トランプエレメントと窒素を多く含む電気炉鋼材の大入熱溶接 HAZ 靱性について*

板谷 俊臣**, 中込 忠男***

On Fracture Toughness at Heat Affected Zones for Large Heat Input Welding of Electric Arc Furnace Steels including Much Tramp Elements and Nitrogen*

by ITATANI Toshiomi** and NAKAGOMI Tadao***

Steel scrap is raw materials of the recycled steels refined in electric arc furnaces, and this recycle process is good for keeping our living environment. Authors focus in the toughness of the recycled steels that contain much tramp elements and nitrogen. Chemical compositions of specimens are 0.17C-0.20Si-1.15Mn, Cu : 0.08~0.50mass%, Ti : 0.006~0.031mass%. This report contains properties of HAZs (heat affected zones) in thermal cycled mother steels, and these HAZs were estimated a heat input of 45-600 kJ/cm. The following experimental results are obtained. TiN particles fasten on γ grain boundaries, and improve the toughness of HAZs. A grain boundary ferrite is restrained by Cu, and ferrite grains become fine, too.

Key Words: Electric arc furnace steel, Fracture toughness at HAZ, Charpy impact test, Trump element, Nitrogen, Large heat input welding

1. 緒 言

近年構造物の大型化に伴い、溶接工程における生産性を向上させるために、パス数を減らした大入熱溶接が施工されている。

建築鉄骨では、溶接四面ボックス柱や溶接 H 形鋼の施工時に、大入熱溶接であるサブマージーク溶接とエレクトロスラグ溶接が多用されている。これらの溶接を施工する場合、鋼材が融点近傍で長時間保持された後、冷却時間が長くなるため、溶接熱影響部（以後 HAZ）の靱性劣化が懸念される。

ノースリッジ地震や兵庫県南部地震より鉄骨建築物の耐震性確保の観点から、HAZ の靱性確保は重要な要求性能となっている。

さて、近年地球環境に配慮したリサイクル品の使用が注目されている。鋼材では、製造時の消費エネルギーや二酸化炭素排出量が少ない電気炉鋼材がリサイクル品である。しかし、電気炉鋼材は、トランプエレメントや窒素の HAZ 靱性への懸念より、溶接施工を主体とした構造物への適用は限定的である。

一方では、トランプエレメントの代表的元素である Cu

はマトリックス靱性を向上¹⁾させたり、電気炉鋼材中の窒素は、Ti 添加により HAZ 靱性が向上すると報告²⁻⁵⁾されている。

本研究では電気炉鋼材の大入熱溶接への適用を目的として、HAZ 靱性におよぼす Cu と Ti に着目し再現熱サイクル試験を用い検討した。

2. 試験材と再現熱サイクル試験方法

2.1 試験材

試験材は、電気炉にて製鋼後に、圧延終了温度が 850℃ に管理された熱間圧延工程にて、H588×300×12/20（H 形鋼の断面寸法）を圧延し、その H 形鋼のフランジ B/4 部より圧延方向に採取している。

試験材の化学成分は、0.17 mass% C-0.20 mass% Si-1.15 mass% Mn をベースとした電気炉鋼材で、Cu : 0.08~0.50 mass%, Ti : 0.006~0.031 mass% に変動させた Steel A~Steel I の 9 種類とした。試験材の化学成分とガス成分を Table 1 に示す。なお、Cu による表面割れ防止を目的として、約 1/2 Cu 量の Ni を添加している。

Table 1 Chemical compositions of specimens (T.N.: Total nitrogen F.N.: Free nitrogen)

	Chemical composition of Base metal (mass%)															
	× 10 ⁻²				× 10 ⁻³				× 10 ⁻²				ppm			
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	O	T.N.	F.N.	Pcm	Ceq	
Steel A	17	21	113	11	3	14	5	13	6	8	52	77	53	25	40	
Steel B	16	20	112	11	2	8	4	12	5	20	32	64	20	24	38	
Steel C	17	21	116	16	3	10	4	17	7	24	17	68	16	25	41	
Steel D	17	19	111	18	5	25	9	14	4	6	27	80	57	26	40	
Steel E	17	20	114	18	4	30	10	13	8	13	37	91	54	26	40	
Steel F	18	20	113	19	3	29	8	15	7	28	28	96	30	27	41	
Steel G	17	20	116	16	5	50	23	15	7	8	72	79	52	27	41	
Steel H	17	21	114	19	4	50	23	16	8	16	28	78	38	27	41	
Steel I	17	21	119	23	4	50	20	17	7	31	43	83	12	27	42	

$$Pcm(\%) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad Ceq(\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

*受付日 平成20年1月18日 受理日 平成20年5月1日 平成20年1月 建築鉄骨溶接特別研究会で発表
 **正 員 東京製鉄(株)技術サービス部 Member, Technical Customer Service Dept., Tokyo Steel Corp.
 ***正 員 信州大学工学部社会開発工学科 Member, Dept. of Architecture and Civil Engineering, Shinshu Univ.

Table 2 Heat treatment conditions

No	Max. temp./ Holding time	1350→800℃	800→500℃	500→25℃	Heat Input
1	1350℃/10s	157s	44s	130s	45kJ/cm
2	1350℃/10s	157s	140s	428s	80kJ/cm
3	1350℃/30s	157s	7860s	23076s	600kJ/cm

フリー窒素の分析方法は、14% ヨウ素-メタノール法にて析出窒素量を分析し、全窒素より差し引いてフリー窒素を求めている。JIS G 3475 では、ろ別には $0.2\mu\text{m}$ 孔径のフィルターを使用する様に定めているが、今回はより細かい析出物も捕捉するために、 $0.1\mu\text{m}$ 孔径のフィルターも使用した。

また、本研究の試験材には Al と Nb 添加はなく、V も微量添加のため、Ti 添加により変動する窒化物量は TiN の差と考えた。

2.2 再現熱サイクル試験方法

再現熱サイクルの熱処理条件は、最高加熱温度 1350°C として、Table 2 に示す 3 条件で単サイクル熱付与した。板厚 20mm の鋼材としたため、熱処理条件 1、熱処理条件 2、熱処理条件 3 の想定する入熱量は、 45kJ/cm 、 80kJ/cm 、 600kJ/cm であり、それぞれ炭酸ガス半自動溶接、サブマージアーク溶接、エレクトロスラグ溶接を想定した。

熱処理条件 3 では、エレクトロスラグ溶接により融点近傍で長時間保持される部分を再現するため、 1350°C での保持時間を 30s とした。なお、最高加熱温度を 1350°C とした理由は、今回使用した機器の最高加熱温度のためである。

熱処理を加えた後に、V ノッチシャルピー衝撃試験片を加工し、 0°C にてシャルピー衝撃試験を実施した。そして、衝撃値は、同様の試験を 3 回実施し平均値とした。

なお、Steel I を、加熱速度 15°C/s にて 1350°C まで高周波誘導加熱した場合、鋼材表面の過加熱により熱変形し、V ノッチシャルピー衝撃試験片の採取ができなかった。

そのため、HAZ 特性（組織、ファセットサイズ、窒化物、島状マルテンサイト）の検討は Steel A～H で実施した。

母材特性（窒化物、TEM 観察）の検討は、Steel A～I で実施した。

衝撃試験温度を 0°C とした理由は、建築構造用鋼材として評価の基準温度を適用した。

3. 試験結果および考察

3.1 TiN の析出状況

TiN の HAZ 靱性を向上させる効果は、析出物の大きさや数量により左右されると報告⁴⁾されている。そこで、TiN の析出状況を試験した。

Fig. 1 に、再現熱サイクル後鋼材と母材の、 $0.1\mu\text{m}$ 孔径フィルターを使用し定量した窒化物（TiN）の関係を示す。

Fig. 1 Relationship between nitride in simulated HAZ and nitride in base metal

Fig. 2 Relationship between size of nitride and Ti/T.N.

この図より、熱処理条件 3 の窒化物量は母材窒化物量より平均で 7% 程度高い値を示し、熱処理条件 1 と 2 の窒化物量は熱処理条件 3 より低い値を示す事がわかる。熱処理条件 3 では、最高加熱温度の 1350°C で 30s 保持しているが、熱処理条件 1 と 2 は 10s 保持である。

松田と奥村によると、 1350°C 加熱中に時間とともに細かい TiN が溶解し、より大きい TiN へ凝集すると報告⁶⁾されている。

これらより、熱処理条件 3 では、 1350°C 保持中により大きい TiN に凝集し、 $0.1\mu\text{m}$ 孔径フィルターに捕捉されやすくなり、見掛けでは TiN が増えた様になったと推定する。

母材中に析出している TiN の大きさを考察するため、 $0.1\mu\text{m}$ 孔径フィルターを使用し定量した窒化物量から、 $0.2\mu\text{m}$ 孔径フィルターを使用した値を差し引いた。この差は微細な窒化物量に相当し、Fig. 2 の縦軸に示す。横軸に、Ti/T.N. を示す。

渡邊らは、抽出残渣のろ別孔径 $0.05\mu\text{m}$ のフィルターを用いた場合、最小 $0.005\mu\text{m}$ 、平均的には $0.01\mu\text{m}$ 以上の粒子の抽出分離が可能であると報告⁸⁾している。これより、孔径の 1/5 以上程度の粒子がフィルターにより捕捉される事が

わかる。なお、フィルタ-孔径を $0.1\mu\text{m}$ とした理由は、今回の試験での抽出可能な下限であった。

TiN が微細分散するのは、Ti/T.N. が2 近辺と報告⁹⁾されている、Fig. 2 から同様の結果がわかる。Ti/T.N. が2 を超える場合、Cu が増えるのに伴い、微細な窒化物量も増えている。この Cu が多い方が、TiN が微細分散する現象は、高岡や岡崎により報告⁹⁾されている。

そこで、Ti/T.N. が同様の値で、Cu 量が異なる Steel C (Cu: 0.10mass% Ti/T.N.: 3.5) と Steel I (Cu: 0.50mass% Ti/T.N.: 3.7) の TiN 析出状況を TEM 観察した。Fig. 3 に、観察結果を示す。これより、Cu が低い Steel C の析出物は、TiN 以外の析出物も含まれたが、Cu が高い Steel I の析出物は、全部 TiN であった。

母材中の TiN は、熱間圧延前の 1200°C 程度の加熱では、ほとんど溶解しない¹⁰⁾ため、Cu が高い事による TiN の微細分散は、溶接時にオーステナイト (以後 γ) 粒界をピン止めし、電気炉鋼材の HAZ 韌性向上に期待できる。

3.2 島状マルテンサイト生成状況

本研究で注目している Cu や窒素は、島状マルテンサイト (以後 MA) が生成しやすくなる元素である。また、岡田ら⁷⁾によると、単層溶接であっても 800°C から 500°C までの冷却時間が 100s を超える場合、MA が生成し HAZ 韌性を低下させると報告されている。そこで、実際の現場ではほとんど1パス溶接される、熱処理条件2と熱処理条件3について、破壊起点である MA の生成状況を確認した。MA 組織の検出方法は、レベラ腐食法 (着色腐食法) を適用し、画像解析にて MA 面積率を求めた。

Fig. 3 TEM micrograph showing TiN particles

Table 3 Area fraction of MA constituent

	Heat treatment condition	
	2	3
Steel A	0.24%	0.00%
Steel B	0.02%	0.01%
Steel C	0.01%	0.01%
Steel D	0.10%	0.01%
Steel E	0.07%	0.08%
Steel F	0.07%	0.00%
Steel G	0.13%	0.12%
Steel H	0.80%	0.07%

Table 3 に MA 面積率を示す。この表より、MA 面積率は全て1% 以下であり、岡田らの報告⁷⁾によると、MA 面積率が5% 以下では HAZ 韌性が低下していなかった。

これらより、試験材に熱処理条件2と熱処理条件3を与えた場合、HAZ 韌性を低下させる量の MA は生成しない事がわかる。

3.3 HAZ 韌性

3.3.1 HAZ 衝撃試験結果

再現熱サイクル後のシャルピー衝撃試験結果を Fig. 4 に示す。これより、熱処理条件1と2で韌性が良好な、Steel B, C, F であっても、大入熱である熱処理条件3では韌性が1/3 程度に低下していた。

全ての熱処理条件においてフリー窒素が低い方が、韌性が高い傾向があるが、本研究ではフリー窒素を低減するために、Ti を添加しているため TiN による韌性向上効果¹¹⁾が重畳している。

以後、HAZ 韌性へ影響を及ぼす個々の要因に関して検討する。

3.3.2 サブマージアーク溶接相当熱付与後の韌性

サブマージアーク溶接は、建築では溶接四面ボックス柱の角溶接や溶接 H 形鋼の隅肉溶接に適用され、本研究では熱処理条件2が該当する。

HAZ の組織は、 γ 粒界より生成するフェライト (以後 GBF 呼ぶ)、 γ 粒内より生成するフェライト (以後 IGF と呼ぶ)、上部ベイナイト、下部ベイナイトから構成されていた。そこで、それらの組織をフェライトの数や緻密さで分類し、Table 4 に示す。Table 4 中の矢印の意味を補足する、IGF の

Fig. 4 Charpy impact test results

Table 4 Classification of ferrite morphology (Heat treatment condition 2)

		IGF			
		Few (↓)		Many (↑)	
GBF	Fine (↓)	■	E2	●	B2, C2, F2
	Coarse (↑)	▲	A2, D2, G2, H2		-----

場合、↓はIGFが少ない事であり、↑はIGFが多い事である、GBFの場合、↓はGBFが細かい事であり、↑はGBFが粗大な事である。

組織写真をFig. 5に示す。●グループ（B2）の組織は、粒界から細かいフェライトが生成し、しかも粒内からも細かいフェライトが生成していた。■グループ（E2）の組織は、●グループと同様に粒界から細かいフェライトが生成していたが、粒内からはあまりフェライトは生成していな

Fig. 5 Microstructure of simulated HAZ (Heat treatment condition 2)

Fig. 6 Relationship between vE_0 of simulated HAZ and free N. in simulated HAZ

かった。▲グループ（A2）の組織は、粒界から粗大なフェライトが生成し、粒内からフェライトは生成していなかった。

Fig. 6に、HAZ靱性とHAZフリー窒素の関係を示す。この図より、同様の組織（○と▲グループ）の場合は、HAZフリー窒素を低減するとHAZ靱性が向上する事がわかる。しかし、●グループのようにIGFが生成すると、顕著にHAZ靱性が向上していた。

ファセットサイズの測定方法は、1個の起点より形成されるリバーパターンの領域を、1個の破壊サイズとし、10個の平均破壊サイズをファセットサイズとした。測定部位は、Vノッチ底より4mm中心側によった部分の、試験片中心で測定した。

Fig. 7に、熱処理条件2と3のHAZ靱性とファセットサイズの関係を示し、その中から、Fig. 8に熱処理条件2のみを選出して示している。

これらより、いずれの組織においてもファセットサイズを細くすると、靱性が向上する事がわかる。熱処理条件2においては、Ti添加量が多い（0.02～0.028 mass%）●グル

Fig. 7 Relationship between vE_0 of simulated HAZ and facet size

Fig. 8 Relationship between vE_0 of simulated HAZ and facet size (Heat treatment condition 2)

ープは、微細な GBF と IGF によりファセットサイズが細くなる事で、HAZ 靱性が向上していた。その理由は、フェライト粒界が亀裂伝播を抑制しているためである。

粗大な GBF が生成している▲グループは、軟質組織である GBF に歪が集中し、靱性が低下すると報告¹¹⁾されている。

次に γ 粒径の影響を調べた。 γ 粒界は、ピクリン酸を用いた溶液でエッチングして計測した。

Fig. 9 にファセットサイズと γ 粒径の関係を示す。この図より、Ti 添加量が多い (0.02~0.028 mass%) ●グループは、 γ 粒径が他より小さい事から、0.1 μm 孔径フィルターに捕捉されるサイズの TiN は、 γ 粒界ピン止め効果があると考えられる。

Ti 窒化物の大きさと γ 粒径の関数に関する研究⁴⁾によると、粒径 0.05 μm 以下の Ti 窒化物が γ 粒径をより効果的にピン止めできると報告されていることから、0.1 μm 孔径フィルターで粒径 0.05 μm 以下の TiN も捕捉されたと推定出来る。

また、 γ 粒径が小さくなると、フェライト変態が起こりやすくなり¹⁰⁾、 γ 粒界をピン止めする事は、HAZ 靱性の向上には有効である。

これらより、電気炉鋼材におけるサブマージアーク溶接の HAZ 靱性を向上させるには、TiN による微細 GBF と IGF の生成、 γ 粒径の微細化が有効である。また、二次的にフリー窒素低減によるマトリックス靱性の向上も、HAZ 靱性が向上する。

3.3.3 エレクトロスラグ溶接相当熱付与後の靱性

エレクトロスラグ溶接は、建築鉄骨では溶接四面ボックス柱の内ダイアフラムの溶接で適用される大入熱溶接である。

本研究では、熱処理条件 3 がこの溶接を想定している。最高加熱温度 1350℃ での保持時間は、熱処理条件 1 や 2 と比較すると、20s 長い。

HAZ の組織は、サブマージアーク溶接でみられた、GBF-IGF-ベイナイトではなく、フェライトとパーライトで構成されていた。

Fig. 9 Relationship between facet size and austenite grain size (Heat treatment condition 2)

板厚 20 mm の鋼材に、入熱量 600 kJ/cm に相当する熱付与を与えるため、800~500℃ の冷却時間は 7860 s とかなり長時間とした。これにより、組織は、圧延鋼材に見られるパーライトバントが全てに観察された。組織写真の一例を、Fig. 10 に示す。

Fig. 7 の白抜き丸が、熱処理条件 3 における HAZ 靱性とファセットサイズの関係を示す。この図より、ファセットサイズが細かいものは、HAZ 靱性が良好である。

組織は、全てフェライト-パーライトである事から、Fig. 11 にファセットサイズとフェライト粒径の関係を示す。フェライト粒径は 2 種類計測した、不特定な 15 個の平均値 (○) と、1×1 mm 視野中で大きい方から 10 個の平均値 (●) である。

この図より、フェライト粒径 15 個の平均値とファセットサイズには相関関係がないが、大きい方から 10 個の平均値とファセットサイズには、1 対 1 に近い相関関係が見える部分がある。

その理由は、ファセットサイズの計測にリバーパターンを利用したため、リバーパターンの向きがはっきり識別できる大きいサイズの物しか、ファセットサイズが計測できなかった為と推定する。

Fig. 10 に破断部の組織写真を示す。亀裂はフェライト粒内をつき抜け、へき開破壊が起こっていた。そのため、フ

Fig. 10 Microstructure of A3 (Heat treatment condition 3)

Fig. 11 Relationship between facet size and ferrite grain size (Heat treatment condition 3)

フェライト粒界は、亀裂伝播を抑制する働きをし、HAZ 靱性を向上させるには、フェライト粒径を微細にする事が有効である。

しかし、Fig. 11 の矢印部は、同様のフェライト粒径でもファセットサイズが $20\mu\text{m}$ 程度小さい、その理由について検証した。

Fig. 12 の縦軸はファセットサイズで、横軸は母材の窒化物量から HAZ の窒化物量を差し引いた値である。

この横軸の値がマイナスとなるのは、前述した様に TiN が凝集し、より大きいサイズになった事を意味する、一方、プラスとなるのは、小さい TiN が溶解し、凝集しなかったためである。

Fig. 12 の矢印部は、Fig. 11 の矢印部と同様のサンプルである、横軸のプラス側にあることから、TiN が凝集しない場合、同様のフェライト粒径でも HAZ 靱性が高い事がわかる。

次に、フリー窒素によるフェライトマトリックスの靱性劣化に関して検討した。

Fig. 13 に HAZ 靱性と Ti/T.N. の関係を示し、図中にフリー窒素の値を記載している。この図より、Ti を添加し、フリー窒素を低下すると HAZ 靱性が向上していた。

渡邊らは、Ti/T.N. が 3.42 を超えない範囲で Ti 添加され

た場合、フリー窒素の低減により HAZ 靱性が向上すると報告⁸⁾している。

しかし、Fig. 6 に示した様に、変態組織による靱性改善効果の方が、フリー窒素を低下する効果より大きいと考える。

これらより、電気炉鋼材におけるエレクトロスラグ溶接の HAZ 靱性を向上させるには、TiN を凝集させずフェライト粒径を微細に制御し、二次的にフリー窒素低減によるマトリックス靱性向上が有効と考える。

3.3.4 Cu による HAZ 靱性向上

HAZ 靱性には好ましくない粒界より生成する粗大なフェライトを抑制する目的で、焼入れ性を向上させる元素である Cu に注目してみた。Cu は、電気炉鋼材中に含まれるトランプエレメントであり、現状の精錬技術では除去できないため有効利用を検討した。

電気炉鋼材の Cu の影響を検討するため、Cu 以外の量が同様で Ti 添加量が少ない、Steel A と G にて CCT 曲線を作成した。なお、Steel A の Cu は 0.14 mass% で、Steel G の Cu は 0.50 mass% である。Cu 単独では表面割れが懸念されるため、約 1/2 Cu 量の Ni を添加している。そのため、これらの検討は Cu+Ni の効果である。

Fig. 14 に、950℃ で 10 分オーステナイト化処理した後の

Fig. 12 Relationship between facet size and nitride in base metal - nitride in simulated HAZ (Heat treatment condition 3)

Fig. 13 Relationship between vE0 of simulated HAZ and Ti/T.N. (Heat treatment condition 3)

Fig. 14 CCT diagram

Fig. 15 Microstructure (CCT diagram)

CCT 曲線を示す。これより、Cu が多い 0.50 mass% Cu 鋼 (Steel G) の CCT 曲線は、全体的に右側に移行していた。これは Cu により、焼入れ性が向上し、フェライトがより低温で生成する様になった事を意味する。

Fig. 15 に、800℃ から 500℃ までの冷却速度 -7°C/s 、 -1.5°C/s 、 -0.13°C/s の組織写真を示す。なお、熱処理条件 2 の冷却速度は -2.1°C/s で、熱処理条件 3 の冷却速度は -0.04°C/s である。

冷却速度 -7°C/s (CCT では NO5) の組織に関して、 γ 粒界より生成する粗大なフェライトは、0.50 mass% Cu 鋼の方が抑制され、HAZ 靱性を向上させる IGF が観察された。また、冷却速度 -1.5°C/s (CCT では NO7) と冷却速度 -0.13°C/s (CCT では NO10) の組織に関して、0.50 mass% Cu 鋼 (Steel G) の方がフェライト生成温度は $15\sim 25^{\circ}\text{C}$ 低い事により、生成するフェライトは細粒化していた。

Fig. 4 に、熱処理条件 1~3 における全試験片の HAZ 靱性を示す。これより、上記 CCT による組織観察とは反して、HAZ 靱性は Cu 量と無関係にみえる。

その理由は、Fig. 4 の試験では、最高加熱温度を 1350°C としたのに対して、CCT 作成時には最高加熱温度 950°C であり、初期 γ 粒径が小さい事や、高温保持による窒化物の析出状況が異なる為と推定する。今後、この件に関しては、継続して研究していく。

950°C でオーステナイト化処理し、 γ 粒径や析出状況に差

異がない場合、上述したように電気炉鋼材に含まれる Cu により、 γ 粒界より生成する粗大なフェライトが抑制され、生成するフェライトも細粒化する事がわかった。そのため、電気炉鋼材の大入熱 HAZ 靱性を向上させるには、トランプエレメントである Cu の有効利用が可能である。

また、Cu はフェライトマトリックスの靱性を向上させる報告⁹⁾もあり、電気炉鋼材の HAZ 靱性向上には不可欠と考える。

4. 結 論

0.17 mass% C-0.20 mass% Si-1.15 mass% Mn, Cu: 0.08~0.50 mass%, Ti: 0.006~0.031 mass% の電気炉鋼材に、炭酸ガス半自動溶接、サブマージアーク溶接、エレクトロスラグ溶接に相当する再現熱サイクル試験を実施した。

これらの試験結果より、電気炉鋼材の大入熱における HAZ 靱性向上に関して検討し、以下の知見を得た。

- 1) 母材中の Ti/T.N. が 2 を超える場合、Cu が増えるのに伴い、TiN の析出量が多くなる。これは、溶接時に γ 粒界をピン止めし、電気炉鋼材の HAZ 靱性向上に期待できる。
- 2) サブマージアーク溶接とエレクトロスラグ溶接に相当する熱を付与した場合、HAZ 靱性を低下させる量の MA は生成しない。
- 3) サブマージアーク溶接の HAZ 靱性を向上させるには、TiN による微細 GBF と IGF の生成、 γ 粒径の微細化が有効である。また、二次的にフリー窒素低減によるマトリックス靱性の向上も、HAZ 靱性が向上する。
- 4) エレクトロスラグ溶接の HAZ 靱性を向上させるには、TiN を凝集させずフェライト粒径を微細に制御し、二次的にフリー窒素低減によるマトリックス靱性向上が有効と考える。
- 5) 950°C でオーステナイト化処理した場合、Cu により γ 粒界より生成する粗大なフェライトが抑制され、生成するフェライトも細粒化していた。そのため、電気炉鋼材の大入熱 HAZ 靱性を向上させるには、トランプエレメントである Cu の有効利用が可能である。

謝 辞

本研究の遂行や結果の考察に関して、貴重なご指導とご助言を受け賜った大阪大学 名誉教授 山根壽巳博士に、深く感謝の意をささげる次第であります。

参 考 文 献

- 1) Junaidi Syarif, Toshiyuki Hoshino, Toshihiro Tsuchiyama, Setsuo Takaki: Effect of Solute Copper on Hardness and Ductile-to-Brittle Transition in α -Iron, Tetsu-to-Hagane, 86-8 (2000), pp.60 (in Japanese).

- 2) Naoki Saitou, Ryuji Uemori, Yukio Tomita, Syuji Aihara, Syuji Inoue: Effect of Ti and N content on HAZ toughness of welded joint with large heat input, Yousetsukouzou symposium kouenronbunshu, (1997), pp.49 (in Japanese).
- 3) 谷野満, 鈴木茂: 鉄鋼材料の科学 鉄に凝縮されたテクノロジー, 内田老鶴圃, (2001), pp.178.
- 4) Shogo Kanazawa, Akira Nakashima, Kentarou Okamoto, Ken Kanaya: Improved Toughness of Weld Fusion Zone by Fine TiN Particles and Development of a Steel for Large Heat Input Welding, Tetsu-to-Hagane, 61-11 (1975), pp.65 (in Japanese).
- 5) Nakagomi Tadao, Toshiomi Itatani, Ishikawa Nobuyuki: On Fracture Toughness at Heat Affected Zone and Microstructures of Electric Arc Furnace Steels including Much Tramp Element and Nitrogen, Quarterly Journal of the Japan Welding Society 23-3 (2005), pp.331-337, (in Japanese).
- 6) Shoichi Matsuda, Naoki Okumura: Effect of Dispersion State of TiN on the Austenite Grain Size of Low-Carbon Low Alloy Steels, 62-9 (1976), pp.61 (in Japanese).
- 7) hitoshi okada, fukuhisa matsuda, zhonglin li: The behaviour of M-A constituent in simulated HAZ with single and multiple thermal cycle, Quarterly Journal of the Japan Welding Society 12-1 (1994), pp.126-131, (in Japanese).
- 8) Watanabe, Suzuki, Yamazaki, Tokunaga: High Heat Input Welding of Al-killed Steel for low temperature Service (1st report), 51-2 (1982) 118 (in Japanese).
- 9) Hiroyuki Takaoka, Yoshiomi Okazaki: Influence of Alloying Element on TiN Dispersion State of Weld Heat Affected Zone, CAMP-ISIJ, 20-1266 (2007) (in Japanese).
- 10) 佐藤誠, 山戸一成: 50~60キロ非調質溶接熱影響部の組織とじん性, 溶接学会誌, 50 (1981), pp.16.
- 11) Tweed, J. H. et al.: Acta metall, 35 (7), 1401 (1987).