

オーステナイト系ステンレス鋼への 加工熱処理の適用による高強度化

山本 定弘*・横山 泰康*・阿部 隆*・小林 泰男*

Strengthening of Austenitic Stainless Steels by Thermo-mechanical Control Process

Sadahiro YAMAMOTO, Hiroyasu YOKOYAMA, Takashi ABE and Yasuo KOBAYASHI

Synopsis : Strength of austenitic stainless steels produced by the thermo-mechanical control process were quantitatively estimated on the basis of various strengthening mechanisms. Optimum strength control method in an industrial scale and the change in corrosion resistance with strengthening were also investigated. The grain size dependency of 0.2% proof strength in austenitic stainless steels is 2/3 of that in plain carbon steels, so that the strengthening by grain refinement was limited to 100MPa or less. Further strengthening was performed by substructure strengthening through the rolling in the unrecrystallization region. The total reduction in this temperature region is the controlling factor for the strength and therefore important to attain an aimed strength level in an industrial scale. A critical cooling rate, above which the corrosion resistance of TMCP plates is comparable to that of ST plates, are 10°C/s for 0.066C, 1°C/s for 0.032C and less than 0.2°C/s for 0.021C.

Key words : austenitic stainless steels; strength; corrosion resistance; grain size; recrystallization; carbon content; modelling; substructure; thermo-mechanical control process.

1. 緒言

SUS304, 316に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼（以下 γ 系ステンレス鋼と略記する）はその優れた特性を活かし、耐食材料、耐熱材料はもとより、構造用非磁性鋼、低温用鋼として用いられている。通常 γ 系ステンレス鋼には溶体化熱処理が施されており、その主目的は（1）炭化物、窒化物の完全固溶化による耐食性の向上、（2）熱間圧延状態が有する歪や組織の不均一性の除去による均質化にあると考えられる。しかし通常のSUS304, 316の場合、溶体化熱処理後の強度、特に0.2%耐力は200~250MPaと低いこと、および熱処理炉の大きさにより製造可能な鋼板のサイズが制限されることなどにより、構造用材料としての使用では不利になる場合がある。本報告では、従来の溶体化熱処理材（以下ST材と略記する）に比べ耐食性を損うことなく高強度化を図ることを目的とした検討を行った。

上記目的を達成するための手段としては、 γ 系ステンレス鋼への加工熱処理の適用が挙げられる。変態が生じない γ 系ステンレス鋼では変態強化が利用できないため、高強度化は、再結晶域における圧延による細粒化強化および部分再結晶域または未再結晶域における圧延によるサブストラクチャー強化が主体となる。 γ 系ステンレス鋼におけるサブストラクチャー強化についてはLlewellyn¹⁾, Pickering²⁾,

Venkadesan³⁾らの報告があるが、圧延仕上温度のわずかな変動に伴う強度変化が著しいという問題がある。ST材と同等の耐食性を確保するには、上記した制御圧延中および圧延後のCr炭化物の析出を抑制するため、圧延温度の制限、加速冷却を行う必要がある。高強度化のために細粒化強化およびサブストラクチャー強化を利用した場合は、Cr炭化物の析出が促進され、従来のST材とは異なった冷却速度、C量依存性を示す可能性が考えられるが、このような観点から検討を行った報告は少ない⁴⁾。

本報告では以上の背景をもとに γ 系ステンレス鋼に加工熱処理を適用し高強度化を図る場合の細粒化強化、サブストラクチャー強化の定量的把握、それをもとに工業的規模での強度コントロール方法について検討を加えた。またST材を基準材として、加工熱処理を適用し高強度化を図ったステンレス鋼（以下TMCP型ステンレス鋼と略記する）の耐食性に及ぼす圧延仕上温度、圧延後の冷却速度、C量の影響をCr炭化物の析出との関連で検討した。

2. 実験方法

本報告に用いた供試鋼の成分をTable 1に示す。鋼1, 2は50t電気炉で出鋼したSUS304, SUS304Lであり、150mm厚さのスラブとして入手した。これらの鋼はTMCP型

Table 1. Chemical compositions of the alloys.
(mass%)

alloy	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
1	0.036	0.49	1.06	0.028	0.005	18.3	8.6	0.0417
2	0.019	0.54	0.95	0.028	0.006	18.3	9.8	0.0475
3	0.021	0.28	0.99	0.019	0.005	18.6	10.6	0.0591
4	0.032	0.28	0.99	0.018	0.005	18.6	10.6	0.0581
5	0.066	0.28	1.00	0.018	0.005	18.6	10.6	0.0596

ステンレス鋼の高強度化の検討に用いた。また鋼3～5は、TMCP型ステンレス鋼の耐食性におよぼすC量の影響の検討に用いた実験室50kg溶解材である。各鋼片を1250℃に加熱後、50mm厚さまで予備圧延を行った。その後1200℃に加熱し、970℃以上の再結晶域で所定の板厚まで圧延し、一旦圧延を中断後再び800～900℃の各温度で0～50%の圧下を加え、その後室温まで0.2～33℃/sで冷却した。このような2段階圧延法他に、圧延仕上温度までをほぼ均等な温度間隔で圧延する通常の圧延も行った。1パスの圧下率は15～25%、圧延仕上板厚は12mmおよび15mmである。加工熱処理後の鋼板板厚中央部、圧延方向および圧延直角方向より9φの丸棒引張試験片を採取し引張特性を調査した。耐食性の評価には加工熱処理状態および650℃2hの鋭敏化処理後において65%硝酸腐食試験法(JIS G 0573)を用いた。また耐食性とCr炭化物の析出状態の関係を調べるため透過型電子顕微鏡(PHILIPS CM30)を用い薄膜の観察を行った。

3. 実験結果

3・1 制御圧延による高強度化

Fig. 1に鋼1を用い、圧延仕上温度を750～1050℃まで変化させ12mmに圧延後、10℃/sで冷却した場合の強度変化を圧延直角方向についてオープンマークで示す。図中には比較として1050℃において30min均熱後水冷したST材の結果も加えた。圧延仕上温度が900～970℃の領域では、圧延仕上温度の低下とともに急激な強度上昇が生じ、特に0.2%耐力の増加が著しい。970℃以上で圧延を終了した場合

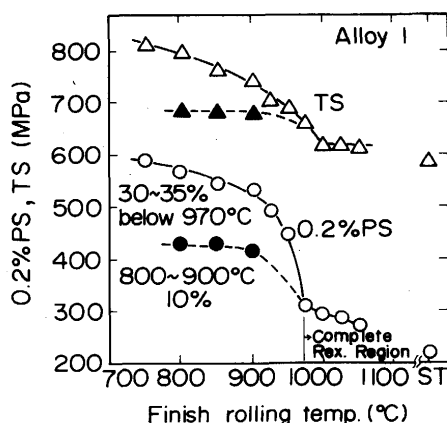


Fig. 1. Change in strength with finish rolling temperature in SUS304.

合においてもST材に比べ50～100MPaの強度上昇が認められる。いずれの圧延条件においても強度の面内異方性は20MPa以下とわずかであった。

圧延後の組織観察の結果、970℃以上が再結晶域であり、急激な強度上昇が生じる臨界温度は再結晶域から部分再結晶域へ移行する温度と対応していた。再結晶域で圧延を終了した場合は20μm以下のγ粒径が得られ、ST材のγ粒径(60～70μm)に比べ大幅な結晶粒微細化が達成されていた。この粒径の差が再結晶域圧延材とST材の強度差の原因と考えられる。SUS304、316において再結晶域で圧延した場合のγ粒径と0.2%耐力の関係を調査した結果両者の間にはHall-Petchの関係が成立し、0.2%耐力の粒径依存係数 K_y は12.0MPa√mmであった⁵⁾。フェライト系の炭素鋼の場合、 K_y として16.7～17.6MPa√mmが報告されており、汎用のγ系ステンレス鋼における値はその2/3以下である。従って、ST材に比べ100MPa以上の大幅な耐力の上昇を図るには細粒化以外の強化機構、すなわちサブストラクチャー強化の利用が必要である。

Fig. 1に示したように、900～970℃の温度範囲では圧延仕上温度の低下とともに急激な強度上昇が生じていた。工業的規模での圧延を考慮した場合、この温度域で圧延仕上温度を管理し強度を任意なレベルに制御することは容易でないと判断される。図中には970℃以上の再結晶域で圧延を一旦中断し、800～900℃の各温度で10%の圧下を加え、その後10℃/sで加速冷却を行った場合の引張特性もソリッドマークで加えた。800～900℃の温度域における圧下率が一定であれば、圧延温度に依存した強度変化は極めて小さい。このことは再結晶域で圧延を一旦中断後この温度領域における圧下率を管理すれば、圧延仕上温度に多少の変動があった場合においても、目標強度を精度よく確保できることを示している。

Fig. 2に鋼2を1200℃に加熱後再結晶域で圧延を一旦中断し、900℃以下の累積圧下率を0～20%まで変化させ、そ

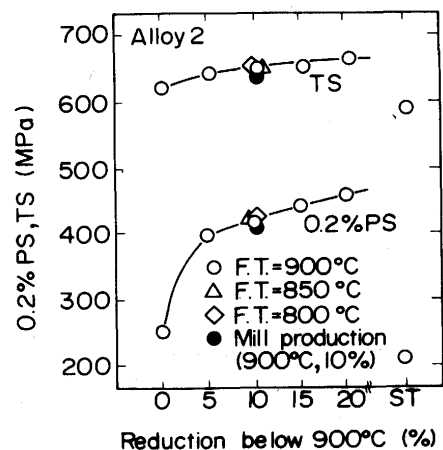
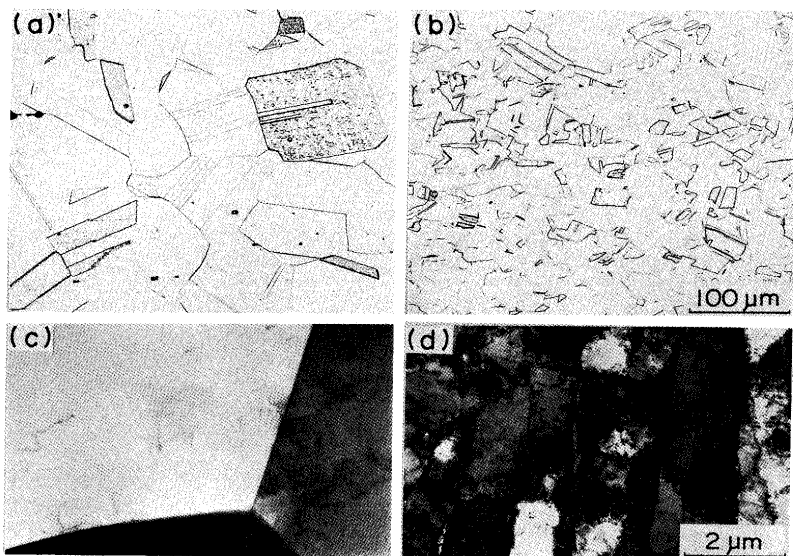


Fig. 2. Change in strength with rolling reduction below 900°C in SUS304L.



(a), (c) solution heat treatment
(b), (d) thermo-mechanical control process

Fig. 3. Microstructures of TMCP and ST plates.

の後10°C/sで加速冷却を行った場合の強度変化を示す。900°C以下での圧下率の増加に伴い0.2%耐力は上昇し、圧下率が5%以上では0.2%耐力の上昇率は1%圧下当たり4.4MPaとほぼ一定である。鋼2についても未再結晶域における圧下率が一定であれば、800~900°Cの温度範囲における圧延仕上温度の変化に伴う強度差は小さい。図中には再結晶域で圧延を一旦中断後900°C以下の温度域で10%の圧下を加え、その後加速冷却を行った工場試圧材の結果も示した。実験室材の結果から予想される高強度が工場圧延材においても精度よく得られている。このように再結晶温度以上で圧延を一旦中断後、900°C以下における圧下率を制御することにより、0.2%耐力が250~500MPaの範囲で、任意の目標強度を安定して確保することが可能である。

Fig. 3に鋼1を用い再結晶域で圧延を一旦中断後、900°C以下10%の圧下を加えたTMCP材の組織をST材と比較して示す。TMCP材では、ST材に比べ非常に微細な組織を呈している。また電子顕微鏡による観察結果から明らかなように、TMCP材ではサブグレイン化が起こっておらず、転位密度の高いセル状組織を呈している。

3・2 加速冷却条件に伴う耐食性の変化

Fig. 4(a)にC量を変化させた鋼3~5を用い、再結晶域で一旦圧延を中断した後900°C以下で10%の圧下を加え、その後の冷却速度を0.2~33°C/sまで広範囲に変化させた場合の耐食性を65%硝酸腐食試験法で評価し、ST材の結果と比較して示す。0.021%C鋼では圧延後の冷却速度が0.2°C/sまで低下した場合においてもST材と同等の耐食性を有している。このような低Cタイプ(C≤0.03%)においては鋭敏化抵抗が要求される場合があるため、650°C2hの鋭敏化熱処理を施した後の値も示してある。いずれの冷却速度においてもST材と同等の腐食速度を有している。従ってこのレベル以下のC量を含む場合は、厚鋼板においても0.2°C/s以上の冷却速度が確保できるように加速冷却を

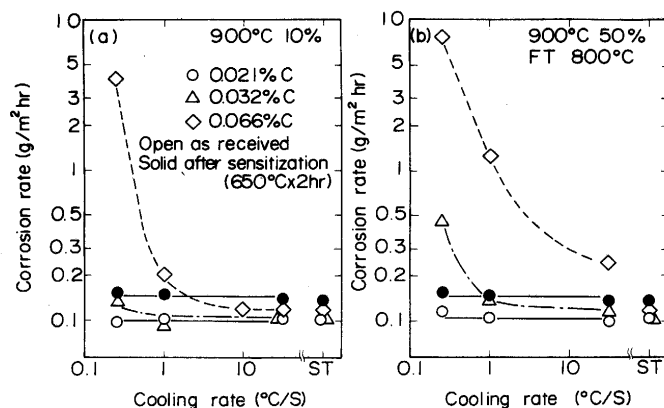


Fig. 4. Change in corrosion rate of stainless steels with C content and cooling rate.

行えば、鋭敏化熱処理後の特性も含めST材と同等の耐食性が得られる。また0.032C鋼では1°C/s以上、0.066C鋼においても10°C/s以上の冷却速度を確保すればTMCP材においてST材と同等の耐食性が得られる。ST材の耐食性に及ぼすC量、冷却速度の影響についてSolomon⁶⁾は、0.035C鋼で良好な耐食性を得るための臨界冷却速度は0.1°C/sであると報告している。Fig. 4(a)では0.032C鋼の場合、0.2°C/sで腐食速度が若干増加している。従ってこのCレベルではTMCP材のほうがST材に比べ幾分冷却速度に対する感受性が高い。Fig. 4(b)に、900°C以下で50%の圧下を加え800°Cで圧延を終了後種々の速度で冷却した場合の耐食性の変化を示す。0.021C鋼および0.032C鋼については基本的にはFig. 4(a)に示した900°C圧延終了材と同様な挙動を示している。しかし、0.066C鋼においては、いずれの冷却速度においてもST材に比べ耐食性が劣っている。これはこのレベルのC量のSUS304では、800°Cのような低温での圧延により圧延中にCr炭化物が析出し、耐食性が低下したためである。

4. 考察

4・1 部分再結晶域、未再結晶域における圧延によるサブストラクチャー強化の定量化

γ 系ステンレス鋼への加工熱処理の適用による高強度化は、再結晶域における圧延による細粒化強化と部分再結晶域または未再結晶域における圧延によるサブストラクチャー強化に起因する。このうち細粒化強化については γ 粒径の関数として定量化が図れる。著者らも18Cr-12Ni系をベースに各種添加元素量を変化させたステンレス鋼を用い、再結晶域において圧延した場合の強度を成分と粒径の関数として数式化を行っている⁹⁾。一方サブストラクチャー強化については圧延温度、圧下率により強化量が複雑に変化するが、転位密度の測定が難しいことから、細粒化強化ほど定量化が容易ではない。このような完全再結晶状態に至るまでの静的復旧過程の定量化については、進行状態を残留歪として定量化する試みが提案され⁷⁾、最近では低合金鋼の分野において冶金現象の数式化をもとにした組織および材質予測モデルにとりくまれている⁸⁾。本節ではサブストラクチャー強化量の変化を、低合金鋼で用いられている組織および材質予測モデルを γ 系ステンレス鋼に適用することにより、残留歪の関数として定量化する試みを行った。

汎用の γ 系ステンレス鋼であるSUS304, 316においては通常の圧延加熱温度域では未固溶の析出物によるpinning効果は存在しないことから、粒成長モデルとして(1)式に示すHillert⁹⁾の定常状態における速度式を用いた。

$$dR^2/dt = M\sigma/2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで R , M , σ はそれぞれ結晶粒半径、粒界移動度、粒界界面張力である。小松原ら¹⁰⁾は低合金鋼における粒界移動度の算出にあたり、粒界へのMnの偏析による移動度の低下を考慮したモデル計算を行い、実際の粒成長挙動とよい相関性があることを報告している。 γ 系ステンレス鋼ではMnに比べCr, Ni含有量が高く、その中でもCrはNiの2倍以上添加されていることより、Crによる粒界の移動度の抑制が支配的と考え、 γ 系ステンレス鋼におけるCrの拡散係数¹¹⁾、高温域での格子定数¹²⁾を用いた計算を行った。

鋼1を用い1000℃, 1100℃および1200℃で加熱保持時間を10~1800sまで変化させた場合の加熱 γ 粒径の実測値と、Crの粒界偏析に着眼した(1)式に基づく計算値の比較を行った。両者は比較的よい相関性を有していた。従ってスラブ加熱時および熱間圧延後の γ 粒径はHillertの粒成長モデルをもとにCrの粒界偏析を考慮することにより予測が可能である。

圧延後の組織予測については、通常のリバースミルを用いた γ 系ステンレス鋼の熱間圧延においては動的再結晶は生じないことを考慮し、(2)~(4)式に示すSellarsら¹³⁾の静的再結晶モデルを用いた。

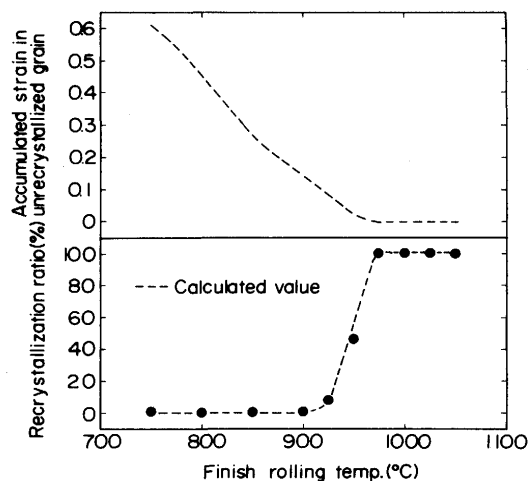


Fig. 5. Comparison of calculated static restoration behavior with the experimental.

$$X = 1 - \exp[-0.693(t/t_{0.5})^2] \dots\dots\dots (2)$$

$$d_r = Dd_0^{0.69}\epsilon^{-1} \dots\dots\dots (3)$$

$$t_{0.05}, t_{0.5} = Ad^2\epsilon^{-4}\exp(Q/RT) \dots\dots\dots (4)$$

ここで X , d_r はそれぞれ静的再結晶率、圧延直後の再結晶粒径である。また $t_{0.05}$ および $t_{0.5}$ は再結晶率が5%および50%となる時間である。

本来(4)式における $t_{0.05}$ は再結晶が開始する時間に相当するものであるが、光学顕微鏡による観察では開始時間の判定が難しいため、便宜上再結晶が5%となる時間を目安にしたものである。しかし高速2段圧縮試験では再結晶が開始するまでの回復領域においても回復の進行に伴い軟化度が変化し、再結晶の開始時間が把握できる。

前回報告した高速2段圧縮試験における軟化曲線のデータ¹²⁾に1100℃および850℃における軟化挙動のデータも加味し(4)式の Q の値として376kJ/molを決定した。

Fig. 1においてオープンマークで強度を示した個々の圧延条件について上記した手法により再結晶率、未再結晶部分の残留歪を計算した結果をFig. 5に示す。なお残留歪の算出に際しては、回復に伴う歪の解放を考慮したAbeら¹⁴⁾の手法を用いた。図中には再結晶率の実測値も併記した。両者はほぼ良い一致を示している。なお970℃以上の再結晶域のうち970~1050℃の各温度において圧延を終了した場合の再結晶粒径は14.4~16.6 μ mであり、本モデルによる予測値との差は4%以下であった。このようにSUS304(L)に加工熱処理を適用し高強度化を図った場合の組織を未再結晶部分の歪の残留状態も含め予測可能である。上述したように γ 系ステンレス鋼に加工熱処理を適用した場合の強度変化は主に細粒化強化とサブストラクチャー強化により支配されるため、0.2%耐力は(5)式で示される。

$$0.2\%PS = \sigma_0 + V_rKy d_r^{-1/2} + (1 - V_r)(\sigma_{(a)} + Ky d_{req}^{-1/2}) \dots\dots (5)$$

ここで V_r は再結晶率、 Ky は粒度依存項、 d_r は再結晶部分

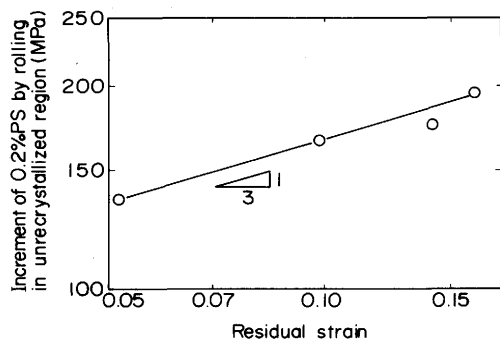


Fig. 6. Relation between the increment of 0.2% proof strength by rolling in unrecrystallized region and calculated residual strain.

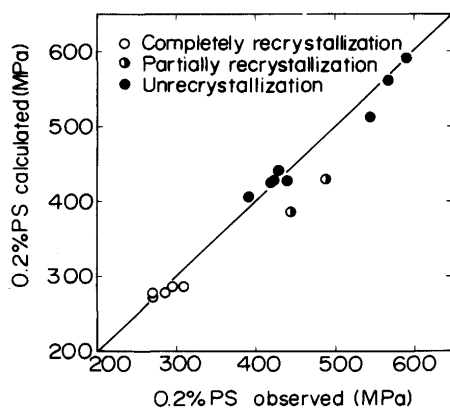


Fig. 7. Comparison of calculated 0.2% proof strength with the experimental in austenitic stainless steel strengthened by TMCP.

の γ 粒径, $d_{req.}$ は未再結晶部分の結晶粒界面積をもとに等軸粒に換算した値⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾, $\sigma_{(p)}$ はサブストラクチャー強化の項である。

一般にサブストラクチャー強化の項は転位密度の関数として(6)式で示される。

$$\sigma_{(p)} = \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (6)$$

一方, 本モデルにより得られる残留歪 ϵ_r は熱間変形時のフロウストレスの変化に基づくものであり, フロウストレスは(6)式と同様に $\sqrt{\rho}$ に比例することから, 残留歪は転位密度を介して $\sigma_{(p)}$ に直結しているはずである。

Fig. 6 に, 再結晶域で圧延を一旦中断後900°C以下での圧下率を変化させた場合において残留歪と0.2%耐力の実測値の変化を示す。0.2%耐力の変化量は残留歪の1/3乗に比例しており, サブストラクチャー強化を残留歪の関数として定量化することが可能であることがわかる。以上の結果より求めた各係数と K_y の値を(5)式に代入し, 組織予測モデルをもとにした再結晶率, 結晶粒径, 残留歪の計算結果より TMCP 型ステンレス鋼の0.2%耐力を予測した結果を実測値と比較し Fig. 7 に示す。部分再結晶域で圧延を終了した場合は若干計算値のほうが低い傾向がみられるもののいずれにおいても両者はほぼ良い相関性を有しており, 部

分再結晶域または未再結晶域における圧延によるサブストラクチャー強化を残留歪の関数として定量化する手法により TMCP 型ステンレス鋼の強度予測が可能である。

4・2 TMCP 型ステンレス鋼の耐食性に及ぼす γ 粒径, 歪の影響

γ 系ステンレス鋼に加工熱処理を適用し高強度化を図った場合, Fig. 3 に示したように ST 材に比べ転位密度が高い微細 γ 粒を有する組織が得られる。 γ 粒の伸長度は未再結晶域における累積圧下率の増加に伴い増す。このように伸長した組織における結晶粒界面積は, 伸長粒の3方向の長さの関数として(7), (8)式により近似的に同一粒界面積を有する等軸粒径に換算できる⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。

$$S_V = 0.429N_L + 0.571N_T + N_Z \quad (7)$$

$$d_{req.} = 2/S_V \quad (8)$$

ここで N_L , N_T , N_Z はそれぞれ圧延方向, 圧延直角方向, 板厚方向の単位長さあたりの粒数, S_V は結晶粒界面積, $d_{req.}$ は伸長粒を等軸粒に換算した場合の γ 粒径である。本手法を用いることにより, ST 材と TMCP 材の組織の差を粒径と転位密度の差に分離して検討することが可能である。

再結晶域で大圧下を加える手法および高温で長時間加熱する手法を用い等軸粒の γ 粒径を29~198 μm まで変化させた。また未再結晶域における累積圧下率を30%および50%と変化させ, γ 粒の伸長度, 歪の導入量を変えた。Fig. 8 にこのようにして等軸粒の γ 粒径および伸長粒の伸長度を変化させた鋼板の耐粒界腐食性を65%硝酸腐食試験法で評価し, (7), (8)式に基づく $d_{req.}$ で整理した結果を示す。鋭敏化処理を行わない場合は再結晶粒径, 未再結晶域での圧下率にかかわらず腐食速度の変化は認められない。一方650°Cにおいて2時間の鋭敏化処理を行った場合はC量によりその挙動が異なる。等軸粒で比較した場合, 0.021C鋼では細粒化に伴い腐食速度は減少するが0.032C鋼では逆に増加している。なお0.032C鋼の場合 $d_{req.} \leq 40\mu\text{m}$ の領域では腐食試験後のサンプルにおいて顕著な結晶粒の脱落が認められており, これが腐食速度の急激な増加の原因と思われる。

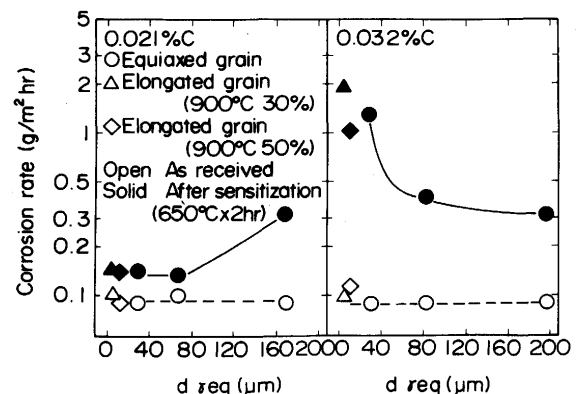
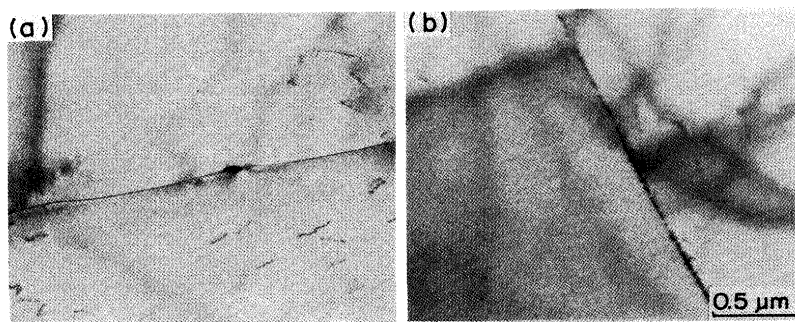


Fig. 8. Change in corrosion rate of stainless steels with equivalent γ grain size.



(a) 33 μm (b) 169 μm

Fig. 9. Change in the precipitation morphology at the grain boundary with γ grain size in 0.021C alloy.

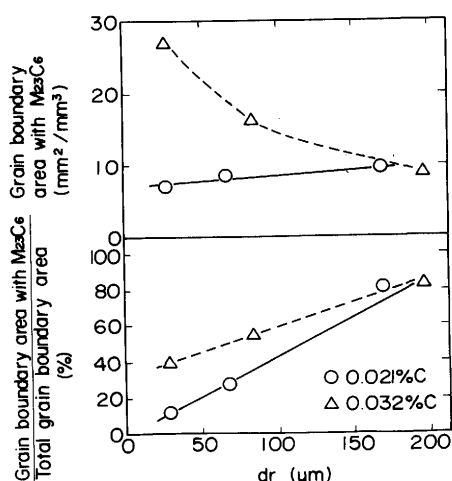


Fig. 10. Change in the grain boundary area occupied by precipitates in the unit volume and the area fraction in total grain boundary with γ grain size.

一方、0.021C 鋼における等軸粒と伸長粒の腐食速度の比較から明らかなように $d_{req.}$ が同じであれば両者に差はなく、未再結晶域での圧延に伴う歪の導入に起因した鋭敏化の促進は認められない。従ってこのレベルの C 量においては ST 材と TMCP 材の腐食挙動の差は主に粒径の差によるものであり、歪の導入による転位密度の差の影響は小さい。

γ 系ステンレス鋼の鋭敏化現象については、その挙動を数学的に解析し予測する試みが古くからなされている。代表的なモデルとしては Stawstrom と Hillert が提案したモデル¹¹⁾が知られている。本モデルは結晶粒界全体に Cr 炭化物が析出し、その近傍に Cr 欠乏層が形成される過程を一次元拡散モデルに基づく Cr 濃度分布の変化により解析したものである。彼らのモデルによると鋭敏化は γ 粒径の 2 乗に反比例して促進される。従って鋭敏化処理時間が一定であれば細粒ほど腐食速度が増加することになる。鋭敏化挙動におよぼす γ 粒径の影響については Pascali ら¹⁷⁾が 0.045C を含有した SUS304 においては細粒化に伴い鋭敏化が促進されることを報告している。本報告においても 0.032C 鋼については同様の傾向が認められる。しかし 0.021C 鋼では逆に粗粒のほうが腐食速度が増加しており、予測モデルと逆の傾向となっている。

Fig. 9 に 0.021C 鋼において等軸 γ 粒径を変化させた場合

の Cr 炭化物の析出状態の変化を 650°C 2 h の鋭敏化処理後において電子顕微鏡を用いて観察した結果を示す。細粒化に伴い結晶粒界に占める炭化物の割合が減少し γ 粒径が 33 μ m の場合は Cr 炭化物は結晶粒界のごく一部にしか存在しない。C 量の増加にともない結晶粒界に占める炭化物の割合が増加するとともに、析出した炭化物の幅も増加していた。従って再結晶域の圧延により γ 粒径を微細にした場合、0.021C 鋼においては粒界総面積の増加によって結晶粒界に占める Cr 炭化物の割合が極めて小さくなるため、結晶粒界全体に Cr 炭化物が析出することを前提とした上述のモデルにより予想される傾向と逆の結果を示したと考えられる。65%硝酸腐食試験における腐食速度は Cr 炭化物が存在する粒界面積と良い相関性を有すると考えられるため、電子顕微鏡による観察結果をもとに結晶粒界に占める炭化物の割合を定量化した。Fig. 10 にその結果を示す。いずれの C レベルにおいても細粒化に伴い結晶粒界に占める炭化物の割合は減少するが、その傾向は低 C 鋼ほど大きい。一方単位体積当りの粒界総面積は (8) 式に従い細粒化に伴い増加するため、両者のバランスにより 0.032C 鋼では細粒化に伴い炭化物が存在する粒界面積は増加し、逆に 0.021C 鋼では減少する。その結果 65%硝酸腐食試験における腐食速度の粒径依存性が C 量により逆の傾向を示したと考えられる。

5. 結論

γ 系ステンレス鋼への加工熱処理の適用による高強度化について、各強化機構の定量化、工業的規模での強度コントロール方法および高強度化に伴う耐食性の変化について系統的に検討を加えた。得られた主要な結果は以下のとおりである。

(1) γ 系ステンレス鋼への加工熱処理の適用による高強度化には、再結晶域における圧延による細粒化強化および部分再結晶域または未再結晶域における圧延によるサブストラクチャー強化が寄与している。 γ 系ステンレス鋼における 0.2% 耐力の粒度依存性は炭素鋼の 2/3 と小さく、大幅な強度上昇の達成にはサブストラクチャー強化が有効である。サブストラクチャー強化を利用して目標強度を安定して確保するには、再結晶域において圧延を一旦中断後、未再結

晶域での圧下率で管理する方法が最適である。

(2) 未再結晶域における圧延によるサブストラクチャー強化量は低合金鋼で用いられている組織，材質予測モデルを γ 系ステンレス鋼に適用し，残留歪の関数として定量化が図れる。

(3) 制御圧延後に加速冷却を実施し Cr 炭化物の析出を抑制することにより，TMCP 型ステンレス鋼において溶体化処理材と同等の良好な耐食性を得ることが可能である。この際の臨界冷却速度は 0.032C SUS304 では 1°C/s ，0.066 C では 10°C/s である。また 0.021C SUS304L の場合， $0.2\sim 33^{\circ}\text{C/s}$ の範囲では冷却速度に伴う耐食性の変化は認められない。

(4) TMCP 型ステンレス鋼の鋭敏化挙動は C 量， γ 粒径に依存し， $C \leq 0.02\%$ では細粒化に伴い鋭敏化が抑制される。しかし未再結晶域における圧延による転位の導入の影響は認められない。

文 献

- 1) V. T. Mcneely and D. T. Llewellyn : Sheet Metal Industries, **49** (1972), p.17
- 2) K. J. Irvine, T. Gladman and F. B. Pickering : J. Iron Steel Inst., **207** (1969), p.1017
- 3) S. Venkadesan, G. Venkataraman and V. Seetharaman : Journal of Mechanical Working Technology, **15** (1987), p.81
- 4) 松本和明，津山青史，小林泰男，本田正春：鉄と鋼，**75** (1989)，p.125
- 5) 山本定弘，大内千秋，小指軍夫：鉄と鋼，**70** (1984)，S1401
- 6) H. D. Solomon : Corrosion, **40** (1984), p.51
- 7) C. Ouchi, T. Okita, T. Ichihara, and Y. Ueno : Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p.833
- 8) 斎藤良行：第131回・第132回西山記念技術講座（日本鉄鋼協会編），(1989)，p.185
- 9) M. Hillert : Acta Metall., **13** (1965), p.227
- 10) 小松原望，国重和俊，岡口秀治，橋本 保，大島和郎，田村今男：住友金属，**42** (1990)，p.104
- 11) C. Stawstorm and M. Hillert : J. Iron Steel Inst., **207** (1969)，p.77
- 12) S. Yamamoto, T. Sakiyama and C. Ouchi : Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p.446
- 13) C. M. Sellars and J. A. Whiteman : Metal Sci., **13** (1979), p.187
- 14) T. Abe, T. Honda, S. Ishizaki, H. Wada, N. Shikanai and T. Okita : Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, CIM, (1990), p.66
- 15) E. E. Underwood : Quantitative Microscopy, ed. by R. T. Dehoff and F. N. Rhines, (1968), p.77 [McGraw-Hill]
- 16) 関根 寛：第86・87回西山記念技術講座（日本鉄鋼協会編），(1982)，p.123
- 17) R. Pascali, A. Benvenuti and D. Wenger : Corrosion, **40** (1984)，p.21