

準安定および安定オーステナイト系ステンレス鋼の粒界腐食 におよぼす冷間加工と熱処理の影響*

近 崎 充 夫**・添 野 浩***

Effect of Cold Working and Annealing on Intergranular Corrosion of Metastable and Stable Austenitic Stainless Steels

Mitsuo CHIGASAKI and Kô SOENO

Synopsis:

Intergranular corrosion (IGC) susceptibility to Strauss test of metastable and stable austenitic stainless steels annealed at 500~800 °C after solution treatment and cold drawing was investigated.

The annealing temperature for giving peak IGC susceptibility ranged from 650 to 700 °C in solution treated specimens and it dropped to lower temperatures, 550~600 °C, in slightly and moderately cold drawn ones. With increasing the reduction of cold drawing, the IGC susceptibility became very small for all annealing temperatures tested. The critical reduction of cold drawing beyond which the IGC susceptibility diminished increased with increasing carbon content in steel.

The effects of cold working and annealing on the IGC susceptibility of metastable austenitic stainless steels were very similar to those of stable ones. This suggests that the martensite phase induced by cold working of metastable austenitic stainless steels does not necessarily give an essential effect on the susceptibility to IGC.

On the basis of electron microscopic observation of grain boundary morphologies and precipitated carbides in various specimens, the mechanism of the effect of cold working on the change in IGC susceptibility of these steels was discussed.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼の粒界腐食は、多くの場合、結晶粒界における炭化物析出に起因する^{1)~10)}。すなわちオーステナイト系ステンレス鋼を 500~800°C で時効すれば、結晶粒界に沿って炭化物 $M_{23}C_6$ が析出し、これが粒界腐食の原因となる。以上の観点から、炭化物 $M_{23}C_6$ の析出について多くの観察がなされ、炭化物 $M_{23}C_6$ は結晶粒界も含めて、整合、非整合双晶境界あるいは焼入れ歪によつて導入された転位などの格子欠陥上に各析出場所に依存した種々の形態で不均一析出することが明らかにされている^{11)~17)}。また、ADAMSON らは時効前の 0.5~1.0% 程度の塑性変形によつて、結晶粒界における炭化物の析出密度が増加することを報告している¹⁸⁾。

一方、時効処理前の冷間加工が粒界腐食性に影響をおよぼすことも知られている¹⁾²⁾¹⁹⁾。たとえば MONYPENNY

²⁰⁾、TEDMON ら²¹⁾は冷間加工されたオーステナイト系ステンレス鋼は高い鋭敏化温度では溶体化材に比較して粒界腐食を生じにくい、低温では逆に粒界腐食が加速されると指摘している。さらに RANDAK ら²²⁾は加工度が 50% になると、低温側での加速が認められなくなるとしている。以上のようにオーステナイト系ステンレス鋼の粒界腐食性は冷間加工度およびその後の時効温度などに大きく左右される。また SUS 304 鋼などの準安定ステンレス鋼では加工度の増加とともにマルテンサイト変態も進行し^{23)~27)}、これが粒界腐食性に影響している可能性もあるが²¹⁾²⁸⁾、なお十分明らかにされていない。

そこで本報告では、オーステナイト系ステンレス鋼の粒界腐食におよぼす冷間加工の影響を、結晶粒界における炭化物の析出に注目しつつ調べ、さらに加工と熱処理による耐粒界腐食性の改善法について検討した結果を報告する。

* 昭和 52 年 8 月 10 日受付 (Received Aug. 10, 1977)

** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwaicho Hitachi 317)

*** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the austenitic stainless steels used (wt%).

Steel		C	N	Ni	Cr	P	S	Si	Mn	Cu	Mo
[A]	304L-I	0.014		10.03	18.32	0.030	0.006	0.68	1.69		
	304L-II	0.026	0.023	10.10	18.72	0.013	0.010	0.58	1.76	0.29	0.27
	304-I	0.050		8.77	18.25	0.031	0.006	0.52	1.26		
	304-II	0.078	0.023	9.72	18.50	0.010	0.010	0.51	1.76	0.21	0.27
[B]	316L	0.030		12.09	17.37	0.037	0.009	0.70	1.79		2.17
	309S	0.060		13.65	22.21	0.031	0.010	0.79	1.64		

2. 実 験 方 法

試料の化学組成を Table 1 に示す。[A]グループの試料は冷間加工によりマルテンサイト変態が生ずる準安定ステンレス鋼，[B]グループはマルテンサイト変態がほとんど生じない安定ステンレス鋼である。これらを 900°C で中間焼鈍しながら冷間スエーピング，線引により，1.2，1.3，1.45，1.65 mm φ の線に加工した。1050°C 30 min の溶体化処理後これらの線材をさらに 1.2 mm φ にまで冷間線引して，冷間加工度を 0，14.8，31.5，47.1% とし Strauss 試験 (JIS G0575) に用いた。

従来粒界腐食性の評価法としては

- (1) 腐食後の曲げによる粒界割れ発生の有無
- (2) 光学顕微鏡観察による粒界割れ深さの測定
- (3) 粒界腐食による試料の有効断面積の減少にともなう引張り強さの低下⁶⁾²¹⁾あるいは電気抵抗の増量²⁹⁾³⁰⁾の測定

などが用いられているが^{31)~33)}，本報告ではこれらのうち電気抵抗の測定によつた*。すなわち Strauss 試験前後の電気抵抗から次式を用いて平均の結晶粒界浸食深さ d (μ) を求めて試料の粒界腐食性を評価した。

$$d = r(1 - \sqrt{R_0/R_s})$$

ここに， $\left\{ \begin{array}{l} d : \text{粒界浸食深さ} (\mu) \\ r : \text{試料半径} (600 \mu) \\ R_0, R_s : \text{Strauss 試験前後における試料の規定長さ間の電気抵抗} (\Omega) \end{array} \right.$

電気抵抗は 0°C に保ったトリクレン液中で通常の電位差計法によつて測定した。また Strauss 試験後の試料を機械的に破壊させて，腐食状況を走査電子顕微鏡で観察した。

なお冷間加工度が 0，14.8，34.8% の薄板 (0.15 mm t) を作成して，透過電子顕微鏡による組織観察も行なつた。透過電子顕微鏡の薄膜は，醋酸 (90%) と過塩素酸 (10%) の混合液中で電解研磨して得た。

* 電気抵抗の変化によつて評価した場合，粒界腐食性は，光学顕微鏡による直接観察に比較してやや小さく，また引張り試験の方法では，光学顕微鏡観察に比較してやや大きく評価される傾向がある³⁴⁾。

3. 実験結果および検討

3.1 Strauss 試験

Fig. 1, Fig. 2 に溶体化処理のままおよび溶体化処理後 14.8，31.5，47.1% 冷間線引した 304L および 304 鋼を 500~800°C までの各温度で時効処理した場合の Strauss 試験による粒界浸食深さを示す。溶体化処理材の粒界腐食性は 650~700°C 付近の時効で最大となり，C 含有量の多いものほど浸食深さも深い。一方溶体化処理後に冷間加工を加えれば，粒界腐食の生ずる時効温度領域は低温側に移動し，また冷間加工度が大きくなると粒界腐食は生じなくなる傾向がある。たとえば，Fig. 1(b) の 304L-II 鋼では，溶体化材は 650°C 時効で粒界腐食が最も著しいが，14.8% 加工材ではこの温度が 550°C と低くなり，31.5%，47.1% 加工材では粒界腐食はほとんど生じない。

なお粒界腐食性を低減させるための冷間加工度は C 含有量に大きく左右される。すなわち，C 含有量の少ない 304L-I (0.014% C) 鋼では加工度 14.8% ですでに粒界腐食がほとんど生じないが，304L-II (0.026% C) 鋼，304-I (0.050% C) 鋼では加工度が 31.5%，また C 含有量の多い 304-II (0.078% C) 鋼では 47.1% になつた時はじめて粒界浸食深さは 20 μ 以下に低下する。

以上の準安定ステンレス鋼では加工度の増加とともに ε (hcp 相) あるいは α (bcc 相) マルテンサイトが形成され^{23)~27)}，これが粒界腐食性に影響している可能性もある²¹⁾²⁸⁾。そこで次に安定ステンレス鋼について検討した。Fig. 3 に 316L，309S 鋼の結果を示す。溶体化材の粒界腐食は 650°C でもつとも著しいが，14.8% の冷間加工により粒界腐食の生ずる温度領域は低温側に移動して，しかも加工度がさらに 31.5%，47.1% と増加すると粒界浸食深さは約 5 μ 以下に減少する。安定ステンレス鋼の粒界腐食性におよぼす冷間加工の影響は，前述の準安定ステンレス鋼，とくに 304L-II 鋼，304-I 鋼に対する冷間加工の影響とほぼ同様である。すなわち Fig. 1，Fig. 2 でみたような (i) 粒界腐食が顕著となる

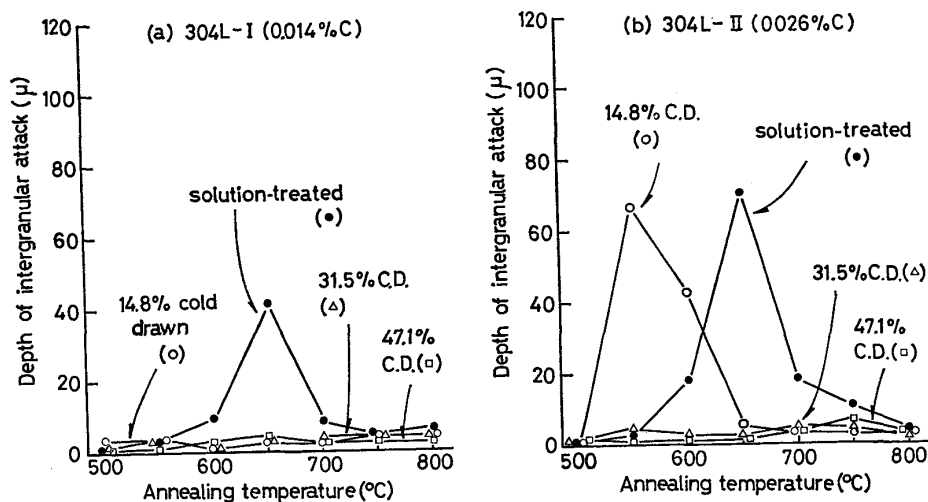


Fig. 1. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion in Strauss test for (a) 304L-I and (b) 304L-II. Annealing time: 8h.

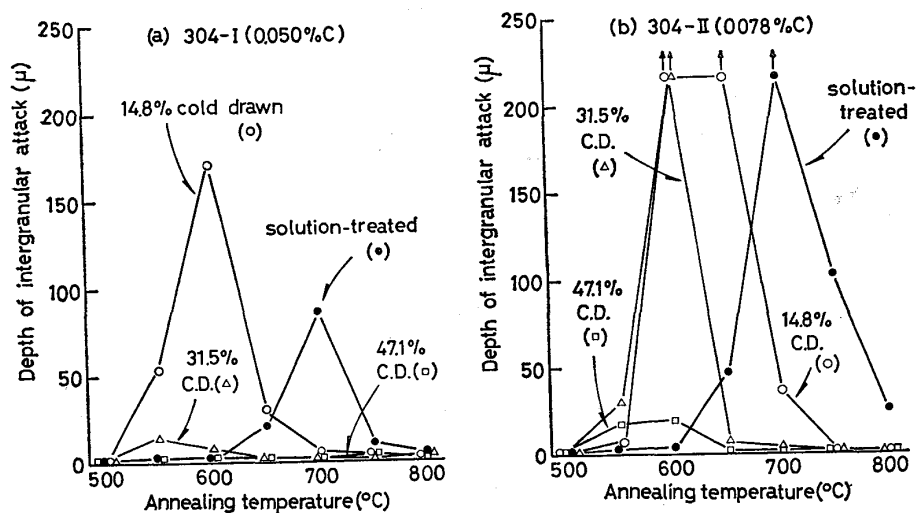


Fig. 2. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion in Strauss test for (a) 304-I and (b) 304-II. Annealing time: 1h.

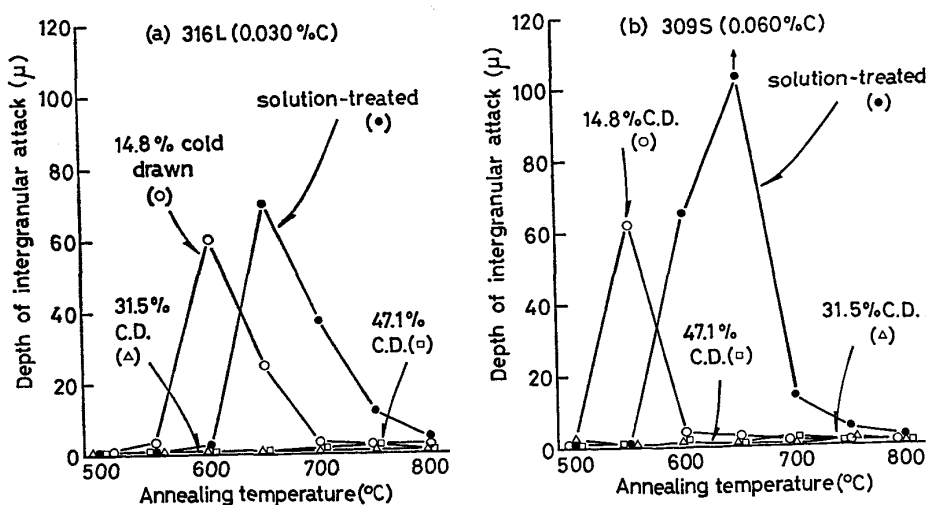


Fig. 3. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion in Strauss test for (a) 316L and (b) 309S. Annealing time: 8h.

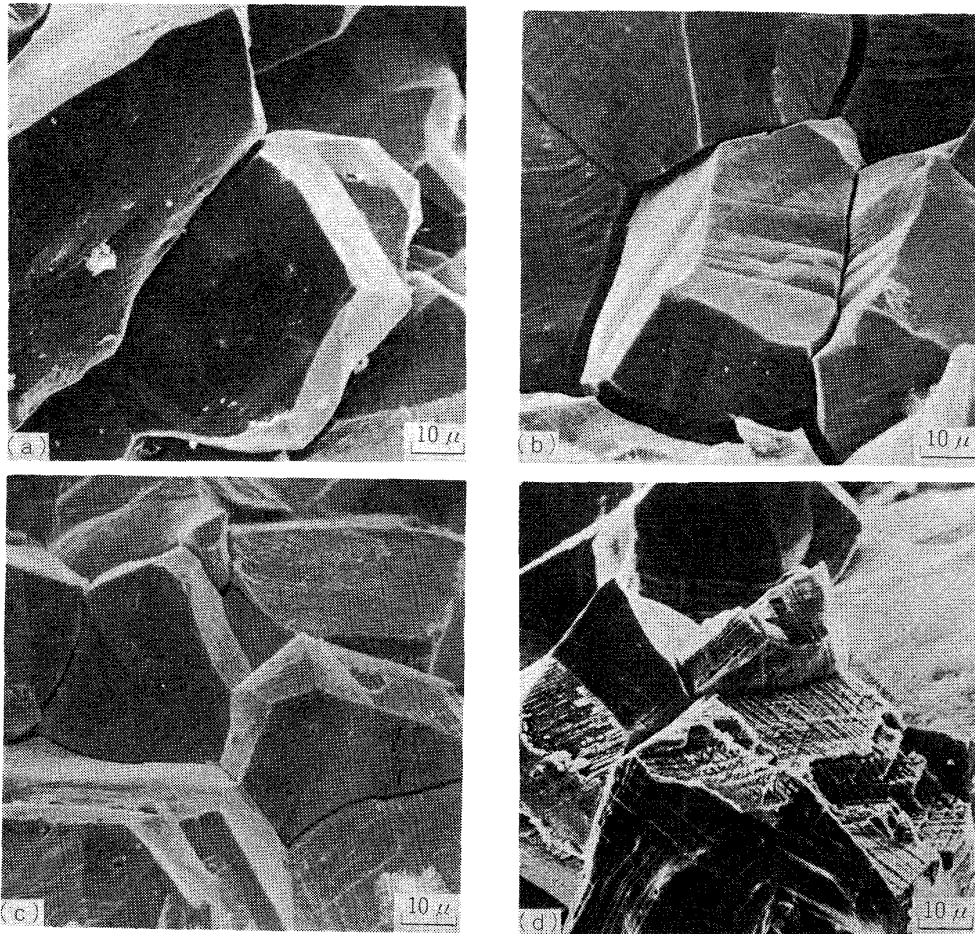


Photo. 1. Scanning electron micrographs of intergranular corroded surfaces of specimens after Strauss test. (a) 304-I, solution treated and annealed at 700°C for 1h, (b) 309S, cold drawn by 14.8% and annealed at 550°C for 8h, (c), (d) 304-I, cold drawn by 14.8% and annealed at 600°C for 1h.

時効温度の冷間加工による低下,あるいは(ii)強加工材における粒界腐食性の低減,はマルテンサイト相の存在によるものでないことが明らかである。

Strauss 試験における腐食は結晶粒界に沿って析出した炭化物に起因し,典型的な結晶粒界型であることは従来からよく知られているが^{1)~10)},本研究においても Strauss 溶液で浸食されるのは大部分が結晶粒界であった。Photo. 1 は Strauss 試験における腐食状況を走査電子顕微鏡で観察した例である。加工材には Photo. 1(b), (c) のように浸食された粒界面上に,冷間加工時に導入された ϵ マルテンサイト^{23)~27)}によると考えられる多数の“すじ”が観察される。また準安定ステンレス鋼の加工材には Photo. 1(d) のように,粒内を通つたとみられる割れも一部存在するが,やはり割れは主として結晶粒界であり,したがって加工と熱処理が粒界腐食におよぼす影響は,加工と熱処理が結晶粒界における炭化物析出におよぼす影響としてとらえるべきと考えられる。

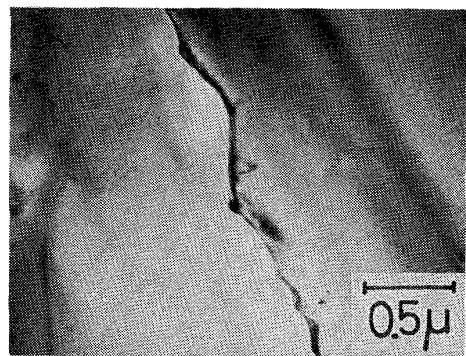


Photo. 2. Transmission electron micrograph of 304-I solution treated at 1050°C for 30 min and annealed at 700°C for 1h.

3.2 組織観察

透過電子顕微鏡観察によれば, Strauss 試験で粒界腐食が生ずる場合には,炭化物 $M_{23}C_6$ が結晶粒界に比較的密に分布するのが認められた。Photo. 2 は 304-I 鋼の溶体化材を 700°C で時効した例である。304-I 鋼の溶体化材では, 650°C 以上の時効ではじめて炭化物の結

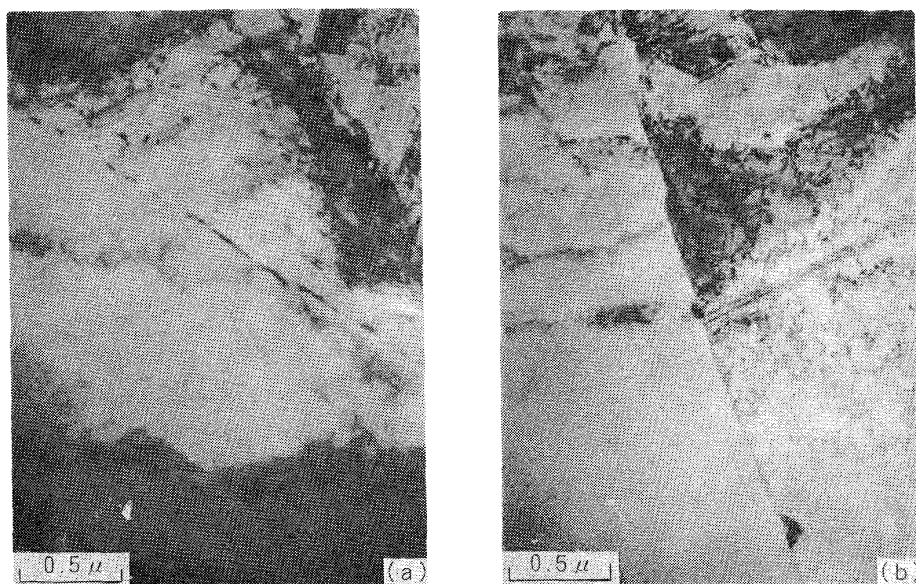


Photo. 3. Transmission electron micrographs of 304-I cold rolled by 14.8%, (a) annealed at 550°C for 1h, (b) annealed at 700°C for 1h.

晶粒界への析出が顕著となり，粒界浸食深さは 700°C で最大となる (Fig. 2 (a)). なお炭化物の粒界析出は時効温度が 800°C の場合にも観察されるが，時効温度が高くなると，(i)炭化物は粗く，析出粒子間隔も大きくなる傾向があつていわゆる Cr 欠乏層が不連続となり，また(ii) Cr の拡散も高温ほど急速になるので Cr 欠乏層における Cr 濃度が急速に増加しうるので，高温での粒界腐食性が低減すると考えられる⁴⁾⁶⁾⁷⁾.

Photo. 3 は 14.8% 冷間圧延した 304-I 鋼の 550°C および 700°C 時効組織である．冷間加工材では溶体化処理材に比較して，より低温の時効から炭化物が析出し，550°C，1h の時効ですでに結晶粒界には炭化物が比較的に分布するのが観察される (Photo. 3(a)). $M_{23}C_6$ は先に述べたように，結晶粒界，整合非整合双晶境界あるいは転位などの格子欠陥上に不均一核生成する^{11)~17)}．その場合， $M_{23}C_6$ とオーステナイトマトリックスとは $(111)_{M_{23}C_6} // (111)_{FCC}$; $[110]_{M_{23}C_6} // [110]_{FCC}$ なる結晶方位関係にあり，しかも $M_{23}C_6$ の (111) 面はマトリックスの (111) 面と非常に類似した原子配列をとり，平均的な misfit も小さいので， $M_{23}C_6$ はマトリックス (111) 面上に核生成しやすいことが知られている．各種格子欠陥のうち $M_{23}C_6$ がもつとも容易に核生成できるのは結晶粒界であるが，ADAMSON と MARTIN¹⁸⁾ はこの場合にも， $M_{23}C_6$ は粒界をはさむ結晶粒のうち一方の結晶粒のマトリックス (111) 面に上記の平行方位関係で核生成，成長することを指摘し*，また時効処理前に 0.5~1.0 %程度のわずかな塑性変形を加えれば，増加した結晶粒界面上の集積転位により，結晶粒界における $M_{23}C_6$ の

核生成が一層容易になるとしている．さらに本研究で与えた 10% 以上の冷間加工の場合には，結晶粒界面上に Photo. 1(b)，(c) でみたような多数の“すじ”が観察される．この“すじ”は FCC 格子のりり面(111)面(準安定ステンレス鋼で ϵ マルテン サイトが形成されれば $(0001)_{HCP}$ 面に対応する)が冷間加工によつて隣接する結晶粒内へ突き出したものと考えられ，その結果，結晶粒界において $M_{23}C_6$ の優先的核生成面 ((111)面)の面積が増加することになるので，冷間加工材では粒界炭化物の析出核生成がさらに助長されている可能性がある．

以上のように結晶粒界における $M_{23}C_6$ の析出は冷間加工材で急速に生ずるにもかかわらず，時効温度が 700°C (Photo. 3 (b)) になると 14.8% 冷間加工材の粒界炭化物は溶体化材に比較してやや少なくなる傾向が認められた．これは 550°C 前後で時効した 14.8% 加工材における炭化物析出は，大部分が析出核生成のもつとも容易な結晶粒界に限られているのに対し，700~800°C の高温になると，従来の研究でも指摘されているように，炭化物析出は粒界のみに限られず結晶粒内でも急速に進行し^{21)35)~38)}，したがつて粒界に析出する炭化物量が溶体化材に比較して相対的に減少するためと考えられる．また粒界上の炭化物は Photo. 3 (b)にみられるように，

* 結晶粒界は一般に必ずしも (111) 面と一致しないために， $M_{23}C_6$ の析出にともない，粒界は $M_{23}C_6$ とマトリックスとの方位関係が満足されるように，移動，変形する¹³⁾¹⁷⁾¹⁸⁾ (この様子は Photo. 2でも観察される)．すなわち $M_{23}C_6$ の結晶粒界への析出は，粒界の性質 (特にその結晶方位など) に大きく依存すると考えられ，たとえば (111) 面に近い結晶方位を有する結晶粒界では，このような移動変形は少なくすむので， $M_{23}C_6$ の析出核生成は一層容易になると予想される．しかしこの点に着目して行なわれた研究は，現在のところまだないようである．

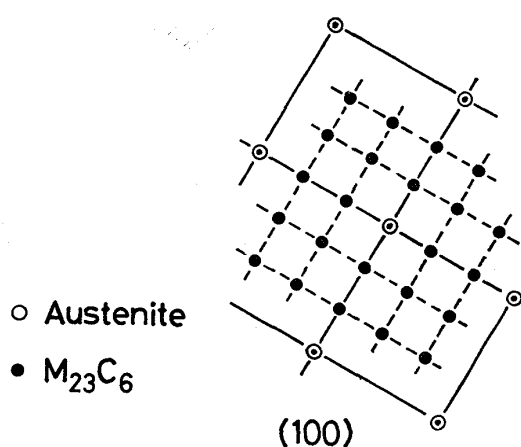
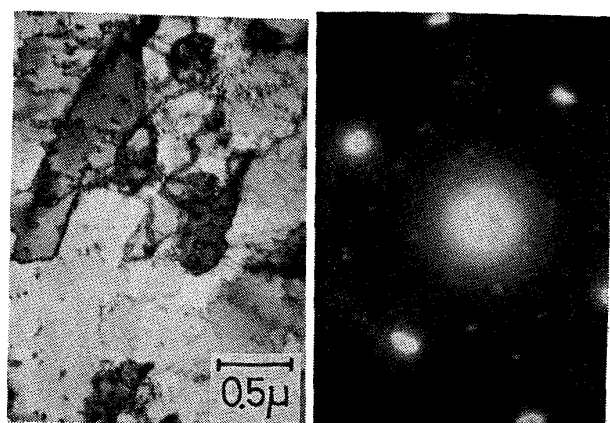


Photo. 4. Transmission electron micrograph and diffraction pattern of 304-I cold rolled by 14.8% and annealed at 750°C for 1h.

700°Cですすでに粒状に孤立して析出する傾向を示した。

Photo. 4は 304-I 鋼の 14.8% 加工材を 750°C で 1 h 時効した例である。粒内の転位上には炭化物が微細に析出しており、電子線回折像にも $M_{23}C_6$ によるとみられる回折斑点が観察される¹³⁾¹⁴⁾¹⁶⁾¹⁷⁾³⁹⁾⁴⁰⁾。すなわち304-I 鋼の 14.8% 加工材では、結晶粒界における炭化物の析出核生成が急速で、粒界腐食は 550~650°C 時効で生ずるが、700°C 以上では炭化物の粒内析出が顕著となり粒界に析出する炭化物量は減少し、さらに炭化物は孤立して析出するために粒界腐食性も低減する。

Photo. 5は 304-I 鋼の 34.8% 冷間加工材の例である。14.8%加工材と同様、550°C ですすでに結晶粒界には炭化物が析出するが、加工度の大きい 34.8% 加工材における結晶粒界は波打った曲線状で、しかも Photo. 5 (a)に矢印で示したように粒界上の炭化物はこの段階から粒状に孤立して存在する。すなわち結晶粒界に析出した炭化物はマトリックスとの間の界面エネルギー低下のために、とくに高温の時効では球状あるいは粒状に近い形をとるが、冷間加工材では加工度の増加とともに比較

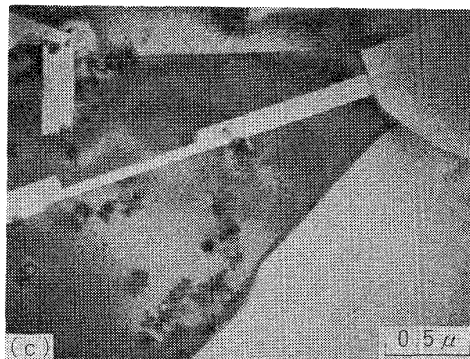
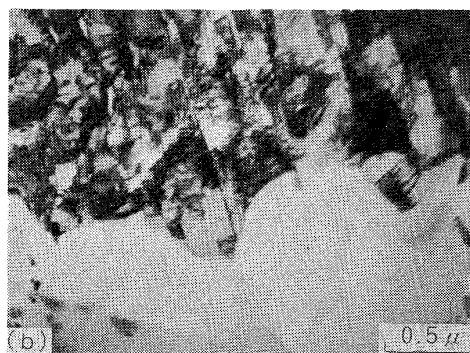
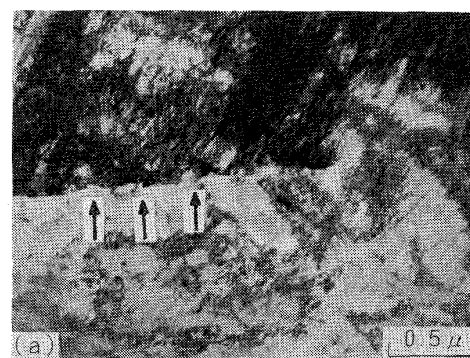


Photo. 5. Transmission electron micrographs of 304-I cold rolled by 34.8%. (a) annealed at 550°C for 1h, (b) annealed at 700°C for 1h, (c) annealed at 750°C for 1h.

的低温でも粒状に析出する傾向があり、C含有量したがって炭化物の析出量が少なければ、炭化物間の間隔が開き、粒界腐食は生じなくなると考えられる。

34.8%冷間加工材では時効温度が 700~750°C になると再結晶が進行するのが認められた²¹⁾。Photo. 5 (b)の 700°C 時効では粗大なオーステナイト再結晶粒が成長し、オーステナイトとマルテンサイトの混合組織⁴¹⁾を浸食しはじめている。また 750°C 時効では試料のほぼ全面が再結晶粒でおおわれ、しかも炭化物は結晶粒内に球状に分布する。

なお一たん結晶粒界に炭化物が析出して粒界腐食性が顕著となつても、冷間加工とその後の比較的低温加熱によつて粒界炭化物を粒状に再配列させ、ふたたび粒界腐食性を低減することができる。Fig. 4は 304-I 鋼の溶体化材を 650°C で 4 h 時効処理したのち、0~47.1%

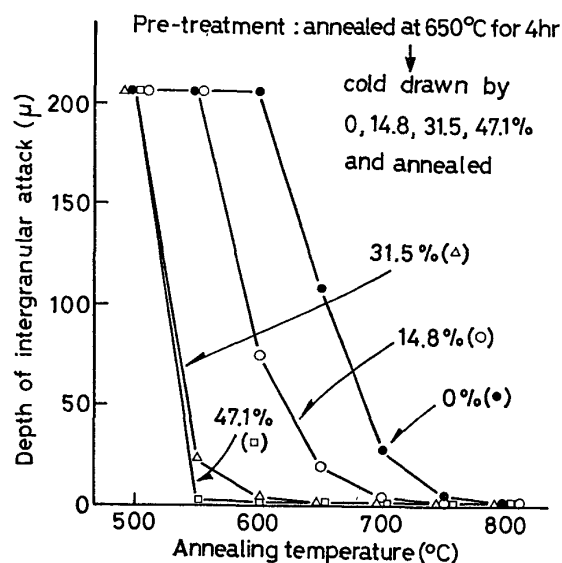


Fig. 4. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion in Strauss test for 304-I, (1) solution treated at 1050°C followed by annealing at 650°C for 4h and (2) subsequently cold drawn by 0, 14.8, 31.5, 47.1%. Annealing time: 2h.

の冷間加工を加え、これを 500~800°C の各温度で 2 h 時効して Strauss 試験を行なった結果である。冷間加工後の時効温度が上昇すれば、いずれの場合も耐粒界腐食性は改善されるが、粒界炭化物は加工度が大きいほどより低温の時効から粒状に再配列し、したがって粒界浸食深さも加工度が大きいほど低温から低減しはじめる。

3.3 再結晶を利用した粒界腐食の防止法

オーステナイト系ステンレス鋼の Strauss 試験における粒界腐食は、結晶粒界に比較的密に析出した炭化物に起因するが、冷間加工後に再結晶を生じさせれば炭化物を結晶粒内に分散させることができる。オーステナイト系ステンレス鋼の粒界腐食が著しいのは、炭化物が 550~750°C で粒界に析出した場合であるが、加工後再結晶させた試料ではすでに炭化物は粒内に多数析出しているので、その後 550~750°C で時効しても炭化物の粒界への析出、したがって粒界腐食はほとんど生じないことが期待される。

Fig. 5 に 47.1% 線引加工した 304L-II, 304-II, 316L および 309S 鋼の焼鈍による硬度変化を示した。いずれの鋼種も 650~750°C で硬度は急速に低下し、Photo. 5 でみたようにこの温度領域で再結晶が進行するのがわかる。

Fig. 6 は 47.1% 加工した 304L-II, 304-II, 316L および 309S 鋼を 750°C で 1h 焼鈍して再結晶を生じさせた後に、600~700°C で時効した場合の Strauss

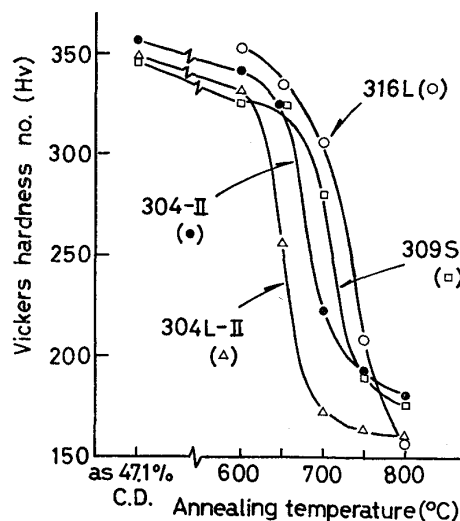


Fig. 5. Annealing curves of the 47.1% cold drawn 304L-II, 304-II, 316L and 309S. Annealing time: 1h.

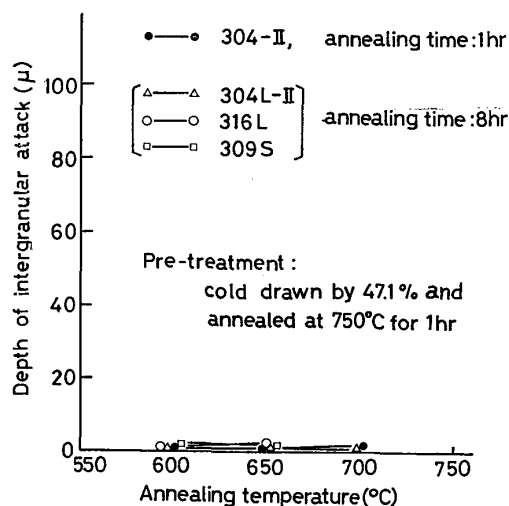


Fig. 6. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion for 304L-II, 304-II, 316L and 309S which were preliminarily recrystallized at 750°C for 1h after cold drawing by 47.1%.

試験における粒界浸食深さである。いずれも粒界浸食深さは 5μ 以下であり、冷間加工と再結晶によつて耐粒界腐食性を著しく改善できることが知られる。

4. 結 言

準安定および安定オーステナイト系ステンレス鋼の Strauss 試験における粒界腐食性におよぼす冷間加工と熱処理の影響を検討し、以下の結果を得た。

(1) 冷間加工材では粒界腐食の生ずる時効温度領域が溶体化材に比較して低温側に移動するが、冷間加工度が大きくなると粒界腐食は生じなくなる。ただし粒界腐食性を低減するための冷間加工度は C 含有量に左右され

C含有量の多いほど大きな加工度が必要となる。

(2) 粒界腐食性におよぼす冷間加工と熱処理の影響は準安定ステンレス鋼および安定ステンレス鋼で類似しており、したがって準安定オーステナイト鋼の冷間加工材に存在するマルテンサイト相は粒界腐食性に対して必ずしも本質的な役割を果さないと考えられる。

(3) 冷間加工後の再結晶を利用することによってもオーステナイト系ステンレス鋼の耐粒界腐食性を著しく改善できる。

本研究を行なうに当たり、終始有益な御教示をいただいた飯塚富雄部長、佐々木良一博士、服部成雄氏ならびに宇佐美賢一氏に深謝する。

文 献

- 1) 久松敬弘, 小川洋之: 鉄と鋼, 63(1977), p. 585
- 2) 遅沢浩一郎: 防蝕技術, 22(1973), p. 267
- 3) 織田貞四郎, 植田昭二, 中村 誠: 金属学会誌, 25(1961), p. 762
- 4) R. STICKLER and A. VINCKIER: Trans. ASM, 54(1961), p. 362
- 5) R. STICKLER and A. VINCKIER: Corros. Sci., 3(1963), p. 1
- 6) C. S. TEDMON, D. A. VERMILYEA, and J. H. ROSOLOWSKI: J. Electrochem. Soc., 118(1971), p. 192
- 7) F. G. WILSON and F. B. PICKERING: JISI, (1972), p. 37
- 8) A. JOSHI and D. F. STEIN: Corrosion, 28(1972), p. 321
- 9) 新井 宏: 鉄と鋼, 56(1970), p. 44
- 10) C. STAWSTRÖM and M. HILLERT: JISI, (1969), p. 77
- 11) L. K. SINGHAL: Met. Trans., 2(1971), p. 1267
- 12) C. Da CASA, V. B. NILESHWAR, and D. A. MELFORD: JISI, (1969), p. 1325
- 13) L. K. SINGHAL and J. W. MARTIN: Trans. Met. Soc. AIME, 242(1968), p. 814
- 14) L. K. SINGHAL and J. W. MARTIN: Acta Met., 16(1968), p. 1159
- 15) F. R. BECKITT and B. R. CLARK: Acta Met., 15(1967), p. 113
- 16) L. K. SINGHAL and J. W. MARTIN: Acta Met., 15(1967), p. 1603
- 17) M. H. LEWIS and B. HATTERSLEY: Acta Met., 13(1965), 1159
- 18) J. P. ADAMSON and J. W. MARTIN: Acta Met., 19(1971), p. 1015
- 19) 伊藤伍郎: 腐食科学と防食技術: (1970), p. 152 [コロナ社]
- 20) J. H. G. MONYPENNY: Stainless Iron and Steel. Vol. 1, (1951), [Chapman & Hall, London]
- 21) C. S. TEDMON, D. A. VERMILYEA, and D. E. BROCKER: Corrosion, 27(1971), p. 104
- 22) A. RANDAK and F. W. TRAUFES: Werkstoffe Korrosion, 21(1971), p. 97
- 23) J. F. BREEDIS: Trans. Met. Soc. AIME, 230(1964), p. 1583
- 24) B. CHINA: Acta Met., 6(1958), p. 748
- 25) P. L. MANGONON and G. THOMAS: Met. Trans., 1(1970), p. 1577
- 26) H. FUJITA and S. VEDA: Acta Met., 20(1972), p. 759
- 27) R. LAGNEBORG: Acta Met., 12(1964), p. 823
- 28) C. HAHN, R. M. STOSS, B. H. NELSON and P. J. REUCROFT: Corrosion, 32(1976), p. 229
- 29) J. S. ARMIJO: Corrosion, 21(1965), p. 235
- 30) M. A. STREICHER: J. Electrochem. Soc., 106(1959), p. 161
- 31) 相山正考編: ステンレス鋼腐食試験方法の現状, (1968), ステンレス協会
- 32) 藤田輝夫: 金属, 26(1956), p. 670
- 33) 高村 昭: 神戸製鋼, 12(1962), p. 13
- 34) 服部成雄: 私信
- 35) R. J. BENDURE, L. C. IKENBERRY, and J. H. WAXWEILER: Trans. Met. Soc. AIME, 221(1961), p. 1032
- 36) 石井友之, K. KROMP, and B. WEISS: 鉄と鋼, 61(1975), p. 963
- 37) B. WEISS and R. STICKLER: Met. Trans., 3(1972), p. 851
- 38) J. E. SPRUIELL, J. A. SCOTT, C. S. ARY, and R. L. HARDIN: Met. Trans., 4(1973), p. 1533
- 39) 山口弘二, 金澤健二: 金属学会誌, 40(1976), p. 315
- 40) 田中良平, 篠田隆之, 石井友之, 耳野 享, 木下和久, 峯岸 功: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1632
- 41) 今井勇之進, 斎藤利生: 鉄と鋼, 49(1963), p. 780