

Photo. 2. Microstructures of SUS41 before and after creep rupture test.

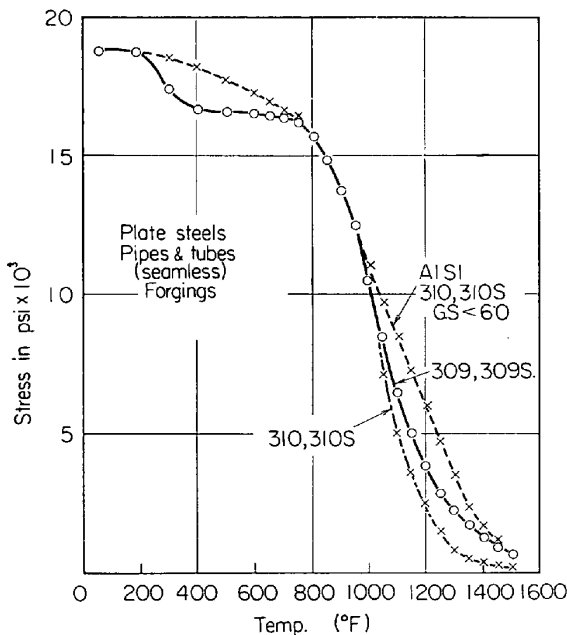


Fig. 3. Maximum allowable stress values in tension. (ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Sec. VIII, 1965)

験中に発生する割れは、破断後試片についての観察では、 σ 相自身あるいは σ 相と γ 相の境界かははつきりしないが、いずれにしても σ 相が析出している粒界に認められる。

3.4 25Cr-20Ni 系との比較

以上 3.2 および 3.3 で述べたように 25Cr-12Ni 系ステンレス鋼のクリープ破断強度およびクリープ破断試験中の組織変化は溶体化処理温度によつて大きく左右されるが、その傾向は 25Cr-20Ni 系と非常によく似ている。さて ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Sec.

VIII, (1965) は Fig. 3 に示すように 25Cr-20Ni 系に相当する AISI 310, 310S に対して 1050°F (566°C) 以上で結晶粒度により異なつた許容応力を与えているが、25Cr-12Ni 系に相当する AISI 309, 309S にはこの区別がみられない。しかしながら本実験結果より明らかとなつて、25Cr-12Ni 系でも高温長時間強度が要求される場合には、本質的に 25Cr-20Ni 系と同じように、溶体化処理温度が高く結晶粒の大きいものは小さいものより高い許容応力を与えるような使い分けをしてもさしつかえないであろう。

4. 結 言

- (1) 高温短時間引張強度は溶体化処理温度によつて多少異なるが、全体の傾向としては高C材の方が強く、延性は低い。
- (2) クリープ破断強度は 1200°C まで溶体化処理温度が高いほど強く、その傾向は高C材の方が顕著である。
- (3) クリープ破断試験中の組織変化は carbide および σ 相の析出によつて起こり 25Cr-20Ni 系の材料と比較した場合本供試鋼については特に 25Cr-12Ni 系が不安定

ということはない。

- (4) 25Cr-20Ni 系の材料については結晶粒が大きいものは小さいものより高い許容応力を与られている例があるが、25Cr-12Ni 系にはこの区別がされていないようである。しかし本実験結果より明らかとなつて、25Cr-12Ni 系の高温強度特性は 25Cr-20Ni 系と全く同じ傾向を示しているので、高温長時間強度が要求される場合には 25Cr-20Ni 系と同じ考え方を採用することが望ましい。

文 献

- 1) 深瀬, 西間, 江波戸, 大久保: 鉄と鋼, 53(1967) 7, p. 820

SUS 32 の高温強度におよぼす Al と N の影響について*

山陽特殊製鋼

工博 結城 晋・梶川和男・矢木敬二

Effect of Al and N on High Temperature Strength of SUS 32

Dr. Susumu YUKI, Kazuo KAZIKAWA and Keigi YAGI

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼に N を添加することは、高温強度を高めるために有効な方法であるが、Al と共存すれば Ti 同様窒化物を生成して、添加の効果がないとも考えられ、また溶体化処理では分解して Ti と異なつた作用を示すとも考えられる。また Al は Ni との

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 180 昭和42年5月23日受付

Table 1. Chemical composition of test specimens.

Ch. No	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Sol. Al
1	0.036	0.56	0.65	0.021	0.023	13.33	17.25	2.44	0.08	0.029	0.003
2	0.027	0.61	1.13	0.023	0.022	13.40	17.40	2.48	0.08	0.033	0.016
3	0.096	0.58	1.01	0.023	0.021	13.40	17.45	2.48	0.08	0.032	0.041
4	0.045	0.56	1.27	0.022	0.018	13.05	17.30	2.40	0.08	0.079	0.003
5	0.029	0.58	0.73	0.024	0.020	13.15	17.35	2.46	0.08	0.121	0.005
6	0.040	0.58	0.97	0.022	0.015	13.35	17.50	2.58	0.08	0.111	0.003
7	0.038	0.57	0.95	0.022	0.018	13.40	17.45	2.55	0.08	0.038	0.148
8	0.039	0.60	0.77	0.021	0.019	13.20	17.30	2.42	0.08	0.030	0.416
9	0.034	0.61	0.81	0.021	0.020	13.15	17.25	2.55	0.08	0.028	0.735
10	0.047	0.75	1.21	0.022	0.019	13.10	17.20	2.42	0.09	0.114	0.300

間に金属間化合物も作ることも知られている¹²⁾ので、それらの総合的な効果を調べるため、SUS 32 に N および Al を単独にまた同時に添加した場合の高温引張試験とクリープ破断試験を行ない析出物についても調査した。

2. 供試材

供試材は加圧型真空誘導溶解炉で、同一チャージを原料として、再溶解し、 10^{-3} mmHg 短度の真空に保持したのち、標準材は真空中で鑄込み、N 添加材は N_2 の加圧雰囲気中に保持して基本成分に変化を与えない方法で、N を添加し、また Al 添加材は真空または N 雰囲気中で Al を添加、15 kg 鋼塊に鑄込んだ。Table 1 に供試材の成分を示す。

なお出鋼温度は 1510~1540°C に制御した。チャージ No. 10 は Al 10 kg/t を添加したさい、湯が吹いたので Fe-Si を使用したが他のチャージに比較して Al, N とともに歩留りが悪く、これはおそらく SUS29 で TiN が浮上するのと同様に AlN が浮上したのではないかと思われる。またチャージ No. 3 は C が 0.10% になって、AISI 316H の上限に値するので、N と C の比較という意味で試験に供した。

15 kg 鋼塊から試料は $\phi 15$ mm に鍛伸した。

3. 熱処理と組織変化

試験に先立つて熱処理による組織変化を調べた。どの

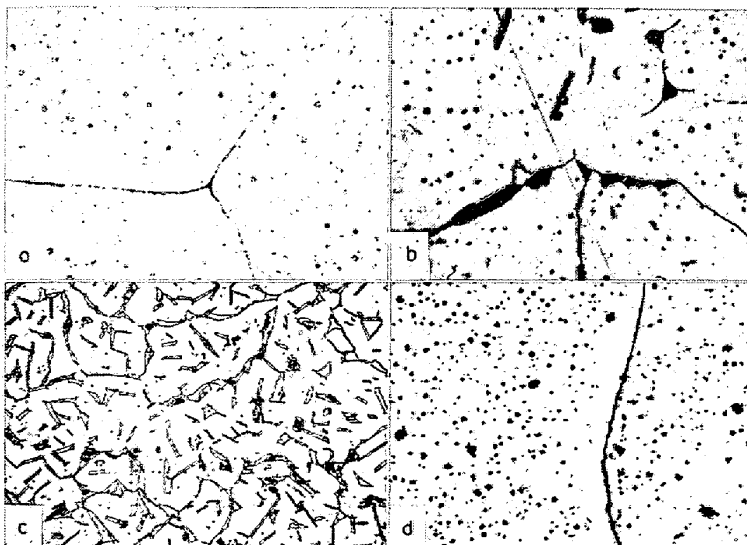


Photo. 1. Microstructure after 1400°C × 1hr W.Q.
a. ch 1, b. ch 7 $\delta=5.1\%$, c. ch 9 $\delta=19.4\%$, d. ch 10,
 $\times 100(4/7)$ oxalic acid 10%

チャージも 1100°C × 1hr W.Q. の溶体化処理では析出物は認められず、また Al は強力なフェライト生成元素と云われているが、 δ -ferrite も認められない。ただチャージ 10 では角状の AlN で最大 10 μ におよぶものが認められた。これはジャックハンマーで物理的に抽出したのち X 線にて同定した。なお Al のフェライト生成元素としての作用を求めるため、溶体化温度を上げたところ 1300°C × 1hr W.Q. では変化は認められなかつたが 1400°C × 1hr W.Q. では、顕著に δ -ferrite を生じた。N 添加チャージにはもちろん変化はなく、チャージ 10 の Al+N 材も、巨大な角状 AlN は変化はなく、 δ -ferrite の発生もなかつた。AlN が分解しても N のオーステナイト生成元素としての作用により相殺されたとも考えられる。(Photo. 1)

なお Al 添加材は PH ステンレス鋼と同様にサブゼロ処理した場合のマルテンサイト変態の可能性についても次の熱処理により調べたが、変態は認められなかつた。

1100°C × 1hr W.Q. → 700°C × 20hr
→ -73°C × 8hr → -180°C × 7hr

pH ステンレス鋼は Ni を低下せしめてオーステナイトを不安定にしてあり¹³⁾、また今回の供試材は Ni% を規格内でも高目にしてあるため、Al のフェライト生成元素としての作用は大きくはない。

4. 常温および 650°C の硬さ、引張試験について

高温強度の試験はすべて 650°C にしほつて実施した。650°C の高温硬さは日本光学製高温微小硬度計 200 g でそれぞれ 20 点測定した。引張試験は平行部 $\phi 6 \times 30$ L の JIS ラブチャー試験片を使用し、インストロン型オートグラフ試験機で 650°C ではクロスヘッドの移動速度を 0.52% に一定にして引張試験を行なつた。至は正確に外部に取出していないので 0.2% 耐力はこの試験のみの相対的な比較である。結果は Table 2 のようであるが、まず常温の場合を考察すると、C や N の添加で引張強さや降伏点が増加すれば、伸びや絞りも低下するが、Al の場合は量的に比例しない。650°C の引張試験では、C や N の添加で硬さ、引張強さが上昇しても伸びや絞りの減少が認められない。ただしチャージ 5, 6 の 0.2% 耐力の数値は低いが、試験操作上問題があつたものと思われる。ただ Al の影響は硬さ、引張強さ、耐

Table 2. Hardness and tensile test results at R. T. and 650°C (1100°C×1hr W. Q.).

	Room temperature					650°C					Ratio 650°C vs. R. T.	
	Hardness (Hv)	T. S. (kg/mm ²)	Y. P.* (kg/mm ²)	El. (%)	R. A. (%)	Hardness (Hv)	T. S. (kg/mm ²)	Y. P.* (kg/mm ²)	El. (%)	R. A. (%)	Hv	T. S.
1	128	56.5	22.8	76.3	82.0	85.5	35.5	18.6	42.7	65.0	0.64	0.63
2	132	58.8	23.3	72.0	80.1	82.1	36.0	18.3	41.3	70.1	0.62	0.61
3	156	65.1	39.3	63.3	77.8	99.2	42.1	20.1	43.2	62.5	0.64	0.65
4	155	64.2	30.2	68.2	78.6	98.6	40.2	20.4	44.9	67.4	0.64	0.63
5	170	72.2	37.1	58.1	76.2	108.7	45.2	17.7	38.9	65.4	0.64	0.63
6	168	71.3	35.7	56.8	76.3	108.0	44.9	17.4	41.5	66.9	0.64	0.63
7	142	61.7	31.9	59.5	77.8	88.7	37.4	21.0	41.9	69.3	0.63	0.61
8	137	61.8	35.1	59.8	73.0	88.5	37.2	22.8	38.5	62.7	0.65	0.60
9	143	60.1	33.8	57.2	73.0	97.3	37.1	21.5	38.6	66.4	0.68	0.62
10	151	61.3	27.4	61.6	62.9	96.1	37.1	18.0	47.9	66.1	0.64	0.61

* 0.2% Proof stress, but cross-head speed is controlled 0.52%/min.

Table 3. Creep rupture test results and precipitate (650°C).

Ch. No	10 kg/mm ²		15 kg/mm ²		20 kg/mm ²		Grain size	Total N	Sol. Al	AlN	Precipitate	
	Rupture time (hr)	El. (%)	Rupture time (hr)	El. (%)	Rupture time (hr)	El. (%)					Matrix	Boundary
1	3001.8	33.8	1320.0	29.3			3.0	0.029	0.003	<0.004		
2	3600.2	33.3	1141.1	47.0			3.5	0.033	0.016	//		
3	5217.1	6.0	2994.2	3.3	464.5	17.6	2.3	0.032	0.041	//	—	Cr ₂₃ C ₆
4			1681.0	34.3	324.2	42.6	5.8	0.079	0.003	//		Cr ₂₃ C ₆
5	>9200	—	3862.5	23.3			3.9	0.121	0.005	//	{ Cr ₂ N	{ Cr ₂₃ C ₆
6	>8500	—	3245.4	28.6	719.9	11.3	5.8	0.111	0.003	//	{ (Fe,N)	{ Cr ₂ N
7	3806.4	13.0	1488.0	—	312.0	43.3	4.1	0.038	0.148	0.008	AIN	{ Cr ₂₃ C ₆
8	3518.0	10.0	783.4	28.6			5.4	0.030	0.416	0.040		{ AIN
9	2976.8	26.6	477.9	14.0			6.3	0.028	0.735	0.061	//	//
10	2390.7	9.3	540.2	41.7			9.4	0.114	0.300	0.293	//	//

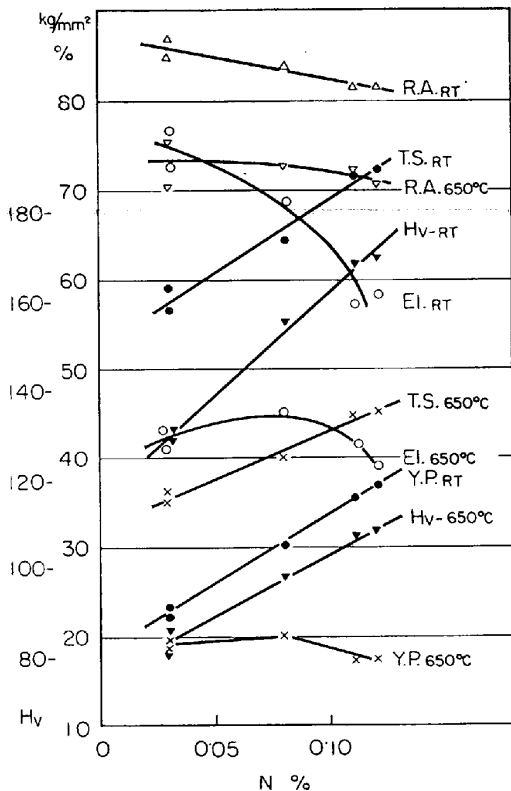


Fig. 1. Effect of N on mechanical properties.

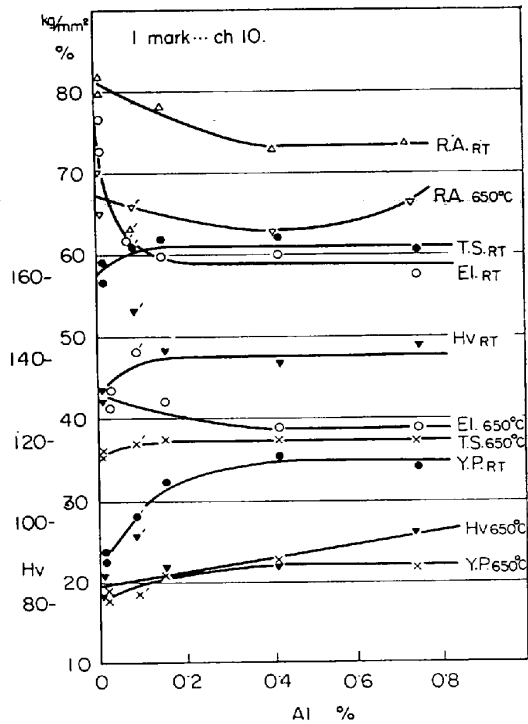


Fig. 2. Effect of Al on mechanical properties.

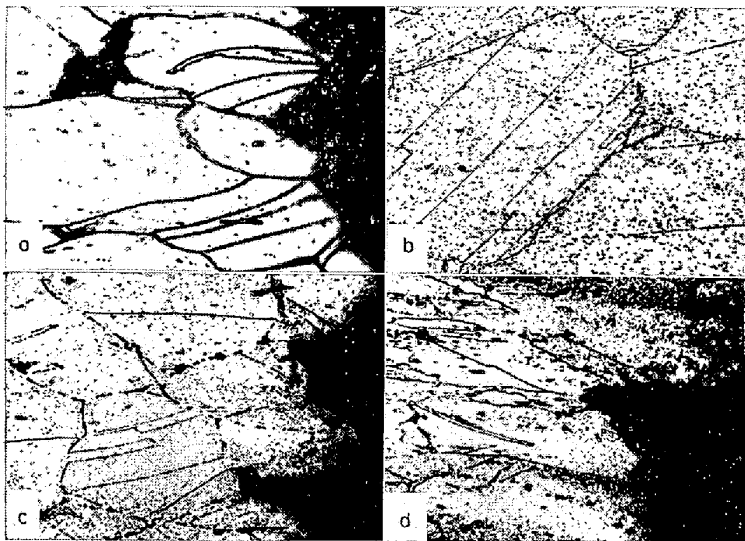


Photo. 2. Microstructure of ruptured specimens.
a. ch 1, b. ch 5, c. ch 9, d. ch 10,
×400 (4/7), oxalic acid 10%

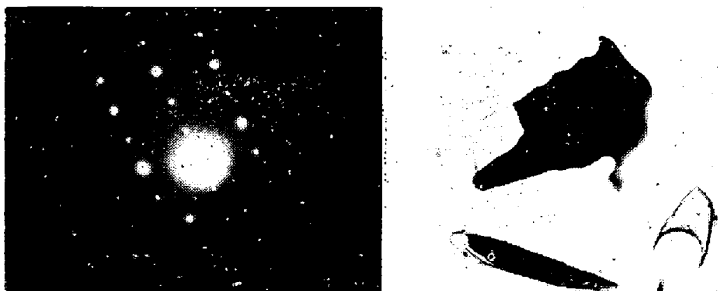


Photo. 3. Electron diffraction pattern and micrograph of Fe_4N from extracted replica (ch 5).

Table 4. Lattice spacing of Fe_4N , measured from the electron diffraction pattern.

ASTM card	$\epsilon \times 1$	$\epsilon \times 2$	Cr_2N (ASTM Card)
3·79	3·80	3·79	
2·68		2·68	2·38
2·191	2·20		2·22
	1·89	1·89	2·10
1·697	1·69	1·69	1·63
1·549			
1·342		1·33	1·38
1·265	1·26	1·27	1·27
1·200			
1·144			
1·095	1·10		
1·053			
1·014			
0·949	0·85		

力は上昇傾向、伸びは下降の傾向を示すが、影響は少ないし、Al+Nのチャージ10でもTable 3に示すような、余分のNがAINとなり、sol. Alが0.1程度ある状態では、引張試験には影響は少ない。

なお常温と650°Cの間でビッカース硬さと引張強さとはこのような成分の相違があつても、大体一定の比をとるようである。成分の影響はFig. 1, 2に図示した。

5. クリープ破断試験について

1100°C×1hr W.Q. のち、JISのφ6mm×G.L. 30mmのクリープ破断試験片にて、650°Cで主として15 kg/mm²の条件で比較した。結果はTable 3のようであるが、Nの添加は破断時間を改善し、伸びを劣化させない点に注目し、650°CはCr carbideの析出しやすい温度であるが、Cも破断時間の改善には有効である。ただし伸びがかなり低下した。sol. Alの増加はAlの融点が低いためか、固溶体強化作用は認められず、むしろ破断時間が短くなるがこれは破断部が粒界で、粒界に析出したAINと粒度の微細化のほうが大きな影響をもち、そのため破断時間が短くなるものと思われる⁵⁾⁶⁾。

NとAlの相互関係は、溶体化処理が1100°C×1hrのためにsol. Al 0.15のチャージ7でもAINが分解し地のNが0.036%とチャージ1.2なみになるので、差は生じない。

破断した試験片の組織変化はPhoto. 2のようである。抽出レプリカを電子回折して析出物を調べた結果、すべて粒界に $Cr_{23}C_6$ は析出しており、要するにAlが多量になると、粒界の巨大なAINの発生と、粒の微細化が破断時間を短くするものと思われる。

なおほかにσ相の析出も考えられるので、800°Cにて1~2000hr保持して組織変化を調べた。Alを添加したチャージの場合は、800°C×2hrで析出が始まる。これは改良型村上試薬で青変した部分を微小硬度計で硬さ測定して確かめたが650°Cの破断試験片には析出していないようである。またN添加材では Cr_2N が見られた⁷⁾。 Fe_4N も認められたが、従来の文献からは考えられないので⁸⁾⁹⁾、さらにほかの方法で確認したいと考えている。

6. 結 言

SUS32にNを添加すると顕著に高温強度を改善し、その際粒界粒内に析出するのは Cr_2N であつた。Alの添加は、高温引張試験には顕著な影響はないが、多量添加すると、粒界にできる巨大なAINと結晶粒微細化によりクリープ破断時間を短縮せしめる。

文 献

- 1) F. G. WILSON, F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 6, p. 628
- 2) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN, and F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 199 (1961) 10, p. 153
- 3) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN and F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 192 (1959) 7, p. 218
- 4) 岡本, 田中, 藤本, 内藤: 鉄と鋼, 48 (1962) 2, p. 123
- 5) C. CRUSSARD and R. TAMBANKER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., 212 (1958), 718
- 6) J. E. HARRIS: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 233 (1965), p. 1509

- 7) A. B. KINZEL and R. FRANKS: The Alloys of Iron and Chromium vol. II, (1940) Mc Grow-Hill
- 8) 今井, 増本, 前田: 金属学会誌, 29 (1965), p. 854, 861
- 9) 今井, 増本: 金属学会誌, 30 (1966), p. 747

17Cr-10Ni-1.5Mo-Cu-Nb-V 系オーステナイト鋼の溶接*

(オーステナイト耐熱鋼の研究—VI)

日立製作所, 日立研究所

佐々木良一・幡谷 文男

The Welding of 17Cr-10Ni-1.5Mo-Cu-Nb-V Type Austenitic Steels

(Study on austenitic heat resisting steels—VI)

Ryōichi SASAKI and Humio HATAYA

1. 緒言

第IV報¹⁾で合金元素量が少なく, したがって溶接性がすぐれていると思われ, かつ高温強度の高い HN13 (17Cr-10Ni-1.5Mo-0.3Nb-0.3V) および HN913 (17Cr-10Ni-1.5Mo-2Cu-0.3Nb-0.3V) の高温諸性質について報告した. 本報はこれら両鋼種に用いる溶接棒を試作し溶接性および溶接継手の強度について調べた.

2. 試料

母材は第IV報の材料を用いた. フイスコ割れ試験は12 t 板, 継手の曲げ試験, 引張試験およびクリーブ破断試験は 17~20 t 板を用いた. 母材の熱処理は 1100°C × 30 min 加熱水冷である. これらの中, 引張試験およびクリーブ破断試験に用いた母材の化学組成を Table 1 に示す. 心線 3.2φ の被覆溶接棒を試作した. Table 1 に溶着鋼の化学組成およびフイスコ割れ率を示す. NV-A B 棒は HN13 と, CuNV 棒は HN913 とほぼ同組成である. CuNV 棒は Cu を含み割れ感受性の高くなる²⁾とが懸念されたので, Co を含む CoNV 棒も試作した. Nb は溶接時の歩留りが約 50% で, 初期に作った

NV-A 棒は 0.09Nb と低い, NV-B 棒はほぼ目標通りの Nb 量である. 曲げ試験, 引張試験およびクリーブ破断試験用板材はあらかじめ 24° の逆歪みを与え, 拘束せずに溶接し, 溶接終了時に真直な継手を得るようにした. これらの継手について溶接のまま各種試験を行なった.

3. 実験結果

3.1 フイスコ割れ試験

心線径 3.2φ, ルート間隔 3 mm の場合のフイスコ割れ率を Table 1 に示す. NV-A, B は 12~13%, CuNV は 20%, CoNV は 17% で, ボイラ過熱管のような小径管なら, クレータ処理に注意すれば実用できる値である.

3.2 溶接継手の曲げ試験および引張試験

NV-B を用いた継手について側曲げ試験を行ない CuNV は割れ率がやや高かったので側曲げのほかに裏曲げ試験も行なった. 曲げ半径 10 および 16 のもの両鋼種とも欠陥なく, 180° まで曲つた.

Fig. 1 は各溶接棒を用いた継手の引張試験結果を示す. 破断位置は溶着鋼が多く, 一部溶接境界で破断する

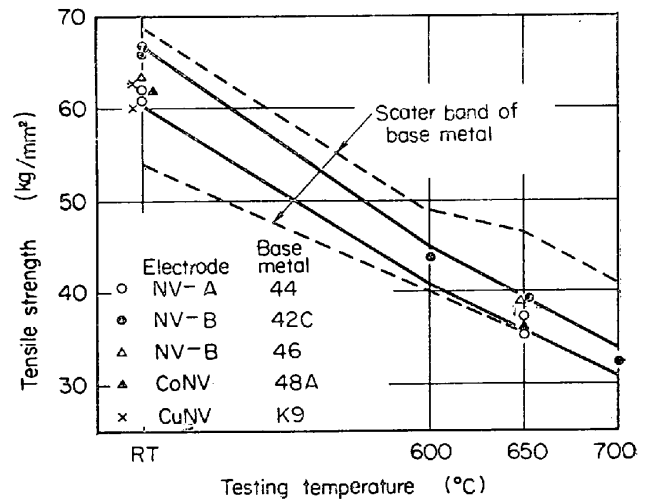


Fig. 1. Tensile strength of welded joints.

Table 1. Chemical composition of material and Fisco cracking test result.

	No	Chemical composition (%)									Crack sensitivity (%)
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Others	
Base metal	42C	0.10	0.47	1.74	9.70	19.30	1.56	0.21	0.39		
	44	0.09	0.43	2.18	11.50	18.40	1.27	0.28	0.34		
	46	0.13	0.40	2.07	11.00	16.30	1.21	0.21	0.41		
	47B	0.14	0.43	1.69	9.20	18.70	1.19	0.35	0.30		
	48A	0.13	0.40	2.06	8.90	15.95	1.84	0.44	0.30		
	K 9	0.12	0.43	1.92	10.23	16.81	1.33	0.25	0.25	1.93Cu	
Deposit metal	NV-A	0.14	0.27	2.06	9.12	16.30	1.61	0.09	0.33		12
	NV-B	0.14	0.46	2.16	9.38	17.10	1.45	0.20	0.40		13
	CuNV	0.15	0.24	2.42	10.30	16.00	1.40	0.44	0.36	1.95Cu	20
	CoNV	0.16	0.32	1.61	11.23	16.50		0.81	0.30	6.95Co	17

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 182 昭和42年5月17日受付