オーステナイト鋼溶接部における亜鉛脆化割れ感受性に及ぼす Cr および Ni 含有量の影響*

森 裕章**, 西本 和俊**

Effect of Chromium and Nickel Contents on Liquid Zinc Embrittlement in Heat Affected Zone of Austenitic Steels*

by MORI Hiroaki** and NISHIMOTO Kazutoshi**

Intergranular cracking due to liquid zinc embrittlement has sometimes occurred in heat affected zone (HAZ) of dissimilar welded joints of austenitic stainless steels with galvanized or zinc-plated carbon steels. In order to make clear the governing factors of cracking due to liquid zinc embrittlement in the heat affected zone of austenitic steels, the effect of chromium and nickel contents in the alloys on the intergranular zinc penetration was investigated in this study. From the results of the self-restraint U-type hot cracking test for zinc-coated austenitic alloys, the cracking susceptibility drastically changed at the certain value of the chromium/nickel contents. Especially, compared liquid zinc penetration behavior into grain boundaries between type304 stainless steel and Fe-36%Ni alloy, the zinc penetration was recognized only at grain boundaries in the stainless steel. On the other hand, the grain boundary energy in type304 stainless steel at elevated temperatures was about two times higher than that in Fe-36%Ni alloy. From these results, it was concluded that the difference in susceptibility to intergranular cracking caused by liquid zinc embrittlement among alloys with various chromium and nickel contents was attributed to the change in grain boundary energy in these austenitic steels.

Key Words: Liquid zinc embrittlement, Intergranular cracking, Heat affected zone, Austenitic steel, Type304 stainless steel, Fe-36%Ni alloy, Grain boundary sliding, Grain boundary energy

1. 緒 言

オーステナイト鋼とガルバナイズド鋼あるいは亜鉛めっき鋼との異材溶接継手において亜鉛脆化割れが発生することがよく知られている。オーステナイト鋼の HAZ において発生するこの種の割れは、一般に溶接時に溶融亜鉛が表面に存在し、かつ引張応力が作用することによって生じる。オーステナイト鋼の亜鉛脆化割れについてはこれまでに数多くの研究がなされており¹⁻⁵⁾、同割れ感受性が化学組成によって大きく異なることが明らかとなっている。しかしながら、同割れの発生機構や割れ感受性に及ぼす化学組成の影響について詳細は未解明な部分が多い。例えば、同じオーステナイト系の鋼種であっても SUS304 鋼は Fe-36%Ni 合金（インバー合金）に比べて著しく亜鉛脆化割れ感受性が高いが、その差異が生じる原因についてはこれまでに提唱されている同割れの発生機構^{2, 6, 7)}では説明し得ない。

そこで、本研究では種々の化学組成を有するオーステナイト鋼溶接部における亜鉛脆化割れ感受性の差異を生み出す原因の究明を目的として、主要構成元素である Cr と Ni に着目し、それらの含有量の異なる各種オーステナイト鋼を対象

に亜鉛脆化割れ感受性に対する諸因子の影響について検討を行った。

2. 供試材料および実験方法

本研究では市販のオーステナイト系ステンレス鋼、Fe-36%Ni 合金（インバー合金）とともに、亜鉛脆化割れ感受性に及ぼす Cr および Ni 含有量の影響を明らかにするために、それらの含有量の異なるオーステナイト鋼実験溶解材を作製し、各種実験に供した。また、比較材として Ni 基合金 Inconel625 も用いた。それらの化学組成を Table 1 に示す。

亜鉛脆化割れ感受性の評価には拘束緩和型 U 型高温割れ試験（以下、U 型高温割れ試験と記す）を用いた。この試験は、亜鉛をコーティング（ジンクリッチプライマを塗布）した各鋼種の試験片を Fig. 1 に示す治具に固定することによって予め所定のひずみを試験片に加えておき、その状態を維持したまま GTAW によりビードオンプレートを行うものである。試験後、浸透探傷試験あるいは試験片表面の光学顕微鏡による観察を実施し、割れ発生の有無をもって割れ感受性を評価した。溶接条件は、電流、電圧、溶接速度をそれぞれ 160 A, 17 V, 1.67 mm/s とした。付加ひずみ条件は 1% から 3% まで変化させた。粒界エネルギーは試料を真空炉中で所定の温度に加熱・保持することによってサーマルエッチを行い、SEM を用いて粒界に生じた溝の二面角を測定し、以下に示す式を用いて算出した。熱処理に用いた治具と試験片の形状

*受付日 平成23年10月7日 受理日 平成24年1月23日 平成14年度春季全国大会で発表

**正 員 大阪大学 Member, Osaka University

Table 1 Chemical compositions of materials used (mass%)

(a) Commercial alloys									
Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SUS304	0.06	1.0	2.0	0.045	0.02	8	18	—	Bal.
SUS310	0.06	1.0	1.5	0.03	0.02	20	25	—	Bal.
SUS316	1.3	0.02	0.03	0.04	0.03	10	17	2.0	Bal.
Fe-36%Ni	0.05	0.1	0.1	0.001	0.001	36	—	—	Bal.
Inconel625	0.06	0.2	0.2	0.005	0.008	Bal.	22	9.0	2.5

(b) Laboratory-melted alloys							
Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
NP1	0.025	0.15	0.14	0.019	0.001	17.46	20.38
NP2	0.027	0.14	0.11	0.040	0.001	17.77	20.60
NP4	0.024	0.15	0.09	0.019	0.001	44.84	20.15
NP5	0.029	0.14	0.10	0.035	0.001	44.29	19.89
NP7	0.026	0.12	0.10	0.018	0.001	74.98	19.94
NP8	0.026	0.13	0.01	0.033	0.001	74.82	19.92
A3	0.019	0.16	0.12	0.040	0.001	14.36	20.04
AF3	0.017	0.16	0.11	0.042	0.001	12.69	20.04
FA3	0.020	0.17	0.12	0.036	0.001	11.43	19.92
WD1	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	20.0	0.0
WD2	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	20.0	10.0
WD3	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	35.0	10.0
WD4	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	35.0	20.0
WD5	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	27.5	0.0
WD6	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	27.5	10.0
WD7	0.02	0.15	0.10	0.010	0.001	27.5	20.0

Fig. 1 Schematic illustration of self-restraint U-type hot cracking test **Fig. 2** Schematic illustration of jig and specimen for heat treatment to estimate grain boundary energy **Fig. 3** Cross-sectional optical images of welds of type304 stainless steel after the self-restraint U-type hot cracking test

を Fig. 2 に示す。粒界エネルギーの計算には Murr により提唱されている理論^{8, 9)}を改良した次式を用いた。

$$\gamma_{gb} = \frac{W_0 g}{\frac{s+b}{\cos \phi} - \frac{sb}{l}} \quad (1)$$

ここで、 γ_{gb} は粒界エネルギー、 l は平均結晶粒径、 $W_0 g$ は荷重、 ϕ は粒界に形成された溝の二面角、 a は試験片の幅、 b は試験片の厚さ、 s は粒界長さである。

3. 実験結果

3.1 割れ感受性に及ぼす Cr および Ni 含有量の影響

SUS304 鋼の U 型高温割れ試験後の溶接部断面の観察結果を Fig. 3 に示す。HAZ において数 mm にも達する大きな割れが発生していることがわかる。さらに、メインとなる割れに隣接した粒界三重点において微細な割れの発生が認められる。割れ破面を観察した結果、Fig. 4 に示すように個々の結晶粒および粒界のエッジが明確な典型的な粒界脆性破面の様相を呈している。

各鋼種に対して U 型高温割れ試験を行った後、割れ発生の有無を調査した結果を Fig. 5 に示す。Cr と Ni 含有量をそれぞれ横軸、縦軸として割れ発生の有無をプロットした結果、SUS304 鋼のように Cr/Ni 濃度比が高い鋼種においてインバー合金のように同濃度比が低いものよりも割れ感受性が高くなる傾向がみられる。とくに、いずれの付加ひずみ条件下においても、同一の Cr/Ni 濃度比を境にして割れ感受性が急激に変化し、顕著な割れ感受性を示す鋼種と示さない鋼種に分けられることがわかる。

3.2 亜鉛の粒界侵入に及ぼす Cr および Ni 含有量の影響

亜鉛脆化割れ感受性を示す鋼種の代表として SUS304 鋼を同割れ感受性を示さない鋼種の代表としてインバー合金

を選択し、それらに亜鉛をコーティングして U 型高温割れ試験を行った後、両鋼の HAZ における亜鉛の粒界侵入挙動を EPMA により調査した。Fig. 6 に両鋼の溶接部の溶接方向に垂直な断面における亜鉛の分布状態を示す。SUS304 鋼においては粒界に沿って亜鉛が侵入しているのが見られるのに対して、インバー合金にはそのような様子は認められない。他の鋼種においても同様の調査を行い、亜鉛の粒界侵入の有無をまとめた結果を Fig. 7 に示す。Cr と Ni 含有量をそれぞれ横軸と縦軸とし、各鋼種の溶接部における亜鉛の粒界侵入の有無をプロットした結果より、Cr/Ni 濃度比の高い鋼種においてのみ亜鉛の粒界侵入が認められることがわかる。また、ある Cr/Ni 濃度比以上の鋼種においてのみ亜鉛の粒界侵入が認められ、それ以下の濃度比の鋼種では亜鉛の粒界侵

入が認められない。さらに、各鋼種における亜鉛の粒界侵入挙動と亜鉛脆化割れ感受性の調査結果より、亜鉛の粒界侵入の有無を示す境界と亜鉛脆化割れ感受性の有無を示す境界は一致しており、亜鉛の粒界侵入が生じた鋼種においてのみ割れが発生していることがわかる。

3.3 塑性変形時のミクロ組織変化に及ぼす Cr と Ni 含有量の影響

高温・引張応力環境下でのミクロ組織の変化は材料の機械的特性だけでなく粒界性状にも大きく影響を及ぼす。一般に溶接時の冷却過程において HAZ には引張応力が作用することが知られている。したがって、亜鉛を塗布された各鋼種の溶接時における HAZ の粒界への亜鉛の侵入挙動に対して、溶接熱サイクルとともに HAZ における引張応力も影響を及ぼしていることが考えられる。そこで、荷重を 19.6 MPa、保持温度を 1073 K として高温引張試験を行った場合の各鋼種のミクロ組織を TEM により調査した。その結果を Fig. 8

Fig. 4 Fractured surface of crack occurred in HAZ of type 304 stainless steel after the self-restraint U-type hot cracking test

Fig. 6 Mapping of Zn distribution measured by EPMA for the cross-section of HAZ

Fig. 5 Effect of Cr and Ni contents on intergranular cracking by liquid Zn embrittlement in austenitic alloys

Fig. 7 Effect of Cr and Ni contents on intergranular Zn penetration in austenitic alloys

に示す。高いCr/Ni濃度比を有する鋼種においては多くの積層欠陥が見られる。これは高温引張試験時にこれらの鋼種において拡張転位が形成されていることを示唆している。これに対して、低いCr/Ni濃度比の鋼種においては積層欠陥の形成は認められない。さらに、前節の結果と比較すると、亜鉛の粒界侵入が認められた鋼種においてのみ積層欠陥の形成が認められることがわかる。

材料の塑性変形時における転位の交差滑り挙動に対して積層欠陥エネルギーが関与しており、積層欠陥エネルギーの減少とともに転位が拡張され易くなり、転位の分布形態がcell structuresからcoplanar arraysに変化することから、転位の交差滑りが抑制されることが知られている。数種類のオーステナイト鋼における積層欠陥エネルギーはすでに報告がなされており¹⁰⁻¹³⁾、Fig. 9に示すようにCr含有量が多いあるいはNi含有量が少ない場合、積層欠陥エネルギーは小さくなる。また、Murrにより、積層欠陥エネルギーが 30 mJ/m^2 以下の場合には転位がcoplanar arraysとなり、その値以上では

cell structuresとなると報告されている¹⁰⁾。Fig. 9に前述の各鋼種における亜鉛の粒界侵入挙動を表す図を重ね合わせると、Fig. 10に示すように亜鉛の粒界侵入が生じる鋼種は積層欠陥エネルギーが 30 mJ/m^2 以下となるCr/Ni濃度比を有していることがわかる。以上の結果より、積層欠陥エネルギーが小さいために塑性加工時に拡張転位が形成され易く、転位構造がcoplanar arraysとなる鋼種において、溶接時にHAZにおいて容易に亜鉛の粒界侵入が生じることがわかる。

4. 考 察

前章までに述べたように、オーステナイト鋼溶接部における亜鉛脆化割れは、あるCr/Ni濃度比以上の鋼種において発生すること、またHAZにおいて亜鉛の粒界侵入が生じる鋼種においてのみ割れが発生することが判明した。また、亜鉛の粒界侵入は亜鉛を塗布した試料を高温引張試験した際に拡張転位が形成されて転位構造がcoplanar arraysとなった鋼

Fig. 8 Effect of Cr and Ni contents on microstructures of austenitic alloys deformed by hot tensile test with constant load of 19.6MPa at 1073K

Fig. 9 Effect of Cr and Ni contents on stacking fault energies of austenitic alloys

Fig. 10 Effect of Cr and Ni contents on stacking fault energies of austenitic alloys and intergranular Zn penetration

Fig. 11 Effects of heat-treatment with tensile stress on hardness of type304 stainless steel and Fe-36%Ni alloy

Fig. 12 SEM microstructure of surface in specimen after hot tensile test

種においてのみ生じることがわかった。材料が加工を受けた場合の転位構造は積層欠陥エネルギーによって影響を受け、その硬さに大きく影響を及ぼす因子である。そこで、積層欠陥エネルギーが小さい鋼種と大きい鋼種の代表としてそれぞれ SUS304 鋼とインバー合金に対して高温引張試験を行った場合の硬さと粒界滑り量の変化を調査した。両鋼を 1073 K で一定荷重 19.6 MPa の条件で高温引張試験を行った後測定した硬さを試験前と比較して Fig. 11 に示す。SUS304 鋼においては高温引張試験後硬さが上昇しているのに対して、インバー合金における硬さの増加は SUS304 鋼に比べて著しく小さい。このことから、SUS304 鋼はインバー合金よりも高い加工硬化性を有するといえる。

一方、硬さとともに材料の機械的特性に影響を及ぼす因子の一つである粒界滑り量を測定した。Fig. 12 に示すようにエキシマレーザを用いて試料表面に 100 μm 間隔でグリッドラインを刻んだ後、前述の条件下で両鋼に高温引張試験を行い、粒界上におけるグリッドラインのずれをもって粒界滑り量とし、その長さを測定した。本来は粒界面と応力軸とのなす角を考慮する必要があるが、試料内部における粒界面の方位を実際に求めることは困難であることから、本研究では粒界滑り量の測定結果を試料表面において観察される粒界と応力軸とのなす角の関係で整理した。その結果を Fig. 13 に示す。両鋼とも粒界滑り量は 45° 付近でピーク値となる。同

Fig. 13 Comparison of grain boundary sliding behavior between type304 stainless steel and Fe-36%Ni alloy

(a) Type304 stainless steel

(b) Fe-36%Ni alloy

Fig. 14 Optical images of surface in specimens after heat treatment

(a) Type304 stainless steel

(b) Fe-36%Ni alloy

Fig. 15 SEM images of grooves at grain boundaries after heat treatment **Fig. 16** Schematic illustration of groove at grain boundary in solid-liquid system

一条件, 同一角度で比較した場合, SUS304 鋼の方がインバー合金よりも粒界滑り量が大きいことがわかる。

以上の結果は, 加工時において SUS304 鋼のように積層欠陥エネルギーが小さい鋼種においては転位が拡張することによる交差滑りの抑制により粒内における加工硬化が著しく, これによって粒界滑りが生じ易くなることを示唆しているものと考えられる。粒界滑りによって粒界において空孔が増大した場合, 粒界エネルギーの増加が引き起こされることが考えられる¹⁴⁾。そこで, このことを確認するために, 前述の Murr により提案されている方法を用いて SUS304 鋼とインバー合金の 1073 K および 1273 K における粒界エネルギーを測

定した。1273 K で熱処理後の試料表面の観察結果を Fig. 14 に示す。SUS304 鋼の粒界はインバー合金に比べてより明瞭に観察される。SEM により粒界に形成された溝を観察した結果, Fig. 15 に示すようにインバー合金よりも SUS304 鋼の方がより深い溝が形成されていることがわかる。粒界に形成された溝の二面角の測定結果を基に, 両鋼の粒界エネルギーを前述の式 (1) を用いて計算した結果, SUS304 鋼の場合, 1073 K で 960 mJ/m² (文献 9 により報告されている実験式を用いて計算), 1273 K では 840 mJ/m², インバー合金ではそれぞれ 1073 K で 450 mJ/m², 1273 K で 310 mJ/m²であることがわかった。すなわち, 同一温度条件で比較した場合, SUS304 鋼の粒界エネルギーはインバー合金のそれよりも約 2 倍以上大きいといえる。

亜鉛の粒界侵入挙動に及ぼす粒界エネルギーの影響を明らかにするために, 熔融亜鉛と接する SUS304 鋼とインバー合金の粒界における固相/熔融亜鉛間の固液界面エネルギーと両鋼の粒界エネルギーの釣り合いについて理論的考察を加えた結果を以下に示す。材料が液体金属と接した場合, 一般に粒界において Fig. 16 に示すような溝が形成される。このような状態では, 粒界エネルギー (γ_b) と固液界面エネルギー (γ_{s-l}) の間には次式に示す関係が成り立っている^{15, 16)}。

$$\gamma_b = 2\gamma_{s-l} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (2)$$

ここで、 θ は粒界に形成された溝の二面角である。

この関係式より、粒界エネルギー (γ_b) と固液界面エネルギー (γ_{sl}) の関係に依存する二面角により粒界への液相の侵入の可否が判定し得ることがわかる。すなわち、粒界エネルギー (γ_b) が固液界面エネルギー (γ_{sl}) の 2 倍よりも小さい場合、両エネルギーはある角度で釣り合い、液相はある有限な距離までしか粒界に沿って侵入し得ないことになる。これに対して、粒界エネルギー (γ_b) が固液界面エネルギー (γ_{sl}) の 2 倍よりも大きい場合、二面角は 0° となり、液相は無限に粒界に侵入し得る。

一方、固液界面エネルギー (γ_{sl}) については、固体上への液滴を置いた場合の端部における接触角と同部位における固相および液相の表面エネルギーと固液界面エネルギーの釣り合い関係より見積もることができる。固液界面エネルギーは次式で表される。

$$\gamma_{sl} = \gamma_s - \gamma_l \cos \phi \quad (3)$$

ここで、 γ_s 、 γ_l はそれぞれ固相、液相の表面エネルギー、 ϕ は接触角である。

インバー合金の 1073 K における表面エネルギーを前述の粒界エネルギーの測定値と粒界エネルギー (γ_{gb}) と表面エネルギー (F_s) の比 (γ_{gb}/F_s) が 0.42 となるとの報告⁹⁾を基に計算した結果、1070 mJ/m² となった。ここで、SUS304 鋼とインバー合金の同一温度における表面エネルギーは、同じオーステナイト系の鋼種であることから大きな差異は無いものと考えられ、前述の表面エネルギー値を 1073 K におけるオーステナイト鋼の表面エネルギーと仮定した。また、亜鉛の表面エネルギーは Nogi ら¹⁷⁾により 973 K で 750 mJ/m² であることが報告されており、1073 K における亜鉛の表面エネルギーを推定した結果、715 mJ/m² となった。また、Ebrill ら¹⁸⁾は静滴法を用いて溶融亜鉛を Fe 基盤上に滴下した場合の接触角を測定した結果、1073 K では $5 \sim 10^\circ$ となることを報告している。以上の数値を用いて 1073 K におけるオーステナイト鋼/溶融亜鉛間の固液界面エネルギーを式 (3) より求めた結果、360 mJ/m² となった。

以上の計算結果より、SUS304 鋼においては $2\gamma_{sl}$ が γ_b よりも小さいことから粒界における二面角が 0° となり、亜鉛が粒界に侵入するといえる。これに対して、インバー合金の場合、 γ_b は $2\gamma_{sl}$ よりも小さいことから、ある有限な距離までしか亜鉛が粒界に侵入し得ないことになる。すなわち、SUS304 鋼はインバー合金よりも亜鉛脆化割れ感受性が高くなるということが以上の理論的考察の結果からも証明されたといえる。さらに、前節に示したように高温・引張応力環境下において SUS304 鋼においては粒界滑りが生じ易いことから、粒界エネルギーがさらに増加され、粒界への亜鉛の侵入を助長していることも考えられる。

以上の結果より、Cr、Ni 含有量の異なるオーステナイト鋼における亜鉛脆化割れ感受性の差異は鋼種間の粒界エネルギーの差異に起因した現象であると推察される。

5. 結 言

本研究ではオーステナイト鋼の溶接時に溶融亜鉛と接触した際、HAZ において発生する亜鉛脆化割れの支配因子を明確にすることを目的として、とくに亜鉛の粒界侵入に及ぼす Cr と Ni の影響に着目した検討を行った。以下に得られた結果を要約する。

- (1) Cr と Ni 含有量の異なる種々のオーステナイト鋼に対して拘束緩和式 U 型高温割れ試験を行った結果、ある Cr/Ni 濃度比を境に亜鉛脆化割れ感受性を示す鋼種と示さないものに分かれることが判明した。
- (2) HAZ において亜鉛の粒界侵入が認められた鋼種においてのみ亜鉛脆化割れが発生することが明らかとなった。
- (3) EPMA による元素分析と TEM による組織観察の結果、亜鉛の粒界侵入が生じた高い Cr/Ni 濃度比を有する鋼種においては高温・引張応力環境下において粒内に多くの積層欠陥が形成されることがわかった。
- (4) 高温での SUS304 鋼の粒界エネルギーはインバー合金のそれよりも約 2 倍以上高いことが明らかとなった。
- (5) 高温・引張応力環境下において SUS304 鋼の粒界滑り量はインバー合金のそれよりも大きいことがわかった。また、粒界滑りにより SUS304 鋼の粒界における空孔が増大すると考えられ、このことが粒界エネルギーが増加する原因の一つとなっていることが推察された。
- (6) 以上の実験事実より、Cr および Ni 含有量の異なる種々のオーステナイト鋼における亜鉛脆化割れ感受性の差異は鋼種間の粒界エネルギーの差異に起因するものと推察された。

参 考 文 献

- 1) A. H. Cottrell and P. R. Swann: A Metallurgical Examination of The Failures in The 8-inch Diameter Stainless Steel Pipe, *ibid* Paper 5.
- 2) A. H. Cottrell: Technical Lessons of Flixborough, A Metallurgical Examination of Eight-Inch Line, *The Chemical Engineer*, April (1976).
- 3) D. Elliott: Zinc Embrittlement of Stainless Steel-The Problem in Perspective, *Process Engineering*, 7 (1976) 67-71.
- 4) S. Sadigh: Stress Cracking of Stainless Steel and High Alloy by Molten Zinc at High Temperature, *Material Performance*, 20-7 (1981) 16-21.
- 5) J. M. Johnson: Zinc Embrittlement of Stainless Steel Welds, *ASM Metal Congress*, (1982).
- 6) P. Gordon: Metal-Induced Embrittlement of Metals? An Evaluation of Embrittlement Transport Mechanisms, *Metallurgical Transactions A*, 9A (1978) 267.
- 7) M. Andreani, P. Azou and P. Bastien: Fragilisation des Aciers Inoxydables Austenitiques en Presence de Zinc, *Les Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, 66-1 (1969) 21-27.
- 8) L. E. Murr: Interfacial Phenomena in Metals and Alloys, *Addison-Wesley Pub. Co.*, (1975) 120-121.
- 9) L. E. Murr, G. I. Wong and R. J. Horylev: Measurement of

- Interfacial Free Energies and Associated Temperature Coefficients in 304 Stainless Steel, *Acta Metallurgica*, 21-5 (1973) 595-604.
- 10) L. E. Murr: Stacking-fault Anomalies and The Measurement of Stacking-fault Free Energy in f.c.c. Thin Films, *Thin Solid Films*, 4 (1969) 389-412.
- 11) M. J. Whelan, P. B. Hirsch, R. W. Horne and W. Bollmann: Dislocations and Stacking Faults in Interactions in Stainless Steel, *Proceedings of the Royal Society of London Ser.A*, 240 (1957) 524-538.
- 12) D. L. Douglass, G. Thomas and W. R. Roser: Ordering, Stacking Faults and Stress Corrosion Cracking In Austenitic Alloys, *Corrosion*, 20-1 (1964) 15t-27t.
- 13) J. M. Silcock, R. W. Rookes and J. Barford: Twin Frequency and Stacking Fault Energy in Austenitic Steels, *Journal of The Iron and Steel Institute*, 204-6 (1996) 623-627.
- 14) P. Ballo, N. Kioussis and G. Lu, Grain boundary sliding and migration: Effect of temperature and vacancies, 64-2 (2001) 024104.
- 15) E. Eborall and P. Gregory: The Mechanism of Embrittlement by A Liquid Phase, *Journal of the Institute of Metals*, 84 (1955) 88-90.
- 16) D. Mclean: *Grain Boundaries in Metals*, Oxford at Clarendon Press, (1957) 99.
- 17) K. Nogi, K. Ogino, A. McLean and W. A. Miller: The Temperature Coefficient of The Surface Tension of Pure Liquid Metals, *Metallurgical Transactions B*, 17B-3 (1986) 163-170.
- 18) N. Ebrill, Y. Durandet and L. Strezov: Dynamic Wetting and Its Influence on Interfacial Resistance during Hot Dip Galvanizing, *Transactions of JWRI*, 30 (2001) 351-359.
-