

25Cr-6Ni-2Mo 系 2 相ステンレス鋼の応力腐食割れ 挙動に及ぼすオーステナイト結晶粒径の影響

論文

滝沢貴久男*・志水康彦*・樋口義弘*・田村今男*²

Effect of Austenite Grain Size on Stress Corrosion Cracking Behavior of 25Cr-6Ni-2Mo Duplex Stainless Steel

Kikuo TAKIZAWA, Yasuhiko SHIMIZU, Yoshihiro HIGUCHI, and Imao TAMURA

Synopsis:

The effect of γ grain size on stress corrosion cracking (SCC) behavior of a 25Cr-6Ni-2Mo duplex stainless steel was studied by means of constant load method in boiling 42% MgCl_2 solution. The main results obtained are as follows:

(1) On heating at 950 or 1050°C, the growth of γ grain was nearly proportional to one-half power of holding time and SCC susceptibility increased with the grain growth of γ . By preparatory heating at 1150 or 1300°C before the final heat treatment of 0.5 h at 950°C, γ grain was coarsened remarkably and SCC susceptibility was increased up to that of SUS304.

(2) On isothermal aging at 475°C for long time, SCC susceptibility of the microduplex structure decreased remarkably as compared with that of the coarser structure. In the coarser structure, deformation twin formed easily in α by applied stress after aging, and it should be directly connected with the initiation of cracks. In the microduplex structure, however, did not form.

(3) In both of the microduplex and coarser structure, the cracks propagated preferentially in α and the interface of α and γ similarly to the case of non-aging, and the crack restraining effect was observed in γ .

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、 γ 系ステンレス鋼の欠点である塩化物環境での耐応力腐食割れ性や耐孔食性および耐隙間腐食性などに優れているばかりでなく、引張強度や耐衝撃性などの種々な機械的性質にも優れているため、耐食構造用材料として用途の拡大が期待されて^{1)~9)}いる。2 相ステンレス鋼は応力腐食割れ対策の一環として開発されてきた鋼でもあるため、応力腐食割れについての研究報告は少なくないが、これまでの研究は主に合金元素や α/γ 体積比の問題に関心が払われてきている^{1)~3)}感が強い^{9)~11)}。しかし、2 相ステンレス鋼は 475°C 脆性や σ 相の生成ならびに溶接などの高温加熱による組織変化を起こしやすい³⁾ ために、実用化に当たってはそれらの組織変化と応力腐食割れ挙動との関連についても明らかにしておくことが必要である。これまでに、著者ら^{12) 13)}は冷間加工や 475°C 脆性および σ 相析出温度領域での時効熱処理が 2 相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動に顕

著な影響を及ぼし、それらの中で特に α の内部歪み、アノード効果および結晶粒径の影響が大きいことを報告してきた。さらに 2 相ステンレス鋼は α と γ が微細に混在した microduplex structure にすることが可能であり⁶⁾、応力腐食割れの難易は結晶粒径の影響を受けることから、微細混合組織にした場合の割れ改善効果も期待できる。

そこで、本研究においては 25Cr-6Ni-2Mo 系 2 相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動に対して、主に γ 結晶粒径がどのような影響を及ぼすかを 475°C 時効の前後において検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

本実験に使用した試料は 3.5 mm ϕ の市販線材でその化学組成を Table 1 に示す。この試料を Fig. 1 に示すように 1300°C で 15 min 間真空中で溶体化処理した後、氷食塩水中に焼入れして α 単相組織にした。その後、減面率で 60% の冷間加工(室温で伸線)を行い 2.2

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 6 月 16 日受付 (Received June 16, 1982)

* 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)

Table 1. Chemical composition of 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

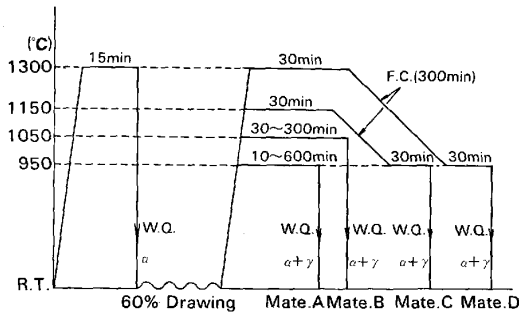


Fig. 1. Preparation of specimen.

mmφにした。微細混合組織を得る場合には、この試料を α - γ 2相領域である950°Cあるいは1050°Cで種々な時間保持した後、氷食塩水中に焼入した。これらを試料AおよびBとする。一方、粗大混合組織を得る場合には、冷間加工した後 α - γ 2相領域の1150°Cあるいは α 単相領域の1300°Cで30min間保持（以後、この熱処理をFirst Heating (F.H.) とする）し、その温度から5hかけて950°Cまで炉冷、950°Cで30min間保持した後、氷食塩水中に焼入れすることによって α - γ 粗大混合組織とした。これらを試料CおよびDとする。さらに、時効材についてはこのようにして作製した試料AおよびDを475°Cで種々な時間等温時効した。おのおのの試料は#0/5のエメリー紙で仕上げし、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

応力腐食割れ試験は、前報¹²⁾で述べた定荷重法を用いて沸騰42% MgCl₂ 溶液(142±1°C)中で行い、付加応力と試料の破断時間の関係および組織観察結果から応力腐食割れ挙動に及ぼす γ 結晶粒径の影響を検討した。 γ の体積率および結晶粒径の測定は光学顕微鏡写真を用いて線分析法¹⁴⁾により行つた。割れ形態の観察は光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡で行い、光学顕微鏡組織観察には改良村上試薬および王水-アルコール溶液の腐食液を用いた。また、EPMA (加速電圧25kV)を用いて α , γ の組成の分布を線分析法により測定した。

3. 実験結果および考察

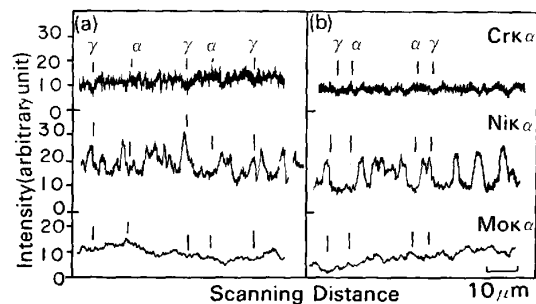
3.1 組織と機械的性質

Photo. 1 は冷間加工した後種々の条件で加熱保持した試料の光学顕微鏡組織を示す。黒色のマトリックスが α 、粒状あるいは島状に分散した白色部が γ である。

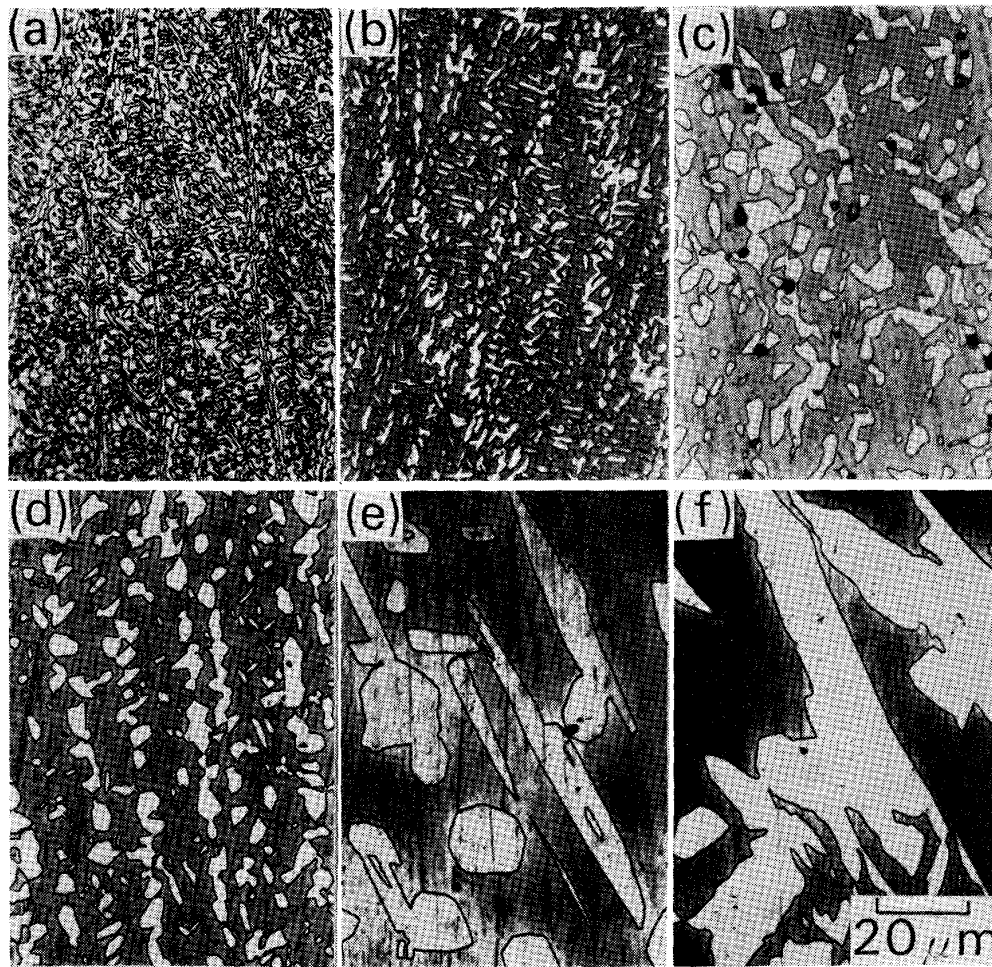
(a)~(c)に示すように加熱温度が950°Cの試料Aの場合、保持時間が10および30minでは α - γ 微細混合組織を示し、 γ の平均結晶粒径は2 μ 以下であるが、保持時間が長くなるとともに成長し10h後には約10 μ になる。また、 α の体積率は保持時間によらずほぼ一定で約60%である。さらに、加熱温度が1050°Cの試料Bになると(d)に示すように γ の成長速度も950°Cの場合に比べてかなり速くなり、 α 量も約68%に増加している。この写真では α の結晶粒径は不明であるが、冷間加工とその後の加熱によつて α は再結晶しているので HAYDEN⁷⁾ らは γ のそれとほぼ等しいことを報告している。また、別鋼種であるが、 α - γ 微細混合組織をもつ試料をH₂SO₄+NaCl 溶液中で腐食した場合、光学顕微鏡組織観察から α と γ の結晶粒径に大差ない結果を得ており、これらから判断して本試料の α , γ 各相の粒径はほぼ等しいものと考えられる。さらに、F.H. 処理を行うとF.H. 温度が高温になるとともに γ は急速に成長し、(e), (f)に示すように粗大混合組織となりF.H. 温度が1300°Cの試料Dでは20 μ 以上になる。この場合、 α の結晶粒径は約500 μ にも達している。なお、 γ はF.H. 処理することによつて析出が抑制(α 量は約69%に増加)され、 α 粒界に沿つて優先的に析出する傾向がある。そのため、 α 結晶粒内部に広い γ 未析出領域が存在する場合がある。これは、冷間加工によつて導入された γ の析出核がF.H. 処理によつて消失したことに起因しているものと考えられる。

次に、950°Cで30min, 10hそれぞれ保持した試料Aの各相中の元素濃度分布をEPMAで線分析した結果の一例をFig. 2に示すが、従来報告³⁾されているように α にはCr, Moが、 γ にはNi等が濃縮しており、 α , γ 組成は加熱保持時間すなわち結晶粒径によつて変化しない。さらにF.H. 温度の影響も認められなかつた。

機械的性質を調べると、結果は示していないが微細混合



(a) 950°C×30min (b) 950°C×10h
Fig. 2. Distribution of alloying elements in austenite and ferrite of duplex stainless steel after heat treatment.



(a) 950°C×10min (b) 950°C×30min (c) 950°C×10h
 (d) 1050°C×30min (e) 1150°C×30min(F.H.) (f) 1300°C×30min (F.H.)

Photo. 1. Typical microstructures after heat treatment.

組織をもつ試料 A, B は 950°C あるいは 1050°C での保持時間が長くなるにつれて降伏強さ, 引張強さはわずかに低下するが, 伸びはほとんど変化しなかつた。一方, 粗大混合組織をもつ試料ではそれらの性質は大きく低下し, (Fig. 3 参照), また引張試験中に降伏応力 (σ_y) 付

近から α からの双晶の発生にともなう可聴音を発し, 応力-歪み曲線に明瞭なセレーションが現れてくる。

Fig. 3 は微細および粗大混合組織をもつ試料 A, D を 475°C で種々な時間等温時効した後の機械的性質の変化を示す。微細混合組織をもつ試料の強度は時効の進行とともに増加するが依然として延性を保持している。一方, 粗大混合組織をもつ試料では, 時効の進行にともない強度は増加するが, 延性がなくなり, 引張試験開始直後から双晶の発生による可聴音を発するようになる。

Photo. 2 は未時効 (a) および 475°C で 300 h 時効 (b) した粗大混合組織をもつ試料 D を引張試験後, 破断部近傍を光学顕微鏡で組織観察した結果を示す。 α が双晶変形をしているのが認められ, また, 双晶の発生は時効によつて著しく促進されることが (a), (b) の比較からも明らかである。しかし, 微細混合組織の場合は時効の有無にかかわらず双晶は認められなかつた。

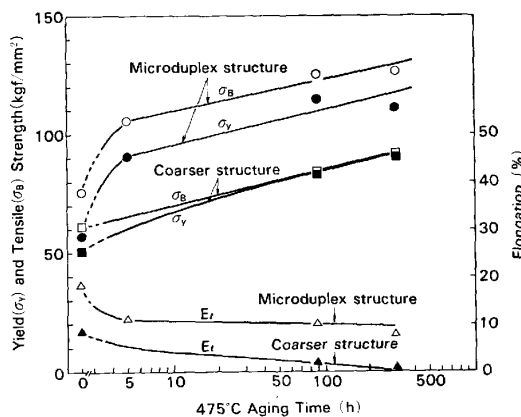
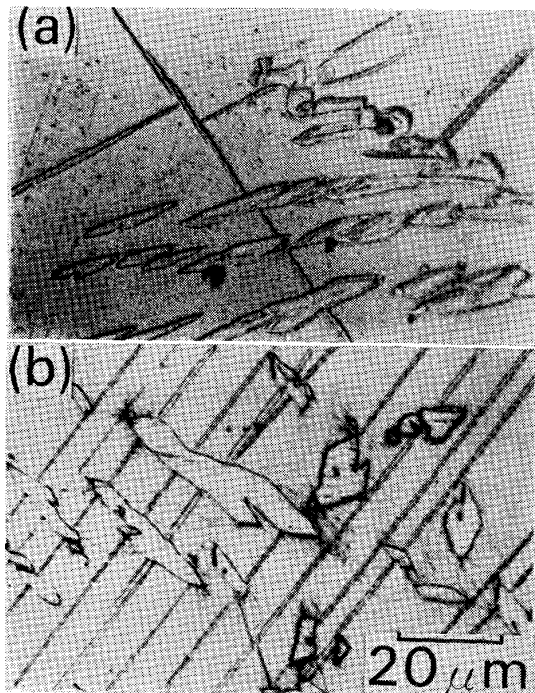


Fig. 3. Mechanical properties of specimens after aging at 475°C for various times.

3.2 応力腐食割れ感受性に及ぼす γ 結晶粒径の影響
 応力腐食割れ感受性に及ぼす加熱処理保持時間の影響



(a) Before aging (b) Aged for 300h at 475°C

Photo. 2. Optical micrographs near the fractured surface of the tensile specimen having the coarser structure.

を Fig. 4 に示す。950°C で加熱した試料Aの場合、保持時間が 10 min では 1500 min の試験時間内で割れないが、保持時間が 30 min では約 200 min で、さらに 600 min になると約 50 min でそれぞれ破断するようになる。また、加熱温度が 1050°C の試料Bについても、同様に保持時間が長くなるにつれて割れ感受性が高くなる。

Fig. 5 は、応力腐食割れ感受性に及ぼす付加応力と加熱処理条件の影響を示す。加熱温度が 950°C の試料

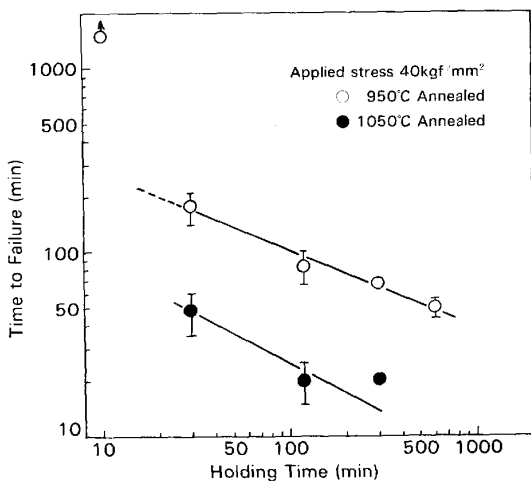


Fig. 4. Effect of keeping time for heat treatment on time to failure of specimens in boiling 42% MgCl₂ solution.

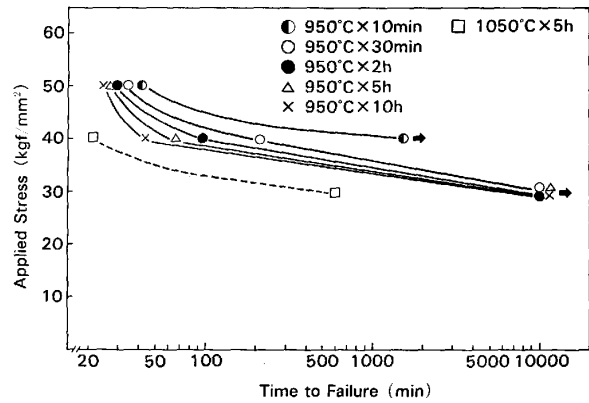


Fig. 5. Effect of the applied stress and the heat treatment conditions on time to failure of specimens in boiling 42% MgCl₂ solution.

Aの場合、それぞれの付加応力レベルにおける試料の破断時間は加熱保持時間が長くなるとともに短くなり割れ感受性が高くなる。また、Fig. 4, 5 から明らかなように、1050°C で処理した試料の割れ感受性は 950°C 処理のものより高くなっているが、この理由として、加熱温度の上昇に伴う各相の組成¹⁰⁾や α/γ 体積比などの変化、ならびに結晶粒の成長などが考えられる¹¹⁾¹³⁾。 α/γ 比の問題については、鋼中の Ni を増すことによつて γ を増加させておき、その後加熱温度を高くすることによつて一般に応力腐食割れ感受性が最も低くなる α/γ 比付近まで γ を減少させたとしても、その試料の割れ感受性は低下せずかえって高くなっていることから¹³⁾、応力腐食割れには α/γ 比以外に組成や結晶粒径の影響などが複雑に関与しているものと推察される。そこで、ここでは試料の最終の加熱温度を一定にして、保持時間を変えることによつて α , γ それぞれの組成と体積比を一律に保つたまま結晶粒径を変化させ、その結晶粒径の変化と応力腐食割れ挙動との関係について検討を進めていく。なお、結晶粒径については測定 of 容易さから主に γ に着目する。

Fig. 6 は応力腐食割れ感受性に及ぼす F.H. 温度の影響を示す。割れ感受性は、30, 40 kgf/mm² の定値あるいは 0.5 σ_y の定率付加応力のいずれの場合においても、F.H. 温度が高くなるにつれて高くなり、1150°C 以上では一般に応力腐食割れを最も起こしやすい SUS 304 並みあるいはそれ以上になってしまう。特に F.H. 温度が 1300°C の試料Dは σ_y が 50.3 kgf/mm² あるにもかかわらず割れに対する限界応力は 25 kgf/mm² 以下になることを確認している。

以上のように 2 相ステンレス鋼の応力腐食割れ感受性は、加熱保持時間あるいは F.H. 温度の影響を顕著に受けていることがわかる。一方、それらに対応した γ 結

晶粒径の変化も明瞭に観察され (Photo. 1 参照), γ 結晶粒径は応力腐食割れ感受性に対して大きな影響を及ぼしていることを示唆している. 2 相鋼の結晶粒成長は組成の異なる α , γ 両相が相互に成長するために, その機構は Ostwald 成長であつて 3 乗則 ($r^3 - r_0^3 = kt$, r : 粒子径, t : 時間) で表される¹⁵⁾といわれているが, 本実験では Fig. 7 に示すように γ 結晶粒は 950°C および 1050°C で保持した場合, 保持時間のおよそ 1/2 乗に比例して成長している.

Fig. 8 は, 応力腐食割れ感受性と γ 結晶粒径の関係を示す. 加熱温度が 950°C (試料 A), 付加応力が 40 kgf/mm² の場合, γ の平均粒径が約 0.75 μ では 1500 min の試験時間内で割れないが, 粒径が 2 μ になると約 100 min, さらに 7 μ になると約 50 min で破断するようになり, γ の成長とともに割れ感受性が高くなる. また, 付加応力が 50 kgf/mm² および加熱温度が 1050°C (試料 B) の場合もほぼ同じ傾向にある.

Photo. 3 に光学顕微鏡で観察した応力腐食割れ形態を示す. (a) は 950°C で 10 min 保持した微細混合組織をもつ試料 A, (b) は 1150°C で F.H. 処理した粗大混合組織をもつ試料 C である. 微細および粗大混合組織のいずれにおいても割れはマトリックスの α を優先的に伝播し, 島状に分散している γ で阻止された後 γ を迂回して進行する傾向がある. したがつて, 微細混合組織をもつ試料では, 複雑かつ短間隔で一面に分散した γ によつて割れの進行が頻繁に阻止されるために割れ抵抗が増すものと考えられる.

次に走査電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 4 に示

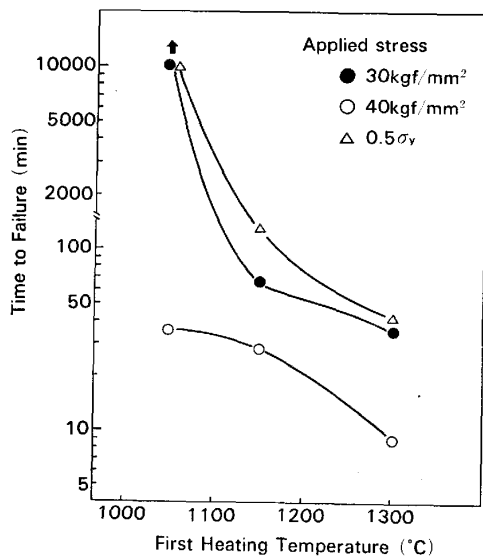


Fig. 6. Effect of the F. H. temperature on time to failure of specimens in boiling 42% MgCl₂ solution.

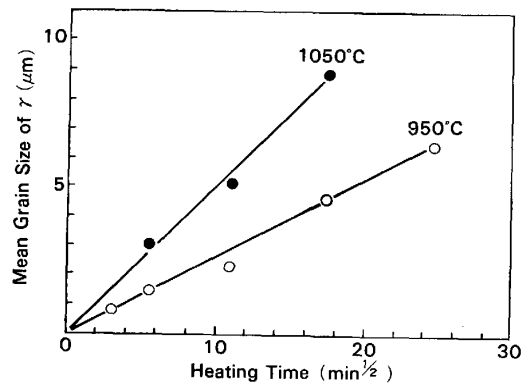


Fig. 7. Relationship between keeping time for heat treatment and mean grain size of γ .

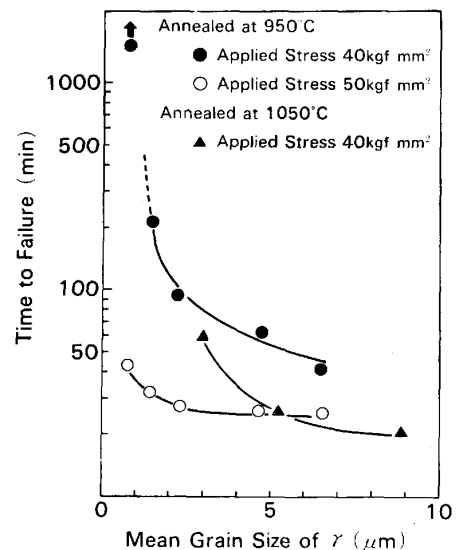
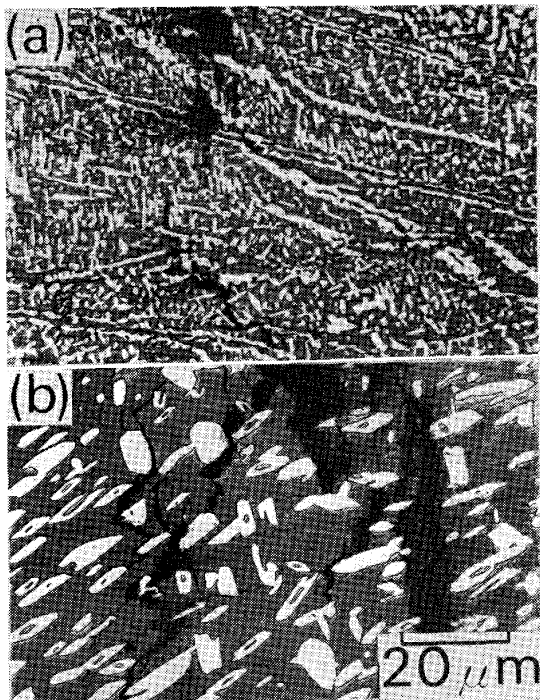


Fig. 8. Effect of γ grain size on time to failure of specimens in boiling 42% MgCl₂ solution.

す. 950°C で 10 min 保持した試料 A の破面は (a) に示すように複雑な様相を呈しているが, α に対応したやや平滑な粒内割れ部分とそれらを取り囲むようにして微細な粒状の γ および一部粒界割れと思われる部分が観察される. 一方, 1050°C で 5 h 保持した比較的粗大な混合組織をもつ試料 B では (b) に示すように一部 γ の粒内割れも観察されるが, 主に α の粒内割れおよび α - γ 界面割れが明瞭に観察されるようになり, Photo. 3 と同様に γ の割れ抑制効果がうかがえる. また, 1300°C の F.H. 温度で一層粗大化した試料 D について α の破面を観察すると (c) に示すように特定の結晶面を腐食が進行したと思われる割れに対してほぼ直角方向に, 多数の微小き裂が観察されるようになり, α の割れ感受性がきわめて高くなつていていることを示唆している. 組織の粗大化にともない α の割れ感受性が高くなる理由は明らかでないが, BARNWELL¹⁶⁾ らによれば γ 系ステンレス鋼は



(a) Microduplex structure (950°C×10min),
applied stress : 50kgf/mm².
(b) Coarser structure (1150°C×30min F.H.),
applied stress : 40kgf/mm².

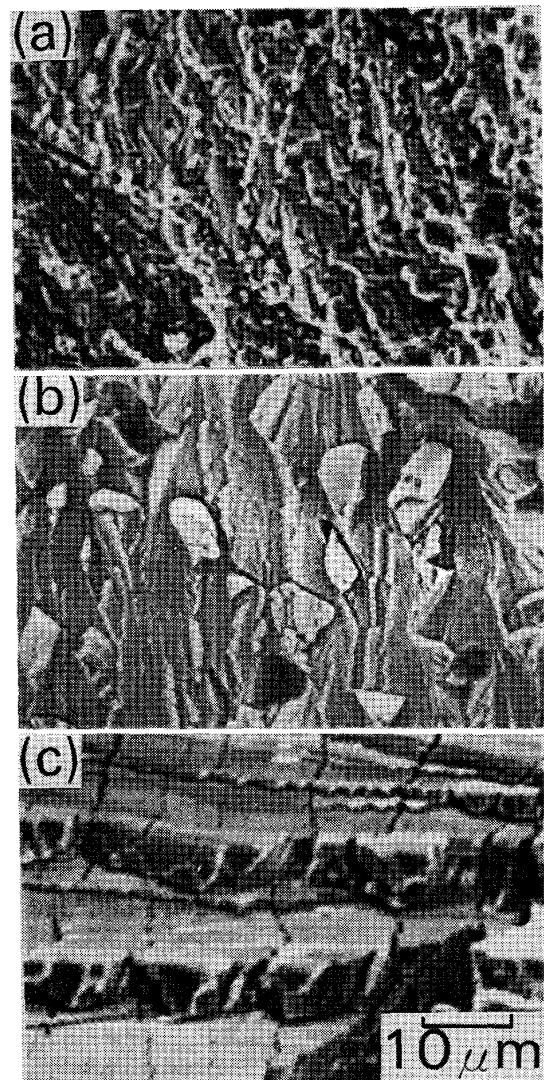
Photo. 3. Fracture mode of the specimens having the microduplex and the coarser structure in boiling 42%MgCl₂ solution.

結晶粒が大きいほど腐食に必要な粗大すべりを生じやすくなるために割れ感受性が高くなると説明している。 α 結晶についても同様なことが考えられるが、 α は γ に比べて交差すべりを生じやすいことや (c) に示したように粒内に多数の微小き裂が発生していることを考えると割れの難易を粗大すべりだけで説明するには疑問も残り今後の検討が必要である。また、写真には示していないが機械的延性破断を示す dimple 破面近傍の応力腐食割れ破面には、 α 粒内を貫通したラメラ模様が一歩観察されている。この点については後で考察する。

3-3 475°C 時効材の応力腐食割れ

本試料は 475°C で等温時効すると α が 2 相分離を起こして硬化し応力腐食割れ感受性が著しく低くなることを報告¹²⁾した。ここでは応力腐食割れ挙動に及ぼす 475°C 時効の影響が主に γ 結晶粒径によつてどのように変化するかについて述べる。

Fig. 9 は、950°C で 30 min 溶体化処理した微細混合組織および 1300°C で F.H. 処理した粗大混合組織をもつ試料 A, D の応力腐食割れ感受性と付加応力ならびに 475°C 時効時間の関係を示す。微細混合組織の場合、未時効(0), 5, 90 さらに 300 h と時効時間が長くなるにつれて割れ感受性が低くなり、300 h 後には 70 kgf/mm² の高付加応力下でも 10⁴min の試験時間内で



(a) Microduplex structure (950°×10min),
applied stress : 50kgf/mm²
(b) Coarser structure (1050°C×5h),
applied stress : 40kgf/mm²
(c) Coarser structure (1300°C×30min F.H.),
applied stress : 25kgf/mm²

Photo. 4. Scanning electron micrographs of the fractured surface of specimens having the microduplex and coarser structure in boiling 42%MgCl₂ solution.

割れなくなる。粗大混合組織の場合には時効の進行とともに割れにくくなるが、微細組織に比べると割れ感受性は高い。

時効による試料の強度変化を考慮して 475°C 時効時間と応力腐食割れ感受性との関係を定率付加応力のもとで整理すると Fig. 10 のようになる。割れ感受性は時効初期の 5 h 付近で高くなるが、さらに時効を続けると再び低下し長時間時効によつて割れにくくなる。前報¹²⁾¹³⁾で述べたように、この変化は 475°C で等温時効した場合の硬度変化の挙動と対応しており、2 相ステンレス鋼では α の 2 相分離が応力腐食割れ感受性を低下させる

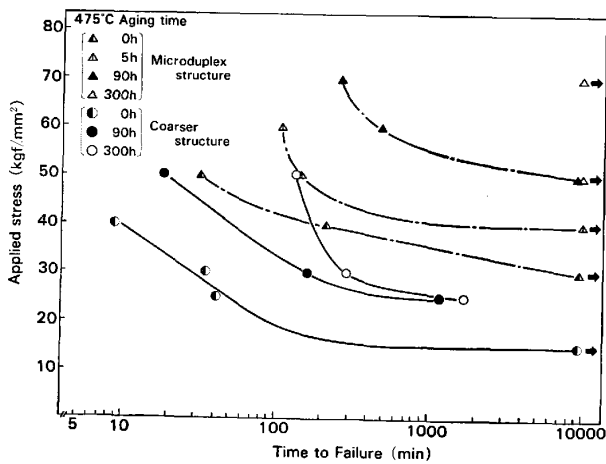


Fig. 9. Effect of the applied stress and aging time on time to failure in boiling 42% $MgCl_2$ solution of specimens having the microduplex and coarser structure.

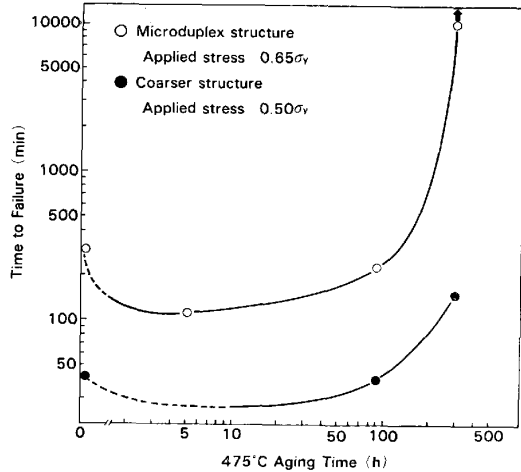


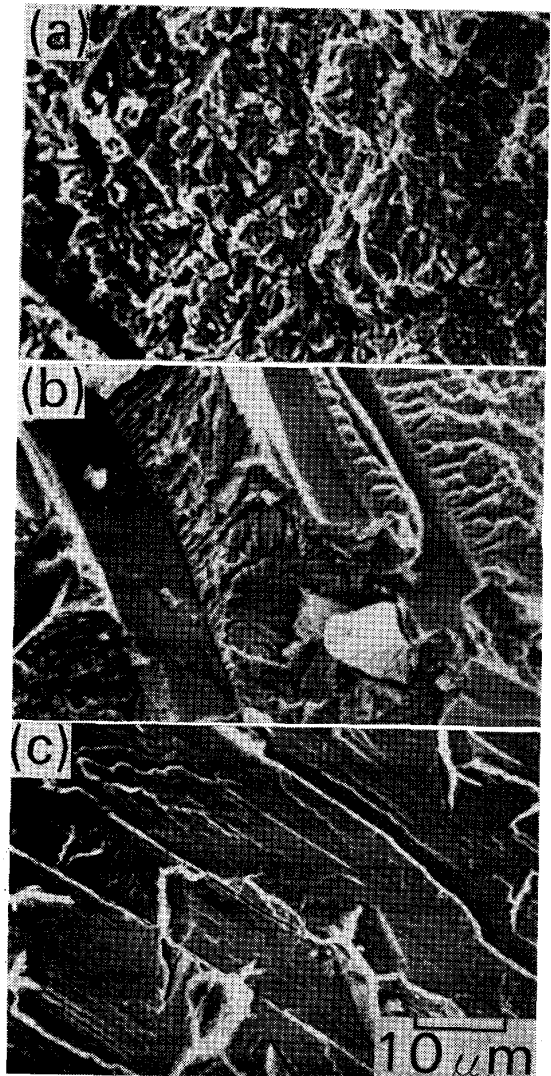
Fig. 10. Effect of 475°C isothermal aging on time to failure in boiling 42% $MgCl_2$ solution of specimens having the microduplex and coarser structure.

働きをしているといえる。また、時効による割れ感受性の低下は、粗大混合組織よりも微細混合組織をもつ試料で特に著しい。

このように、475°C 時効後の割れ感受性に対しても結晶粒径は顕著な影響を及ぼしていることが明らかになったが、この場合には α の影響に着目する必要がある。前述したように、粗大混合組織をもつ試料は時効することによって α が非常に双晶を発生しやすくなっている。そのために腐食試験時の付加応力によって双晶変形が起これり、これが HULL¹⁷⁾ や BIGGS¹⁸⁾ らによつて報告されているようなクラックの発生に結びつき脆化している試料の割れを促進するものと推察される。そのために、粗大混合組織の場合には割れ抑制作用として働く時効の効果が双晶の発生によつて相殺されてしまう。最近、小川ら¹⁹⁾は Ni 含有の α 系ステンレス鋼において双晶の発

生頻度が高くなると割れ感受性が高くなり、また割れは双晶を伝播して成長していくことを報告している。このことは、2相ステンレス鋼でも同様に双晶変形と応力腐食割れ感受性との間に密接な関係があることを支持するものとみなせる。

Photo. 5 は 475°C で等温時効した試料 A, D の応力腐食割れ部および機械的破断部の破面を走査電子顕微鏡で観察した結果を示す。微細混合組織をもつ試料 A を 90 h 時効した場合、応力腐食割れ破面は (a) に示すように α と γ が微細にしかも複雑に入りこんで破面単位も細かく分割されているが、Photo. 4(a) に示した時効前の破面と本質的な相違は認められない。さらに時効が進



(a) Microduplex structure (aging for 90h), applied stress : 70kgf/mm²
 (b) Coarser structure (aging for 300h), applied stress : 30kgf/mm²
 (c) Mechanical fractured surface of α part (aging for 300h), applied stress : 30kgf/mm²

Photo. 5. Scanning electron micrographs of the fractured surface of specimens after aging at 475°C.

行 (300 h) しても割れ形態に変化は認められない。次に粗大混合組織をもつ試料 D を 300 h 時効した場合の応力腐食割れ破面を (b) に示す。時効前と異なり α の粒内割れ破面には粒内を直線状に α - γ 界面まで走った鋭い起伏のあるラメラ模様が観察されるが、これらは応力腐食割れ試験後の光学顕微鏡による組織観察でも多数認められた双晶変形と関連があるものと考えられる。その理由として、低応力で双晶変形しやすい時効した試料はラメラ模様が応力腐食割れ部に広く分散しているのに比べて、双晶変形しにくい時効前の粗大混合組織においては、ラメラ模様は機械的延性破断を示す dimple 破面部近傍の応力腐食割れ破面にのみわずかに観察されたこと (dimple 破面部近傍は割れの進行にともなつて付加応力が σ_y 付近まで上昇し、引張試験の結果からも明らかのように双晶を発生しやすい条件にある) ならびに微細混合組織をもつ試料からは双晶およびラメラ模様を確認できないこと等があげられる。(c) は 300 h 時効した試料 D の応力腐食割れ-機械的破断遷移領域近傍における α の機械的破断面を示す。破面はへき開状を呈しており、双晶による変形帯とそれに沿った割れならびに tongue (舌状模様) が観察され、 α は時効によつて脆化し、双晶界面は非常に割れやすくなつていていることを示している。以上の結果から双晶の発生が α の割れ感受性を高くする要因になつていているものと結論付けられる。なお、一部観察される γ の粒内割れ破面には時効の影響は認められない。また、割れの伝播経路は微細混合組織および粗大混合組織のいずれにおいても α および α - γ 界面が優先している。

4. 結 言

25Cr-6Ni-2Mo 系 2 相ステンレス鋼の応力腐食割れ挙動に及ぼす γ 結晶粒径の影響を、475°C 時効の前後において沸騰 42% MgCl₂ 溶液中で検討した結果次のことが明らかになつた。

1) 950°C および 1050°C で加熱保持した場合、 γ 結晶粒は保持時間のおよそ 1/2 乗に比例して成長する。また、応力腐食割れ感受性は γ 結晶粒の成長にともなつて高くなる。1150°C および 1300°C で F.H. することによつて、 γ 結晶粒は著しく粗大化し、それに対応して応力腐食割れ感受性は SUS 304 と同等まで高めら

れる。

2) 475°C で長時間時効した場合、粗大混合組織の α は非常に双晶変形を起こしやすくなる。時効の進行にともない微細混合組織をもつ試料は粗大混合組織の試料に比べて応力腐食割れ感受性が著しく低くなる。粗大混合組織では時効の進行にともない α が双晶変形を起こすようになり、これが割れの発生に結びつき割れ感受性が高くなるが、微細混合組織では双晶変形を起こさないために割れ感受性が低くなるものと考えられる。

3) 微細混合組織ならびに粗大混合組織のいずれの試料においても、割れは時効の有無に関係なく α および α - γ 界面を優先的に伝播し、 γ には割れを抑制する働きがある。

文 献

- 1) 水野 誠, 鈴木隆志: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 716
- 2) 原田憲二: 防食技術, 26 (1977), p. 721
- 3) 小若正倫: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 657
- 4) 小若正倫, 長野博夫, 鈴木英次郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 129
- 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) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85
- 8) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 474
- 9) 鈴木隆志, 長谷川博一, 渡辺三雄: 日本金属学会誌: 32 (1968), p. 1171
- 10) J. W. FLOWERS, F. H. BECK, and M. G. FONTANA: Corrosion, 19 (1963), p. 186
- 11) 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
- 12) K. TAKIZAWA, Y. SHIMIZU, E. YONEDA, H. SHOJI, and I. TAMURA: Trans. ISIJ, 20 (1980), p. 583
- 13) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 353
- 14) 佐久間健人, 西沢泰二: 日本金属学会会報: 10 (1971), p. 279
- 15) 高山武盛, 魏 明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1176
- 16) V. L. BARNWELL, J. R. MYERS, and R. K. SAXER: Corrosion, 22 (1966), p. 261
- 17) D. HULL: Acta Metall., 8 (1960), p. 11
- 18) W. D. BIGGS and PRATT: Acta Metall., 6 (1958), p. 694
- 19) 小川洋之, 伊藤 功, 林 巨幸: 防食技術, 30 (1981), p. 615