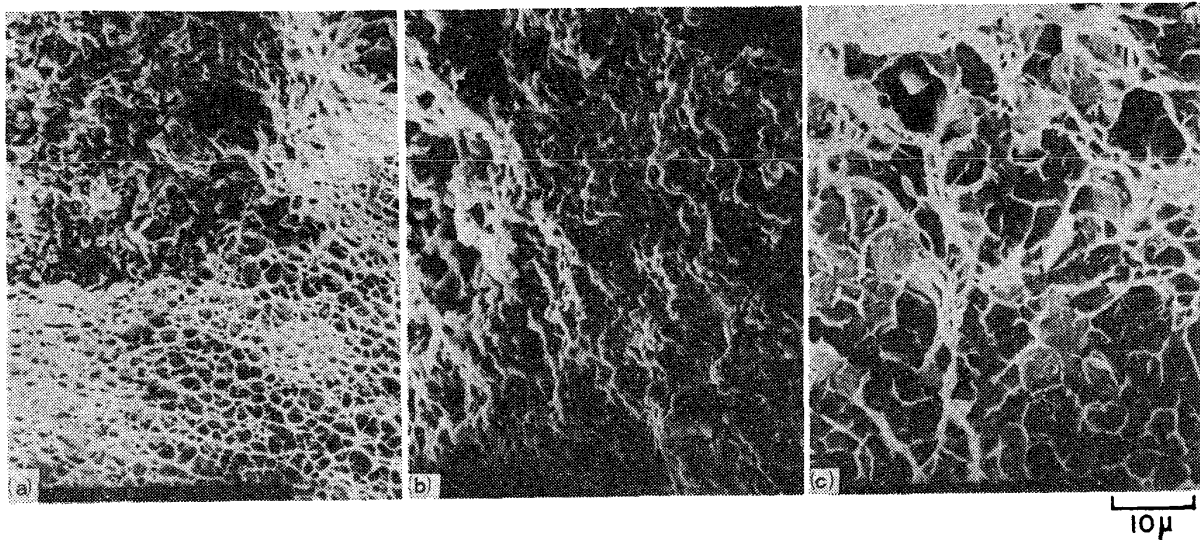


Photo. 5. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens cracked in boiling 42% MgCl_2 solution with applied stress of 25 kg/mm^2 after 60% drawn and aged at 475°C. (a) for 6 h, (b) (c) for 500h.

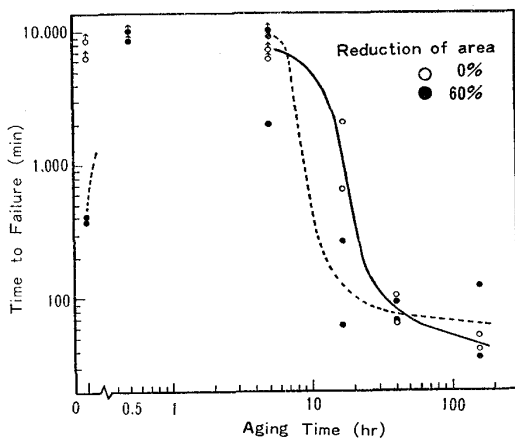


Fig. 10. Effect of 700°C isothermal aging on time to failure of specimen in boiling 42% MgCl_2 solution.

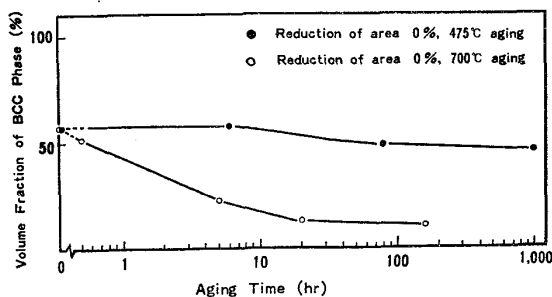


Fig. 11. Change in volume fraction of BCC phases with isothermal aging at 475°C and 700°C.

著者らの一人ら¹¹⁾によつて報告されているように $\alpha \rightarrow (\gamma^* + \sigma)$ (γ^* は新しく生成されたオーステナイト) 変態が進行しており、この変態が時効後の応力腐食割れ感受性に影響を及ぼしているものと推察され、事実 α の減

少と σ 相の生成に対応して割れ感受性が高くなつてくる。

一般にステンレス鋼の耐食性は Cr 炭化物や σ 相の影響を受けるが、前述のように二相ステンレス鋼の応力腐食割れでは、さらに α 体積率の影響も大きいことが知られている。本鋼種の 700°C 時効進行に伴う割れ感受性の変化は、 $\alpha \rightarrow (\gamma^* + \sigma)$ 変態によつて耐腐食割れに対する α 体積率や成分のバランスがくずれると同時に、生成した σ 相が腐食を促進し局部的な優先溶解部が割れの起点になるためと考える。このようにして発生した微小割れが切欠き効果として働き応力集中が起こるため、これ以後の割れは脆性破壊によつて急速に伝播し短時間で破断が進行するものと考えられる。

Photo. 6 に 0% 材を 700°C で 16.5 h 時効後、25 kg/mm^2 の負荷応力で腐食破断させた場合の割れ形態を示す。割れはほとんど粒内を貫通して 475°C 時効の場合と顕著な差は認められないが、時効の進行につれ γ 中に明瞭な双晶が認められるようになり、結晶も粒状化してくる。また、破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 7 に示す。16.5 h 時効では (a) に示すような末時効あるいは 475°C 時効初期で観察された応力腐食割れ破面と同様な破面が比較的多く観察されたが、160 h 時効になるとこのような破面は試料表面付近の極一部に認められる以外は (b) に示すような ridge の鋭い脆性破面が支配的になつてくる。この時の破断は瓦が割れるような進行をし、破断面の目視観察の結果、鋳鉄破面に類似した平滑で灰色の破面を呈していた。すなわち、700°C 時効の進行に伴う割れ感受性の急激な変化は、

応力腐食割れに起因する微小割れ部の切欠き効果により脆性破壊が促進されるためと仮定した先の説明を裏づけるものである。しかし、ここで観察される破面は 475°C

の長時間時効でみられた擬へき開破面と同様に水素の影響を受けているか否か明らかでない。

4. 結 言

25Cr-6Ni-2Mo 系二相ステンレス鋼線について、応力腐食割れ挙動に及ぼす冷間加工及び 475°C, 700°C 時効熱処理の影響を沸騰 42% MgCl₂ 溶液中で検討して以下の結果を得た。

1) 伸線加工により応力腐食割れ感受性は高くなるが、30% 加工材ではその前後の加工率に比べ感受性が低く、すでに報告した X 線による内部歪測定結果と割れ感受性の変化は良く対応した。また、加工初期の応力腐食割れ感受性は主に強度の低い γ に、加工後期の感受性は α に依存するものと考えられ、 α の歪が大きくなると割れやすくなる。

2) 0% 材は負荷応力が約 75% Y. S. 以下で応力腐食割れを起こさず限界応力が存在するが、加工材には認められない。

3) 割れ形態は 0, 15 及び 30% 加工材で伸線方向にほぼ直角な割れが α , γ を貫通し α あるいは γ の割れ抑制作用はない。60% 加工材では伸線方向に平行な割れが支配的になり α が優先的に割れる傾向にある。

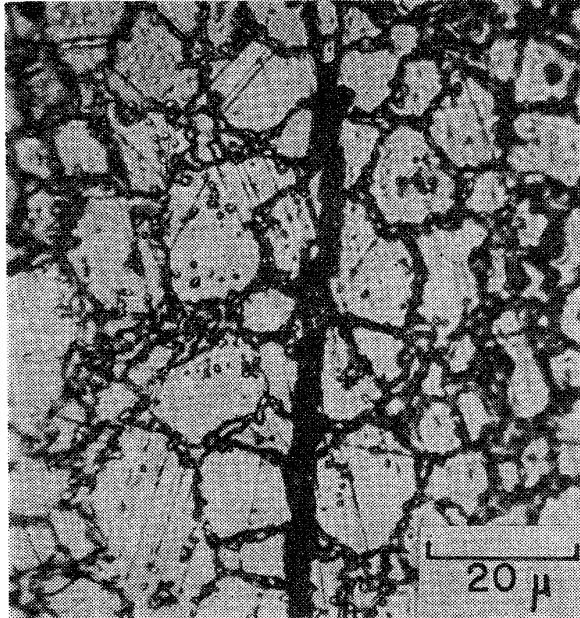


Photo. 6. Fracture mode of specimen fractured in boiling 42% MgCl₂ solution with applied stress 25 kg/mm² after aged at 700°C for 16.5h. Etchant: Aqua regia.

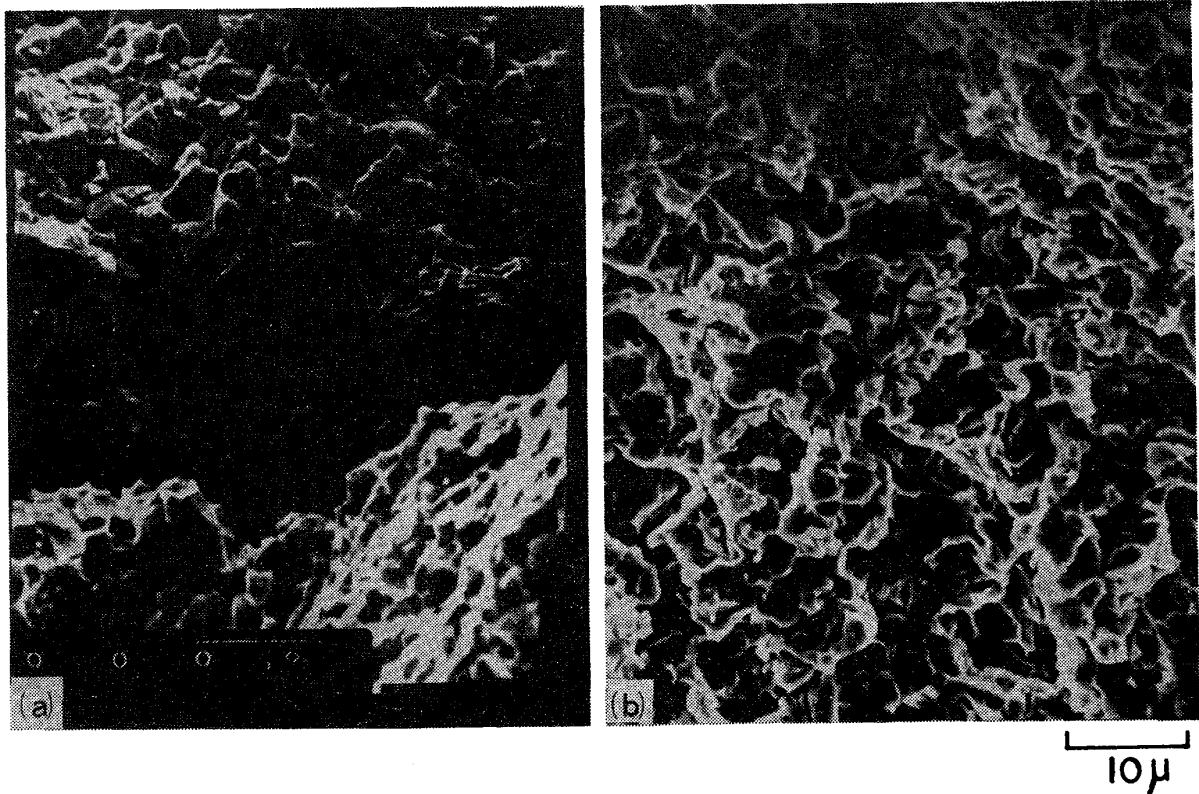


Photo. 7. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens fractured in boiling 42% MgCl₂ solution with applied stress of 25 kg/mm² after aged at 700°C for 16.5 h and 160h.

4) 475°C で時効した場合 2 段階での時効硬化が起こり、第 2 段階硬化域で加工材の応力腐食割れ感受性が著しく低下する。

5) 700°C で時効した場合の応力腐食割れ感受性は 5 ~ 17 h 以上の時効で著しく高くなり、割れ感受性の変化に対応して $\alpha \rightarrow (\gamma + \sigma)$ 変態が進行している。時効の進行に伴ない割れ感受性が高まる主な原因は α 体積率の変化、さらに σ 相が腐食を促進し局部的優先溶解にもとづく割れの進行とその結果生じた切欠き効果のため脆性破壊的に割れが伝播するためと推察される。

終りに本実験試料につき御便宜をはかっていたいただいた日本精線 (株) の宮崎雅博氏に深謝の意を表します。

文 献

- 1) 水野 誠, 鈴木陸志: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 716
- 2) J. W. FLOWERS, F. H. BECK, and M. G. FONTANA: Corrosion, 19 (1963), p. 186
- 3) 滝沢与司夫, 高野道典, 下平三郎: 腐食防食討論会第 18 回講演概要 (1971), A204
- 4) 堀 二郎: 金属学会・鉄鋼協会東海支部第 7 回講習会テキスト, 最近のステンレス鋼 (1968), 4-1
- 5) P. J. GREELEY, V. J. RUSSO, R. K. SAXER, and J. R. MYERS: Corrosion, 21 (1965), p. 321
- 6) H. P. HAWKES, F. H. BECK, and M. G. FONTANA: Corrosion, 19 (1963) p. 247
- 7) J. G. HINES: Corrosion Science, 1 (1961), p. 2
- 8) 森田 茂: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 610
- 9) 前川立夫, 香川 優, 中島宣雄: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 548
- 10) 木島 茂: 防食技術, 17 (1968), p. 381
- 11) 田村今男, 礪上勝行, 牧 正志, 藤原正二: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 353
- 12) 星野明彦, 中野恵司, 金尾正雄: 鉄と鋼, 61 (1975) S 634
- 13) T. ANGEL: JISI, 177 (1954), p. 165
- 14) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 507
- 15) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 454
- 16) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作: 三洋電機技報, 10 (1978), p. 95
- 17) 川端義則, 西沢春雄, 西村 強, 生駒和彦, 松原光治: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 146
- 18) 中川龍一, 乙黒靖男, 河部義邦: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1504
- 19) 泉 久司, 砂田久吉, 篠田軍治: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 324