TIG 溶接における裏ビード表面性状に及ぼす鋼中化学成分の影響

—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響 (第4報)—

平田 弘征**, 小川 和博**, 高 隆夫**, 池崎 寿史***

Effect of Chemical Compositions on Properties of Root Bead Surface in TIG Arc Welding

—Effect of Chemical Compositions on Weldability in Fabrication in High Alloyed Steel (Report IV)—

by HIRATA Hiroyuki**, OGAWA Kazuhiro**, TAKA Takao** and IKESAKI Hisashi***

The effects of chromium and silicon contents on the roughness of root bead surface in gas tungsten inert gas arc welding without inert gas backing was investigated from a point of view of the oxide layer formed on root bead surface. Test welding was carried out on plates containing various contents of chromium and silicon. The roughness of root bead surface was measured by observation of a cross section of weld metal. The thickness of the oxide layer was also measured and chemical compositions were analyzed by EPMA. The roughness of root bead surface increased in weld metals with higher chromium content as a result of the random formation of thick and porous oxide on the root bead surface. The increase of silicon content improved the roughness of root bead surface. The thickness of oxide on root bead surface was thinned by increasing the silicon content and the high silicon concentration was detected at the interface of oxide and the weld metal. From these results, the improvement of roughness of root bead surface by silicon was considered to be due by preventing the random growth of oxide by the formation of a dense silicon oxide layer as a barrier of oxygen diffusion at the interface of oxide and weld metal. The increase of roughness by increasing the chromium content was also considered to be caused by the formation of thick and porous oxide as a result of the prevention of the formation of uniform and dense oxide layer of silicon.

Key Words: Welding, Weldability in fabrication, Root bead, Backing gas, Silicon, Chromium

1. 緒 言

近年の熟練溶接士の高年齢化、不足にともなう施工コストの増大や溶接施工の自動化への指向などにより、最近では、溶接施工性（例えば裏波形成能）に優れた材料が強く求められるようになってきている。溶接施工性に及ぼす鋼中化学成分の影響を明らかにするために、これまでに高合金鋼のTIG溶接における陽極形成現象に関する検討を行い、鋼中のS, Se, Te, Si, Mn, Alの影響について明らかにするとともにそのメカニズムについて考察した¹⁾。また、TIG溶接ビード形状に及ぼすこれらの元素の影響について検討し、そのメカニズムについて考察した^{2,3)}。その結果、鋼中の表面活性元素およびMnは溶け込み深さを大きくし、溶接時の裏波形成能を改善する効果が期待できることが明らかとなった。逆に、鋼中のAl量の増加は裏ビードを形成させ難くすることが明らかとなった。

実際の溶接施工に際しては、裏ビードの形成のしやすさ

とともに得られた裏ビード表面の性状に優れることも併せて求められる。ここで言う、優れた裏ビード表面の性状とは、ビード表面に気孔などの欠陥がないこと、凹凸が少ないことなどが上げられる。特に、経済性の観点から不活性ガスによるバックシールドを省略して溶接する場合には重要な問題となる。しかし、良好な表面性状を有した裏ビードを得るためのバックシールドの必要性和鋼中化学成分の関係について系統的に検討した研究例はほとんどない。本報では、裏ビードの表面性状に及ぼすCr, Siの影響を明らかにし、裏ビード表面の酸化物層生成の観点からその作用メカニズムについて考察した。

2. 実験方法

2.1 供試材料

Cr量が0~25%の範囲で異なる汎用鋼をベースに、Si量を0.1~0.5%の範囲で変化させた鋼を供試材料として用いた。供試材料は実験室にて真空溶製し、熱間鍛造、熱間圧延、熱処理の各工程を経た後、機械加工により21×100×200 mm、表面粗さ100 μm R_{max}に仕上げ、供試鋼板とした。Table 1に使用した鋼板の化学成分を示す。

*原稿受付 平成12年12月13日 平成11年度春季全国大会で発表

**会 員 住友金属工業(株) Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.

*** 住友金属テクノロジー(株) Sumitomo Metal Technology, Inc.

Table 1 Chemical compositions of materials used (mass %).

Heat	C	Si	Mn	Ni	Cr	Al	O	Others
1	0.01	0.11	0.50	—	—	0.002	0.003	—
2	0.01	0.49	0.49	—	—	0.002	0.002	—
3	0.04	0.10	0.50	0.52	2.26	0.004	0.003	Mo, W, V, Nb
4	0.04	0.28	0.50	0.52	2.25	0.003	0.005	
5	0.04	0.48	0.50	0.52	2.25	0.004	0.003	
6	0.06	0.28	0.50	—	4.85	0.005	0.003	Mo
7	0.06	0.47	0.51	—	4.82	0.002	0.002	Mo
8	0.06	0.30	0.47	—	9.00	0.005	0.004	
9	0.06	0.51	0.48	—	9.10	0.001	0.004	
10	0.06	0.50	0.48	—	13.14	0.001	0.006	—
11	0.06	0.31	0.49	—	18.46	0.001	0.005	—
12	0.06	0.51	0.49	—	18.51	0.002	0.005	—
13	0.04	0.13	1.66	8.40	18.03	0.001	0.005	—
14	0.04	0.51	1.66	8.11	17.84	0.001	0.006	Mo, Nb, N
15	0.06	0.14	1.52	21.55	24.68	0.012	0.003	
16	0.06	0.54	1.51	21.41	24.72	0.013	0.005

Fig. 1 Schematic illustration of TIG welding method.**Table 2** Welding conditions.

Welding current (A)	70
Welding speed (mm/s)	1.67
Arc length (mm)	2
Shielding gas flow rate (l/s)	0.25 (Pure Ar)
Backing gas	None (Air)

2.2 溶接方法

Fig. 1 に模式的に示すように供試鋼板上に純 Ar (純度 99.99%以上) をシールドガスに用いた TIG 溶接法によりビードオンプレート溶接を行った。溶接は不活性ガスによるバックシールドガスを流さずに、即ち、裏面は大気雰囲気中で Table 2 に示す条件にて行い、板厚貫通ビードを作製した。

2.3 裏ビード表面性状の評価方法

得られた裏ビード表面を目視により外観観察するとともに、表面の凹凸を測定した。測定は、Fig. 2 に模式的に示すように溶接ビードの横断面をバフ研磨により現出した後、ビード幅方向の中央部近傍の裏ビード表面を光学顕微鏡により 500 倍の倍率にて観察し、140 $\mu\text{m} \times 190 \mu\text{m}$ の視野内で酸化物表面の凹凸差を求め、5 視野の平均値を裏ビード表面の凹凸とした。

2.4 表面酸化物の性状評価方法

裏ビード表面に形成した酸化物の組織観察を行った。観察は裏ビード表面の SEM 観察を行うとともに裏ビード表面の横断面を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて観察した。また、裏ビード横断面の幅方向中央部近傍の 500 倍での光学顕微鏡視野内において裏ビード表面に生成した酸化物の厚さを 10 点測定し、その平均値を酸化物層厚さとした。さらに、酸化物中の構成成分を明らかにするために X 線マイクロアナライザー (EPMA) による分析を行った。

Fig. 2 Measuring method of roughness at root bead surface.

2.5 表面酸化物生成機構の検討方法

表面酸化物の生成機構について考察するため溶接再現熱サイクル試験を行った。供試材料には Table 1 に示した Si 量の異なる 2.25%Cr 鋼を $5^l \times 10^w \times 50^t$ mm に機械加工し、表面を 80 番のエメリ紙にて研磨し、試験片として用いた。試験片を大気雰囲気中で高周波誘導加熱により、昇温速度 30 K/s、保持温度 1673 K、保持時間 1 および 4 s の条件で昇温、保持した後、その状態での酸化物層を室温まで保持するために、He ガスを吹き付けて冷却速度約 50 K/s にて急冷した。その試験片の横断面の SEM 観察を行うとともに表面に生成した酸化物の EPMA 分析を行なった。

3. 実験結果

3.1 裏ビード表面性状に及ぼす化学成分の影響

Fig. 3 には、Si を 0.5% 含む供試鋼板をバックシールドガスなしで裏波貫通溶接を行なった場合の裏ビード外観に及ぼす Cr の影響を示す。また、Fig. 4 には、Si 量の異なる 2.25, 18 および 25%Cr 鋼を同様にバックシールドガスなしで裏波貫通溶接した場合の裏ビード外観観察結果を示す。供試鋼板の化学成分に関わらず、裏ビード表面は酸化物に覆われていたが、Fig. 3 より明らかなように、鋼中の Cr 量が少ない場合には裏ビード表面を覆う酸化物は平滑であるのに対し、Cr 量の増加にともない裏ビード表面が皺状の酸化物に覆われ、凹凸が激しくなることが明らかとなった。また、Fig. 4 より鋼中の Si 量が増加すると、2.25%Cr 鋼の場合に顕著に認められるように裏ビード表面を覆う酸化物が平滑になり、表面凹凸の度合いが小さくなる傾向が認め

られた。しかし、Fig. 3 でも示したように Cr 量が増加するに従い、表面の凹凸は大きくなり、Si 量が表面性状に及ぼ

Fig. 3 Effect of chromium content on appearance of root bead.

Fig. 4 Effect of silicon content on appearance of root bead.

す影響は顕著には認められなくなった。Fig. 5 は溶接ビードの横断面から裏ビード表面の凹凸を測定し、鋼中の化学成分で整理した結果を示す。鋼中の Cr 量が増加すると表面の凹凸が大きくなり、Si 量の増加により表面凹凸は小さくなる傾向が認められ、目視による外観観察結果と良い対応が認められた。また、Ni 添加の有無による母材組織の影響は特に認められなかった。以上の結果より、バックシールドガスを用いずに溶接した場合、鋼中の Cr 量の高い鋼

では裏ビードの表面性状が劣化するのに対し、Si 量の高い鋼では表面性状が改善される効果を有することが明らかとなった。

3.2 裏ビード表面の酸化物性状に及ぼす化学成分の影響

Fig. 6 は溶接ビードの横断面の SEM 観察結果を示す。2.25%Cr 鋼の場合、0.1%Si 材では表面に約40 μm 程度の空洞が内在する酸化物が生成していた。また、酸化物の厚

Fig. 5 Effect of chromium and silicon contents on roughness of root bead surface.

Fig. 7 Effect of chromium and silicon contents on thickness of oxide layer on root bead surface.

Fig. 6 Effect of chromium and silicon contents on oxide layer observed on root bead surface.

さが不均一なため、表面の凹凸の増加が観察された。それに対し、Si 量が0.5%まで増加した場合、表面に生成する酸化物は約20 μm と薄く、かつ、空洞がなく、均一に生成していることが明らかとなった。一方、Cr 量が18%までの鋼では高Cr化にともない裏ビード表面に生成する酸化物が厚くなり、表面の凹凸の度合いが大きくなる傾向が認められた。Cr 量が25%まで増加した場合、酸化物は薄くなっていたが、外観観察の結果、表面凹凸の著しい酸化物は Fig. 6 に示す18%Cr-0.1%Si 材の場合と同様に非常に多くの空洞を含むことから、切断、研磨時に剥離、欠落したものと考えられる。

Fig. 7 は溶接ビード表面に生成した酸化物厚さと鋼中の化学成分の関係を整理した結果を示す。断面観察からも明らかとなったように、鋼中の Cr 量の増加にともない酸化物は厚くなり、逆に Si 量の増加により酸化物は薄くなる傾向が認められた。Si 量の増加による酸化物の性状変化が顕著に認められた2.25%Cr 鋼の裏ビード表面の SEM 観察結果を Fig. 8 に示す。0.1%Si の場合、裏ビード表面を覆う酸化物は不均一であり、部分的に酸化物が著しく成長し、その結果、表面に激しい凹凸が存在することが観察された。それに対して、Si 量が0.5%まで増加すると0.1%Si の場合に比して、緻密で均一な酸化物が生成していることが観察された。Fig. 5 に示した裏ビード表面凹凸に及ぼす Cr, Si の影響を併せて考えると、これらの結果は、裏ビード表面の性状、特に表面の凹凸が裏ビード表面を覆う酸化物の性状に起因することを示す結果といえる。

Fig. 9 および 10 は Si 量の異なる2.25%Cr 鋼の裏ビード表面に生成した酸化物の EPMA による元素分析結果をそれぞれ示す。鋼中の Si 量に関わらず、酸化物は層状を呈しており、内層に Si リッチな酸化物層、その外層に Si, Mn, Cr, Fe 等を含む酸化物層が生成していた。また、最外層には Fe の濃化が認められ、Fe 主体の酸化物層が生成していることが明らかとなった。しかし、0.1%Si 材では内層に生成している Si 酸化物層が不均一かつ不連続であり、その外層に層厚の不均一な複合酸化物層が生成していた。

また、外層の複合酸化層中には多くの空洞が存在した。一方、0.5%Si の場合、内層側の Si 酸化物層は厚さが均一で連続的に生成し、外側の複合酸化物層も薄く、均一であることが明らかとなった。Fig. 11 および 12 は裏ビード表面の凹凸が小さかった 0 %Cr-0.5%Si 鋼および表面凹凸が大きかった25%Cr-0.5%Si 鋼について同様に酸化物の EPMA 分析を行った結果をそれぞれ示す。0 %Cr-0.5%Si 鋼の裏ビード表面に生成した酸化物は Fig. 10 に示した 2.25%Cr-0.5%Si 鋼の場合と同様に層状を呈し、内層側に Si 酸化物層が連続的に生成し、外層に均一な空洞のない Fe を主体とする酸化物が生成していた。一方、25%Cr-0.5%Si 鋼の場合も酸化物層は層状を呈しているが、同等の Si 量であるにも関わらず、2.25%Cr-0.5%Si 鋼に明瞭に存在した Si 酸化物層の生成は明瞭に認められず、厚さの不均一な Cr, Mn, Fe を含む複合酸化物層が生成していた。また、複合酸化物層中には多数の空洞が認められた。

3.3 加熱による酸化挙動に及ぼす Si の影響

裏ビード表面の酸化物の生成機構を検討するために、Si 量の異なる2.25%Cr 鋼を大気中にて1673 K まで加熱し、1 および 4 秒間保持した後、急冷した熱サイクル試験片を作製し、表面に生成した酸化物の EPMA 分析を行った。その結果を Fig. 13 および 14 に示す。0.1%Si の場合、1673 K での保持時間が1秒間では、表面に生成する酸化物は Fe, Cr, Mn, Si を含む複合酸化物のみが生成し、保持時間が4 s となると内側に Si の濃化が認められた。一方、Si が0.5%まで増加した場合、1 s 保持ですでに複合酸化物層の内側に Si 酸化物層が生成していた。

Si : 0.1%

Si : 0.5%

30 μm

Fig. 8 Effect of silicon content on microstructure of root bead surface of 2.25% Cr steel observed by SEM.

Fig. 9 SEM image and distributions of elements analyzed by EPMA of oxide layer in cross section of root bead surface of 2.25%Cr-0.1%Si steel.

Fig. 10 SEM image and distributions of elements analyzed by EPMA of oxide layer in cross section of root bead surface of 2.25%Cr-0.5%Si steel.

Fig. 11 SEM image and distributions of elements analyzed by EPMA of oxide layer in cross section of root bead surface of 0%Cr-0.5%Si steel.

Fig. 12 SEM image and distributions of elements analyzed by EPMA of oxide layer in cross section of root bead surface of 25%Cr-0.5%Si steel.

Fig. 13 SEM image and distributions of elements analyzed by EPMA of oxide layer in cross section of 2.25% Cr-0.1%Si steel heated at 1673 K.

Fig. 14 SEM image and distributions of elements analyzed by EPMA of oxide layer in cross section of 2.25% Cr-0.5%Si steel heated at 1673 K.

4. 裏ビード表面性状に及ぼす化学成分の影響機構に関する考察

これまでに示した結果より、裏ビードの表面性状は表面を覆う酸化物の性状に大きく影響を受けると考えられる。ここでは、溶接直後の裏ビード表面での酸化物の形成現象およびそれにともなう裏ビード表面の性状に及ぼす化学成分の影響機構について考察を行う。

Si 量の異なる 2.25%Cr 鋼を大気中で加熱した結果、低 Si の場合、加熱時間が短い場合、表面には Fe, Cr, Mn, Si を含む複合酸化物のみが生成し、加熱時間の増大にともない複合酸化物の内層側に Si の濃化が認められた。このことは、溶接終了後の酸化初期には Si, Mn, Cr, Fe 等が同時に酸化して複合酸化物層を形成し、その後、Si の内部酸化が生じ、Si 酸化物層が生成することを示唆している。さらに、低 Si の場合には、高 Si の場合に比べて、内層の Si 酸化物層の生成、成長に時間を要することを示している。この結果をふまえて、裏ビード表面での酸化物の形成機構および裏ビードの表面性状に及ぼす化学成分の影響機構は以下のように考えられる。

Fig. 15 に模式的に示すように、鋼中の Cr 量が少ない場合、酸化開始直後には裏ビード表面での酸素圧が高いため、生成自由エネルギーに関係なく、Si, Mn, Cr, Fe 等の酸化が同時に開始し、表面はこれらの元素を含む酸化物層に覆われる。その後、金属イオンの外方拡散および酸素の内方拡散により、酸化物表面、酸化物/金属界面で酸化が進行すると考えられる。酸化物内の酸素圧は内部に向かって低下し、最内層の酸化物/金属界面ではエネルギー的に安定な金属の平衡酸素圧まで低下するため、その金属のみ酸化が進行し、その他の元素は金属として存在する方が安定となる。即ち、供試材料に含まれる元素の中では $Al > Si > Mn > Cr > Fe > Ni$ の順に酸素との親和力が大きい⁴⁾が、本検討における供試成分系では、Al は鋼中に微量しか含まれておらず、元素の供給が不十分であるため、酸化物/金属界面では Al に次いで安定な Si の酸化が進行すると考えられる。

金属 Si が酸化されて、 SiO_2 を生成することを考えた場合、その反応式は、(1)式で表され、それに伴う自由エネルギー変化は、(2)式で与えられる。(1)式の反応が平衡にあるときは自由エネルギー変化 $\Delta G_T = 0$ となり、標準自由エネルギー ΔG°_T は(3)式で表される。Fe-Cr-Si 合金を考えた場

Fig. 15 Schematic illustration of effects of silicon and chromium on formation of oxide layer and property of root bead surface.

Fig. 16 Effect of silicon content on equilibrium oxygen pressure of SiO_2 calculated at 1673 K.

合、合金を理想溶液とし、生成される酸化物が単体酸化物と仮定すると、 a_{Si} は供試鋼中の Si の原子比、 a_{SiO_2} は 1 となる。また、 SiO_2 の標準生成自由エネルギーは熱力学データ⁹⁾より、(4)式で与えられるため、両式から、1673 K における SiO_2 の平衡酸素圧と鋼中の Si 量の関係は Fig. 16 に示される。

(1)

$$\Delta G_T = \Delta G^\circ_T + RT \ln \{a_{\text{SiO}_2} / (a_{\text{Si}} \cdot p_{\text{O}_2})\}$$

(2)

$$\Delta G^\circ_T = -RT \ln \{a_{\text{SiO}_2} / (a_{\text{Si}} \cdot p_{\text{O}_2})\}$$

(3)

$$\Delta G^\circ_T = -902100 + 174 \cdot T$$

(4)

ΔG°_T : 標準生成自由エネルギー (J/mol-atm)

Fig. 17 Schematic illustration of distribution of silicon content surrounding silicon oxide.

R : 気体定数 ($=8.3144 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$), T : 温度 (K)

a_{Si} , a_{SiO_2} : Si, SiO_2 の活量

p_{O_2} : 平衡酸素圧 (atm)

酸化物中の酸素圧が内部に向かって低下し、 SiO_2 の平衡酸素圧まで低下し、酸化物/金属界面で Si の酸化が生じた場合、Fig. 17 に模式的に示すように、酸化物が生成した部分の周囲には Si 濃度の低下する領域が形成され则认为られる。低 Cr 鋼において鋼中の Si 量が高い場合 (0.3% 以上) には、Fig. 16 に示すように、Si 濃度が低下した領域でも、 SiO_2 の平衡酸素圧が十分に低く、かつ金属中からの Si の供給が十分であるため、緻密な Si 酸化物層が早期に連続的に生成する。そして、 SiO_2 中の金属イオンの自己拡散係数および酸素イオンの拡散係数は Fe_2O_3 や Cr_2O_3 などコランダム型酸化物やスピネル型酸化物に比べて非常に小さい⁹⁾ため、金属および酸素イオンの拡散が抑制される。そのため、Si 酸化物/金属界面でのみ酸化物が成長し、酸化物の成長速度は急激に低下し、表面が均一かつ凹凸の小さい酸

Fig. 18 Effect of chromium content on equilibrium oxygen pressures of Cr_2O_3 and SiO_2 calculated at 1673 K.

化物層に覆われるものと考えられる。

それに対し、低Cr鋼において低Si(0.1%)の場合には、Siの酸化物の周囲に形成されるSi濃度低下領域では平衡酸素圧が高くなると考えられる。Fig. 16に示すようにSi量が0.1%以下となるとその傾向が顕著となる。Si濃度が低下した領域では、Siは金属として存在する方が安定となるため、Si酸化物層は形成せず、Si酸化物層が不連続かつ不均一となる。そのため、Si酸化物層による金属イオンおよび酸素イオンの拡散抑制効果が十分に得られず、その部分では外層酸化物の成長が進行するとともに、金属内部の酸素圧が低下し、Si量が増加した部分でSiの酸化が進行する。そのため、酸化物層は厚さが不均一で凹凸が大きくなると考えられる。以上の機構により、鋼中のCr量が少ない場合には、Si量の増加により、裏ビード表面の凹凸が小さくなり、表面性状が改善されたと考えられる。

一方、鋼中のCr量が高い場合、低Crの場合と同様に、酸化開始直後には表面で、Si, Mn, Cr, Fe等の酸化が同時に生じ、その後、酸化物層表面および酸化物層/金属界面での酸化が進行すると考えられる。金属Crが酸化されて、 Cr_2O_3 が生成する場合の平衡酸素圧も SiO_2 と同様に求めることができる。Fig. 18には、 Cr_2O_3 の平衡酸素圧と鋼中のCr量の関係を示す。鋼中のCr量が増加すると Cr_2O_3 の平衡酸素圧が低下し、 SiO_2 の平衡酸素圧に近づく。そのため、酸素圧が低下した状態でも酸化物層/金属界面ではSiと同時にCrも酸化するため、Si酸化物層が均一に形成され難くなる。上述のように、 Cr_2O_3 中の金属イオンの拡散係数は、 SiO_2 中に比べて大きいいため、Si酸化物の形成している部分とそうでない部分では酸化物層の成長速度が異なる

ため、酸化物層が不均一に成長すると考えられる。そのため、Cr量の増加により、裏ビード表面の凹凸が大きくなり表面性状が劣化したものと考えられる。

5. 結 言

- 1) バックシールドガスを用いずに溶接した場合、鋼中のCr量の増加は裏ビードの表面性状を劣化させるのに対し、Si量は表面性状を改善する効果を有する効果があることが明らかとなった。
- 2) 鋼中のCr量の増加にともない酸化物は厚くなり、逆にSi量の増加により酸化物は薄くなる傾向が認められた。
- 3) 裏ビード表面に形成した酸化物は層状を呈しており、内層にSiリッチな酸化物層、外層にFe, Mn等を含む複合酸化物層が生成していた。そして、裏ビード性状に優れる場合、内層のSi酸化物層が均一かつ連続的に生成していた。
- 4) 再現熱サイクル試験の結果、溶接終了後の酸化初期にはSi, Mn, Cr, Fe等が同時に酸化して複合酸化物層を形成し、その後、内層側にSi酸化物層が生成することおよび高Siの場合、内層のSi酸化物層が短時間で生成、成長することが明らかとなった。
- 5) 低Cr鋼においてSi量の増加により裏ビードの表面性状が改善される原因は、内層側に連続かつ均一に生成するSi酸化物層が拡散障壁の役割を果たすため、その後の酸化物の成長が抑制され、裏ビード表面が薄く均一な酸化物層で覆われるためであると考えられる。
- 6) 一方、高Cr鋼の場合、 Cr_2O_3 の平衡酸素圧が低くなり、酸素圧が低下した酸化物層/金属界面でSiと同時に高濃度のCrも酸化し、均一なSi酸化物層が形成され難くなるため、裏ビード表面性状が劣化すると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 平田弘征, 小川和博, 高 隆夫, 本田達朗: TIG溶接における陽極形成現象に及ぼす鋼中化学成分の影響—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響(第1報)—, 本会論文集, 17-3 (1999), 387-396.
- 2) 平田弘征, 小川和博, 高 隆夫: TIG溶接ビード形状に及ぼす鋼中化学成分の影響—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響(第2報)—, 本会論文集, 17-3 (1999), 397-402.
- 3) 平田弘征, 小川和博: ステンレス鋼のTIG溶接における溶け込み形状に及ぼすAl量の影響—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響(第3報)—, 本会論文集, 18-2(2000), 208-213.
- 4) 日本金属学会: 金属データブック, 丸善(1993), 96.
- 5) 日本金属学会: 冶金物理化学, 社団法人日本金属学会(1982), 65.
- 6) 腐食防食協会: 金属材料の高温酸化と高温腐食, 丸善(1990), 61.