

Table 5. Carburizing and decarburizing (C %).

	Before annealing	H ₂ Gas		DX Gas	NX Gas
		1100°C × 10mn	1100°C × 60mn	1100°C × 10mn	1100°C × 10mn
No. 1	0.019	0.019	0.013	0.048	0.021
No. 2	0.029	0.029	0.020	—	—
No. 3	0.059	0.047	0.027	—	—
No. 4	0.262	0.242	0.228	0.300	0.250

H₂ ボンベガスにおいては 1100°C×10mn の熱処理では C% の高いものは脱炭を呈しているが、低いものは変化していない。しかし 1100°C × 1 h の熱処理ではいずれも相当な脱炭を行つてゐることが認められる。DX ガスについては 1100°C×10mn でいちじるしく浸炭をしており、C 量は酷く増加している。これは CO の影響と考えられる。

つぎに NX ガスにおいては、C% の高いものおよび低いものもごく微量の変化を示しているが、ほとんど影響ないものと判断できよう。

IV. 真空による実験

外径 12mmφ、肉厚 1.0mm、長さ 2m 管で化学組成は Table 3 の No.3 の試料を炉に装入し、10⁻⁴mmHg の真空度にて試験したところ、理想的な光輝焼鈍が可能であることがわかつた。

V. 結 言

ステンレス鋼の光輝焼鈍としては真空焼鈍が最も理想的であることがわかつたが、雰囲気ガスによる試験では DX ガスおよび NX ガスでは浸炭および相当の酸化を生ずるためにステンレス鋼の光輝焼鈍としては適当ではない。

また、N₂ ガスおよび AX ガスでは窒化を生ずるのが欠点である。

Ar ガスでは幾分か着色を生ずるほか、コスト高となるので実用性に乏しい。

以上のような点からステンレス鋼の光輝焼鈍としては多少の脱炭を生ずるが、H₂ ガス、あるいは真空による方法が望ましい。しかし H₂ ガスにおいても現在市販のボンベガスでは十分ではなく、これを脱水および浄化して使用することが必要である。

(73) 完全オーステナイト・ステンレス鋼の溶接割れの防止について

日本金属工業

工 塚本富士夫・工 須永寿夫・工 O 永吉寛二

On the Prevention of Cracking in Welding Fully Austenitic Stainless Steels.

Fujio Tsukamoto, Hisao Sunaga,
Kanji Nagayoshi.

I. 結 言

一般にオーステナイトステンレス鋼は溶接ビードに若干のフェライト相を含有させることにより溶接割れの防止を図つてゐるが、最近のボイラ、原子炉等のごとくステンレス鋼の高温高圧下の利用が進むにつれて、シグマ相に変態しやすいフェライト相の存在は常温衝撃抵抗、ラプチャー強度を劣化させるので新たな問題を生じてきている。したがつて高温度における組織が安定で、かつ溶接割れの欠陥のない完全オーステナイト溶接棒の製造は現在直面している最も重要な研究課題の一つである。

われわれ¹⁾は昨年 10 月の日本金属学会講演大会において完全オーステナイト溶接棒の研究結果を報告したが本報においては高温で使用される機会が多く、しかも溶接割れを生じやすい完全オーステナイトの AISI 310 型、347 型についてさらに検討を進めた結果、Mn、N の同時添加によつてほぼ所期の目的を達成することができたので、その概要を報告する次第である。

II. 実 験 方 法

従来ステンレス溶接棒はライム系被覆の方がチタニア系被覆に比べて溶接割れを生じ難いとされているが作業性が劣るので、2つの特性を同時に生かすためにとくにチタニア系被覆の 4.0mmφ 溶接棒を製作した。供試材 Mn および N の量は被覆剤に窒化マンガン粉末を加え、その添加量の調節により変化させた。溶着金属の化学成分は Table 1 に示す。また試験にはすべて交流 130~140A の範囲の溶接電流を用いた。

きれつ感受性の試験は単層ビードの場合は segmented circular groove test²⁾ (母材は同種板材を使用) を採用し、多層溶接の場合は Fig. 1 のごとく AISI 304 の厚板上に肉盛溶接を行い、内部欠陥を拡大するため溶着金属内から削り出した試片を母材側を内側にして

Table 1. Chemical composition of weld metals.

AISI type	No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb+Ta	N ₂	Others	Ferrite % *
310	1	0.15	0.74	1.42	0.018	0.014	20.16	26.24	—	0.07	—	0
//	2	0.16	0.62	2.30	0.018	0.009	20.70	26.34	—	0.08	—	0
//	3	0.16	0.79	2.23	0.020	0.016	20.19	25.39	—	0.16	—	0
//	4	0.16	0.54	3.49	0.017	0.014	20.77	26.24	—	0.13	—	0
//	5	0.16	0.60	3.52	0.014	0.013	20.67	26.26	—	0.19	—	0
//	6	0.16	0.62	4.51	0.018	0.015	21.56	26.00	—	0.13	—	0
//	7	0.16	0.58	4.43	0.016	0.015	20.10	26.21	—	0.24	—	0
347	8	0.07	0.57	1.28	0.018	0.014	10.99	18.35	0.54	0.05	—	0
//	9	0.08	0.52	1.82	0.010	0.013	12.07	18.00	0.99	0.15	—	0
//	10	0.08	0.59	3.29	0.021	0.014	11.79	19.29	1.05	0.08	—	0
//	11	0.09	0.63	3.27	0.012	0.013	11.90	18.75	1.11	0.16	—	0
//	12	0.09	0.51	2.99	0.012	0.013	12.14	18.52	0.93	0.16	Mo 1.92	0
//	13	0.07	0.55	1.35	0.016	0.013	9.61	21.04	0.51	0.04	—	12

* Calculated by schaeffler's diagram.

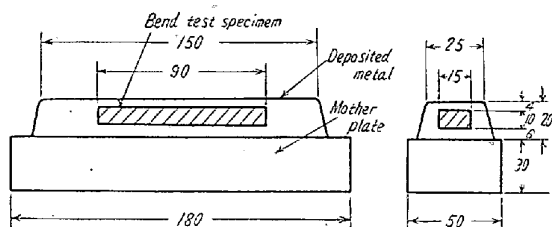


Fig. 1. Multiple layer welding crack-sensitivity test (unit mm)

屈曲半径 15mm で 180° 曲げを行い、表面に発生したクラックの集計できれつ感度を測定した。常温機械的性質の調査は ASTM (A298:1955) に準じて全溶着金属の引張試験を行った。シグマ相による脆化に対しては溶接接手より採取し試片をシグマ相析出温度に長時間保持した後の硬さ、組織および衝撃値の変化を調査した。

III. 実験結果

(1) きれつ試験および引張試験の結果を Table 2

に示す。310 型の場合は単層ビードではきれつは少いが多層溶接試験においては割れの発生がいちじるしく Mn N の含有量の増加に伴ないきれつ感受性低下の現象が認められる。機械的性質においても N 量の適量添加は延性を低下させることなく強度をやや向上させる特徴を示している。

かかる Mn, N の効果は Nb を含む 347 型においても同じ傾向が認められるが、310 型の場合と異なる点は単層ビードの場合でも Mn, N の低い No.8 はきれつに敏感であることと、フェライトを約 12% 含む No.13 に比べて完全オーステナイト組成のものが一般に延性が劣る点である。後者については Nb の量が影響したものである。

(2) 310 型をシグマ相析出速度の最も大きい 800°C で 1000 h 保持した後の組織について、N 量の少い標準の No.1 (1.4 Mn, 0.07 N) は as weld に比べてオー

Table 2. Crack-sensitivities and mechanical properties of weld metals.

AISI type	No.	Crack-sensitivities		Mechanical properties		
		Circular groove test crack (%)	Multiple layer welding test, Total length of crack (mm)	Tensile strength kg/mm ²	Yield strength (0.2%) kg/mm ²	Elongation (%)
310	1	3	59	68.5	44.2	28.9
//	2	0	35	68.0	44.8	29.8
//	3	0	21	70.5	45.3	28.9
//	4	0	9	68.7	43.0	34.6
//	5	0	3	71.8	45.9	37.8
//	6	0	6	64.5	40.7	42.0
//	7	0	6	72.8	46.4	41.6
347	8	33	89	60.3	42.9	17.6
//	9	4	14	65.0	49.6	28.4
//	10	0	7	63.8	46.6	30.3
//	11	0	5	64.3	46.1	31.9
//	12	0	6	67.0	49.1	32.3
//	13	0	4	70.1	49.6	38.6

ステナイトの粒界ならびに樹枝状晶間に多量のシグマ相が析出しているのに反し、Mn および N の量を高めた No.5 は As weld に比べ炭化物、窒化物は増加しているがシグマ相はきわめて微量である。(写真省略)

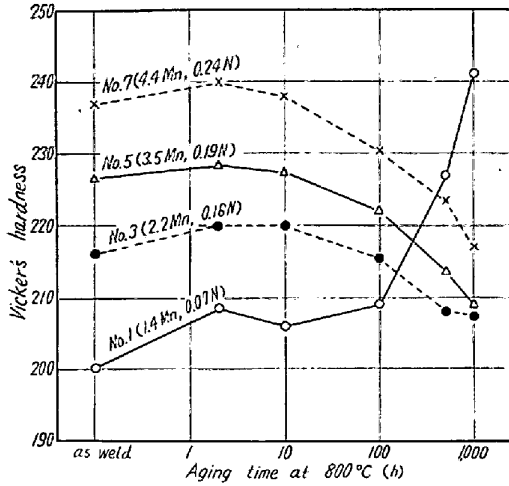


Fig. 2. Changes in hardness of type 310 weld metals during long aging at 800°C.

Fig. 2 は同様に 310 型ビード部の硬さの測定結果を示したもので、N量の少ない No.1 は 800°Cでの保持時間が 100 h を越えると急激に硬さが上昇しシグマ相の析出を証明している。これに比べて N を添加したものは添加量の多いほど時効初期の硬さは高いが、保持時間の増加とともに減少する傾向が認められる。

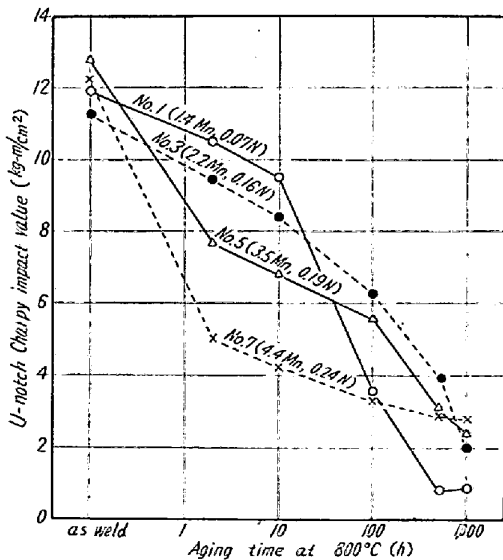


Fig. 3. Changes in impact value of type 310 weld metals during long aging at 800°C.

かかる傾向は Fig. 3 のシャルピー試験結果にも現われ、N量の少ないは保持時間が 100 h に近づくと急激に脆化し 500 h ではすでに衝撃値としての最低値に達す

る。Mn, N をともに高めた No.3, 5, 7 は添加量に伴って時効初期の衝撃値の低下は大きくなるが、その後はゆるやかな曲線を描き 1000 h になるとほぼ同じ値に近づいている。

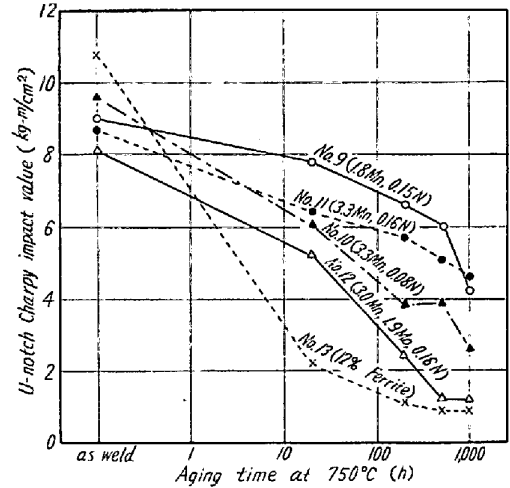


Fig. 4. Changes in impact value of type 347 weld metals during long aging at 750°C.

347 型の場合はシグマ相の析出速度は 750°C が最大と考えるので、この温度で保持し同様にシャルピー試験を行つた。Fig. 4 はその結果を示したもので、Mn のみを高めた No.10 に比べて N を添加した No.9 No.11 は長時間加熱後もかなりの衝撃抵抗を維持していることがわかる。しかし No.12 は脆化の速度が大きく 500 h では衝撃抵抗は最低値に達する。これは Mo のためオーステナイトからシグマへの変態速度が増大したものと考えられる。フェライトを多量に含んだ No.13 は短時間で急激に脆化し、シグマ相の変態速度が他のものに比べて最も大きいことが認められる。

IV. 結 言

チタニア系被覆棒を用いて溶着金属のきれつ試験ならびにシグマ脆化を試験した結果つぎのことが判明した。

(1) 310 型においては Mn 2% 以下の組成のものはきれつ感受性も高く、またシグマ相による脆化も大きい。Mn を 3% 以上含有させると割れの抑制効果が現われるが、N を 0.15~0.25% 添加することによりさらにその効果を大にするとともに溶着金属の延性を害することなく強度を向上させ、同時にまたシグマ相の形成をも防止する効果が認められた。

(2) 347 型についても完全オーステナイト溶着金属のきれつ感受性およびシグマ脆化に対して N の添加は 310 型と同様の効果を示したが、溶着金属の延性はフェライトを含む組成のものに比べてやや劣る傾向が認められた。しかし Mo を含有させたものを除いてはシグマ

脆化に対してはフェライトを含むものよりはるかに優れた性質を有することがわかった。

文 献

- 1) 塚本, 須永, 永吉, 橋口: 日本金属学会 1958 年 秋期講演会, 第 5 分科会 (9)
- 2) Thomas, R. D.; Metal Progress, 70 (1956), 1, p. 73~76

(74) オーステナイト・ステンレス鋼 溶接材の低温衝撃値について

日本冶金工業, 川崎製造所

理 川畑 正夫・工 横田 孝三
エ〇江波戸和男

Low-Temperature Impact Value of Welded Austenitic Stainless Steels.

Masao Kawahata, Kozō Yokota, Kazuo Ebato.

I. 緒 言

オーステナイト・ステンレス鋼圧延材は、焼鈍状態において低温脆性を示さず優れた衝撃値を示すが、特殊な熱処理条件のもとでは、低温で衝撃値を減ずる場合があることをさきに報告した。すなわち苛酷な熱影響を受けた場合にもなお十分な衝撃抵抗を有する鋼種として、安定型鋼および低炭素鋼が適していることを述べた。しかしこの鋼を実際に使用する場合には多くの溶接作業をとまなうが、溶接部は圧延材に比して本質的に衝撃値が低いといわれている。溶着部は組織的に母材部と異なつた性質を有しており、合金元素の影響もまた母材に与えられたものと異なる。この観点から前報りを補足して溶

着部を含めて低温におけるステンレス鋼の適応性を確認するために、今回は実用オーステナイトステンレス鋼溶接部および熱影響部についての低温衝撃試験を行ったので、その結果を報告する。

II. 供試材および試験方法

1) 供試材: 供試材として実用オーステナイト・ステンレス鋼 AISI 304, 304L, 316, 316L, 347 および 310 の 6 鋼種と、さらに AISI 310S の C 量を変化させた 6 種合計 12 鋼種を用いた。これら供試材および溶着部の化学組成は Table 1 および Table 3 に示す。

2) 試験方法: まず実用オーステナイト・ステンレス鋼 6 鋼種について低温衝撃試験を行い、定量的な衝撃値を求め、この結果からさらに AISI 310S の C 量を変化させた溶接棒についての試験を行った。衝撃試験方法は先報りに準じたので省略する。試験板は厚さ 14 mm の各種ステンレス鋼板を、それぞれの鋼種に対応する品種の被覆アーク溶接棒で溶接したものをを用いた。試験板より溶着部および熱影響部試験用の試験片を削り出した。試験片は従来のものより小さい 5 mm × 10 mm × 550 mm, 5 mm U ノッチを採用した。熱処理条件は 1) 溶接のまま, 2) 焼鈍 (1100°C × 1 h 水冷) 3) 応力除去焼鈍 (850°C × 2 h 空冷, 750°C × 2 h 空冷または 650°C × 2 h 空冷) の 3 種とした。なお参考のために試験前の試験片について溶着部および熱影響部の硬度分布、顕微鏡組織を調査し、とくに AISI 310S については熱間割れ感受性判定のために型曲げ試験を行った。

III. 試験結果および考察

- 1) 実用オーステナイト・ステンレス鋼溶接材の低温衝撃値

Table 1 は母材を拘束せずに溶接された試験板 6 鋼種

Table 1. Chemical composition of various austenitic stainless steels and deposited metals.

AISI type	NAS type		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cd	Ta
304	8S	Base metal	0.07	0.62	1.04	0.022	0.009	8.88	18.55	—	—	—
		Deposited metal	0.07	0.46	2.18	0.025	0.009	10.25	20.48	—	—	—
304L	8L	B. M	0.02	0.77	1.17	0.016	0.011	10.95	19.08	—	—	—
		D. M	0.04	0.45	2.50	0.010	0.025	11.15	20.43	—	—	—
316	84S	B. M	0.08	0.70	2.04	0.022	0.015	12.14	17.66	2.38	—	—
		D. M	0.07	0.59	2.15	0.025	0.009	12.18	19.40	2.20	—	—
316L	84L	B. M	0.03	0.41	1.84	0.022	0.011	14.12	17.80	2.36	—	—
		D. M	0.04	0.49	2.35	0.020	0.029	13.50	19.22	2.13	—	—
347	8X	B. M	0.05	0.76	1.47	0.010	0.009	11.43	18.26	—	0.75	0.07
		D. M	0.07	0.58	2.43	0.020	0.026	9.70	20.95	—	0.50	0.06
310	20	B. M	0.08	0.86	1.12	0.019	0.010	8.48	18.81	—	—	—
		D. M	0.14	0.48	2.48	0.020	0.011	20.05	26.82	—	—	—