

論 文

SUS304 ステンレス鋼の粒界腐食防止のための
加工熱処理木 内 清*・近 藤 達 男*²Immunization of Type 304 Stainless Steels to Intergranular Corrosion
by Thermomechanical Treatment

Kiyoshi KIUCHI and Tatsuo KONDO

Synopsis:

Simple and practical countermeasures to intergranular corrosion of normal commercial heats of SUS 304 stainless steels were developed by utilizing the microstructural features of the material aged after plastic deformation without modifying alloy composition. In this method, manufacturing process was modified through full solution treatment and subsequent cold working and aging at carbide precipitation temperature and then heating to recrystallization at temperatures of the levels low enough so that no carbide redissolution takes place.

In contrast to the traditional mill annealing process, the thermomechanically treated material showed satisfactory immunity to intergranular corrosion. A typical structure obtained by this process is associated with fine crystal grain size and evenly dispersed fine spherical $M_{23}C_6$ type carbide particles.

In addition to such resistance the material showed improved tensile properties due to the Hall-Petch effect with the refined grain size and the fine carbide dispersion.

1. 緒 言

SUS 304 など汎用の炭化物非安定化型オーステナイトステンレス鋼は、多くの実用環境で粒界腐食 (IGC) や粒界型応力腐食割れ (IGSCC) が経験され、この原因の究明や防止対策が数多く検討されてきた^{1)~7)}。材料側からみたこの原因としては、炭化物の析出温度域での加熱の際に生じる粒界部分での組織変化すなわち鋭敏化が最も重要であるとされている^{1)~6)}。IGC, IGSCC 感受性は、粒界に析出した $M_{23}C_6$ の形態, Cr の欠乏した層の性状および S や P など不純物元素の粒界偏析の度合などに複雑に関係するとされている^{1)~6)}。一方 IGC や IGSCC を防止するための材料改善の方法は、鋭敏化すなわち炭化物の析出反応を抑制することにより有効に達せられることから、主として次の 2 つの手段が検討されてきた^{8)~15)}。

a) 合金成分調整法⁸⁾⁹⁾ : 合金中の炭素含有量を低減するとともに S や P など粒界に偏析し耐食性を左右する可能性のある元素の低減¹⁶⁾¹⁷⁾, Nb や Ti など MC 炭化物安定化元素および強度維持のための N の添加などが検討されてきた⁸⁾⁹⁾。

b) 合金の金属組織の改質 : 冷間加工, 冷間加工一時効の組み合わせによる炭化物析出部位の分散¹⁰⁾¹¹⁾¹²⁾および

び過時効によつて Cr の欠乏層を無くするなどの方法がある。

b) の手段は、汎用材に直接適用できるなど多くの利点があるが、従来の手段では、最終製品の材質の不均一性や金属組織の安定性が低く、加工マルテンサイト¹⁴⁾や残留歪みのための延性不足や材料の不安定性が懸念されていた。

本研究では、規格の SUS 304 オーステナイトステンレス鋼について、冷間加工と時効-中高温再結晶のための二段熱処理から成る加工熱処理を施すことにより、従来の b) の手段の欠点を持たず、耐 IGC 性ととも組織安定性にも優れた材料に改質する方法を検討した。

2. 試 験 方 法

2.1 供試材および加工熱処理

供試材として製造履歴、組成とも異なる 3 種の市販材を任意に選定した。それらの化学成分を Table 1 に示

Table 1. Chemical composition of specimen materials.

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
SUS 304	Plate A	0.065	0.56	1.46	0.022	0.0030	18.66	9.40
	Plate B	0.064	0.56	1.47	0.040	0.0083	18.26	8.57
	Pipe A	0.051	0.51	1.66	0.028	0.0057	18.55	9.10

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 3 月 2 日受付 (Received May 2, 1983)

* 日本原子力研究所東海研究所 工博 (Tokai Research Establishment, Japan Atomic Energy Research Institute, 2-4 Aza-Shirane Shirakata Tokaimura Naka-gun Ibaraki pref. 319-11)

*² 日本原子力研究所東海研究所 Ph. D. (Tokai Research Establishment, Japan Atomic Energy Research Institute)

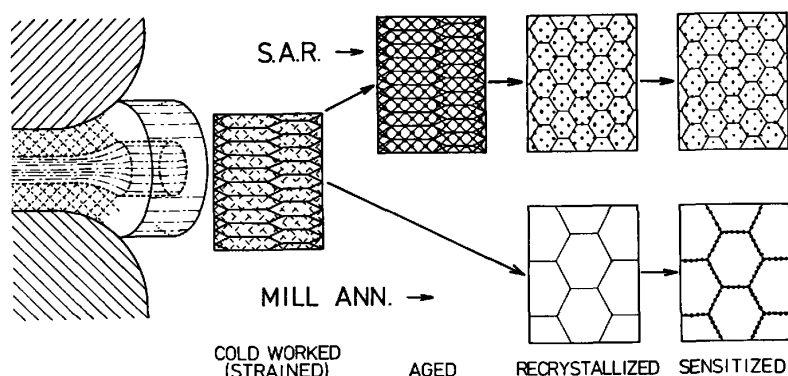


Fig. 1. Schematic representation of the features of the mill annealing and the thermomechanical treatment prepared in the present study.

す。比較のため、おのこの素材について冷間加工材とミルアニール材を用意した。板材AとBは、加工率0～60%の冷間圧延材、管材Aは、冷間加工率30%のスケジュール80の4インチ継目無し管である。加工熱処理での時効および再結晶のための熱処理は、すべて約 10^{-4} Paの真空の石英アンプルに封入して行つた。またこれらの熱処理の間にかかる金属組織の変化を、硬さ測定および10% 修酸エッチング (ASTM A262-A 法) による光学顕微鏡観察により調べた。

2.2 粒界腐食抵抗の評価

最も汎用性があり比較的定量性や再現性に優れた2つの試験法; Strauss 試験と EPR 試験を用いた。ともに測定結果を結晶粒界当たりの面積当たりの値に調整して規格化し比較できる値とした。このために各試料の結晶粒度を光学顕微鏡で調べ、次の関係¹⁹⁾を用いて有効粒界面積 [GBA] の値を得た。

$$[\text{GBA}] = A[5.095 \times 10^{-3} \exp(0.347x)]$$

ここで x は ASTM 粒度番号, A は試料の表面積である。

a) EPR 試験... $0.5 \text{ M H}_2\text{SO}_4 + 0.01 \text{ M KSCN}$ の 30°C に脱気した流動溶液中で、試料を $+500 \text{ mV (SCE)}$ のアノード電位に保持 (不動態化) した後、カソード側に 1.67 mV/s の電位変化速度で掃引し、再溶解に伴い費した電気量 Q を測定し、次式により P_a を粒界腐食量の評価値とする。

$$P_a = Q / [\text{GBA}], \text{ C/cm}^2$$

b) Strauss 試験²⁰⁾

無酸素銅を浸漬した硫酸-硫酸銅の沸騰水溶液中で浸漬腐食試験を行い、100 h 当たりの平均腐食減量を腐食速度 W_{Corr} として測定し、次式により W_B を粒界腐食の評価値とする。

$$W_B = W_{\text{Corr}} / [\text{GBA}], \mu\text{g/cm}^2 \cdot \text{h}$$

3. 結 果

3.1 加工熱処理法の確立

3.1.1 加工熱処理法

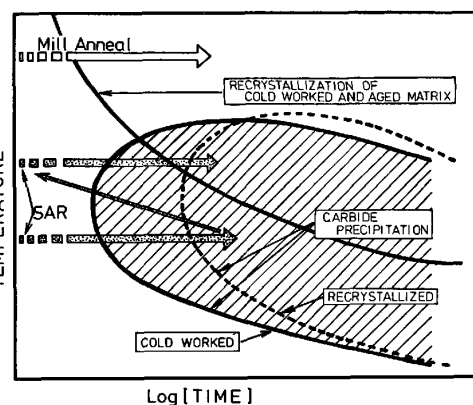


Fig. 2. Diagram with TTP curves to compare the difference of metallurgical process between the mill annealing and the SAR treatment.

本研究で用いた耐 IGC 材用加工熱処理法の概念を Fig. 1 に模式化して示す。図中では加工熱処理材を SAR (Strained, Aged and Recrystallized) で、通常のミルアニールを MA で示してある。以後両処理材の記述にこの略号を用いることとする。Fig. 2 は、炭化物析出の TTP 曲線と加工熱処理の原理を対応させた模式図である。

SAR 法について述べると、まず通常の工場溶体化処理よりも $50 \sim 100^\circ\text{C}$ 高い温度で十分溶体化処理を行つた後、冷間加工により全面に均一なすべり帯をもつ組織とする。さらに矢印のように TTP 曲線のノーズに近い温度で歪み時効を行うと、ほとんどの含有炭素が炭化物として全面に均一分散析出した組織となる。次に炭化物の安定性の高い TTP 曲線上的高温側の領域で比較的短時間の再結晶を行うことにより、残留歪みや変形により生じたマルテンサイトなど有害な相を消失させ、均一な再結晶細粒組織を得ることができる。新しい再結晶粒界は、時効で生じた析出物とは独立の位置に形成される。もし再結晶の際に炭化物の再固溶が起こらなければ、炭化物の析出する温度域で使用しても鋭敏化を起す可能性は少ない。次に 0～60% の冷間加工率を持つ

素材について、最適な SAR 処理条件を検討してみた。

3.1.2 最適な改良処理条件の選定

十分な組織改良効果を持つ SAR 法の処理条件を選定するためには、前項に示したように冷間加工、歪み時効および再結晶の二段熱処理のおのおのについて最適な組み合わせの条件を選択することが必要となる。このために各冷間加工率を持つ素材について、方法の項に示した手段により時効および再結晶曲線を作成し、最適な熱処理条件を検討した。

a) 炭化物析出のための時効

Fig. 3 は、冷間加工材を再結晶温度以下で時効する

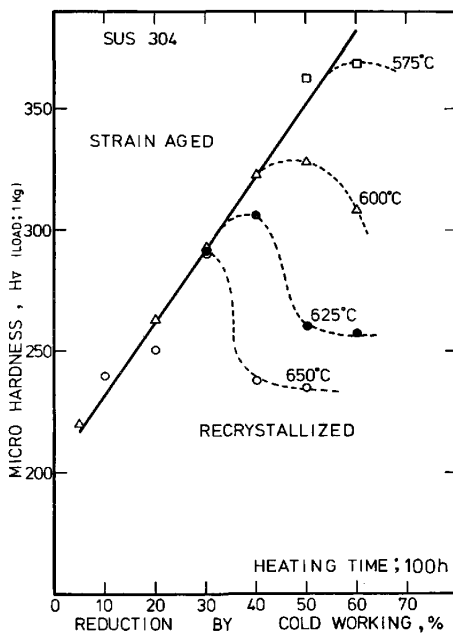


Fig. 3. Effect of the degree of cold working in the SAR process on the microhardness change of specimens after cold working.

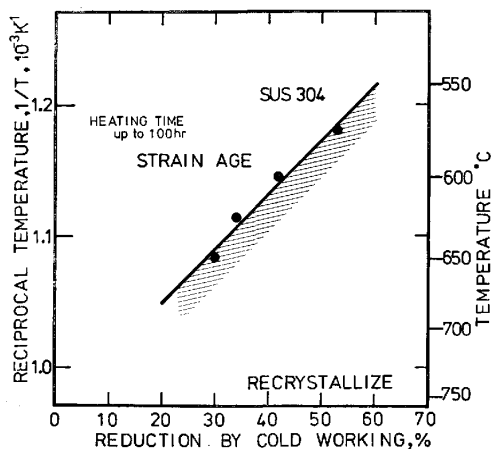


Fig. 4. Relationship between the temperature limit, not to reach onset of the recrystallization up to 100 h, and the conditions of cold working prior to the heat treatment.

と、炭化物の析出を伴った回復を起し、長時間後には準安定な組織と対応したある一定の硬さに収斂することを示したものである。この硬さは、再結晶が起こらない限り時効温度に独立で冷間加工率にのみ依存した.100 h までに再結晶を起こさず、また回復が 15 h 以内に十分進行するような限界温度を冷間加工率に対してプロットしたのが Fig. 4 である。時効時間は、回復が十分起っている限り処理材の性質に著しい影響を与えなかつた。これは Fig. 2 に模式的に示したように、強度の冷間加工材の炭化物析出の TTP 曲線が溶体化処理材のそれと比較して短時間側に移行するためと考えられる。オーステナイト中の過飽和固溶炭素は、転位の上昇運動の助けにより拡散が促進されるために、迅速に炭化物として析出する。強度の冷間加工材では、結晶粒内に多量のすべり面が存在するために炭化物の核発生が全面に均一に起こるとともにその成長も促進される。このため組織安定性の高い SAR 材を得るには、素材の冷間加工率およびオーステナイト中の炭素の過飽和度が高い方が良い。

b) 再結晶

歪み時効曲線と同様に 600~850°C の範囲の各温度で恒温加熱を行い、硬さ変化を測定して再結晶の進行を示す時間変化曲線を得た。一般に再結晶進行の速度、特に再結晶粒の成長速度に関しては、JOHNSON-MEHL²¹⁾ により解析がなされており、潜伏時間 τ 以後の時間を t とすると再結晶した割合 X は三次元結晶の場合次の関係を持つことが知られている。

$$X = 1 - \exp[-K \cdot (t^4/4)]$$

ここで K は、素材に関係した定数である。

本研究の結果もほぼこの依存性を示したが、本研究の目的には上式の K 値よりも最適再結晶条件を選択することが必要である。このため潜伏期 τ も考慮し、70% 再結晶完了までに要する時間の逆数 t_{70}^{-1} を見かけの再結晶速度としてアレニウス依存性を調べてみた。

この結果を Fig. 5 にまとめて示す。SAR 材の場合には既に時効により歪みの一部が回復しており、同一冷間加工率のものでも t_{70}^{-1} が SHR (一段熱処理：歪み時効と再結晶を二段に分けずに一段で行う熱処理) 材のそれよりもより高温側にずれている。これは t_{70}^{-1} の値が潜伏期 τ に大きく依存することによるものである。 τ の値は、材料に蓄積されている歪み量に依存し、歪み量と共に指数関数的に減少することが知られている。図のように t_{70}^{-1} の値も、一般に経験されている再結晶粒成長速度と同様にアレニウスの温度依存性を持っている。SHR と SAR を比較すると SAR の方が高い見かけの

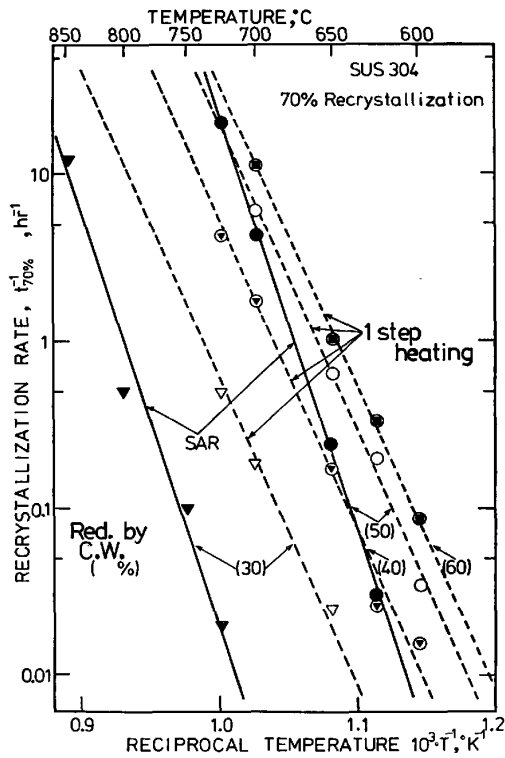


Fig. 5. Relationship between the reciprocals of the time to reach 70% recrystallized state versus aging temperature for the two different heating procedures, one step heating and two-stepped heating (SAR process).

活性化エネルギーを持っていることが分かる。これは SAR では、歪み時効により析出物が多量存在しており、これが再結晶粒の移動、成長の障壁として働くためと考えられる。事実再結晶粒径も SAR 材の方が SHR 材よりも細かく、均一度も高いことを組織検査で確認した。

再結晶を行う温度は、後に示すように SAR 材の性質を決定する重要な因子である。一度析出した炭化物が再固溶しないためには低温ほど望ましい反面、再結晶完了まで長時間を要することになり実際的でない。また一般に再結晶は比較的高温の熱処理に相当する。酸化など表面の変質の進行を防ぐ点からすると 5 h 程度で再結晶可能な温度を選択するのが現実的と考えられた。

3.2 耐粒界腐食抵抗と加工熱処理条件の関係

前項の処理を施した SAR 材について、通常行われている応力除去や溶接熱などの鋭敏化条件に近いものとして下記の再加熱を与え、Strauss および EPR 試験により粒界腐食性を評価した。

再加熱条件；500 °C × 10 m + 650 °C × 1 h

なお 650 °C での加熱は、高温高圧水中における TTS 曲線上で最も IGSCC を生じやすい再加熱条件に相当

する³⁰⁾。

3.2.1 冷間加工率の影響

0~60% の範囲で程度の異なる冷間加工を施した板材 A について、中間時効時間を 15 h、再結晶時間を 5 h 一定として前項の予備実験で得た最適温度で SAR 処理を行った。熱処理時間は、一定通常の工場で可能な時間と十分な組織安定性を得るために必要な時間との両方を考慮し上記時間とした。SAR 材の粒界腐食試験結果と冷間加工率との関係を Fig. 6 に示す。腐食試験法により若干異なつた傾向を示すが、冷間加工率の増加とともに腐食速度が指数関数的に減少する。冷間加工率が 30% 以上になると MA 材と比較して 1 桁以上も腐食速度が低下し、十分な SAR 処理効果が見られる。Photo. 1 に Strauss 試験後の表面を示す。冷間加工率が 20% までは粒界侵食を受け結晶粒の剥離が見られるが、30% 以上では再結晶粒界が僅かに腐食されるのみである。また組織の均一性は高加工率ほど高い。

3.2.2 再結晶処理温度の影響

次に SAR 処理での再結晶温度が粒界腐食特性にどのように影響するかを調べた。ここでは 30% と 50% の冷間加工率を持つ素材を用い、最適条件で時効後 700~1100 °C で再結晶を行ったものを対象とした。再結晶時間は、前述の温度依存性の測定データに基づいて各温度での最適条件を求めた。Fig. 7 に Strauss 試験および

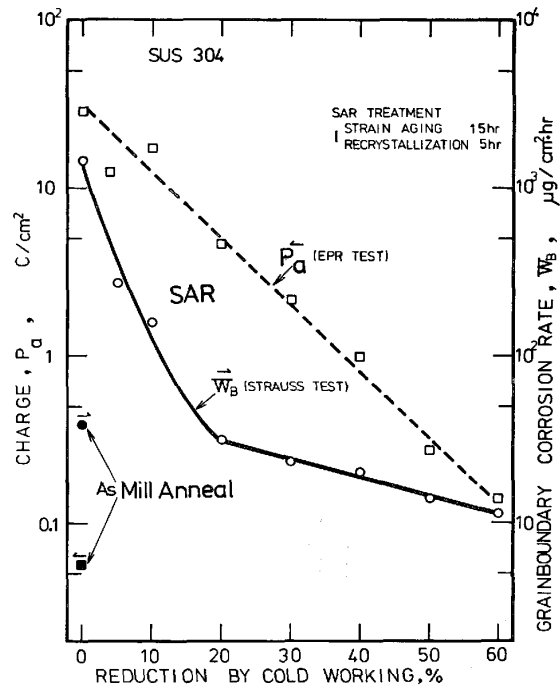


Fig. 6. Effect of the degree of cold working given prior to the corresponding heat treatments on the corrosion resistance as expressed by the results of EPR and Strauss tests.

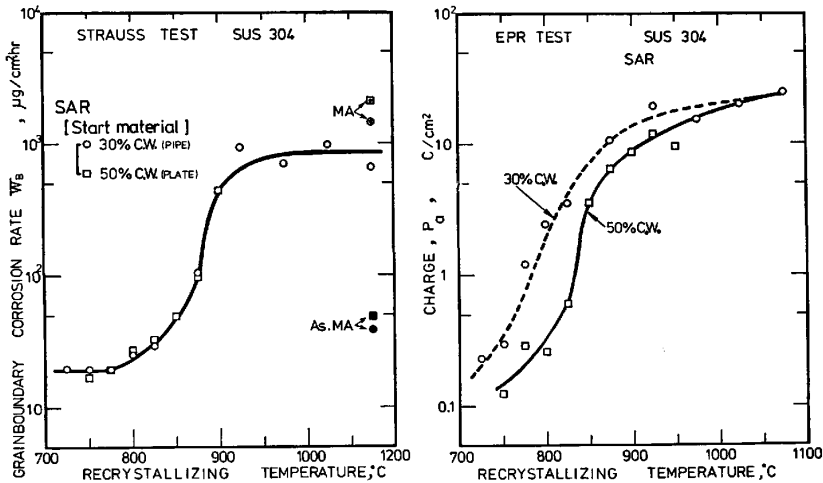


Fig. 7. Effect of the recrystallization temperature in the SAR process on the results of Strauss and EPR tests.

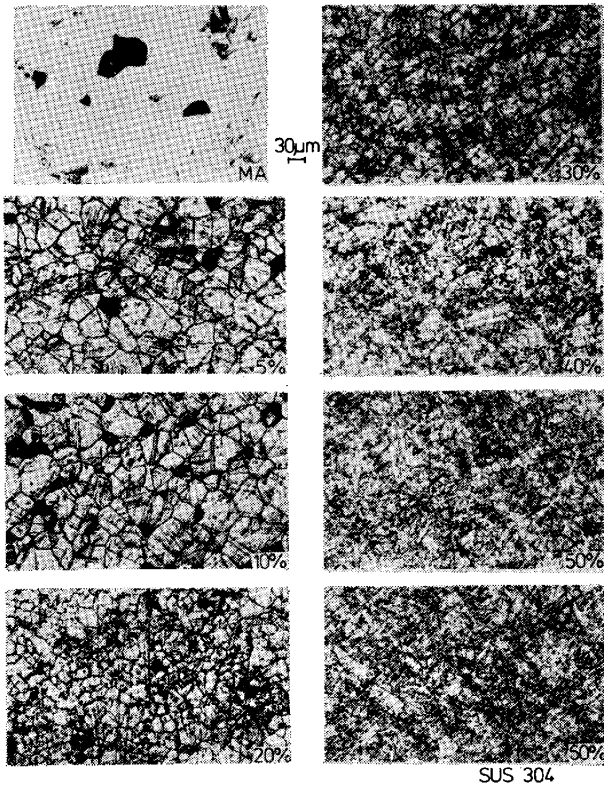


Photo. 1. Photomicrographs showing the surface topography of specimens after Strauss tests. (% shows the reduction by cold working in SAR (Strained, Aged and Recrystallized) process. Specimens are reheated prior to corrosion tests.)

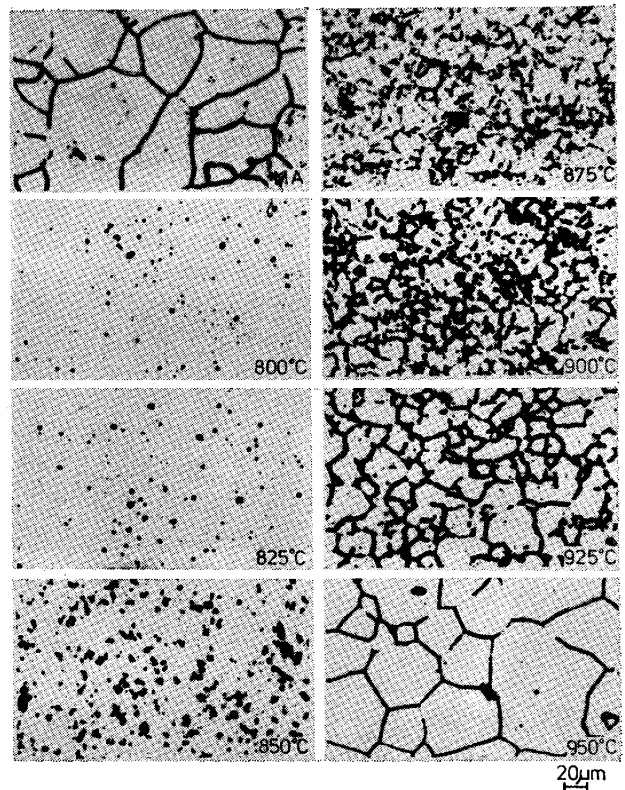


Photo. 2. Photomicrographs showing the surface topography of specimens after EPR tests. (The temperature shows the recrystallization conditions in SAR process. Specimens are reheated prior to corrosion tests.)

EPR 試験の両方の結果を示す。EPR 試験結果では、再結晶温度が低いほどまた素材の冷間加工率が高いほど、粒界腐食に対する抵抗性が優れているのが分かる。一方 Strauss 試験では、冷間加工率の差が顕著に現れず、また 800°C 以下の場合、再結晶温度の影響も少なくなる傾向を示している。図中 MA 材については、再加熱なしの場合も As-MA で示した。この値はむしろ 800°C 以下で再結晶を施した SAR 材よりも高い腐食速

度を持っている。Photo. 2 に EPR 試験後の表面を示す。850°C の再結晶温度を境として腐食挙動が大きく変わる。これから見ると 850°C 以下では、粒界腐食よりも孔食を伴った全面腐食が僅かに観察されるのみである。

3.2.3 機械的性質

一般に材料の溶体化処理材の受け入れ基準²²⁾としては

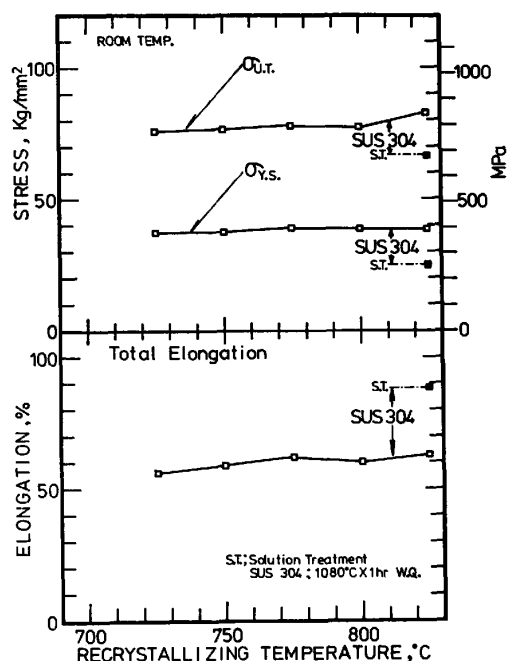


Fig. 8. Short time tensile properties of the SAR treated materials as compared with that of the standard solution annealed material originated from a common heat.

30%以上の引張伸びが要求される。加工熱処理のように析出処理を施した材料では、機械的性質特に常温引張り延性がどう変わるか検討する必要がある。Fig. 8に50%冷間加工の素材から作ったSAR材の常温における引張り性質と再結晶処理温度との関係を示す。SAR材は、再結晶により組織が十分安定化しているため延性低下も少なく、いずれの処理温度でも50%以上の破断伸びを示す。特に注目されるのは、溶体化処理材(図中S.T.で表示)に比較してSAR材では、0.2%耐力で1.5~2倍、引張強さで1.2~1.5倍増大することである。これは700~850°Cでの再結晶処理によりASTM粒度番号でNo. 10以上の細粒組織が得られることが最も寄与している。すなわちHALL-PETCHの効果と²³⁾²⁴⁾して知られる強化現象である。また析出物による分散強化の寄与も若干あるものと考えられる。

$$\sigma_{Y.S.}(\text{または}, \sigma_{U.T.}) = \sigma_0 + K \cdot D^{-1/2}$$

ここで $\sigma_{Y.S.}$: 0.2%耐力, $\sigma_{U.T.}$: 引張強さ, D : 結晶粒径, σ_0 および K : 素材に関係した定数である。実験値として σ_0 : 160 MPa, K : 23 MPa \cdot mm^{1/2}の値を得た。

またこの強化効果は、クリープ変形が粒界すべり支配となる温度¹⁶⁾, $1/2 T_m$ (T_m : 融点) 近くの650°Cまでの温度域であれば十分保たれるものと考えられる。

Table 2. The optimum conditions of heat treatments in the SAR process for getting the satisfactory resistance to IGC.

Reduction by cold working	Aging conditions	Recrystallization conditions
30%	650°C x 15h	825°C x 5h
50%	575°C x 15h	775°C x 5h

4. 考 察

4.1 SUS 304 ステンレス鋼に最適な加工熱処理

耐粒界腐食性の高いSAR材を得るために最適な加工熱処理条件を調べた結果を総合すると、30%と50%の冷間加工率を持つ素材に対しては、Table 2に示すような時効-再結晶の2段階熱処理条件が適当と思われる。

加工熱処理条件の選定では、とくに素材の冷間加工率と再結晶条件が最も重要であることがわかった。再結晶条件については次の項でオーステナイト中の平衡固溶炭素濃度と関連させて述べるので、ここでは冷間加工率の効果を検討してみる。

時効により析出する炭化物の形態や分布の微細さ、均一性および析出の速度は、オーステナイト中の炭素の過飽和度、素材中の塑性歪みおよび結晶粒界などの金属組織に大きく依存する。一方耐粒界腐食性が $M_{23}C_6$ の析出形態や分布状態により大きく変わることも知られている。とくに結晶粒界に沿って二次元的、連続的に析出すると粒界腐食しやすいと言われている²⁵⁾。塑性歪みを持つ材料では、時効により炭化物が整合、不整合結晶粒界ならびに転位を含む格子欠陥上に析出し、オーステナイト基地中の析出炭化物は、母相の(111)面および[110]方向と同一の方位関係を持つとされている²⁶⁾。素材の冷間加工率が数%までの場合には、時効により連続的で方向性を持った炭化物の析出が特定の界面に沿って生じ、粒界腐食が促進されたとする報告もある¹⁴⁾。しかし冷間加工率が10%以上になると粒内にも広くすべり帯を生じ、50%以上の強加工であれば十分な均一度が得られる¹⁰⁾。

現在の工場における10~20インチ大径管の冷間引抜き等の製管工程では、1パスの加工として約30%までの加工度を得るのが可能と言われている。実験結果より30%の冷間加工率があればSAR処理による材質改善効果を十分期待できるので、この工程を現在の製管工程に組み入れることは可能であろう。耐食性すなわち全面腐食やすきま腐食に対する抵抗を十分に確保するには50%程度の冷間加工率とする方がより好ましい。

4.2 加工熱処理材の特徴

SAR材についていくつか異なる実用条件下を想定し

たときの適応性を評価した試験結果は、続報にゆずるとしてここでは、SAR 法と従来行われてきた成分を変える改良の方法との比較を交えて、SAR 材の特徴を検討してみる。

4.2.1 加工熱処理による組織改善効果

炭化物安定化元素を含まない通常の 18Cr-8Ni 系オーステナイトステンレス鋼の代表である SUS 304 鋼においては、加工熱処理で生じる炭化物の大部分が比較的熱的安定性の低い $M_{23}C_6$ である^{1)~7)}。 $M_{23}C_6$ の熱的安定性は、母相オーステナイト中の固溶炭素との平衡関係や拡散の難易で決まる。Fig. 9 に前項で示した腐食試験結果と経験式²⁷⁾²⁸⁾を用いて算出したオーステナイト中の平衡固溶炭素濃度との関係を示す。

腐食速度が増大する 875°C 付近の再結晶温度での平衡固溶炭素濃度は、ほぼ 0.02 wt% 程度となる。このことは、低炭素含有量を基本として合金成分を調整したいわゆる改良合金で粒界腐食がほとんど発生しなくなるとされる炭素含有量の値とよく一致している⁸⁾⁹⁾。従つてオーステナイト相中の炭素固溶量を低めるという点では、加工熱処理も改良合金と原理的には同等の効果に基づいていると言える。さらに再結晶処理温度が 800°C 以下の SAR 材では、図からオーステナイト相中の固溶

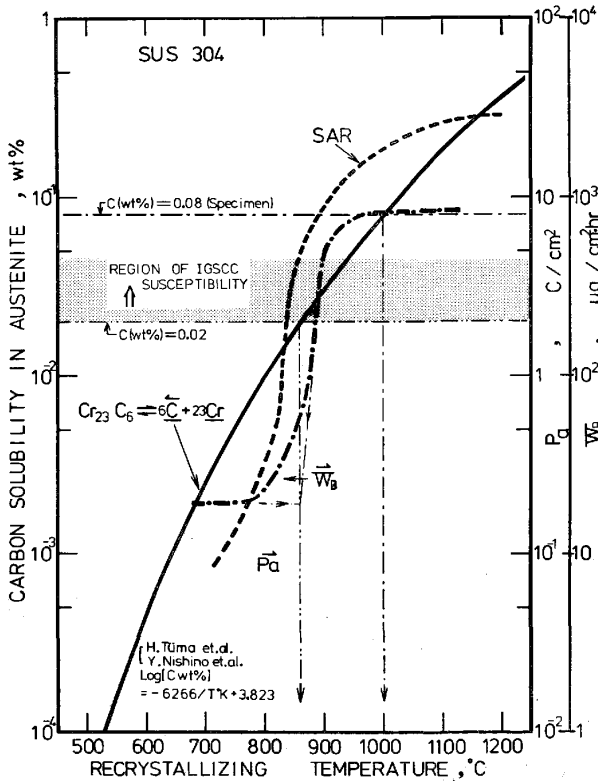


Fig. 9. Effect of recrystallizing temperatures in the SAR process on the values of W_B (Strauss test) and P_a (EPR test) and the ideal values of carbon solubilities in austenite matrix.

炭素量が、0.01 wt% 以下になることが分かる。これは合金成分調整で必要とされる高度の溶製上の技術を用いずに、オーステナイト相中の固溶炭素量を十分低減できることを意味する。また最近、合金成分調整材でも炭素含有量が十分低くないと、長時間の低温加熱（熱サイクルを伴う）や LTS (Low Temperature Sensitization) と呼ばれている現象により鋭敏化を示すことが指摘されてい²⁹⁾³⁰⁾る。加工熱処理材の場合、鋭敏化温度域での平衡に近い組織を持つので低温加熱に対しては安定といえる。

4.2.2 SAR 材の使用範囲

SAR 材の使用限界条件は、 $M_{23}C_6$ のオーステナイト相中への再固溶が加速的に起こり、その後の再加熱で粒界析出を起こすような熱負荷が与えられる場合である。このような加熱温度は、Fig. 9 のように 850°C 付近にある。すなわちこの温度以上での加熱による組織安定性の低下は、 $M_{23}C_6$ の再溶解速度によつて支配される。溶接のようにパルス状の高温加熱を受ける部分ではこの点の評価が必要である。厚肉材で低入熱溶接では、再固溶部分が溶接金属のごく近傍の変形拘束域に限定され SAR 材の健全性が保たれることが分かっているが、定量的な知見は不十分であるのでさらに検討を進めている。

SAR 材の粒界腐食に対する抵抗性は、評価法によつても変わる。Fig. 10 は、Strauss および EPR 試験の両方の結果を比較したものである。両試験法の電気化学的な条件が若干異なるために、SAR 材の処理条件と腐食傾向が大きく 2つの領域に分かれる。腐食速度の低い

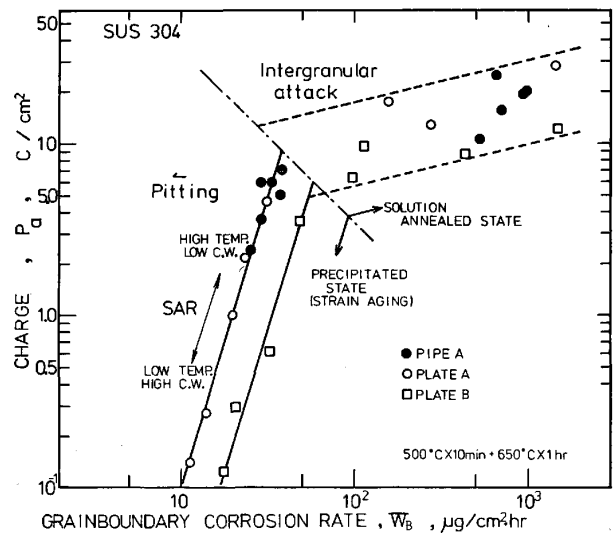


Fig. 10. The correlation between P_a measured by EPR tests and W_B measured by Strauss tests for each samples having a same metallurgical history.

側は、SAR 材の組織安定性が高い領域と考えられる。結果の項に示したように、孔食を伴った全面腐食のみ生じる条件である。この傾向は、素材の差にも余り影響を受けない。また高い冷間加工率および低い再結晶温度の条件で作った SAR 材は、溶体化処理のままの MA 材と同等の耐全面腐食性を示した。これは耐全面腐食性が炭化物の分布状態に依存するためと考えられる。さらに SAR 材の耐粒界腐食性が高まる効果の 1 つとして、S や P など有害な元素の粒界偏析を抑制することが考えられる。これには、SAR 材が細粒組織を持つことによる偏析サイトの分散と、歪み時効の処理工程の際に炭化物中へこれらの元素を取り込んで固定化する効果の 2 つが期待できる。

5. 総 括

規格の SUS 304 オーステナイトステンレス鋼は、炭化物析出の起こる温度域で加熱を受けると鋭敏化して、粒界腐食や粒界型応力腐食割れを起こしやすくなるが、冷間加工と二段熱処理から成る加工熱処理を施すことによりこれを防止できる。いくつかの素材の SUS 304 鋼に最適なこの処理条件を選択することを中心に検討した結果次のような知見を得た。



i) 加工熱処理による組織改善の効果は、溶体化処理-冷間加工-時効-再結晶の各工程について最適条件を組み合わせることにより得られる。冷間加工率は少なくとも 30% 以上必要であり、十分な効果を得るには 50% が好ましい。

ii) オーステナイト相中の固溶炭素量を低減させる点でみると、加工熱処理法と合金成分調整法は、共に同じ鋭敏化防止の原理に基づいている。加工熱処理法の長所は歪み時効による炭化物の全面均一分散析出と中高温再結晶により組織安定性の高い細粒焼鈍組織が得られ、延性を損なわずに機械的性質を改良できることと、中間製造工程の変更のみで高い改良効果が得られる点にある。

iii) 加工熱処理材の改良効果は、 $M_{23}C_6$ 炭化物の安定性の高い温度域であれば十分保たれる。

文 献

- 1) J. A. DONOVAN: DP-MS-75-36 (1975)
- 2) L. C. IANNIELLO: ERDA-76-98 (1976)
- 3) M. J. FOX: Seminar on Counter-measures for BWR Pipe Cracking, EPRI, Vol. 1, Session 1, Paper No. 1 (1980)

- 4) M. AKASI and T. KAWAMOTO: Boshoku Gijutsu, 27 (1978), p. 165
- 5) R. E. HANNEMAN: Seminar on Countermeasures for BWR Pipe Cracking, EPRI, Vol. 1, Session 1, Paper No. 3 (1980)
- 6) N. HUGHES: Seminar on Countermeasures for BWR Pipe Cracking, EPRI, Vol. 1, Session 2, Paper No. 4 (1980)
- 7) S. H. BUSH and R. L. DILLON: USAEC Report (1973)
- 8) T. FUKUZAWA, K. SHIMOGORI, K. FUJIWARA, and H. TOWARI: Seminar on Countermeasures for BWR Pipe Cracking, EPRI, Vol. 3, Session 6, Paper No. 46 (1980)
- 9) J. E. ALEXANDER: Seminar on Countermeasures for BWR Pipe Cracking, EPRI, Vol. 3, Session 6, Paper No. 48 (1980)
- 10) A. RANDAK and F. W. TRAUFE: Werkstoffe  Korrosion, 21 (1971), p. 97
- 11) S. PEDUEKAR and S. SMIALOWSKA: Corrosion, 36 (1980), p. 565
- 12) 国谷治郎, 正岡 功, 佐々木良一, 中川雄策: 防食技術, 29 (1980), p. 397
- 13) 近崎充夫, 添野 浩: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1368
- 14) 小若正倫, 長野博夫, 工藤起夫: 防食技術, 28 (1979), p. 631
- 15) C. S. TEDMON, D. A. VERMILYEA, and D. E. BROECKER: Corrosion, 27 (1971), p. 104
- 16) D. MCLEAN: Grainboundaries in Metals, Oxford (1957)
- 17) H. CHAUNG and S. SMIALOWSKA: EPRI RP  1166-1, FCC7802 (1978), p. 67
- 18) I. A. LEVIN: Intercrystalline Corrosion of Metals under Stress, Consul. Hants Bureau (1962)
- 19) A. J. GIANNVZZIET: EPRI NP-944, Project 499-2 (1978)
- 20) ASTM A262-77E
- 21) W. A. JOHNSON and R. F. MEHL: Trans. Metall. Soc. AIME, 135 (1939), P. 416
- 22) 例として JIS G3459 etc.
- 23) E. O. HALL: Proc. Phys. Soc. (London), 64 (1951), p. 747
- 24) N. J. PETCH: J. Iron Steel Inst., 174 (1953), p. 25
- 25) V. CIHAL and I. KOSOVA: Corros. Sci., 10 (1970), p. 875
- 26) B. WEISS and R. STRICKLER: Metall. Trans., 3 (1972), p. 851
- 27) H. TUMA: Arch. Eisenhüttenwes., 41 (1970), p. 983
- 28) 西野知良, 賀川直彦: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 107
- 29) M. J. PROVICH: Corrosion, 34 (1978), p. 60
- 30) M. J. PROVICH and P. RAO: Corrosion, 34 (1978), p. 269