

論 文

UDC 669.14.018.292-122.22-415 : 621.785.3-932 : 621.785.616 : 539.389.3

α - γ 2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およびフェライト量の影響

滝沢貴久男*・志水 康彦*・米田 英作*・田村 今男*²

Effects of Cold Work, Heat Treatment and Volume Fraction of Ferrite on Stress Corrosion Cracking Behavior of (α - γ) Duplex Stainless Steel

Kikuo TAKIZAWA, Yasuhiko SHIMIZU, Eisaku YONEDA, and Imao TAMURA

Synopsis:

The effects of cold rolling, heat treatment and volume fraction of ferrite on stress corrosion cracking (SCC) behavior of duplex stainless steel have been studied with means of U-bend method in boiling 42% MgCl₂ solution. The main results obtained are as follows:

(1) SCC susceptibility of the solution treated material is small at about 50% α , but it has a tendency to be increased with either way of increase or decrease of α content from about 50% α . Solution treatment temperature resulting in abrupt increase of SCC susceptibility shifts to higher temperature with the decrease of α content.

(2) SCC susceptibility is increased by grain growth of α and γ that occurred with extension of holding time at solution temperature, and otherwise, by cold work in the case of the materials having much volume fraction of α .

(3) On aging at 475°C, the hardness is increased by spinodal decomposition of α . The crack resistance increases remarkably with the progress of aging in the case of materials having much α , and corresponds to age hardening behavior.

(4) In the case of heating at 700°C, the SCC behavior of aged materials has not been made clear by U-bend method because of σ embrittlement.

1. 結 言

フェライト(α)とオーステナイト(γ)から成る2相ステンレス鋼は、引張強度¹⁾²⁾や疲労強度¹⁾また低温における衝撃特性³⁾など種々な機械的性質が優れているばかりでなく、 γ 系ステンレス鋼の難点である塩化物環境での耐応力腐食割れ性にも優れている⁴⁾ことが見出されており、耐食構造用材料として注目されている。さらに2相混合組織鋼は加工、熱処理およびそれらの組み合わせによる γ の加工硬化、475°C時効による α の強化あるいは組織の微細化等によつて一段と機械的性質が改善される方向にある^{5)~7)}。一方これらの金属組織の因子は応力腐食割れ挙動にも影響を及ぼしてることが考えられるが、これまでの研究は主に合金元素や α/γ 体積比の間

題を中心に進められてきた^{4)8)~11)}。しかし、著者ら¹²⁾は25Cr-6Ni-2Mo系2相ステンレス鋼の応力腐食割れ感受性や割れ形態は、冷間加工や475°Cおよび700°C時効熱処理の影響を強く受け、加工により増大した感受性は475°C時効熱処理により本合金の特徴である第二段の時効硬化域で著しく減少することを明らかにした。そして、応力腐食割れ挙動に及ぼすこれらの影響には特に α の効果が大きいことを報告した¹²⁾¹³⁾。このように2相ステンレス鋼は機械的性質の向上を目的とする冷間加工や熱処理あるいは σ 相生成による組織変化等によつて応力腐食割れ特性が著しく変化するため、実用化にあつてはこれらの特性をよく把握する必要がある。

そこで、本研究においては2相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動に及ぼす冷間加工や475°Cおよび700°C時

昭和53年10月本会講演大会にて発表 昭和55年4月9日受付 (Received Apr. 9, 1980)

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

*² 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

効熱処理あるいは溶体化処理の影響が α 量によつてどのように変化するかを主に金属組織的に検討したものである。

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基本成分は、SUS 329 JI の 23Cr-1Mo-1.5Mn とし、鋼中の目標 α 量が SCHAEFFLER¹⁴⁾ の状態図上で 80, 60, 40, 20% となるように Ni 量を 4.5, 6, 7.5, 11% とした。SCHEAFFLER の状態図で Nieq を算出するための N 量は 0.02% とし、係数は C と同じ 30 にした。試料成分の分析結果および α 量を Table 1 に示す。試料は Fig. 1 に示す製造工程によつて分塊、熱間および冷間圧延を行い、仕上がり板厚 0.2 mm, 冷間加工率が 0, 15, 30 および 50% になるようにした。最終加工前の熱処理は、1050°C で 3 min 保持した後空冷 (A.C.) し、また 0% 加工材とは、50% 加工材を 1050°C で 3 min 保持した後水冷 (W.Q.) あるいは空冷の溶体化処理材とする。なお、一部の試料は溶体化処理温度を 920~1150°C, 保持時間を 1~300 min の範囲で変化させた。時効熱処理材についてはこのようにして作製した試料を前報¹²⁾と同様に、475°C および 700°C で種々な時間等温時効を行った。おのおのの試料は最終表面を #0/5 のエメリー仕上げとし、トリクレン脱脂、水洗の後応力腐食割れ試験に供した。

2.2 実験方法

Fig. 2 に示すように、試料を半径 2.5 mm に U 曲げ後、開放して開放寸法から 5 mm, あるいは U 曲げ寸法 (5 mm) までテフロンボルトで拘束した。これらの試料

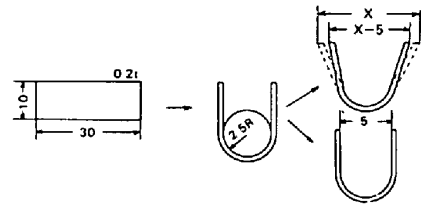


Fig. 2. Schematic illustration of U-bend test piece.

を立型逆流コンデンサ付きのフラスコに入れ、試験液を流入した。試験液は沸騰 42% MgCl₂ (142±1°C) に調整し、約 100 h ごとに更新した。試料の応力腐食割れ感受性の評価は目視観察によつて割れが板幅の 1/2 以上進行するまでの時間で行い、割れ形態の観察には光学顕微鏡を用いた。組織観察用腐食液は改良村上試薬を用いた。また、 α の定量には前報¹²⁾と同様のノレルコ X 線回折装置、元素分布の測定には EPMA (加速電圧 20 kV, 走査速度 24 μ /min) を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 組織と機械的性質

Photo. 1 に各試料を 1050°C で溶体化処理 (以下 0% 加工材とする) した後の組織を示す。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、それぞれ (a) 80% (b) 61% (c) 51% (d) 23% からなる 2 相混合組織鋼である。EPMA で α および γ 中の組成分布を測定すると、従来報告⁴⁾¹¹⁾されているように α には Cr, Mo が多く γ には Ni が濃縮している。各試料とも比較的微細な混合組織を有しているが、試料 D では α - γ の混合にむらが見られる。

Table 1. Chemical compositions of materials. (wt%)

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	α (%)
A	0.025	0.46	1.32	0.020	0.005	4.65	22.82	1.11	0.016	80
B	0.025	0.49	1.42	0.019	0.005	5.92	23.15	1.11	0.016	61
C	0.029	0.49	1.38	0.020	0.005	7.60	23.16	1.11	0.018	51
D	0.024	0.48	1.39	0.020	0.005	10.52	22.84	1.08	0.016	23

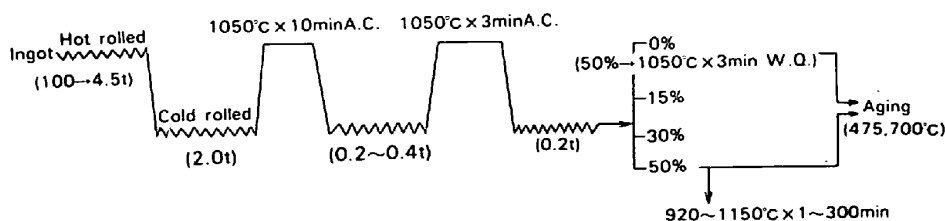
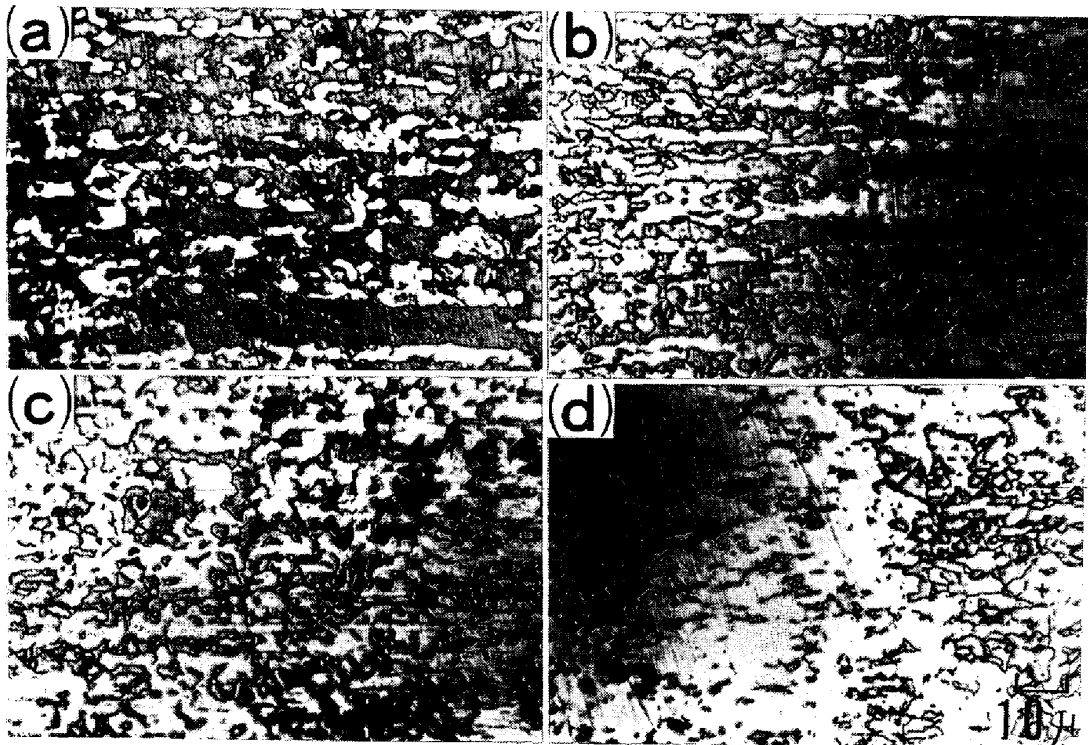


Fig. 1. Preparation of specimen.



(a) Sample A, (b) Sample B, (c) Sample C, (d) Sample D
Photo. 1. Typical microstructures after solution treatment.

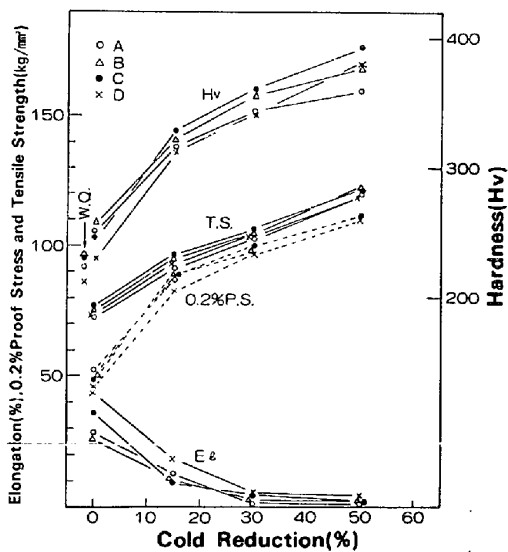


Fig. 3. Mechanical properties of materials after cold rolling.

Fig. 3 に各試料の冷間加工による機械的性質の変化を示す。加工硬化率は加工初期に比較的大きく、また γ 量の多い試料C, Dが他の試料に比べて大きい傾向を示している。伸びはDが大きい、加工の進行に伴い減少し他試料との差は少なくなる。2相鋼の加工硬化機構に関しては著者の一人ら⁵⁾によつて詳細に研究されている。

3.2 応力腐食割れ感受性に及ぼす α 量と溶体化処理条件の影響

Fig. 4 に応力腐食割れ時間と α 量の関係を示す。0%加工材をU曲げ、開放後5mm拘束(以下5mm拘束とする)した場合、51% α 材(試料C)は20000min後

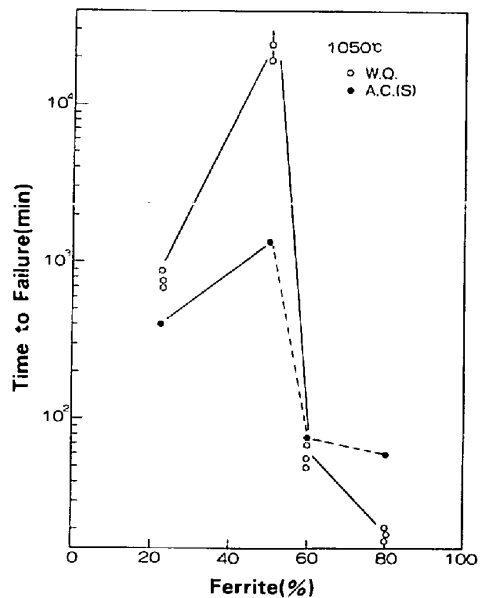
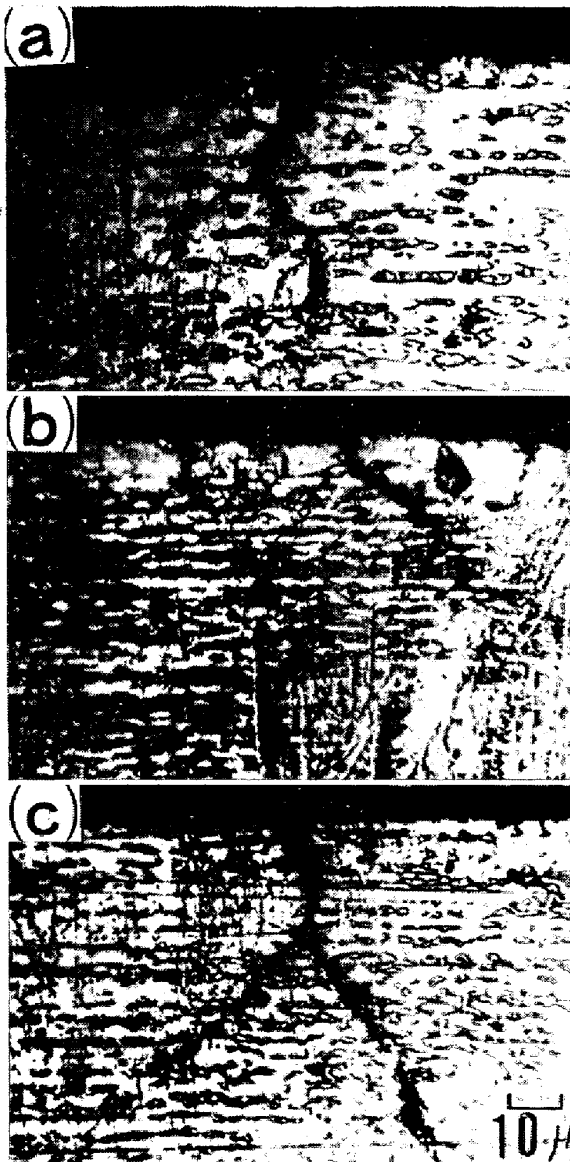


Fig. 4. Effect of volume fraction of α on time to failure in boiling 42% $MgCl_2$ solution of materials after solution treatment (water quenched and air cooled from 1050°C).

も割れないが、その前後の α 量(試料 A, B, D)では短時間で割れ、水野ら⁴⁾の結果と傾向が一致している。しかし、空冷後U曲げ寸法まで拘束(以下S拘束とする)した場合は、51% α 材も約1000 minで割れるが、80% α 材では水冷後5 mm拘束した場合よりも逆に割れにくくなる。80% α 材は空冷あるいは後述の炉冷の場合よりも水冷の方が応力腐食割れ感受性が高くなる。ただし、本実験では強度の異なる2相鋼にU曲げ試験法を用いているため、応力腐食割れ感受性の定量的な評価については負荷応力の点から問題は残る。

Photo. 2に、0%加工材を5 mm拘束して応力腐食割れ試験した後の割れ形態を示す。割れは α および γ を貫通しているが、試料AおよびBの一部に γ の割れ抑制



(a) Sample A, (b) Sample B, (c) Sample D

Photo. 2. The fracture mode of materials in boiling 42% $MgCl_2$ solution.

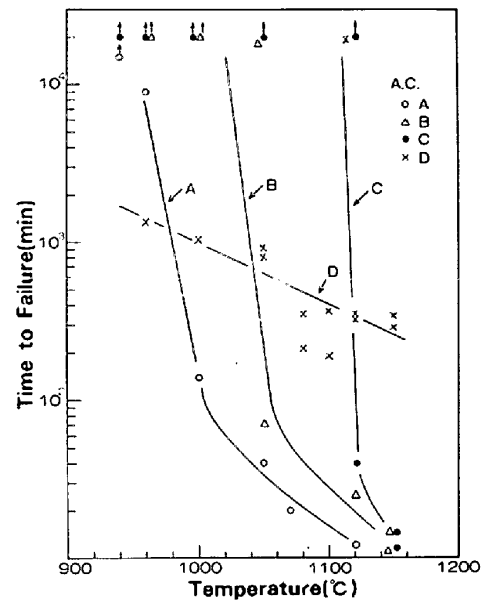


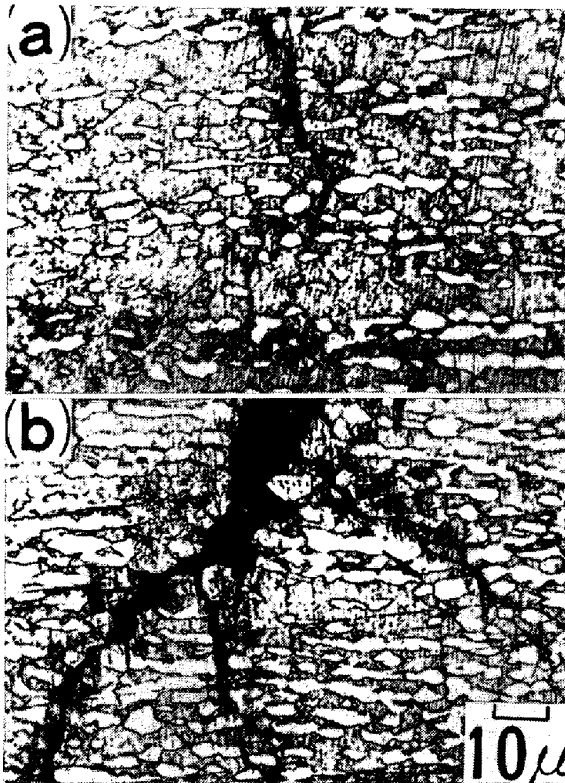
Fig. 5. Effect of solution treatment temperature on time to failure in boiling 42% $MgCl_2$ solution.

効果の徴候も認められる。しかし、前報¹²⁾と同様に α の割れ抑制作用は認められなかった。

Fig. 5に溶体化処理温度による各試料の応力腐食割れ時間の変化を示す。溶体化処理は種々な温度で3 min保持後に空冷、腐食試験での拘束は5 mmである。試料Aは溶体化処理温度が960°C以下では約10000 minで割れないがそれ以上の温度では高温になるにしたがい割れやすくなり、1100°Cから冷却した場合は12 minで割れる。さらに試料B, Cと α が減少するにつれて割れ感受性が急変(高くなる)する溶体化処理温度は高温側に移行するが、1150°C以上ではそれまで20000 min以上の割れ抵抗を有していた試料Cでさえ、一気に10~15 minで割れるようになる。しかし、試料Dは溶体化処理温度が高くなるにつれ割れやすくなるが、すべての処理温度で比較的短時間で割れ感受性の急変は認められない。このように、溶体化処理温度の割れ感受性への影響は α 量によって変化し、51% α を有する試料Cが広い温度範囲で最も感受性が低い。

なお高温で溶体化処理すると割れ感受性が高くなる現象は、高温加熱によつて安定な α が増加しこれに伴つて α の粗大化と組成の変化などが起こり、 α が割れの進行を抑制する働きを失うため⁴⁾と考えられているが本実験ではいずれの鋼種あるいは溶体化処理条件においても α の割れ抑制作用は認められない。

Photo. 3に、試料BおよびCの1150°C溶体化処理組織を示す。1050°C溶体化処理組織に比べて α が増加



(a) Sample B, (b) Sample C

Photo. 3. The fracture mode in boiling 42% MgCl₂ solution of materials after solution treatment at 1150°C.

(試料Cの α 量は63%)し、 γ が孤立化している。試料Bの割れは幅狭で鋭く α を伝播するが、 γ に割れ抑制作用が認められるため粒界へ方向転換する傾向がある。また、1050°C溶体化処理材より α の割れ感受性が高まり、伝播速度も速くなる。試料Cは α 、 γ を貫通した粒内割れが支配的である。写真には示していないが、1150°C溶体化処理によつて試料Aは α 単相になり割れは当然に α を伝播する。また、試料Dは α 、 γ 粒内割れである。

Fig. 6は、応力腐食割れ時間に及ぼす溶体化保持時間の影響を示す。ここでの溶体化処理は試料Cが1030°C、他試料は1000°Cから空冷又は一部炉冷(F.C.)した結果を示す。試料A、C、Dのいずれも保持時間が長くなるにつれて短時間で割れるようになり、特に割れ感受性が低いと考えられていた試料Cでさえ5h保持後には約100minで割れるようになる。試料Bについては、保持時間の検討は行っていないが他試料と同じ傾向にあると思われる。なお割れ感受性に対する冷却条件の影響については詳細な検討を行っていないが、試料によつてその影響が現れている点を考慮すると無視できない問題であり α の多い試料AおよびBではFig. 4, Fig.

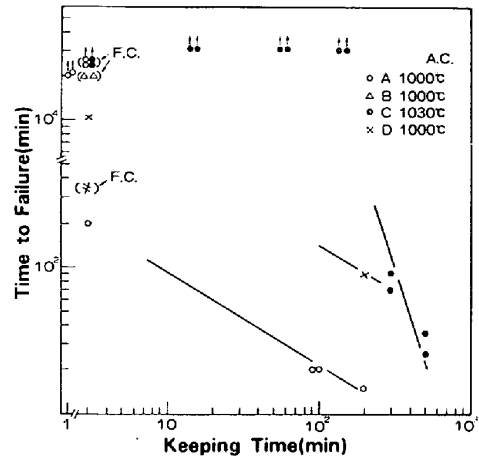


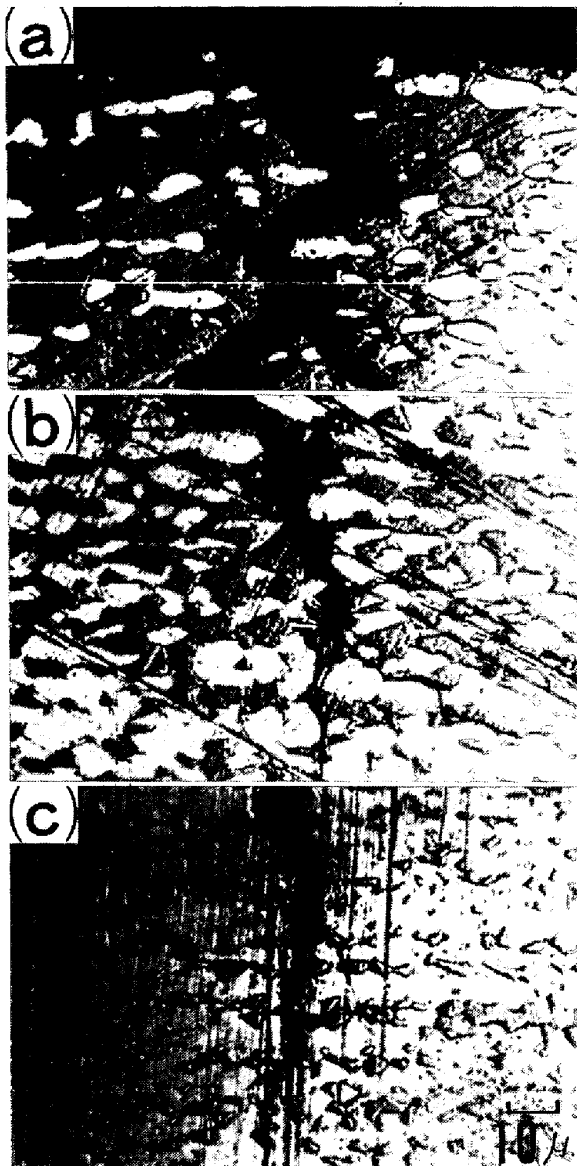
Fig. 6. Effect of keeping time for solution treatment on time to failure of materials in boiling 42% MgCl₂ solution.

6にも示したように空冷あるいは炉冷によつて割れ感受性が低下する。この原因の一つとして、後述する α の2相分離が冷却過程で起こり³⁾¹⁵⁾、応力腐食割れに関与してくることも考えられる。応力腐食割れ感受性が高まるまで、溶体化保持時間を延長すると、Photo. 4 (試料Cを1030°Cで5h保持)に一例を示すように、結晶粒の粗大化が観察され、さらにEPMA測定の結果、各相中の組成濃度分布から判断される結晶粒も大きくなって濃度分布の周期も規則的になってくる。しかし、 α 、 γ 組成および α/γ 体積比は保持時間の延長によつて変化することは考えられず、割れの難易に対しては結晶粒径が大きな影響を及ぼしているものと思われる。

試料A、Dについて1000°Cで3.5hおよび試料Cについて1030°Cで5hそれぞれ加熱保持した後、応力腐食割れ試験した場合の割れ形態をPhoto. 5に示す。試料Aは α の割れ感受性が著しく高まり、割れ伝播速度も速いが、 γ は非常に割れにくい。試料Cについても同じ傾向であるが、 γ が多いため、Aほど顕著でない。試料



Photo. 4. Optical micrograph after solution treatment. (1030°C × 5h)



(a) Sample A, 1000°Cx3.5h, (b) Sample C, 1030°Cx5h, (c) Sample D, 1000°Cx3.5h

Photo. 5. The fracture modes in boiling 42% MgCl₂ solution of materials after solution treatment.

D は、 α , γ 粒内割れで保持時間の影響は観察されない。

3.3 冷間加工材の応力腐食割れ

Fig. 7 に各試料の応力腐食割れ時間と冷間加工率の関係を示す。5 mm 拘束の場合、試料Aは加工率 0% (1050°C より空冷) で 20 000 min 後も割れないが、加工率 15% では約 2 000 min さらに加工率 50% になると 700 min で割れ、冷間加工することによって割れ感受性が高くなる。試料Bは加工によって割れ感受性が逆に低くなる傾向にある。試料Cは 0% およびいずれの加工率においても試験時間内で割れず加工の影響を認めることはできない。試料Dは加工率 0% の場合、約 800 min

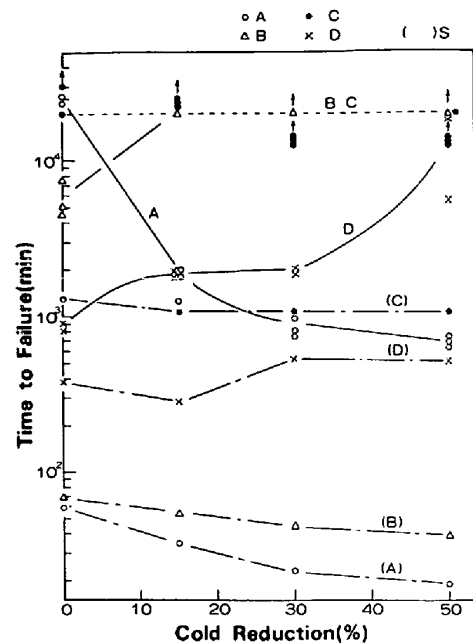
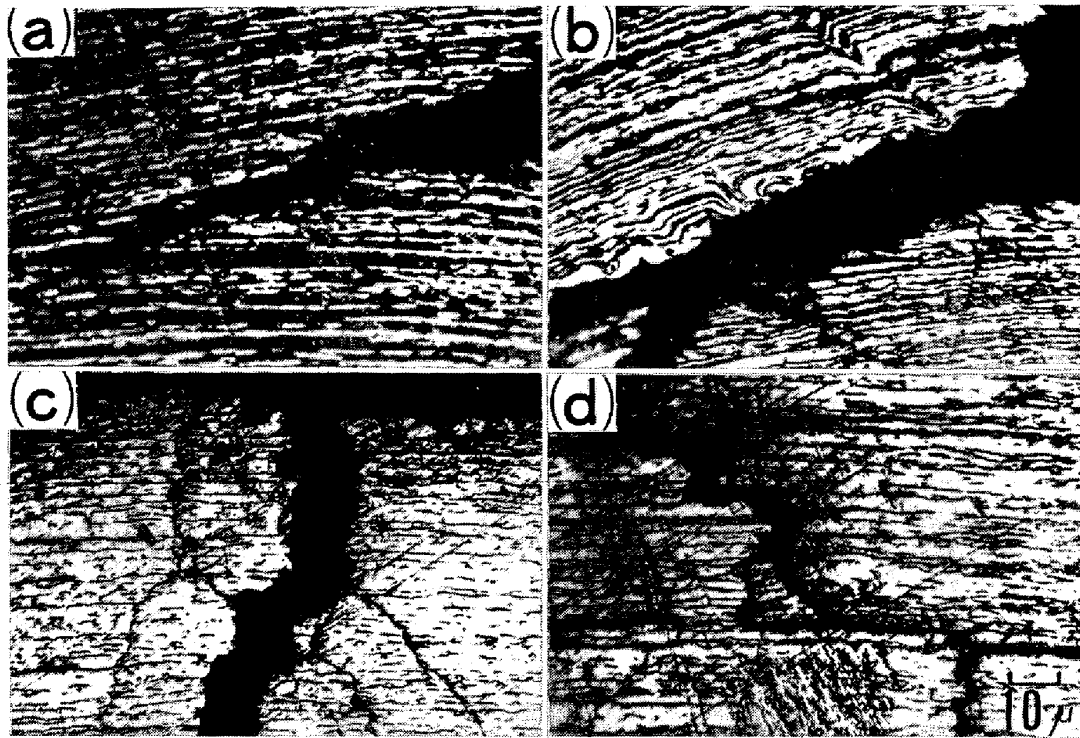


Fig. 7. Effect of cold rolling on time to failure of materials in 42% MgCl₂ solution.

で割れるが、加工の進行にともなつて割れ感受性が低下し、加工率 50% になると約 10 000 min まで割れなくなる。S 拘束の場合 ((A)~(C)) は、各試料とも比較的短時間で割れ、加工の進行にともなう割れ感受性の変化は、試料A, Bでは高く、Cでは変わらず、Dでは逆に低くなる傾向がある。なお、曲げ加工による塑性変形の影響は考慮していない。このように冷間加工材の応力腐食割れ感受性は α が多いと高くなり、 γ が多いと低くなる。

Photo. 6 に加工材の応力腐食割れ形態を示す。(a) は試料Bを 15% 加工した場合を示し、 α および α - γ 界面が割れている。(b)は試料Cを 30% 加工した場合で(a)と同様に α および界面が割れている。(c)(d)は試料Dを 30% および 50% 加工した場合を示し、30% 加工では α , γ 粒内、50% 加工では α および加工維組織に沿った粒界割れが観察されるようになる。すなわち α が多いほど低い加工率で α が優先的に割れて感受性も高くなるが、 α が減少すると加工率が高くなるまで α の優先割れが認められずさらに γ の割れ抑制作用が働くため感受性が低下してくるものと考えられる。これは α が多いと冷間加工にともなう歪みを軟質な γ (0%材: $\gamma_{HV}=200$, $\alpha_{HV}=240$) で緩和しきれず、 α にも歪みが集中し、 α の割れが促進されるためと思われる。 α は内部歪みが増大すると非常に応力腐食割れを起こしやすくなる¹²⁾¹³⁾。また高加工域で α が割れやすくなるのは前報¹²⁾で述べたように γ の加工硬化 (50% 加工材: $\gamma_{HV}=$



(a) Sample B, 15% cold rolled, (b) Sample C, 30% cold rolled, (c) Sample D, 30% cold rolled, (d) Sample D, 50% cold rolled

Photo. 6. The fracture modes in boiling 42% MgCl₂ solution of cold rolled materials.

360, $\alpha_{HV} = 290$) に起因して α の内部歪みが増大するためである。

3.4 時効熱処理材の応力腐食割れ

各試料の 0% および 50% 加工材を 475°C で等温時効した場合の硬度変化を Fig. 8 に示す。各試料とも時効の進行に伴い硬化が認められ、特に α の多い試料 A および B で硬化が著しい。また長時間時効によつて硬度は上昇するが低下を起こさないことから、硬化の原因は先の 25Cr-6Ni-2Mo 系 2 相ステンレス鋼¹²⁾ と同様に、 α のスピノーダル分解⁶⁾¹⁶⁾ で生じた高 Cr ゾーンと低 Cr ゾーンの 2 相分離にあるものと考えられる。

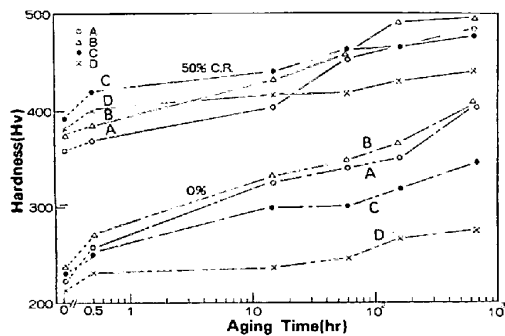


Fig. 8. Change in hardness of 0% and 50% cold rolled materials with isothermal aging at 475°C.

このような時効挙動が応力腐食割れ感受性に及ぼす影響を 5 mm 拘束の条件で検討した結果を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。0% 材を 475°C で等温時効した場合、Fig. 9 に示すように試料 A は未時効では約 20 min で割れるが、時効の進行に伴い割れ感受性が低下し 700 h 後

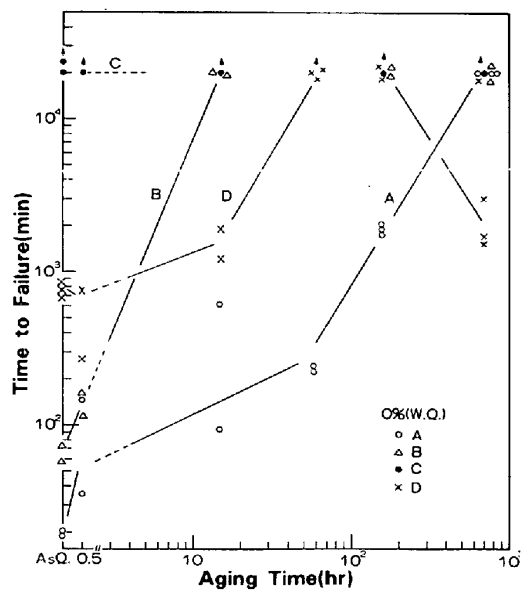


Fig. 9. Effect of isothermal aging at 475°C on time to failure of 0% cold rolled materials in boiling 42% MgCl₂ solution.

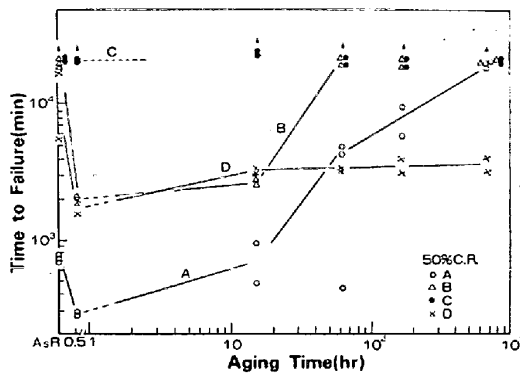


Fig. 10. Effect of isothermal aging at 475°C on time to failure of 50% cold rolled materials in boiling 42% MgCl₂ solution.

には 20 000 min で割れなくなる。試料 B も時効の進行に伴い感受性が低下する。試料 C では時効の影響が認められず、未時効材および時効材ともに割れない（未時効材の感受性が低いため時効の影響を確認できない）。試料 D の割れ感受性は時効の進行に伴い低下するが、700 h 後に再度高くなり傾向が一定しない。50% 加工材を 475°C で等温時効した場合 Fig. 10 に示すように試料 A, B および D の割れ感受性は時効初期の 0.5~15 h で高くなるが、さらに時効を続けると試料 A および B では 60 h 以後に再度低下し長時間時効によって割れにくくなり、この変化は時効硬化挙動と同様に 25Cr-6Ni-2Mo 系 2 相ステンレス鋼¹²⁾と一致している。しかし、 α の少ない試料 D については時効による感受性の低下は認めにくい。

以上から、475°C 時効に伴う応力腐食割れ感受性の低下は α の効果によるところが大きく、 α の 2 相分離が種々な割れ抑制作用¹²⁾として働いているものと推察される。例えば試料 A および B の 0% 加工材について未時効および 475°C × 690 h 等温時効したものを沸騰 42% MgCl₂ に 350 h 浸漬、その後試料表面の X 線回折結果から α を定量すると、多少のばらつきはあるものの未時効材は浸漬試験前と同量であるが、690 h 時効材は浸漬試験前に比べて α 量が 5~10% 減少している。これは、時効後の α が優先的に溶解したことを示唆し、18-8 ステンレス鋼の加工誘発マルテンサイト (α') についても当腐食環境中で優先溶解することが森田¹⁷⁾によって報告されている。さらに時効後の α は組織観察用腐食液（村上試薬）による腐食が促進される。これらの点からも α は時効の進行に伴い腐食性が増し、アノード効果等が増大し割れ感受性低下に関与していることが考えられる。しかし、この程度の腐食はマイルドな環境においては問題にならない場合が多く、さらに活性域における耐食性は

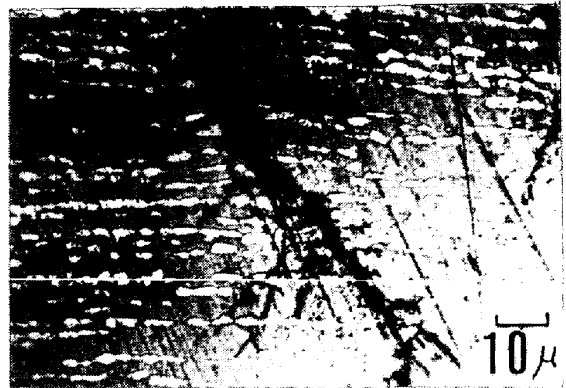


Photo. 7. The fracture made in boiling 42% MgCl₂ solution of sample A (0% cold rolled) aged at 475°C for 690 h.

475°C 時効によつて悪化せず、かえつて若干良好になるとの報告¹⁸⁾もある。

Photo. 7 に試料 A を 475°C で 690 h 時効後、S 拘束で応力腐食割れ試験した組織を示す。時効によつて α の割れが未時効材にくらべてより明瞭に観察されるようになり、割れの伝播は γ によつて阻止あるいは方向転換される場合が多くなる。写真には示していないが、これらの傾向は α 量の減少にともなつて少なくなり、試料 D では 475°C 時効の有無に関係なく α, γ 粒内割れになり、時効の影響は認めにくくなる。このように負荷応力が高くなった場合の α は 475°C 時効によつて割れやすくなる。

Fe-Cr-Ni 合金における σ 相生成速度は 700°C で最大¹⁹⁾となり、この温度での時効によつて生じた $\alpha \rightarrow \gamma + \sigma$ 変態は 2 相ステンレス鋼の応力腐食割れ感受性を著しく高めることを前報¹²⁾で述べた。本実験では 700°C 時効後の応力腐食割れ感受性に及ぼす α 量の影響を 0% 材および 50% 加工材について S 拘束試験のもとで調べた。その結果を、Table 2 に示す。700°C で 5 min 時効した場合、試料 A は 100 min 以内で割れるが試料 B お

Table 2. Effect of volume fraction of α phase on time to failure in 42% MgCl₂ solution of materials after aging at 700°C.

Specimen	700°C Aging		
	5 min	30 min	300 min
A	×	○(○)	—
B	○	○(○)	—
C	○	○(-)	—
D		△(-)	—

() 50% C. R.
 × < 100 min ○ > 10 000 min
 △ < 1 000 min — impossible to Ubend

よびCは10000min後も割れない。30min時効では、試料A, B, Cとも割れないが、50%加工材を時効すると試料CおよびDは σ 脆化を起こしてU曲げ困難になる。300min時効では試料A~DともU曲げ困難になり、この α 脆化は γ が多いほど(Niによつて)、また冷間加工によつて促進される。このようなU曲げ試験からは脆化過程における応力腐食割れ挙動を明らかにできないが、先の引張応力下での結果¹²⁾と同様、 $\alpha \rightarrow \gamma + \sigma$ 変態により耐腐食割れに対する α 量や組成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腐食割れの起点となり、その微小割れが切り欠き効果として働き脆性破壊によつて割れを伝播していくものと思われる。

4. 結 言

2相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動に及ぼす α 量、溶体化処理、冷間加工、475°Cおよび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) 溶体化処理材の応力腐食割れ感受性は51% α 材が最も低く、その前後の23, 61および80% α 材では高く、特に80% α 材は処理温度から急冷するほど高くなる。割れ感受性が急変(高くなる)する溶体化温度は α 量が51%までは α の減少に伴つて高温側に移行する。しかし、これらの影響は23% α 材では顕著でなく、2相鋼の応力腐食割れ挙動に対しては α/γ 体積比のみならず鋼中組成の影響も大きいものと考えられる。

2) 溶体化温度保持時間の延長による α , γ 結晶粒の粗大化に伴い、応力腐食割れ感受性が高くなる。応力腐食割れの難易には特に α 粒径が大きな影響を及ぼし、長時間保持によつて粗大化した α の割れ感受性および割れ伝播速度は著しく高くなる。

3) 溶体化処理した場合、 γ には割れ抑制作用が認められるが、その傾向は γ が少ないほど大きく γ の多い試料Dでは認められない。 α は優先的に割れ、抑制作用はない。

4) 冷間加工した場合の応力腐食割れ感受性は α が多いと高くなり、逆に γ が多いと低くなる。また、 α が多いほど低加工で α が優先的に割れ α の割れ感受性が高まるが、 γ が多いと高加工まで α の優先割れは認められない。これは α が多いと加工に伴う歪みを軟質な γ で緩和しきれず α にも歪みが集中するためであるが、 γ が多くなると α の歪みを高めるだけの γ の硬化が高加工域で生じることに起因している。

5) 475°Cで時効した場合、 α が多い試料ほど硬化が

大きく、 α は2相分離によつて硬化すると考えられる。応力腐食割れ感受性は時効の進行に伴い α が多いと著しく低下し時効硬化挙動と対応する。負荷応力が大きい場合は時効によつて α の割れ感受性が高まるが、 γ の割れ抑制作用は明瞭になる。

6) 700°Cで時効した場合、 σ 脆化のためU曲げ試験から時効過程における詳細な応力腐食割れ挙動は明らかにできないが、0%加工材は30min時効までは応力腐食割れ感受性が低下しない。さらに長時間時効すると脆化してU曲げ困難になり、脆化は γ が多いほど、また冷間加工によつて促進され、50%以上の γ を有する試料を加工すると30minの時効で脆化する。

終わりに本実験試料につき御便宜をはかつていただいた川崎製鉄(株)技術研究所 特殊鋼研究室の関係各位に深謝の意を表します。

文 献

- 1) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN, and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85
- 2) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 489
- 3) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 474
- 4) 水野 誠, 鈴木隆志: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 716
- 5) 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
- 6) 田村今男, 磯上勝行, 牧 正志, 藤原正二: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 353
- 7) 西村 強, 若宮辰也, 林田 博, 山岡幸男: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 682
- 8) J. W. FLOWERS, F. H. BECK, and M. G. FONTANA: Corrosion, 19 (1963), p. 186
- 9) 滝沢与司夫, 高野道典, 上平三郎: 腐食防食討論会第18回講演概要(1971), A 204
- 10) 鈴木隆志, 長谷川博一, 渡辺三雄: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1171
- 11) 小若正倫: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 657
- 12) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作, 庄司戈止, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 617
- 13) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作: 三洋電機技報, 10 (1978), p. 95
- 14) A. L. SCHAEFFLER: Metal Progress Data Sheet, (1949), p. 680
- 15) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 4 (1973), p. 561
- 16) R. LAGNEBORG: Trans. ASM, 60 (1967), p. 67
- 17) 森田 茂: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 610
- 18) 塚本富士夫, 原田憲二, 金子 智: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 803
- 19) F. G. E. BEETGE and F. P. A. ROBINSON: Metal Mat. Met. Rev., 9 (1973), p. 408