ステンレス鋼銀ろう付継手の強度に及ぼす銀ろう組成の効果*

竹本 正**, 岡本 郁男**, 森 郁夫***

Effect of Silver Brazing Filler Metal Composition on Strength of Brazed Stainless Steel Joint

by Tadashi Takemoto**, Ikuo Okamoto** and Ikuo Mori***

The joint strength of brazed SUS 304 stainless steel has been investigated in relations to silver brazing filler metal composition and test temperatures. The strength was found to depend on the microstructure of silver filler metals. Joints brazed by β -phase type filler metals (with much β -phase) showed high tensile strength at low temperature (-196°C), the α -phase type filler metals, mainly consisted of solid solutions and their eutectic, exhibited medium strength, whereas the AgZn phase type filler metals with AgZn phase has low strength. The α -phase type filler metals showed the highest strength among these three types at higher temperatures. Above all the addition of nickel improved the high temperature strength. The relation between the joint strength at 400°C and zinc equivalence of silver filler metals showed approximately negative linear relation, increase in zinc equivalence decreased the strength at 400°C . Nickel bearing copper base metal brazed with nickel free filler metals showed high strength at 400°C . The results of creep rupture test at 300°C were similar to the results of tensile test at high temperature. Joints brazed with high zinc equivalence (β -phase type) has inferior creep rupture resistance and α -phase type and nickel bearing filler metals offered longer rupture time.

Key Words: Silver brazing filler metal, joint strength, Stainless steel joint, Creep rupture test, Nickel addition, High temperature, Low temperature

1. 緒 言

ステンレス鋼の銀ろう付は比較的簡便な接合法であり、各種配管および熱交換器類に多用され、高強度と耐食性が要求される。近年では冷凍工業をはじめ低温～高温のかなり広範囲における使用例が増えており、特に数百 $^{\circ}\text{C}$ までの耐久性に関心が持たれている。

一方で、低銀含有銀ろう（低銀ろう）の使用が定着しており、規格¹⁾にも一部採用されている。低銀ろうでは融点上昇をおさえるために必然的に高亜鉛となり、 β 相の出現領域となる^{2,3)}。このことに伴い強度や耐食性が変化すると考えられるが、強度特に低温や高温での強度に関する詳しい研究はなく、もちろん銀ろうへの添加元素が低温～高温での強度に及ぼす影響についても研究されていない。そこで本研究では、主としてステンレス鋼銀ろう付部の高温強度に及ぼす銀ろう組成の効果を調べることを目的として、 -196°C ～ 400°C における引張試験、クリープ試験、破面観察等を行った。添加元素としてはステンレス鋼銀ろう付部の組織を変え、耐食性を向上させる Ni^{4,5)} を選んだ。

2. 試料および実験方法

母材としては SUS 304 ステンレス鋼 (9.5 Ni, 19.9 Cr, mass%, 以下組成表示はすべて mass%) を用いた。一部比較のために Ni 含有銅合金 (C 7521 : 61.21 Cu, 17.12 Ni, Pb, Fe, Sn 等の不純物, 0.002-0.005, 残部

Zn ; C 7060 : 87.07 Cu, 9.38 Ni, 1.19 Fe, 0.32 Mn) を使用した。Table 1 に使用した銀ろうの組成を示す。規格品以外は実験室的に作成したものである。

継手強度は Fig. 1(a) に示す形状の突き合わせ試験片を作成して引張試験により求めた。継手間隙のろう付強度への影響を少なくするために、ステンレス鋼板 (10 w $\times$ 60 l $\times$ 2 t, mm) の突き合わせ面両端に直径 0.26 mm のスパーサーをパーカッション溶接した。ろう付は大気炉中で市販フラックスを用いて行い、Table 1 に示すろう付温度で 1 min 保持し、空冷した。ろう付後研削して平行部 6 mm 幅、20 mm 長さに仕上げた。これによりスパーサー部は除去される。

引張試験はインストロン型引張試験機を使用し、クロスヘッド速度 1 mm/min で引張った。低温引張は液体窒素中、高温引張は大気雰囲気中の電気炉中で行った。

クリープ試験片は Fig. 1(b) に示す形状の丸棒突き合わせ継手を用いた。ろう付は引張試験片と同様にして行った。

Table 1 Chemical compositions of silver brazing filler metals, mass%

Filler metals	Ag	Cu	Ni	Zn	Brazing temp. ($^{\circ}\text{C}$)
BAG-5	44.69	30.33	-	bal.	800
CF-12	39.01	29.50	-	bal.	800
E	29.20	34.27	-	bal.	830
F	39.83	29.88	4.63	bal.	830
BAG-4	40.17	30.18	1.85	bal.	830
L	24.35	34.01	-	bal.	850
M	34.01	24.23	-	bal.	850
T-6	25.42	52.19	-	bal.	860

*原稿受付 昭和62年7月9日 昭和59年度秋季全国大会で発表

**正 会 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka University

***正 会 員 大阪大学工学部、現在(株)東芝 Member, Faculty of Engineering, Osaka University; Present address: Toshiba Corporation

Fig. 1 Shape and size of specimens for tensile test (a) and creep rupture test (b)

Fig. 2 Microstructure of silver brazing filler metals

各銀ろうの組織の確認および銀ろう中の各相の相対割合を調べるために、X線ディフракトメータ回折 (CuK α , Ni フィルター, 35 kV, 15 mA) を行った。銀ろうのX線回折用試験片は 15×15×2 mm のステンレス鋼上に銀ろうを広がらせたものを用いた。

3. 実験結果

3.1 銀ろうの組織

Fig. 2 に各銀ろうの組織を示す。[a]–[d] では α -Cu 相 (銅固溶体, 以下 (Cu) と記す) (黒色) の初晶ならびに、(Cu) と α_1 -Ag 相 (銀固溶体, 以下 (Ag) と記す) (白色) の共晶から成り立っている。一方、[e]–[h] の低銀ろうでは前者と組織が著しく異なっている。例えば、[e]、

Fig. 3 Results of X-ray diffraction analysis on silver brazing filler metals

Fig. 4 Effects of filler metal composition and test temperature on tensile strength of brazed SUS 304 stainless steel joint

(f) では黒色の部分が β 相で、(Ag) は針状、(Cu) は木の葉状の部分に (Ag) と共存している。(g), (h) では後述のように AgZn 相がみられる。

Fig. 3 はX線回折結果である。T-6, F は α 相 ((Cu) と (Ag)) のみ, BAg-5 と 4 はわずかに β 相を含むがほとんど α 相を主体としている。E は β 相を主体としており, CF-12 も β 相が多い型である。L, M は β 相主体で AgZn 相を含む型である。したがって、以下、T-6, F, BAg-4, BAg-5 を α 型, CF-12 と E を β 型, L と M を AgZn 型とよぶことにする。なお、固溶体相の回折線位置がろうによって少し変化しているのは、ろう組成によって固溶量が違うので格子定数が異なるためである。

3.2 引張試験

3.2.1 ろう組成の効果

Fig. 4 に、SUS 304 銀ろう付継手の -196~400°C における引張強さ (UTS) を示す (3 測定点の平均値)。各銀ろうとも試験温度の上昇につれて引張強さは低下す

る。強度の温度依存性はろう組成によって異なり、特に α 型でろう中に Ni を含む F と BAg-4 は低温～高温間での強度変化が少ない。一方、 β 型の E および CF-12 では強度の温度依存性が強い。

低温 (-196°C) では、 β 型の E および CF-12 の強度は 900 MPa をこえる程高くなっているのに対して、 α 型の BAg-5、F および BAg-4 は 600-800 MPa 程度であり、低温引張試験では、ろう組織中の β 相が多い程引張強さが高くなると考えられる。

室温強度も低温とほぼ同様のことがいえる。 α 型のろうの初晶 (Cu) の相対的比率は Fig. 2 から定性的に理解できるが、画像解析により初晶 (Cu) の面積比を求めたところ、F で 49%、BAg-4 で 24%、BAg-5 で 20%、(ちなみに、T-6 は 73%、室温強度は 451 MPa) となっており、初晶 (Cu) の相対的比率が多い程、室温強度が低くなる。初晶以外は細かい共晶組織であるので共晶の多い方が強度が高いともいえる。

400 $^{\circ}\text{C}$ での試験結果は α 型の F で 269 MPa、他の α 型ろうでもおよそ 200 MPa 以上を示すのに対し、 β 型の E では 133 MPa と F の半分と著しく低くなっており、同じく β 型の CF-12 も 166 MPa と低い。

このように、強度の組織依存性が室温以下と高温で逆になることがわかった。このため、中間の 200 および 300 $^{\circ}\text{C}$ での試験では各ろうの強度差は比較的小さく、組成に依存した明確な差はそれほどみられない。なお、耐力も引張強さと類似の傾向を示した。また、AgZn 型のろうは全温度範囲で継手強度が低かった。

3.2.2 Ni の影響

Fig. 5 は引張強さと Ni 含有量の関係を 40Ag-30Cu-(30-x)Zn-xNi 合金 (x は Ni 含有量, mass%) について整理したものである。図より、試験温度 200 $^{\circ}\text{C}$ 以下では Ni 量の少ないろうの方が高強度であるが、300 $^{\circ}\text{C}$ 以上では Ni 量の多いろうの方が高い強度値を示している。これは Ni を増して Zn を減らすことにより β 型から α 型に変化し初晶 (Cu) が増えてくることにもよる。さらに後述のように (Cu) 中に Ni が固溶することにも関係する。このように、ろうに Ni を添加しその量を増

Fig. 5 Effect of nickel content in 40Ag-30Cu-(30-x)Zn-xNi filler metals on tensile strength of brazed SUS 304 stainless steel joint

やしていくとろう付継手強度の温度依存性が小さくなることがわかる。

Fig. 6 にこれらのろう付試験片の、ろう/SUS 304 母材界面の二次電子像と Ni の分析線を示す。参考のために BAg-5 についても示した。Ni 無添加のろうでは Ni 貧困相⁹⁾ができるが、Ni 含有ろうでは Ni 貧困相はなく界面に (Cu) が連続的に晶出し、その (Cu) 中に Ni が固溶している。

Fig. 7 はろう付継手の破断形態に及ぼす試験温度の影響を調べたものである。継手破面に占める界面破断面積 (ろうとステンレス鋼母材との界面で破断した面積、 S_I) の割合を示したもので、 S_F はろう層内部における破断面積である。以下、 $S_I/(S_I+S_F)$ を界面破断率とよぶ。5% Ni 含有の F は 400 $^{\circ}\text{C}$ でわずかに界面破断がみられることを除けば、すべてろう層破断である。一方、他のろうではかなりのばらつきはあるものの、200 $^{\circ}\text{C}$ 以下ではおよそ 60% 程度の界面破断率で、試験温度が 400 $^{\circ}\text{C}$ になると界面破断率はおよそ 90% に達する。

高温で界面破断が多くなるので、高温強度は界面の組織 (構造) に関係していることになる。Ni 含有ろうで

Fig. 6 SEM and line analysis of nickel on cross section of brazed SUS 304 stainless steel joint

Fig. 7 Changes of fracture mode of brazed joint, S_I : area of interfacial fracture, S_F : area of filler metal fracture

は高温強度が高く、界面に (Cu) が連続的に晶出しており、この中に Ni を含むことから、(Cu) の連続的な晶出と Ni の固溶が高温強度に寄与しているものと推定できる。

Fig. 8 は Ni 含有銅合金と BAg-5 のろう付界面と Ni の線分析線である。界面には (Cu) の初晶がほぼ連続しており、ここに Ni がかなり固溶している。界面近傍では特に高濃度である。これはろうへの母材の溶解により Ni がろう中に固溶したもので、Ni を含有しない BAg-5 においても高温強度の改善が期待できる。

Table 2 はこれらの銅合金と BAg-5 による継手の高温強度であり、400℃では SUS 304 継手よりも高い値を示した。なお、C 7060 は母材自体の強度が低い⁶⁾ので、300℃以下では母材破断となる。

Fig. 9 はろう付界面における (Cu) 中の Ni 含有量と 400℃における引張強さの関係である。(Cu) 中の Ni 量が増すにつれて引張強さが増大していることがわかる。

Fig. 8 SEM and line analysis of nickel on cross section of brazed copper base metal joint

Table 2 Strength of SUS 304 and copper base metal joints brazed with BAg-5

Base metals	UTS at 200 °C (MPa)	UTS at 300 °C (MPa)	UTS at 400 °C (MPa)
SUS 304	401	268	189
C 7060	*	*	216
C 7521	419	270	251

* fractured at base metal

Fig. 9 Relation between nickel concentration in (Cu) phase at braze interface and tensile strength of brazed joint at 400°C

ちなみに、ろうおよび母材とも Ni を含まない BAg-1/低炭素鋼の組み合わせでは約 70 MPa である⁷⁾。

以上のことから、ろうに Ni を含む場合はもちろん、ろうに Ni を含まなくても、ろう付母材が Ni 含有銅合金の場合には界面に Ni を含む (Cu) が晶出して高温強度が改善されることがわかった。

3.3 クリープ試験

Fig. 10(a) は 300℃におけるクリープ破断寿命と負荷応力の関係を示す。母材が SUS 304 の場合、β型の E が最も短時間で破断する傾向にあり、耐クリープ性に劣る。α型の BAg-5 は E に比べてやや耐クリープ性がよい。5% Ni を含む F では全二者と比較してかなり長時間の試験に耐えることが明らかである。一方、BAg-5 と C 7521 (17% Ni) をろう付した試験片では、F と SUS 304 の組み合わせに匹敵する破断時間を示す。

以上の結果は高温引張結果とよく類似している。すなわち、β型のろうでは高温強度が低く、α型のろうでは Ni 添加材の高温強度が優れていること、また BAg-5 でも Ni 含有銅合金とろう付した場合には高温強度が改善される、などよい対応関係がある。

一定温度におけるクリープ試験の破断時間はその温度における引張強さと密接に関連していると考えられるので、クリープ試験時の負荷応力を各母材とろうの組み合わせにおける 300℃の引張強さ (UTS₃₀₀) で除した値に対してクリープ破断時間を表わすと Fig. 10(b) となる。本図においても同一負荷応力レベルでは、β型の E および Ni を含まないα型の BAg-5 の破断時間は短く、Ni 添加ろう F、および C 7521 母材の破断時間の長いことが明瞭である。なお、Fig. 10(b) の縦軸を対数にすると Fig. 10(a) とほぼ類似となった。

以上のことから、銀ろうへ Ni を添加することおよび Ni 含有銅合金母材 (C 7521) の使用が、高温強度のみならずクリープ強度上昇に対しても有効であることがわかった。

Fig. 10 Creep rupture time of brazed joint at 300°C, applied stress vs. rupture time (a), applied stress/tensile strength at 300°C vs. rupture time (b)

4. 考 察

銀ろう付継手の強度はろう組織と密接な関係をもつと示唆された。そこで各ろう組織の定量的な解析をするために、各相の主回折線の積分強度比を測定した。なお、各相の積分強度比は次式により求めた。

$$F_{(Cu)} = A_{(Cu)} / \sum A$$

$$F_{\beta} = A_{\beta} / \sum A$$

$$F_{AgZn} = A_{AgZn} / \sum A$$

$$F_{(Ag)} = A_{(Ag)} / \sum A$$

ここに、 F は各相の積分強度比、 A は各相の主回折線の積分強度で、 $\sum A = A_{(Cu)} + A_{\beta} + A_{AgZn} + A_{(Ag)}$ である。Fig. 11 に低温および室温強度と各ろうの積分強度比の関係を示す。低温強度は α 型ろうの初晶 (Cu) が多いほど低く、 β 型ほど高いといえる。また、AgZn 相が存在すると極端に低下する。室温強度もほぼ同様のことがいえる。

次に高温における各相の量比を同定するために、400℃、30および 60 min 保持後急冷した試料の積分強度比を求め、Fig. 12 に示す。L と M で少し保持時間の影響がみられるものの他のろうではほとんど差はみられない。

Fig. 12 では 400℃ の引張強さが高い順にほぼ並んでおり、これは (Cu) 特に初晶 (Cu) が多い程高温強度が高いといえよう。F は T-6 よりも (Cu) が少ないにもかかわらず高温強度が高いのは、Ni 添加の効果によるものと考えられる。同様に BAg-4 では β がわずかに存在

するが、BAg-5 よりも高温強度が高いのは Ni 添加の効果である。

β 相が多くなると高温強度が低くなり、AgZn 相の存在はさらに著しく高温強度を劣化させていることが明らかである。 α 型のろうでは初晶の (Cu) 以外は (Ag) との共晶組織 (ただし、BAg-4 ではわずかに β が存在する) であり、 α 相の融点は共晶の融点よりも高く、初晶 (Cu) が多いほど高温強度が優れていると考えられる。そして (Cu) に Ni を含んでいれば融点が上昇する⁹⁾ ので、さらに高温での強度が改善される。

銀ろうの組織と高温強度が密接に関係していることがわかったので、各ろうの亜鉛当量を求め、これと 400℃ 引張強さとの関係をプロットしたのが Fig. 13 である。図には 400℃ 引張強さ (UTS₄₀₀) の室温引張強さ (UTS_{RT}) に対する比、UTS₄₀₀/UTS_{RT} も併示した。亜鉛当量が多くなるほど α 型から β 型に、さらには AgZn 型へと移行し、高温強度および UTS₄₀₀/UTS_{RT} が低下しているのが明らかである。

ろうの電子濃度 (e/a , e : 荷電子数, a : 原子数) と高温強度の関係も Fig. 13 と類似の関係を示した。これは亜鉛の荷電子数が 2、銀と銅が 1 であるため、本系ろうにおいては亜鉛当量の傾向と大きな差がでないためである。

高温での引張強さが亜鉛当量および電子濃度 (e/a) で整理できたことは高温強度は α 相が強く、 β 相の存在とその量の増大、AgZn 相の出現とその増大につれて弱くなることと一致しており、銀ろうの高温強度の推定に有効である。400℃では Fig. 7 に示したように、F を除いて全てのろうは SUS 304 とのろう付界面で破断することから、界面に α 相の多いものほど、また、その組成の亜鉛当量の小さいものほど高温強度が高いことになる。

Ni の亜鉛当量は負であること⁹⁾、また、T-6 では Zn 含有量が (Ag+Cu) 量に比べて少ないことから、これらのろうの (Cu) 中の亜鉛当量は BAg-5 よりも低くなる。BAg-4 も Zn 量は多いが (Cu) 中には Ni が含まれており、亜鉛当量は BAg-5 の (Cu) よりも小さいと考えられ、高温強度とよい対応を示す。なお、BAg-5 では SUS 304 とのろう付界面には共晶部分が多くある。共晶は (Cu) よりも融点が低く、さらに組織が微細で粒界すべりなどをおこしやすく高温特性に劣るので、BAg-4 よりも強度が低いことになる。

Cu-Zn 合金では α 黄銅に比較して、 $\alpha + \beta$ 黄銅の高

Filler metals	UTS at -196°C (MPa)	UTS at RT (MPa)	Fraction of integrated intensity of each phase at room temperature	10%	*
T-6	512	451	(Cu) (Ag)		73
F	736	433	(Cu) (Ag)		49
BAg-4	661	552	(Cu) (Ag) β		24
BAg-5	786	503	(Cu) (Ag) β		20
CF-12	893	553	(Cu) (Ag) β		-
E	1060	608	(Ag) β		-
L	572	367	(Ag) β AgZn		-
M	604	392	(Ag) β AgZn		-

* Area fraction of primary (Cu), %

Fig. 11 Fraction of integrated intensity of each phase of various silver brazing filler metals of as-brazed condition

Filler metals	UTS at 400°C (MPa)	*	Fraction of integrated intensity of each phase at 400°C	10%
T-6	258	A B	(Cu) (Ag)	
F	269	A B	(Cu) (Ag)	
BAg-4	211	A B	(Cu) (Ag) β	
BAg-5	190	A B	(Cu) (Ag) β	
CF-12	166	A B	(Cu) (Ag) β	
E	133	A B	(Ag) β	
L	84	A B	(Ag) β AgZn	
M	41	A B	β AgZn	

* Holding time at 400°C, A: 30 min, B: 60 min

Fig. 12 Fraction of integrated intensity of each phase of various silver brazing filler metals heated at 400°C and quenched

Fig. 13 Plots of zinc equivalence of filler metals vs. tensile strength of brazed SUS 304 joint at 400°C

温強度が低いことが知られている¹⁰⁾。これは $\alpha + \beta$ 黄銅では α/β 界面のすべり変形に加えて高温では β 相が不規則状態になり¹¹⁾、Ag-Cu-Zn 合金では350℃付近にこの規則-不規則変態があると考えられ²⁾、強度低下することによる。このことより、本実験で高温での強度の急激な低下や400℃での強度のろう組成依存性がよく説明される。AgZn 型のろうでは粒界破壊をおこしており、AgZn 相の存在により脆化することが全温度範囲で強度の低い要因と思われる。

5. 結 言

ステンレス鋼銀ろう付継手の強度に及ぼす銀ろう組成、試験温度の効果等を金属組織学的に検討した結果は次のように要約される。

(1) 本研究で用いた銀ろうの金属組織は α 相を主体とするもの(α 型)、 β 相が多いもの(β 型)、および、 β 相と AgZn 相を含むもの(AgZn 型)の3種類にわけることができ、-196℃および室温での継手強度は β 型の銀ろうが他の銀ろうに比べて高く、AgZn を含む銀ろうは全温度範囲において強度が低かった。

(2) 高温強度は銀ろうの型別に分けることができ、 α 型が最も高く、 β 型では低くなり、AgZn 型は最も低かった。400℃での引張強さはろうの亜鉛当量および電子濃度(c/a)とよい対応関係があり、これらの値が大になるほど引張強さは低下することが明らかとなり、銀ろうのこれらの値を知ることで、高温強度が推定できる。

(3) 銀ろうへの Ni 添加により、高温強度が改善された。これは Ni 添加により β 相が減り α 相が増えることならびに、高温での破断経路であるステンレス鋼とのろう付界面に融点の高い α 相が連続して晶出するためと考えられた。

(4) Ni を含まないろうを用いて、Ni 含有銅合金母材とろう付した継手の高温強度は、SUS 304 を母材とした継手に比べて高かった。

(5) 300℃クリープ試験結果は高温引張試験結果と類似の傾向を示した。すなわち、Ni を含むろうとステンレス鋼あるいはろうに Ni を含まないときは Ni を含む銅母材の組み合わせによる継手のクリープ破断寿命が、Ni を含まないろうとステンレス鋼の組み合わせより長かった。さらに、 β 型のろうではクリープ破断寿命が短く、300℃クリープ寿命の増大には Ni 含有ろうおよび Ni を含む銅合金の使用が有効であることがわかった。

本研究用試料の化学分析は田中貴金属工業㈱、川口清一氏のご好意による。銅合金は三宝伸銅工業㈱、渡辺嘉公氏、大石恵一郎氏より提供いただいた。記して各位に深く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) JIS Z 3261 (1985)
- 2) E. Gebhardt, G. Petzow und W. Krauß: Über den Aufbau des Systems Kupfer-Silber-Zink, Z. Metallkde, 53-6 (1962), 372-379
- 3) K. M. Weigert; Constitution and Properties of Ag-Cu-Zn Brazing Alloys, J. Metals, 6-2 (1954), 233-237
- 4) 竹本, 岡本: ステンレス鋼銀ろう付部の組織と耐食性に及ぼすろうへの添加元素の効果, 溶接学会論文集, 2-2 (1984) 100
- 5) T. Takemoto and I. Okamoto; Effect of Composition on the Corrosion Behavior of Stainless Steels Brazed with Silver-Base Filler Metals, Weld. J., 63-10 (1984), 300-s
- 6) JIS H 3100 (1981)
- 7) C. D. Cox and A. M. Setapen; The Strength of Silver Alloy Brazed Joints, Weld. J., 28-5 (1949), 462-466
- 8) Amer. Soc. for Metals; Metals Handbook, Vol.8, Metallography, Structures and Phase Diagrams (1973), 427
- 9) J. B. Haworth; New Values of the Coefficients of Equivalence for Manganese, Iron, Cobalt, and Nickel in Copper-Zinc Alloys, J. Inst. Metals, 81 (1952-53), 254
- 10) C. S. Barrett; Effect of Temperature on the Deformation of Beta Brass, J. Metals, 7-5 (1955), 693-694
- 11) M. Herman and N. Brown; Influence of Order-disorder on Creep of Beta Brass, J. Metals, 8-5 (1956), 604-606

308L オーステナイトステンレス鋼溶接金属の低温じん性に及ぼす再熱の影響*

—オーステナイトステンレス鋼溶接金属の低温じん性 (第5報) —

恩沢 忠男**, 高崎 明人***, 関口 優****

Effect of Reheating on Low Temperature Toughness of Type 308L Austenitic Stainless Steel Weld Metal*

—Low Temperature Toughness of Austenitic Stainless Steel Weld Metal (Report 5)—

by Tadao Onzawa**, Akito Takasaki***, and Masaru Sekiguchi****

*原稿受付 昭和62年7月13日 昭和62年度春季全国大会で発表

**正 員 東京工業大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology

***正 員 東京工業大学大学院 (現日本原子力研究所) Member, Graduate School, Tokyo Institute of Technology (Present Address, Japan At. Energy Res. Inst.)

**** 東京工業大学大学院 Graduate School, Tokyo Institute of Technology