論 文 UDC 669.15'24'26-194.56 : 620.194.2 : 621.785.616.24 : 621.7.016.3

SUS 304 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 SUS 304 Stainless Steel

Kikuo TAKIZAWA, *Yasuhiko* SHIMIZU, *Eisaku* YONEDA, *Hokoto* SHOJI, and *Imao* TAMURA

Synopsis:

The effects of cold work and heat treatment on the stress corrosion cracking (SCC) behavior of SUS 304 stainless steel wire were studied in boiling 42%$MgCl_2$ solution under the applied stress of 25kg/mm^2.

The SCC susceptibility of the specimen which was subjected to a cold work greatly decreased with lowering the working temperature when the degree of cold work was 7% or above, but has a tendency to increase in the case of a less working or an as-subzero treatment. It seems that the change of such an SCC susceptibility was closely related to the formation of stress-induced martensite. It was found that the intergranular SCC (IGSCC) was observed under the condition of cold work or as-subzero treatment which increased SCC susceptibility. The above results suggest that there is a correlation between the SCC mode and the working condition, and the IGSCC was due to the formation of ε-type martensite. In the specimens which were aged at 470 or 530°C for short time after the solution treatment, the SCC susceptibility was increased, and the IGSCC was observed, whereas it was not observed after aging at 600, 700 or 850°C for more than 0.5hr in the solution treated or cold worked specimens.

1. 緒 言

18-8ステンレス鋼は耐食性や機械的性質がすぐれているために実用材料として広範に利用されているが，応力腐食割れをおこしやすい欠点をもつている．そのために環境側因子および材料面から応力腐食割れについて数多くの研究がなされてきた[1)~22)]．それらの中で，応力腐食割れ挙動に及ぼす冷間加工や熱処理の影響は実用面からも重要な問題の一つであるが，これらの影響には内部歪み，格子欠陥，変態，析出などの金属組織的因子が複雑に関与しているため，現在割れ挙動との関係を統一的に説明できるまでに至つていない．例えば，18-8ステンレス鋼を冷間加工すると加工率や加工温度等の諸条件によつて応力腐食割れ感受性や割れ形態が著しく変化し[6)8)12)14)~15)]，通常粒内割れとされている42%$MgCl_2$試験[11)]でも粒界割れが観察されるようになる[12)15)]．これらの現象はマルテンサイト変態と関連づけて説明されているが[8)12)15)]，腐食環境因子の強弱などによつても割れ挙動が変化するため特定因子の影響を議論するのはむずかしく不明な点も残されている．

一方，鋭敏化熱処理は応力腐食割れに対して悪影響を及ぼすことが種々の環境下の試験で知られているが[16)~18),20)~22)]，この関係を沸騰 42%$MgCl_2$ 中で広範囲な鋭敏化温度と時間で系統的に検討した研究はみられないようである．

本実験はこれらの点に着目して SUS 304 鋼の応力腐食割れ感受性と割れ形態が冷間加工と時効熱処理の諸条件によつてどのように変化し，またそれらに影響を与え

* 昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 4 月 23 日受付 (Received Apr 23, 1979)
** 三洋自動販売機(株) (Sanyo Vending Machine Co., 160-1Maesuna Fukiage-cho Kitaadachi-gun 369-01)
*** 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	N
0.05	0.25	1.10	0.029	0.022	9.07	18.26	0.042

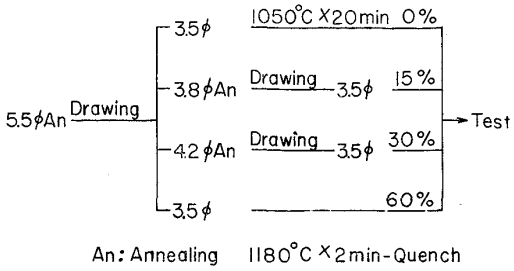


Fig. 1. Preparation of specimen.

る主因子は何であるかを金属組織面から検討した.

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 (SUS 304 鋼) の化学成分を Table 1 に示す. 試料は固溶化処理した 5.50 mmϕ の軟質線を, Fig. 1 に示す製造方法によつて冷間伸線と熱処理を行い減面率でそれぞれ 0, 15, 30, 60% の加工を与え 3.50 mmϕ にした. ただし 0% 材とは 60% 加工材を実験用真空炉で 1 050°C×20 min 加熱後水冷 (25°C) して固溶化処理したものである. 試料製造工程中における固溶化処理は工業用光輝焼なまし炉を用い, 1 180°C×2 min 連続加熱後急冷した. また引張加工材については, 0% 材を −76～200°C の種々な一定温度で歪速度 1.3×10^{-3} s^{-1} で 3.50 mmϕ から所定の加工率 (減面率) になるまで引張変形を施した. さらに割れ形態におよぼすサブゼロ処理の影響を検討するため 0% 材を −196～0°C の種々な一定温度に 3 h 保持した. 試料の各温度における保持は目的に応じて液体窒素, ドライアイス＋エタノール, 氷水および油で行つた. 次に応力腐食割れに及ぼす時効熱処理の影響を検討するため, 0, 15, 60% 伸線加工材を 470～850°C の種々な一定温度で種々な時間真空中で等温時効した.

それぞれ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

応力腐食割れ試験装置は前報[23]と同様の定荷重法を用い負荷応力 25 kg/mm², 沸騰 42%$MgCl_2$ (143±1°C 制御) で行つた. 試料の割れ感受性の評価は破断時間で行い, 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. 加工変態相の確認は前報[23]と同様のノレルコX線回折装置で行つた.

3. 実験結果および考察

3·1 伸線加工および時効熱処理にともなう機械的性質の変化

Fig. 2 に 0% 材および加工材の室温における引張強さ (σ_B) と降伏強さ (σ_y) の変化を示す. σ_B は加工率とともにほぼ直線的に増加するが, σ_y は加工率 15% までの硬化率が著しくそれ以上の加工率では σ_B と同様にほぼ直線的に増加する. また引張試験前の組織観察で各加工材にマルテンサイトの存在を確認した.

Fig. 3 に 0% 材および加工材を 530°C で種々な時間等温時効した場合の室温における σ_B と σ_y の変化を示す. 時効にともなう σ_B と σ_y の変化は 0% 材および 15% 加工材には認められないが, 60% 加工材では時効の進行とともに低下の傾向をたどり, 528 h 後にはそれぞれ 126, 99 kg/mm² になる. 図には示していないが 600°C 時効の場合の σ_B, σ_y の変化は 0% 材では認められなかつたが, 15, 60% 加工材では 560 h 後の低下が 530°C 時効の場合に比べて大きく, その傾向は特に 60% 加工材で著しかつた (15% 加工材 : σ_B=79kg/

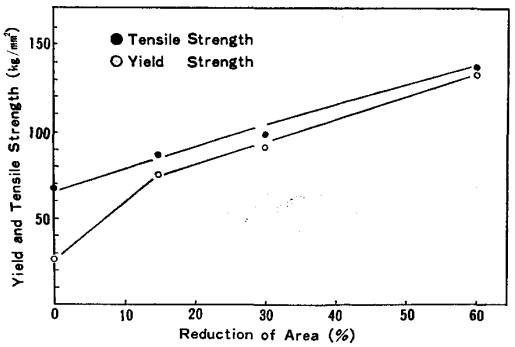


Fig. 2. Mechanical properties of specimens after cold drawing.

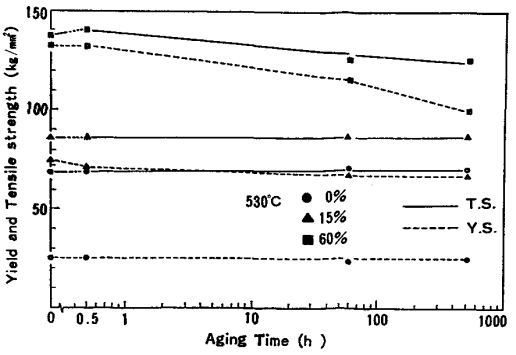


Fig. 3. Change in mechanical properties of specimens aged at 530°C for various times.

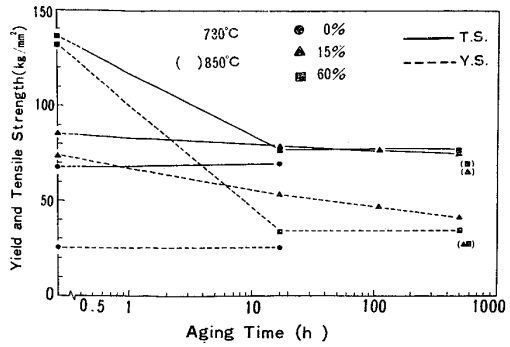


Fig. 4. Change in mechanical properties of specimens aged at 730° and 850°C for various times.

mm², σ_y=57kg/mm², 60% 加工材：σ_B=93kg/mm², σ_y=65kg/mm²).

Fig. 4 に 730°C および 850°C における結果を示す．60% 加工材は 17 h の時効で σ_B=76kg/mm², σ_y=33kg/mm² となり，0% 材とほぼ同値になる．また60%加工材の σ_y は 15% 加工材のその値よりも著しく低くなるが，これは加工率が大きいほど時効による内部歪みの開放（回復）や再結晶が促進されるためと考えられる．なお 60% 加工材には明瞭な繊維組織の発達が観察されたが，730°C で時効することによつてこれらは部分的に消滅し再結晶の進行が認められた．さらに 850°C での再結晶は時効初期から認められ 10 h 以内で完了した．

3·2 応力腐食割れ感受性と割れ形態および加工条件の関係

伸線加工材の応力腐食割れ感受性や割れ形態は冷間加工率や負荷応力によつて顕著に変化し，冷間加工にともなう材料の強度変化や誘発マルテンサイトは割れ挙動に影響を与える重要な因子であることをすでに報告[15]した．しかし，割れ挙動に対するそれらの因子の影響度合は加工条件によつて変化することが考えられる．そこで，

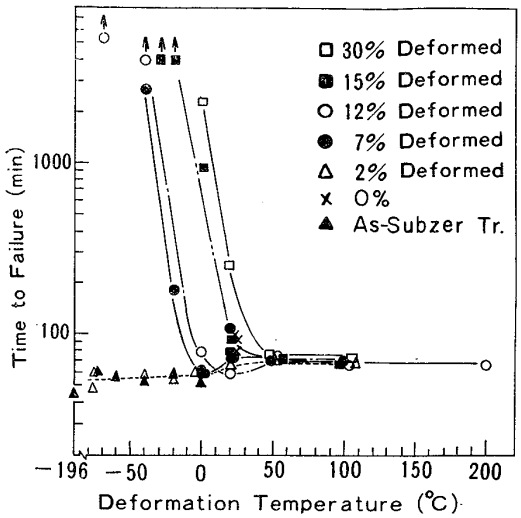
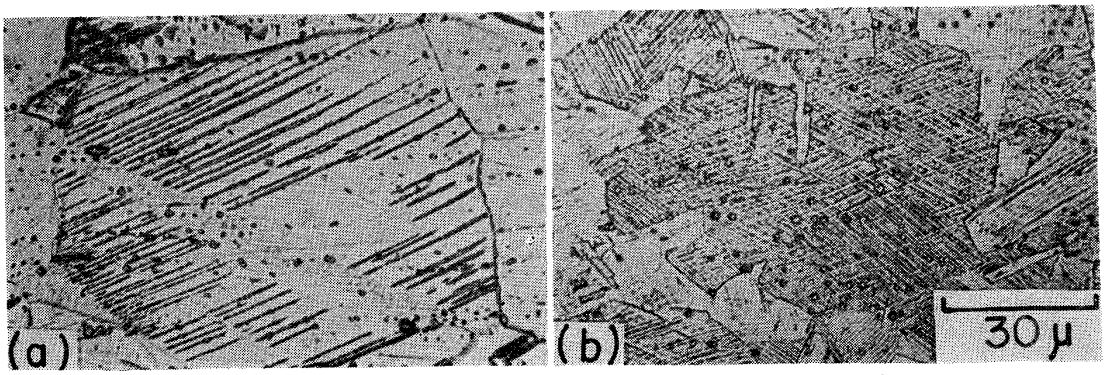


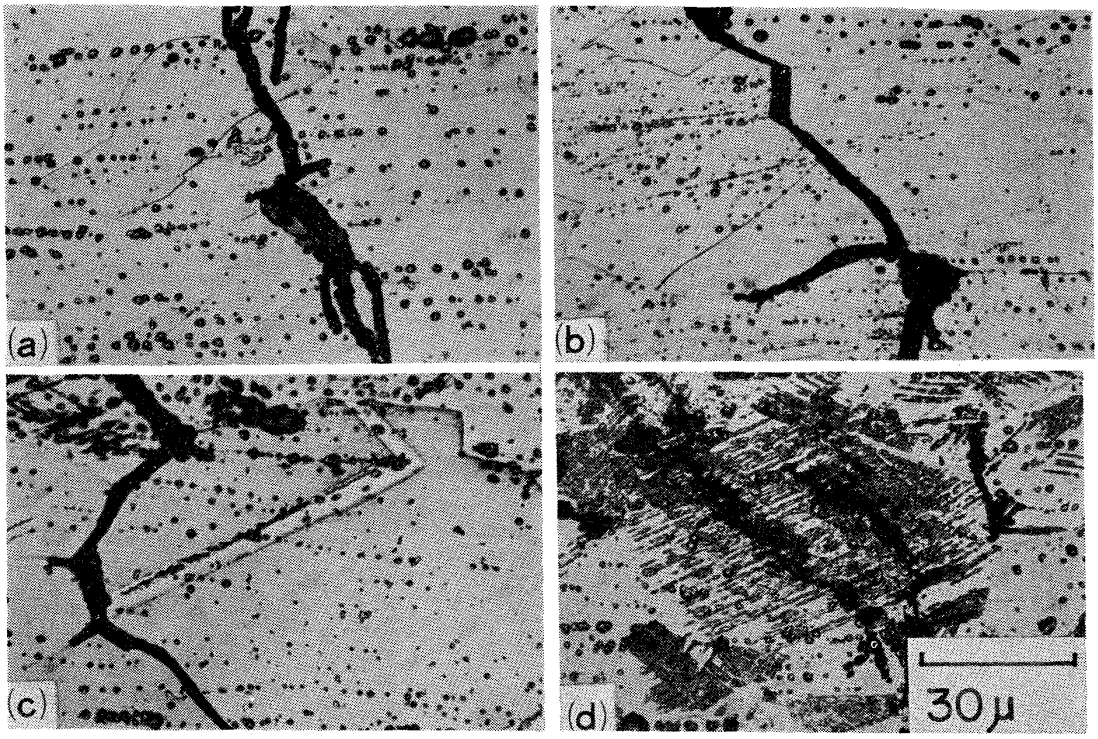
Fig. 5. Effect of cold-deformation and deformation temperature on the time to failure of spcimens fractured in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

応力腐食割れ感受性に及ぼす引張加工率と加工温度の影響について検討した結果を Fig. 5 に示す．7～30% 加工材の割れ感受性は加工時の温度が低くなると急激に低下する．特に 30% 加工材は室温付近でも他の試料に比べて割れ抵抗が大きい．しかし，2% の低加工あるいはサブゼロ処理のみで加工しない試料では感受性が 0% 材に比べて逆に高くなる傾向がある．また 7% 加工材の感受性は，加工温度が 0°C の場合，12% 加工材の感受性は 20°C の場合それぞれその前後の加工温度の場合に比べて高く，サブゼロ処理材とほぼ同値になる挙動をとる．なお，このような感受性の変化は後述する割れ形態とよい対応を示す．このように応力腐食割れ感受性は加工率と加工温度によつて顕著に変化するが，この現象を単に材料の強度変化で説明することはできない．すなわち低温加工では，応力腐食割れに対して誘発マルテンサイトの役割が非常に大きいことが推察され，Photo. 1 に示す



Etchant : Aqua regia
(a) 12% deformed at 20°C　(b) 12% deformed at −60°C

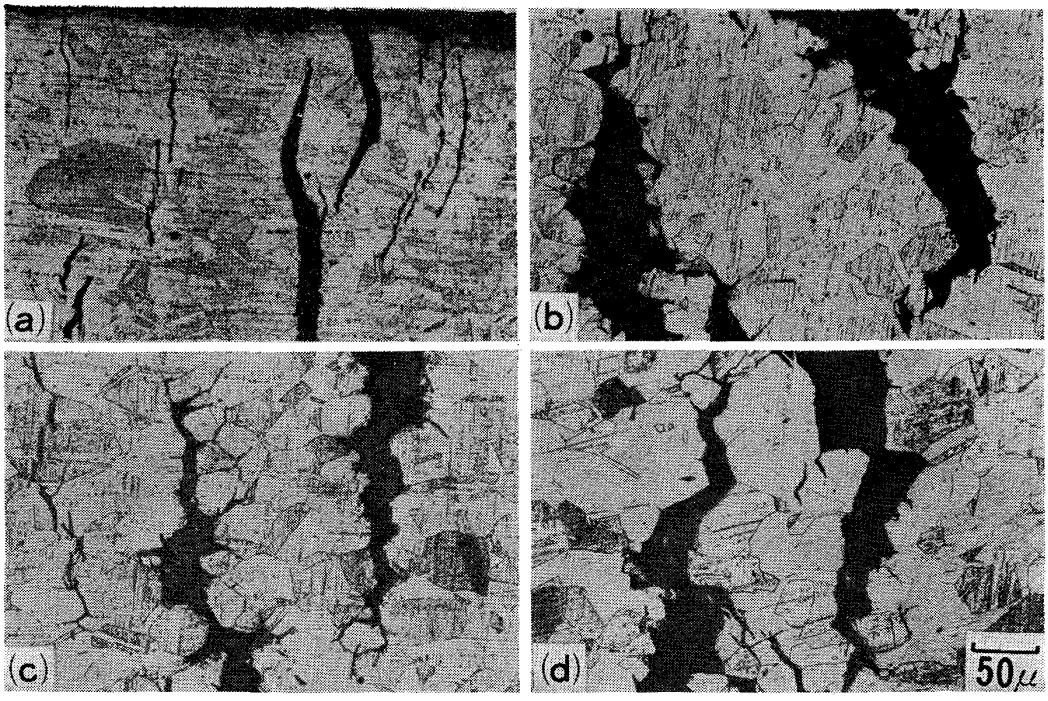
Photo. 1. Effect of deformation temperature on martensite morphology.



Etchant : Aqua regia

(a) Deformed at 200°C　(b) Deformed at 100°C
(c) Deformed at 0°C　(d) Deformed at −60°C

Photo. 2. Effect of deformation temperature on the fracture mode in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm². (12% deformed)



Etchent : Aqua regia

(a) As-solution treated　(b) At 0°C for 3h
(c) At 20°C for 3h　(d) At −196°C for 3h

Photo. 3. Effect of subzero temperature on the fracture mode in boiling 42%$MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

ように加工温度によつてマルテンサイトの形態および生成量に違いが観察される．20°C で 12% 引張加工した試料の結晶粒内にみられるすじ状組織 (Photo. 1(a)) が川端ら[12]によつて確認されている ε-マルテンサイト (ε相) の板状集合体であろうと思われる．−60°C で 12% 引張加工した場合 (Photo. 1(b)) にはX線回折の結果 30% および 60% 加工材にみられる α′-マルテンサイト (α′相) が確認された．

Photo. 2 に種々の温度で 12% の引張加工を与えた後，応力腐食割れ試験をした試料の破断組織を示す．加工温度が 200°C の場合粒内割れであるが，100°C になると粒界割れが認められるようになる．0°C では明瞭な粒界割れが認められる．さらに加工温度が −60°C になると多量のマルテンサイトを誘発し再度粒内割れに変わる．すなわち応力腐食割れ形態には加工温度依存性がある．なお粒界割れが支配的な 0°C 付近の加工では Photo. 1(a) に示した板状マルテンサイトが，粒内割れが支配的な −60°C 付近では Photo. 1(b) に示したラス状マルテンサイトが観察される．

Photo. 3 に割れ形態とサブゼロ温度の関係を示す．(a)は 0% 材，(b)～(d) は 0% 材をそれぞれ 0，−20, −196°C に 3 h保持した後応力腐食割れ試験をした組織である．(a)は典型的な粒内割れであるが(b)では割れ先端近傍に一部粒界割れの徴候が認められる．さらに(c)(d)になると粒界割れが明瞭になり，特に(d)では割れ全域にわたつて粒界割れが支配的になつている．またサブゼロ処理材や低加工材で生じる粒界割れ破面には，共通して Photo. 4(a)のようにすべり線あるいはε相によると考えられる[24)~26)]ストリークが観察される．加工率が増加するにつれて Photo. 4(b) に示すように粒内割れが多く観察されるようになるが，粒界にはストリークの痕跡が残つている．さらに加工率が増加すると Photo. 4(c) に示すように完全に粒内割れになりストリークは認められない．

Fig. 6 に割れ形態と引張加工率および加工温度の関係を整理した結果を示す．2本の実線内は粒界 (IG) と粒内 (TG) の混合割れ，実線外は粒内割れが生じる範囲で特に加工温度が低くなるにつれて低加工率あるいはサブゼロ処理の状態で粒界割れが支配的になつてくる．例えば −76°C 付近では 2% 以下の加工率で粒界支配であるが，2% 以上 (例えば 7%) になると粒内割れになり，20°C 付近では約 7～30% の加工率で粒界支配，それ以下又は以上の加工率では粒内割れになつてくる．以上のように割れ形態と加工条件との間には一定の関係を見いだすことができる．

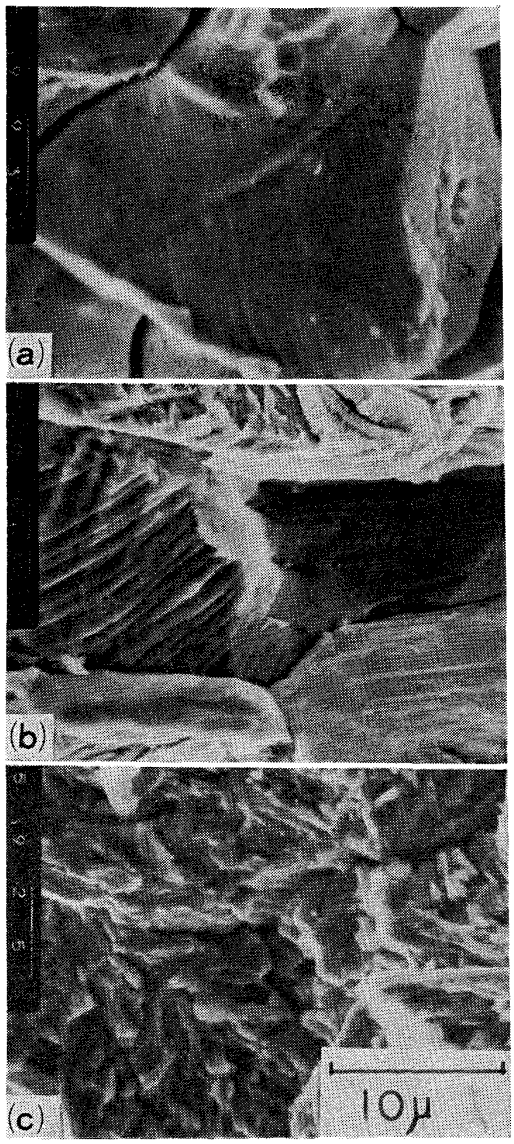


Photo. 4. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimen fractured in boiling 42%$MgCl_2$ solution at 25 kg/mm² after cold drawing.

従来の研究[24)27)]によれば，18-8ステンレス鋼はサブゼロ処理することによりε相とα′相を生成する．福島[28)]らは −100°C 保持材からX線回折によつてε相を確認していることからサブゼロ処理によつてかなりの量のε相が生成するものと考えられる．また，これらの変態相と応力腐食割れとの関連性を示唆している研究[12)29)]もあるが，εあるいはα′相と応力腐食割れ挙動との結びつきについては直接的なものであるか否か明らかにされていない点もあるようである．しかしε相の生成条件やその形態[12)30)31)]およびε相がγ→α′変態の過渡的段階として生成[31)32)]することなどを考慮すれば本実験で得られた応力腐食割れ形態と変態相との関連性を考察する場合，加工条件とその結果得られた変態組織，破面形態及び割れ感

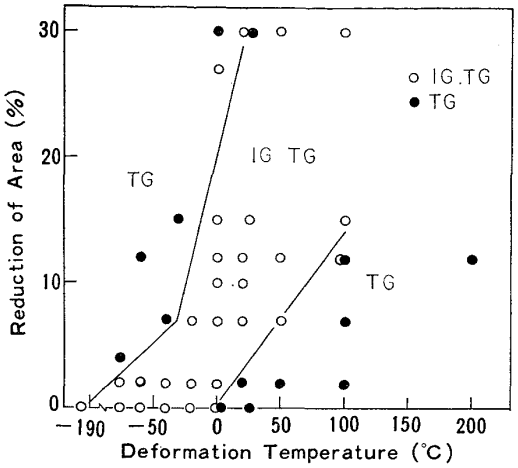


Fig. 6. Effect of cold-deformation and deformation temperature on the fracture mode of specimens fractured in boiling 42%$MgCl^2$ solution at 25 kg/mm².

受性との対応から粒界割れに対してはε相，粒内割れに対しては α′ 相が本質的な役割を果たしているものと考えられる．

高野[33]は定歪み速度試験による粒界割れ機構について，粒界堆積転位の先端で Zener あるいは Stroh 型の微視的割れが形成され，そこに腐食媒が作用して粒界割れを成長させ応力を緩和していくものと考えている．Sipos[34] らはε相によつて粒界に応力集中が起こり，そこにミクロクラックが発生することを高 Mn 鋼の研究の中で示唆している．本実験条件から得られた応力腐食割れについても，サブゼロ処理あるいは低加工を受けた試料の粒界は Photo. 4(a) に示したようにε相成長の障害として，あるいは転位の堆積場所として強く働くため歪みエネルギが高い状態にある．したがつて，そこに腐食媒が作用して粒界割れを成長させていくものと推察される．しかし，加工率が増加するにつれて粒界は堆積転位の障害となりきれず，他のすべり系に新しいすべりを生じさせることによつて歪みエネルギを低下する．また，一般にε相が板状でγ結晶粒内を貫通しやすい性質があるのに対して，α′相はラス状でε集合体の間隙をうめるように生成する性質がある[31]ため高加工領域で生成しやすい α′ は特に粒界の歪みエネルギを高める要因にはなりにくい．このような理由から加工率の増加につれて粒界割れが生じにくくなるものと推察される．

3·3 時効熱処理材の応力腐食割れ感受性

0％ および加工材を 470°C で等温時効した場合，0％材は短時間の時効で応力腐食割れ感受性が高くなり，60％加工材は長時間の時効で感受性が著しく低くなる性質があることを報告[15]した．

さらに 0，15 および 60％ 加工材をそれぞれ 530，

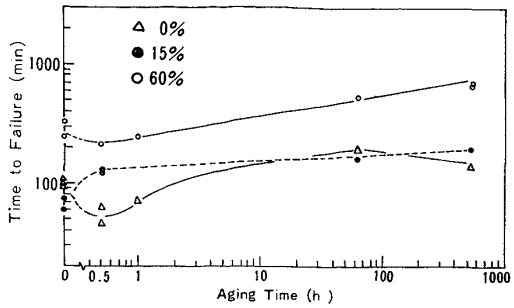


Fig. 7. Effect of 530°C isothermal aging on time to failure of specimens in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

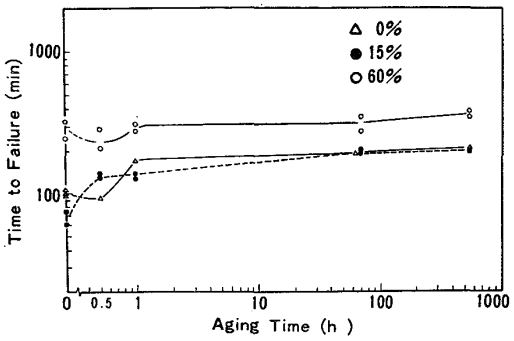


Fig. 8. Effect of 600°C isothermal aging on time to failure of specimens in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

600°C で時効した場合の応力腐食割れ感受性の変化を Fig. 7, 8 に示す．0％ 材の感受性は 530°C, 0.5 h の時効で高くなるが，1 h 以上の時効で低くなる傾向にある．15％ 加工材には時効による感受性の増大は認められず，また 60％ 加工材は約 500 h 後の感受性が低くなる．これらの感受性の変化は 470°C 時効の場合[15]と類似の傾向を示す．600°C 時効では，時効初期の感受性の変化は 0％ 材および各加工材とも 530°C 時効の場合と同じ傾向を示すが 530°C長時間時効で認められた 60％ 加工材の感受性の低下は認められない．これは後述する Cr 炭化物の挙動と関係があるように思われる．結果は示していないが 730°C 時効の場合も 600°C とほぼ類似の傾向を示した．

Fig. 9 に 850°C 時効の結果を示すが，Fig. 7, 8 に認められた 0％ 材の時効初期における破断時間の減少は現れず，0.5 h 時効ですでに割れ感受性が低下している．また 60％ 加工材の感受性は，1 h で 0，15％ 加工材の感受性とほぼ一致し再結晶のためか冷間加工の影響は消失する．

Fig. 10 に 0％ 材および加工材の時効温度による応力腐食割れ感受性の変化を 1 h および 500 h 時効で整理した結果を示す．1 h 時効の場合，0％ 材の割れ感受性は 470～530°C 付近で高くなるが，加工材は変化しないか

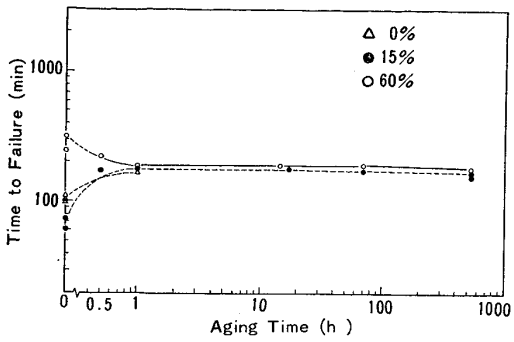


Fig. 9. Effect of 850°C isothermal aging on time to failure of specimens in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

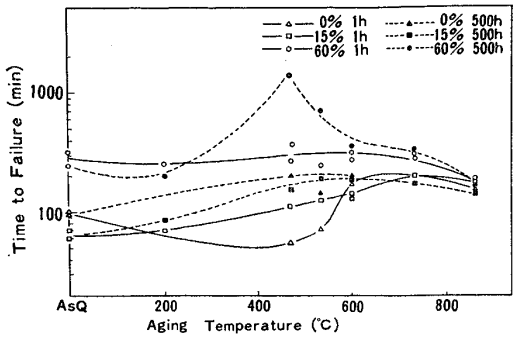


Fig. 10. Effect of aging temperature on time to failure of specimens in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

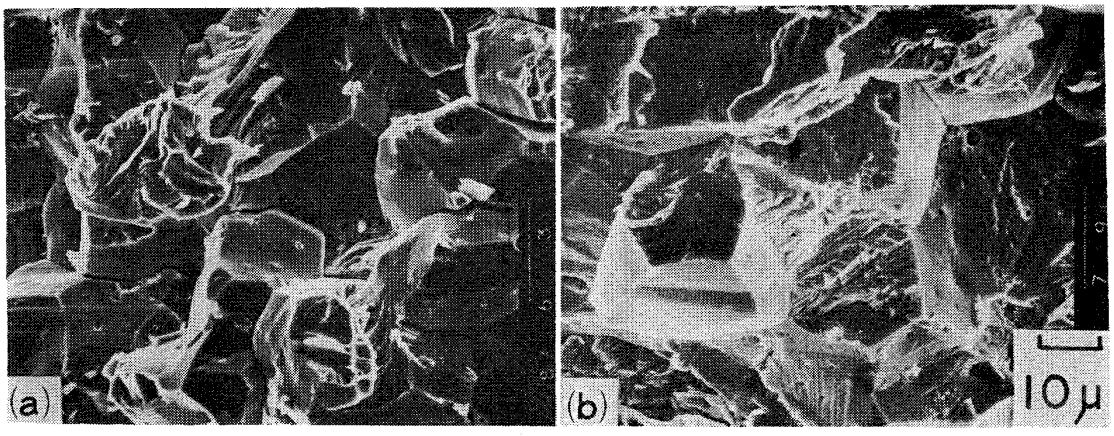
あるいは低くなる傾向にある．割れ感受性が高くなる原因は比較的低温，短時間 (525°C×5min) 時効後の組織から $(Fe\cdot Cr)_{23}C_6$ 炭化物の析出が確認されている[35]ことから粒界近傍に形成された Cr 欠乏部の優先溶解のためと考えられる．また 500 h 時効では 60% 加工材の感受性が 470～530°C 付近で著しく低下する．これは時効による試料の強度上昇も認められないことから(Fig. 3) 加工により粒界および粒内に多数導入された格子欠陥部に析出した Cr 炭化物[36]などのために全面腐食* が促進され，腐食の局部性が失われたためと推察される．

3·4 時効熱処理材の応力腐食割れ形態

すでに報告[15]したように未時効材の割れ形態は 0 および 60% 加工材が粒内，15% 加工材が粒界支配であるが，それらを 470°C で短時間時効すると 0% 材に明瞭な粒界割れが観察されるようになり，15% 加工材は未時効の場合よりもその傾向が小さくなる．60% 加工材は時効の有無に関係なく粒内割れである．なお，0 および 15% 加工材を 470°C, 0.5 h 時効後に腐食破断させた場合の粒界割れ破面の特徴を Photo. 5 に示す．0% 材 (a) の粒界面は平滑であるが，15% 加工材 (b) には Photo. 4(a) で観察されたストリークが残っている．470°C で時効を続けると 0% 材は Photo. 6(a) に示すように 15 h まで機械的破断面 (dimple 部) 近傍に粒界割れが観察されるが，15% 加工材は Photo. 6(b) のように 3 h でほぼ粒内割れになる．

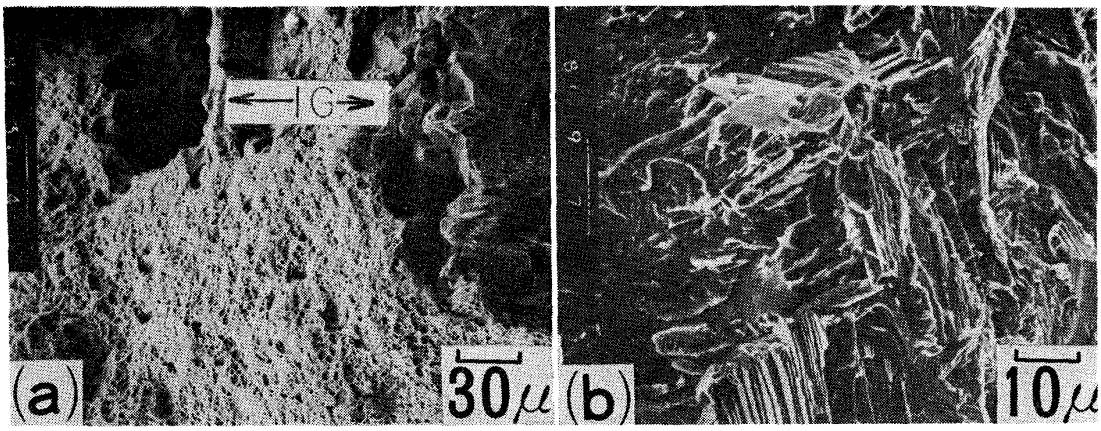
写真には示していないが 530°C で 0.5 h 時効した場合は，0% 材にのみ粒界割れが観察されるが，加工材およびさらに長時間時効した場合は粒内割れである．なお 15% 加工材の粒内割れ破面には Photo. 7 に示すような粒内を直線状に走つた起伏のあるラメラー模様が観察されるが，これは加工時に導入されたすべり線あるいは ε 相のためと考えられる．この模様は Photo. 6(b) にも一部観察されるように粒界割れが現れるような加工条件を与えた試料を時効した場合明瞭に認められる．

* 硫酸・硫酸銅溶液による粒界腐食試験の結果，470°C，700 h 時効した 60% 加工材の結晶粒内に微細な網目状の割れが多数認められる．これは粒内にも炭化物が析出し腐食活性点が粒界，粒内に広く散在したためである．さらに 5% 硫酸腐食試験の結果，470°C，700 h 時効した 60% 加工材の腐食減量は同一条件で時効した 0% 材の腐食減量に比べて約 17 倍（未時効材では約 5 倍）になる．



(a) 0% drawn (b) 15% drawn

Photo. 5. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens fructured in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm² after aging at 470°C for 0.5h.



(a) Aged at 470°C for 15h after 0% drawing. (b) Aged at 470°C for 3h after 15% drawing.

Photo. 6. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens fractured in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm².

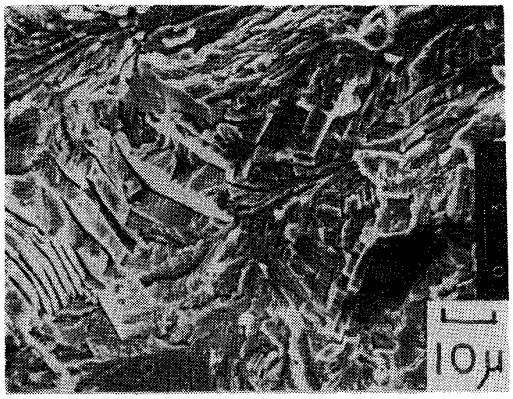


Photo. 7. Scanning electron micrographs of fracture surface of 15% drawn specimen fractured in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm² after aging at 530 °C for 0.5h.

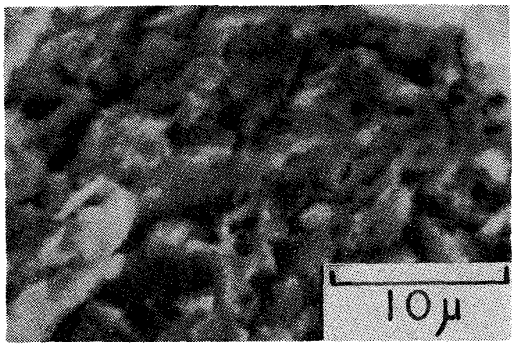


Photo. 8. Scanning electron micrograph of fracture surface of 60% drawn specimen fractured in boiling 42% $MgCl_2$ solution at 25 kg/mm² after aging at 600 °C for 560h.

さらに 600, 730 および 850°C で 0.5 h あるいはそれ以上時効した場合は 0% および加工材とも粒内割れである．ただし，これらの温度で 560 h 時効した加工材には Photo. 8 に一例を示すように粒内にも析出した炭化物が成長し，粒状に孤立したためと思われる“孔状”の粒内割れ破面が観察されるようになる．このように，時効材の応力腐食割れ形態は非常に複雑な挙動をとることが明らかになつた．

一般に，γ系ステンレス鋼を 500～800°C で時効すると結晶粒界に $M_{23}C_6$ 型の炭化物を析出し，これが粒界腐食の原因になる．また炭化物の析出は加工によつて促進される[36]．応力腐食割れにおいても炭化物析出反応と割れ挙動は密接な関係があり，鋭敏化処理した SUS304 鋼は腐食性の弱い NaCl 溶液で粒界割れを生じる[19]ことが知られている．しかし，腐食性の強い沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液では鋭敏処理しても通常粒界割れは生じない[11)19)]といわれてきた．だが，本実験の結果沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液でも従来一般に行われた鋭敏化条件(例えば 650°C×2h[19])より低温，短時間の時効によつて粒界割れ感受性が高くなることが明らかになつた．これは粒界腐食を促進するといわれている炭化物 $M_{23}C_6$ の粒界での連続した析出[26)36)]，あるいは時効条件が比較的低温，短時間であることから，炭化物析出に起因した整合歪の影響等による粒界の優先溶解が原因ではないかと考えられる．また，15% 加工材では加工時に導入された格子欠陥のため炭化物反応が促進され，粒界-粒内割れの臨界条件が 0% 材より短時間時効側に移行している．60% 加工材では加工により発達した繊維組織，粒界腐食を抑制する粒界炭化物の粒状孤立化[26)]，さらに多数の粒内格子欠陥上への炭化物析出が促進[36)]されるため 0% 材あるいは低加工材よりも粒界析出炭化物が相対的に減少し，これらが粒界割れを抑制させる原因になるのであろうと考えられるが確かなことは明らかでない．なお高温あるいは長時間の時効では光学顕微鏡でも炭化物が明瞭に観察されるようになり，炭化物の粒状孤立化，Cr 拡散によ

る Cr 欠乏層の減少[37)~39)] さらに粒内析出等のために粒界割れ感受性が低下するものと考えられる.

4. 結 言

SUS 304 鋼の応力腐食割れ挙動に及ぼす冷間加工と時効熱処理の影響を沸騰 42%$MgCl_2$ 溶液中で検討して,以下の結果を得た.

(1) 冷間加工材の応力腐食割れ感受性は加工率が大きい場合,その時の加工温度が低くなるにつれて急激に低下するが,加工率が小さいか又はサブゼロ保持のままでは逆に高くなる傾向にあり,加工条件の影響を強く受ける.このような感受性の変化は誘発マルテンサイトに起因している.

(2) 割れ感受性が高くなる加工条件,又はサブゼロ保持した場合は粒界割れが支配的になる.また,これらの条件の範囲は ε 相の生成条件範囲と対応しており粒界割れには ε 相が本質的な役割を果しているものと考えられる.

(3) 0% 材を 470~530°C で短時間時効熱処理した場合,割れ感受性が高くなり粒界割れが支配的になる.

(4) 高加工材を 470~530°C で長時間時効熱処理すると割れ感受性がかなり低下し耐 SCC 性がよくなる.割れ形態は時効温度,時間に関係なく粒内割れである.

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日本精線(株)の宮崎雅博氏に深謝の意を表します.

文 献

1) *J. G.* Hines: Corros. Sci, 1(1961), p. 2
2) *T. P.* Hoar and *J. G.* Hines: JISI, 182(1956), p. 124
3) *M. L.* Holzworth and *A. E.* Symonds: Corrosion, 25(1969), p. 287
4) *H. R.* Copson and *G.* Economy: Corrosion, 24 (1968), p. 55
5) *V. L.* Barnwell, *J. R.* Myers, and *R. K.* Saxer: Corrosion, 22(1966), p. 261
6) *P. J.* Greeley, *V. J.* Russo, *R. K.* Saxer, and *J. R.* Myers: Corrosion, 21(1965), p. 327
7) 前川立夫, 香川 優, 中島宣雄: 日本金属学会誌 27(1963), p. 548
8) 森田 茂: 日本金属学会誌, 25(1961), p. 610
9) 木島 茂: 防食技術, 17(1968), p. 381
10) 岡田秀弥, 細井祐三, 阿部征三郎, 山本州一: 日本金属学会誌, 37(1973), p. 197
11) 小若正倫: 防食技術, 26(1977), p. 257
12) 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. 1054
13) *L.* Bednar: Corrosion, 33(1977), p. 321
14) *H. P.* Hawkes, *F. H.* Beck, and *M. G.* Fontana: Corrosion, 19(1963), p. 247
15) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作: 三洋電機技報 10(1978), p. 95
16) *W. E.* Berry, *E. L.* White, and *W. K.* Boyd: Corrosion, 29(1973), p. 451
17) *W. L.* Clarke and *G. M.* Gordon: Corrosion, 29(1973), p. 1
18) 小若正倫: 鉄と鋼, 60(1974), p. 427
19) 森田 茂: 日本金属学会誌, 25(1961), p. 671
20) 泊里治夫, 下郡一利, 藤原和雄: 腐食防食協会春期講演予稿集, (1976), A-208
21) 金子 智, 粟本昭二, 原田憲二: 腐食防食協会春期講演予稿集, (1977), A-113
22) 服部成雄, 横須賀常信, 湊 昭, 佐々木良一, 向井喜彦: 第 24 回腐食防食討論会予稿集 (1977), p. 59
23) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作, 庄司才止, 田村今男: 鉄と鋼, 65(1979), p. 617
24) *P. L.* Mangonon and *G.* Thomas: Met. Trans., 1(1970), p. 1577
25) *J. F.* Breedis: Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1583
26) 近崎充夫, 添野 浩: 鉄と鋼, 64(1978), p.1363
27) 西山善次, 清水謙一, 盛川士郎: 日本金属学会誌 27(1963), p. 497
28) 福島英二, 後藤 昭, 伏見光造: 日本金属学会誌 36(1972), p. 195
29) 上出英彦, 菅原英夫: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 528
30) 深瀬幸重, 江波戸和男, 大久保延弘, 村尾誠一: 日本金属学会誌, 32(1968), p. 38
31) 西山善次: マルテンサイト変態, 基本編, (1971) p. 40 [丸善]
32) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, (1969), p. 48 [日刊工業新聞社]
33) 高野道典: 日本金属学会秋期講演概要, (1975), p. 247
34) *K.* Sipos, *L.* Remy, and *A.* Pineau: Met. Trans., 7A(1976), p. 857
35) 西村 強, 若宮辰也, 林田 博, 山岡幸男: 鉄と鋼, 60(1974), p. 682
36) 藤田輝夫, 小林未子夫: ステンレス鋼便覧 (長谷川監修), (1975), p. 339 [日刊工業新聞社]
37) *R.* Stickler and *A.* Vinckier: Trans. ASM, 54 (1961), p. 362
38) *C. S.* Tedmon, *D. A.* Vermilyea, and *J. H.* Rosolowski: J. Electrochem. Soc, 118 (1971), p. 192
39) *F. G.* Wilson and *F. B.* Pickering: JISI, 210 (1972), p. 37