琉球大学学術リポジトリ

鋳鉄の溶接金属組成を模したFe-0～50％Ni-0～15％Mn合金の二,三の性質

メタデータ	言語:
	出版者: 琉球大学工学部
	公開日: 2009-12-08
	キーワード (Ja):
	キーワード (En): Cast iron, Weld metal, Tensile Strength, Solidification, temperature, Thermal expansion coefficient, Fe-Ni-Mn alloy
	作成者: 糸村, 昌祐, 押川, 渡, 平敷, 兼貴, 東, 新太郎, Itomura, Shosuke, Oshikawa, Wataru, Heshiki, Kenki, Azuma, Shintaro
	メールアドレス:
	所属:
URL	http://hdl.handle.net/20.500.12000/13727

鋳鉄の溶接金属組成を模したFe－0～50%Ni－0～15%Mn合金の二,三の性質

糸村昌祐*　押川　渡*　平敷兼貴**　東　新太郎***

Some Properties of Fe－0～50%Ni－0～15%Mn Alloy Simulated Cast Iron Weld Metal Composition

Shosuke ITOMURA*, Wataru OSHIKAWA*,
Kenki HESHIKI** and Shintaro AZUMA***

Abstract

This report is continued from the previous work to obtain the optimum welding electrode which has an adequate composition for cast iron welding. Fe－(0-50) % Ni－(0-15) % Mn alloys simulated to the composition of cast iron weld metal were molten and cast into four kinds of molds to examine solidification temperature, tensile strength, shrinkage length and thermal expansion coefficient, as same as previous work.

Because of the changing size of copper mold for examining tensile strength, the cooling curves of the tensile test specimens were changed as the similar curve to that of the implant test of cast iron pre-heated to 423K.

From the results obtained in the present work, it is concluded that the adequate composition range of the cast iron weld metals is Fe－(36-40) % Ni－(6-8) % Mn. As for 30% penetration rate, these figures turn out Fe－(51-57) % Ni－(8-12) % Mn electrode.

Key Words: Cast iron, Weld metal, Tensile Strength, Solidification temperature, Thermal expansion coefficient, Fe-Ni-Mn alloy

1．緒言

鋳鉄は炭素含有量が鋼に比べて高く、溶融部の白銑化、熱影響部の高炭素マルテンサイト化による、延性や靱性の低下のため、溶接割れが起こりやすい。現在95%NiあるいはFe-55%Ni溶接棒が鋳鉄用として多

受付：1990年11月13日,本研究は溶接学会昭和63年度、64年度春期全国大会に発表済

* エネルギー機械工学科　Dept.of Energy and Mech. Eng.
** 琉球大学名誉教授　Emeritus Prof. Univ.of the Ryukyus
*** 那覇工業高校　Naha Technical High School

用されているのは、溶接金属が鋳鉄に近い凝固温度、熱膨張率を有し、延性並びに強度も大きいオーステナイト組織となり、溶接割れ防止に有効であると考えられているためである。しかしこれらの被覆アーク溶接棒を用いても、鋳鉄溶接部の引張強度は低く[1]、そのため一般的に鋳鉄の溶接は、補修溶接が主で、積極的な構造物の組立溶接にはほとんどその例がない。耐割れ性に対する懸念が克服されれば、鋳造品を用いた構造物の組立溶接などという鋳鉄の利用面での新しい用途が開かれることも期待できよう。

筆者らは前報[2]で、鋳鉄に対してFe-Ni-Mn系溶接棒を用いた場合の溶接金属組成を想定した合金を、銅製鋳型内で急冷凝固させ、溶接金属に特有な柱状晶組織を再現し、これに冷却途中で負荷をかけることにより、模擬溶接金属の冷却途中の強度測定が可能であることを示した。しかし前報における銅製鋳型内での冷却曲線は、球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験における573K予熱の場合に近いものであった。そこで本報では、前報より冷却速度を速めるよう鋳型寸法を変え、さらにNi配合量を50%まで広げたFe-Ni-Mn系溶接金属組成を想定した合金を溶解して前報と同様の実験を行い、鋳鉄用溶接棒として、市販材と比較してより低い凝固温度、より小さい熱膨張係数の溶接金属が得られるような適当な組成を見いだすことを目的としている。

2．鋳型、供試材および実験方法

母材に対する溶接棒の選択が適正であるためには、溶接棒と母材が溶融希釈してできる溶接金属が、母材に近い凝固温度と熱膨張係数を有し、高温割れが起こらず、室温付近での引張強さの大きいことが望まれる。Fe-Ni-Mn系溶接金属を模した合金について、鋳造実験でこれらの性質を調べるため、表1に示す素材を用いて、目標組成になるよう配合し、高周波溶解炉で大気中溶解した。

Table 1 Chemical compositions of base metals used (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni
FC	3.48	1.68	0.38	0.035	0.02	—
SK3	1.03	0.38	0.95	0.020	0.016	—
FeMn	0.97	1.36	75.50	0.19	0.006	—
Ni	0.01	—	—	—	—	99.97

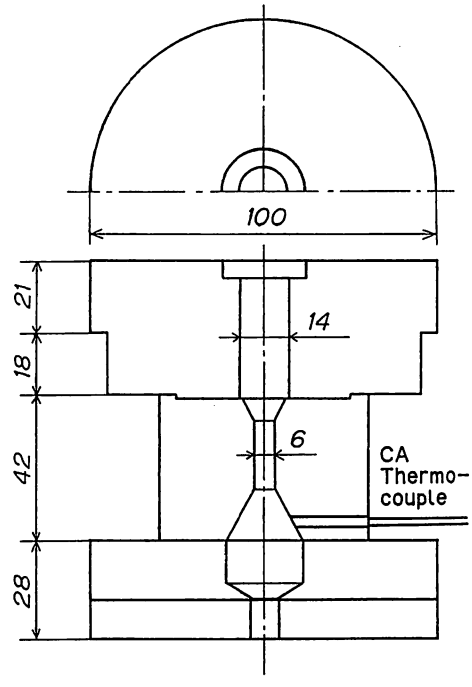

Fig. 1 Copper mold configuration of the loading test

図1に引張試験片の冷却速度を前報より速めるため、試験部の直径6㎜は変えず、長さを20㎜と長くし、上段と下段の鋳型直径を100㎜と大きくして、鋳型熱容量を大きくした引張試験用銅製鋳型を示す。負荷をかける時点では、離型して試験部のみに負荷がかかるよう上、中、下の三段型で、さらに各段とも左右分割型とし、下段の型に直径8㎜の高張力ボルトを挿入し、鋳ぐるませることで試験片と一体化させた。

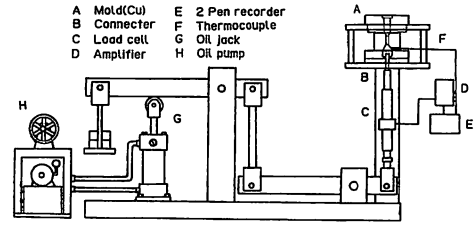

Fig. 2 Schematic drawing of loading test apparatus

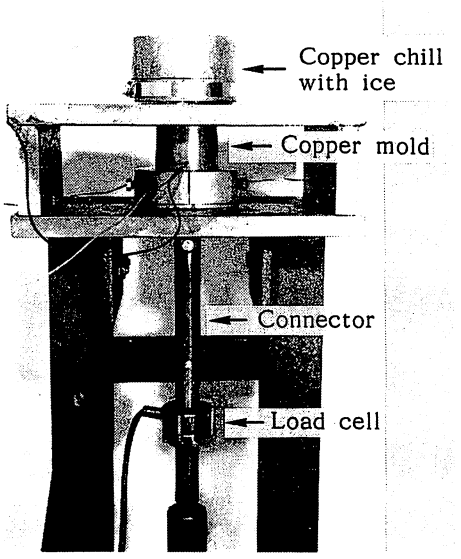

Fig. 3 Loading test set up

図２にインプラント試験装置を改良した引張試験装置の概略図、図３に銅製鋳型をセットした状態を示す。型に溶融金属を流し込んで30秒後に下型を外し、ただちに氷100gf入りの銅製容器を上型の上に置く。同時に扇風機で鋳型を冷却する。この時点で、試験部温度は約570Kまで低下しており、ジャッキで徐々に負荷をかけ始める。本装置は、てこ式の試験装置で試験片にかける最大負荷を17kNとした（試験部直径6㎜として約600MPaの応力）。負荷速度は毎分約４kN程度となるようにした。鋳込み後４分～４分30秒で最大負荷となり、その後室温まで温度降下しても破断しなかった試料については、別に万能材料試験機で引張強さを求めた。凝固温度および収縮量の測定方法は、前報と同一である。

３．実験結果および考察

３－１　実験結果一覧

表２に実験結果の一覧を示す。公称応力で＊印のついている数値は実験中に破断した試験片の破断応力を示す。大部分の試料の溶解には黒鉛るつぼを使用したため、溶融金属に炭素の混入があり、目標値１％Cを上回る結果となっている。この傾向は、Mnとるつぼとの反応に起因するためであり、Mn添加量が増すにつれ顕著に現れている。

熱膨張係数は303～573K二点間での平均値である。溶接継手の冷却過程における収縮の変化が、高温から573K程度まで温度降下する間、ゆるやかに収縮し、しばらく停滞後、370K付近から急激に収縮するとの上之原、江藤[3]らの報告を参考にして、上記の温度範囲の熱膨張係数を求めた。

平均収縮率は、鋳込み直後から303Kまでの収縮量を、試験片長さ50㎜および凝固温度から303Kまでの温度差で除した値である。

Table 2 Experimental results

TestNo.	Set %		Tensile strength (MPa)	Thermal expansion coef.×10⁻⁶/K	Average Shrinkage rate×10⁻⁶/K	Chemical analysis value (wt%)			
	Ni	Mn				Ni	Mn	C	Si
1	0	0	*313	7.2	18.5	0.10	0.92	0.96	0.48
2	0	5	*162	22.0	25.9	0.08	5.37	1.83	0.79
3	0	10	*145	20.9	25.0	0.10	9.63	2.04	1.04
4	0	15	*77	16.5	27.2	0.09	13.75	2.52	0.99
5	5	0	*304	16.8	22.0	3.79	0.92	0.89	0.47
6	5	5	*630	27.2	22.8	4.29	5.15	1.52	0.62
7	5	10	*571	22.8	27.0	4.44	9.44	1.85	0.92
8	5	15	*36	19.8	28.8	4.66	13.50	2.60	1.09
9	10	0	*489	25.7	22.4	10.07	0.87	0.95	0.49
10	10	5	716	25.0	23.2	9.59	5.15	1.43	0.71
11	10	10	*481	26.5	26.4	9.88	9.37	2.21	0.82
12	10	15	*388	23.5	27.9	10.17	13.26	2.41	1.08
13	15	0	*531	25.0	22.5	14.90	0.83	1.01	0.53
14	15	5	646	27.2	22.6	13.93	5.04	1.52	1.04
15	15	10	784	19.4	26.3	14.33	8.70	2.23	0.80
16	15	15	668	27.9	30.7	15.17	13.53	2.04	1.20
17	20	0	657	25.7	21.2	19.05	0.78	0.94	0.05
18	20	5	778	23.1	18.8	18.56	4.91	1.66	0.63
19	20	10	*466	22.8	26.2	17.91	8.91	2.05	1.02
20	20	15	*588	22.6	27.7	18.67	12.80	2.22	1.25
21	25	0	761	22.0	20.7	23.07	0.72	0.99	0.55
22	25	5	820	27.9	24.6	19.88	4.79	1.78	0.83
23	25	10	821	22.8	25.5	21.74	8.75	2.23	1.13
24	25	15	*488	23.5	28.0	21.37	12.57	2.81	1.18
25	30	0	732	20.5	20.6	26.45	0.68	0.98	0.53
26	30	5	806	19.1	22.8	23.82	4.69	1.83	0.95
27	30	10	*561	19.8	24.8	23.89	8.58	2.15	1.16
28	30	15	*467	22.0	27.2	26.15	12.36	2.66	1.27
29	35	0	713	11.6	17.6	29.93	0.64	1.02	0.57
30	35	5	746	18.3	19.0	26.88	4.59	1.60	0.88
31	35	10	*510	19.4	24.6	28.16	8.45	2.56	1.44
32	35	15	*560	15.0	24.6	29.80	12.16	2.60	1.21
33	40	0	606	6.5	16.4	34.48	0.60	1.18	0.60
34	40	4	721	16.4	16.5	34.69	4.41	1.42	0.87
35	40	8	783	17.4	18.2	41.31	7.95	2.14	1.05
36	40	12	714	17.8	16.3	43.84	12.77	2.10	1.11
37	45	0	664	7.6	16.1	37.20	0.56	1.08	0.63
38	45	4	757	19.0	16.3	40.77	4.44	1.48	0.87
39	45	8	673	15.3	14.9	41.00	8.38	1.94	1.03
40	45	15	773	16.5	21.1	37.10	11.76	2,37	1.38
41	50	0	1048	11.6	16.5	41.77	0.52	1.03	0.60
42	50	4	661	20.5	14.2	43.34	4.43	1.66	0.94
43	50	8	626	16.0	13.2	48.13	8.17	2.08	1.10
44	50	12	805	19.7	15.3	51.47	12.22	2.61	1.26
45	55	0	*631	10.5	16.3	44.06	0.48	1.05	0.62
46	60	0	*721	16.1	17.3	48.30	0.45	1.06	0.60

* mark shows the strength of the specimen which was fractured under loading test during cooling.

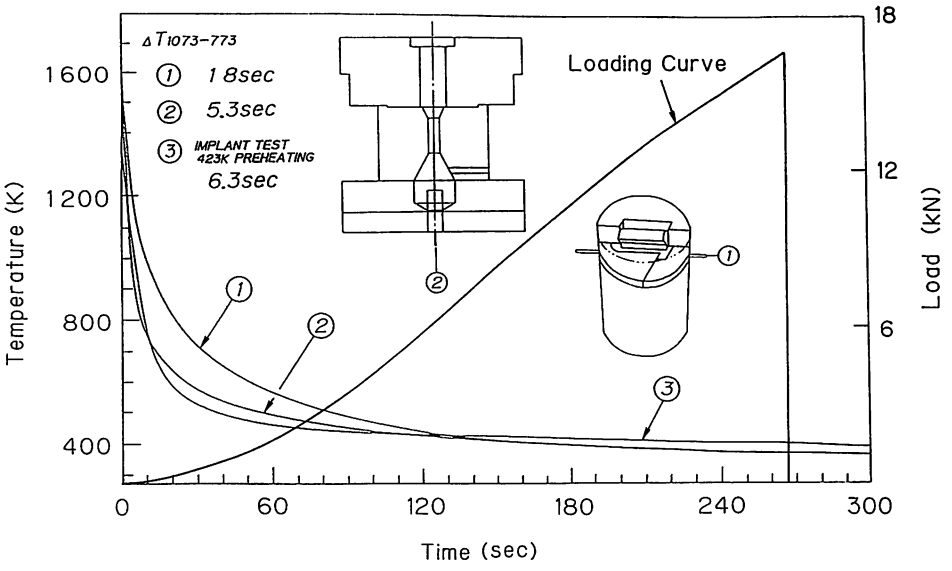

Fig. 4 Examples of cooling curves and loading curve

3-2　冷却曲線

図4に収縮量測定試験片の冷却曲線（曲線①）、引張試験片試験部の冷却曲線（曲線②）および球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験における423K予熱の場合のボンド部冷却曲線[4]（曲線③）を示す。曲線②および③の1073～773Kの間の冷却時間はそれぞれ5.3秒および6.3秒となっているが、全体的には両曲線ともほぼ同様の冷却状態を示しているといえる。したがって、引張試験片試験部の冷却状態は前報より速く、423K予熱の場合に近いこととなる。筆者らがこれまでに報告したインプラント試験結果[4]によれば、573Kでは予熱効果が明確に現れるが、423K予熱では予熱なしと大差なしとなっていた。

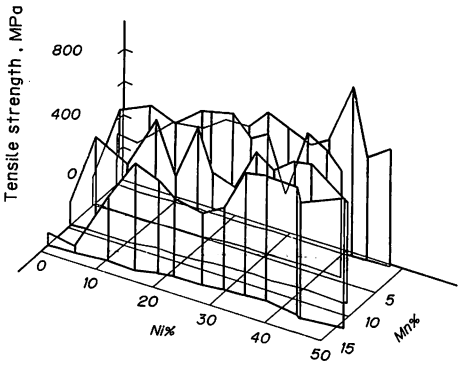

Fig. 5 Tensile strength

3-3　供試合金の引張強さ

図5に引張強さを示す。引張強さの最大値は1048MPaで№41（Ni41.77%，Mn0.52%）の試料であり、最小値は36.3MPaで№8（Ni4.66%，Mn13.50%）の試料であった。全体的には、Mn添加量が増加すれば強度は低下し、逆にNi添加量が増すと強度は増加している。引張強さについては、市販の溶接棒95%Niの溶接金属の強度が480MPa、Fe-55%Niでは520MPaとなっている[5]ので520MPa以上あれば良いと判断した。本実験においては、Ni10%以上、Mn10%以下の範囲で引張強さが520MPa以上となっている。

3-4　供試合金の凝固温度

図6は前報と同様、凝固温度測定用シェルモールド製カートリッジ内に溶融金属を流し込んで求めた各試料の凝固温度を示している。鋳型用溶接棒として多用されているニッケル系溶接棒の利点の一つに、凝固温度が鋳鉄に近いことが挙げられている。溶接部において母材よりも溶接金属の凝固温度が高いと、溶接金属と母材との間の不完全混合域が最後に凝固することになる。この場合、不完全混合域が凝固する段階で、溶接金属と母材とから引張応力を受けることとなり好ましくない。このことより、溶接金属の凝固温度は母材と同等であることが望ましい。図6に見られるごとく、

Niを添加していないFe-1%Mn-1%Cでは1685Kとなっており、また48.3%Ni添加（No.46）でも1638Kと、鋳鉄の凝固温度1423K程度と比較すると、まだ高いと考えられる。このようにNi添加は、凝固温度の低下にはほとんど寄与していない。他方Mnの添加量が増すと凝固温度は著しく低下することがわかる。No.2（Ni0.08%、Mn5.37%）で1583K、さらにNo.4（Ni0.09%, Mn13.75%）では1465Kまで低下している。よって、Mn添加は溶接金属の凝固温度を低下させるのに有効な元素といえる。

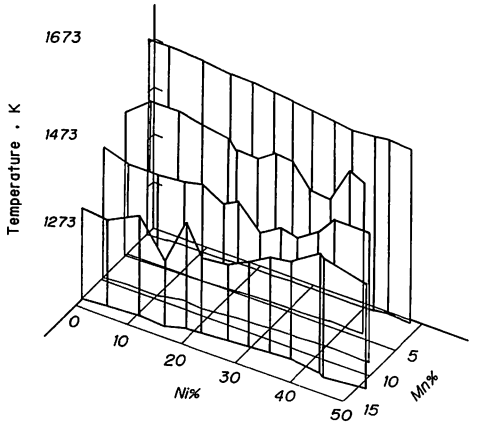

Fig. 6 Solidification temperature

3-5　収縮量、熱膨張係数および平均収縮率

図7に収縮曲線の例を示す。収縮量測定に用いた銅製鋳型、ステンレスボルトを鋳ぐるむように溶湯を流し込み、このボルトの移動量で収縮を測定する方法等は前報と同一である。測定された収縮量には、銅型およびステンレスボルトの膨張・収縮が含まれるため、これらの膨張・収縮を予め個別に測定して、補正した結果を図に示してある。曲線①（No.5）の収縮量は、333Kで最大値1.54mmを示し、その後、マルテンサイト変態により0.08mmの膨張がみられ、実験を終了した303Kでは1.46mmを示した。マルテンサイト変態時の膨張を利用して拘束応力を緩和させ、溶接割れを防止する方法については、すでに田村、加藤ら[6]によって報告されている。曲線②（No.33）では、303Kにおける収縮量が1.04mmを示し実験試料の中では最小値であった。

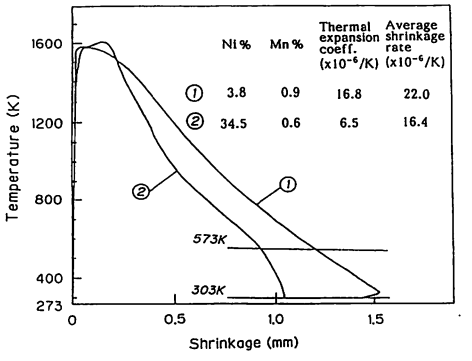

Fig. 7 Example of shrinkage curve

図8に鋳込み直後から303Kのでの試料全体の収縮量、図9に303～573K間の平均熱膨張係数をそれぞれ示す。図10には平均収縮率を示す。収縮量は1.08～1.70mm、熱膨張係数は6.5～27.9×10^{-6}／K、平均収縮率は13.2～30.7×10^{-6}／Kの範囲であった。通常のねずみ鋳鉄あるいは高、低炭素鋳鉄、ミーハナイト鋳鉄の283～573K付近までにおける熱膨張係数[7]は、10.5～14×10^{-6}／Kであるのに対し、図7に示した曲線①の303～573K間の熱膨張係数は16.8×10^{-6}／Kと文献の値に対し大きめの値となっているが、相変態膨張が起こっているため、実験を行った試料全体の熱膨張係数からみると小さい方にはいる。しかし収縮量1.46mmは全試料の中では大きい方にはいり、割れ防止に有効な試料とはいいがたい。曲線②の熱膨張係数は曲線①の値より小さくなっており、また収縮量も小さいので溶接割れ防止に有効な試料といえる。

図8、図9および図10はほぼ同じ傾向を示し、Ni添加量が少ないところでは、上述のように相変態膨張が起こるため、収縮量、熱膨張係数および平均収縮率はやや小さい値を示している。Ni量が増すにつれて、値は急激に上昇し、その後減少し、Ni量が35%付近で最小値を示したのち再び増加している。Mn添加についてはその量を増すとともに増加の傾向にあり、Mn添加は前述のように凝固温度を下げる効果を有しているがむやみに増やすことは必ずしも良い溶接金属を得ることにはならない。このことは、次に述べる硬さの場合にもいえる。

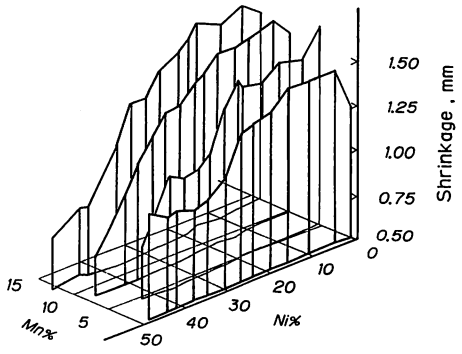

Fig. 8 Shrinkage

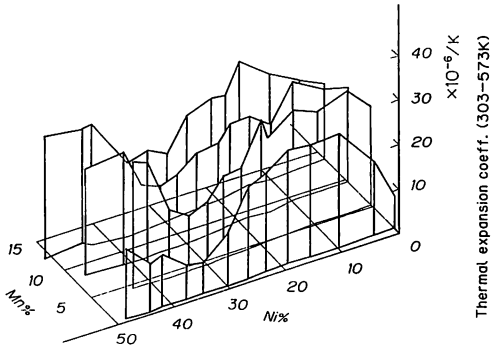

Fig. 9 Thermal expansion coefficient

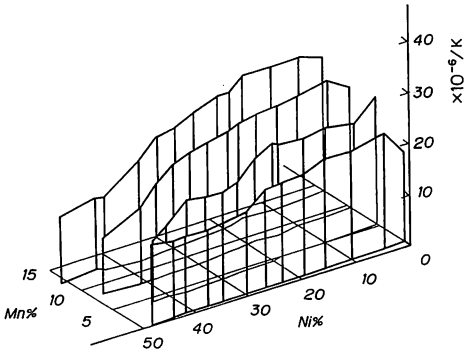

Fig. 10 Average shrinkage rate

3-6　ビッカース硬さ

図11は各試料のマイクロビッカース硬さを示したものである。マイクロビッカース硬さは5回測定し、その中の最大、最小値を除き、残りの三つの測定値を平均したものである。№1（Ni0.10%, Mn0.92%）がH_v564（荷重2.94N;以下同じ）に対し、Niを0.10%程度含み、マルテンサイト量の多い試料およびMnを5.37～13.75%程度含む試料は、H_v448～547と高い値を示している。Ni3.8%添加試料にも少量マルテンサイトが認められたが、オーステナイト量の方が若干多いためH_v316と硬さは低下している。Mnを添加せず、Niを10%以上含有する試料は、オーステナイトだけの組織となり軟らかい。Ni19.1%（№17）およびNi34.5%（№33）の試料ではH_v245, H_v243となっており、さらにNi48.3%（№46）の試料においてはH_v226の値を示した。Mnを添加すると複炭化物が現れるため硬くなり、特に炭化物量が多く、ほとんど共晶組織に近い№8（Ni4.66%, Mn13.50%）の試料ではH_v529となっている。

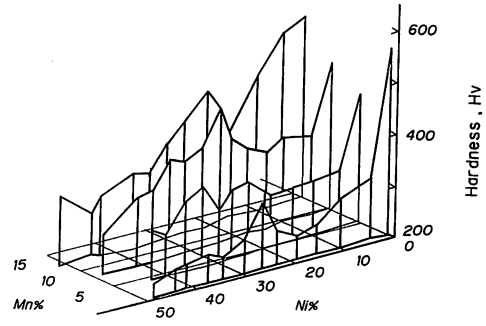

Fig. 11 Vickers hardness

3－7　引張試験部の光学顕微鏡組織とSEM写真

図12に引張試験部の顕微鏡組織と破面の走査型電子顕微鏡（SEM）写真の典型的な3例を示す。図の上段が光学顕微鏡組織で、下段がSEM写真である。

Ni3.79%、Mn0.92%を含む（a）は、マルテンサイト組織の中に残留オーナテナイトの混在した組織となっている。Ni添加量が10%を越えるとマルテンサイトは現れず、（b）に示すようなオーステナイト組織となっていた。Mnを5%含むと（c）のようにオーステナイトデンドライトの間隙に炭化物が存在する組織となっていた。またMn添加量が増加するにしたがって、炭化物の量が増していることが観察された。

SEM写真において（a）は、凝固温度が高く、柱状晶界面で破断したことをうかがわせる粗い破面となり、高温割れの様相を呈している。Niを単独に15%程度まで添加した場合は（a）のような破面となっていたが、20%以上の添加では（b）の写真にみられるようなディンプル模様の延性破面となっていた。Mnを5%以上添加すると（c）の写真のような擬へき開破面となった。

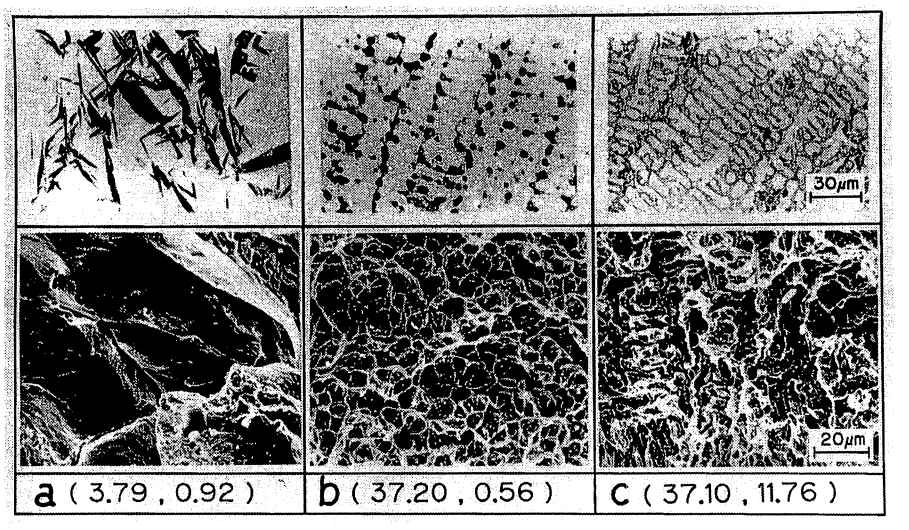

Fig. 12 Microstrucrures and SEM photographs of fracture surface

3-8　本実験における適正範囲

以上の実験結果により溶接金属に相当する合金の引張強さ、凝固温度、熱膨張係数、平均収縮率および硬さを総合的に検討した結果、図13のように黒塗で示す適正範囲を得た。引張強さは一点鎖線で示し600MPa以上の範囲を示してある。凝固温度は、1523K以下の範囲を実線で示した。市販のFe-Ni55%溶接棒を用いた場合の溶接金属の凝固温度を、本実験から推測すると1640K前後と考えられる。熱膨張係数については、15×10^{-6}／K（303～573K）以下の範囲を二点鎖線で示してある。J.A.Self[8]らは、293 ～ 823Kの平均熱膨張係数が20×10^{-6}／Kを越えなければ良いと報告している。本実験の303～823Kの平均熱膨張係数と比較すると、15×10^{-6}／K（303～573K）の値は温度範囲を303～823Kにとると、約17×10^{-6}／Kとなり、J.A.Selfらの温度区間に10Kの差はあるが、適正範囲はさらに広がることが予想される。平均収縮率は、Ni35%、Mn0%の平均収縮率である16.38×10^{-6}／K以下となるような範囲を適正範囲とした。これは市販のFe-55%Ni溶接棒を溶接金属に希釈した場合、溶込み率を30%とすると、Niの含有量が約34%になると考えたからである。硬さについては、Hv 350以下を破線で示した。JIS G 5502によれば、球状黒鉛鋳鉄の硬さは、最大で約H_B 320となるが、この値をビッカース硬さに換算するとほぼHv 350となるので、この値の以下を適正範囲とした。またKozo Ishizaki、Jose G.Mora[9]らは、ロックウェルCスケールでH_{RC} 30～45が適正範囲と報告している。この値をビッカース硬さに換算すると約Hv 300～450となる。

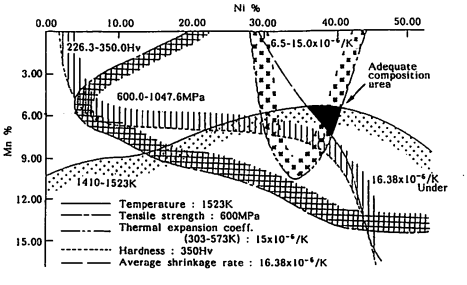

Fig. 13 Adequate chemical composition area for cast iron weld metal

4．結論

Fe-Ni系およびFe-Ni-Mn系溶接金属を想定した合金を高周波誘導炉で大気中溶解し、分割型の銅製鋳型に鋳造し、冷却途中573K付近から負荷を加え、インプラント試験に準じた方法で、溶接金属に相当する合金の強度ならびに二三の性質を検討した結果、以下の結論を得た。

1．鋳造によって溶接金属組織を代替する本報告の方法で、冷却速度がより実際の溶接に近くなり、溶接金属の冷却途中の強度を推定することが可能である。

2．溶接金属の凝固温度を鋳鉄に近付けるにはNi添加のみでは不十分で、Mn添加が有効であるが、熱膨張係数から考えるとMn添加はマイナスの面がある。したがって適量のMn添加が望ましい。

3．Niを5％程度以下含むFe-Ni合金では370K程度以下でマルテンサイト変態による相変態膨張が起こり、多少収縮が緩和されるが、全体の収縮量が大きいためその効果はあまり期待できない。この場合、マルテンサイト組織となっているため硬さは高くなる。しかしNiが10％以上含まれるとオーステナイトの粗い柱状晶組織となり硬さは低下する。

4．今回の実験では、引張強さが大きく、熱膨張係数が小さく、硬さがそれほど高くないという点から判断すると、溶接金属中の化学組成として、Niは約36～40％付近が最もよく、Mnは約6～8％の範囲がよいことになる。

5．上記の結果を母材との希釈率を30％として計算すると、溶接棒の組成としては、Ni51～57％、Mn 8～12％が適正となる。

謝　辞

本実験の遂行に当たり熱心に協力していただいた、機械工学科卒業生、門川秀之、牧浩一、藤木大輔君に謝意を表する。また成分分析をしていただいた沖縄県工業試験場機械金属室の国吉和男氏に併せて謝意を表します。

参考文献

(1) 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会; 鋳鉄の溶接に関する研究（第一次共同研究報告書）(1980)、48

(2) 糸村、平敷、東、松田、菊田; 模擬溶接金属の冷却途中における負荷試験（Fe-Ni-Mn合金の二，三の性質）、琉球大学工学部紀要第35集(1988)、1-9

(3) 上之原、江藤; 球状黒鉛鋳鉄溶接部の拘束割れ試験、琉球大学工学部機械工学科昭和58年度卒業論文

(4) 糸村、平敷、松田、菊田; 球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する予熱の効果－球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究（第2報）－、溶接学会論文集、3-4（1985）、796-801

(5) 神戸製鋼所; 神鋼溶接材料、192-193

(6) 田村、加藤、横井、石川; 鋳鉄のエレクトロスラグ溶接（第3報）、溶接学会誌、43-8（1974）、794-804

(7) ED委員会編; 鋳造品のエンジニアリング・データブックⅠ　鋳鉄の高温特性、総合鋳物センター（1980)54

(8) J.A.Self、S.A.abdulgader、D.L.Olson; Welding J.,Nov.（1985）322

(9) Kozo Ishizaki、Jose Mora M.、Marifkor Salas L.and Alfredo Davilia; Transaction of the Japan Welding Society、Vol.15、№2（1984）