

Table 2. Table of analysis of variance.

	S	ϕ	V	$E(V)$	F_0	
A	65891	4	16472	$\sigma_E + 3\sigma_A^2$	16.80**	0.01~5.99
E	9803	10	980	σ_E^2	—	0.05~3.48
T	75694	14	—	—	—	—

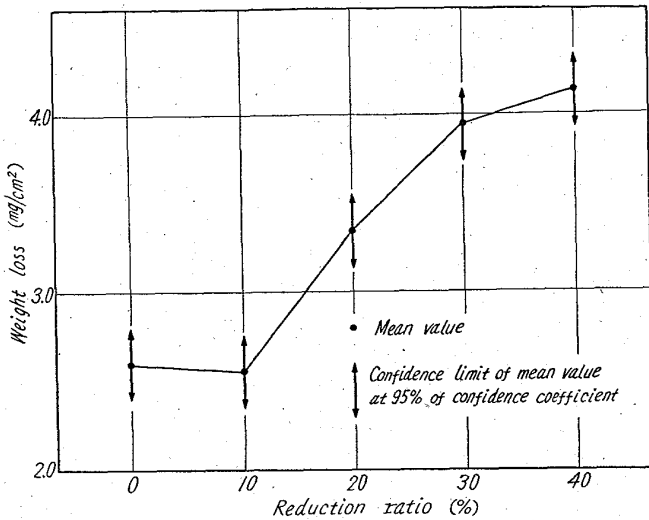


Fig. 3. Relation between weight loss and reduction ratio.

c) 冷間加工度の影響

溶体化処理後 0, 10, 20, 30, 40% の冷間圧延をおこなった試料各 3 個をエメリー紙で 03 番まで充分研磨した後、一元配置で実験のわりつけをおこない試験し冷間加工度の影響を調べた。

その分散分析表を Table 2 に示すが 1% の危険率で有意である。すなわち腐食減量は冷間加工度により著しく差があり更に Fig. 3 に示すように圧延度が 20% 以上になると腐食減量は急激に増加している。

d) 腐食時間の影響

腐食時間により腐食減量のバラツキにどのような影響を与えるかを調べるため、腐食時間を 2h にして 11 個の試料について試験した。

両者の分散の違いを検定した結果、分散比 $F_0 = 3.44$ となり F 分布表より求め $F(12, 10, 0.05) = 2.91$ より大きく 5% の危険率で有意である。したがって腐食時間 2h の方が、4h の場合よ

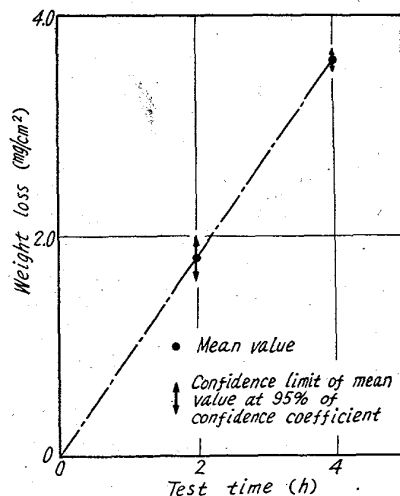


Fig. 4. Relation between weight loss and test time.

り腐食減量自体のバラツキが大きいといえる。腐食時間と腐食減量の \bar{x}_i と Q_i との関係は Fig. 4 に示しているが、 \bar{x}_i は腐食時間と直線的関係がみられるが、腐食時間が短いとバラツキが大きくなることはこの図からも明らかである。

e) さらに δ フェライト量の粒間腐食におよぼす影響を調べたので、講演の際発表する。

IV. 結 言

AISI 316 型鋼について各種処理条件でのバラツキを統計的に検討した結果、次のことが明らかになった。

- (1) 表面の荒さが大きくなると腐食減量の平均値、バラツキ共に増加する。
- (2) 溶体化処理温度により腐食減量のバラツキには差がある。またその平均値は 1200°C で溶体化処理した時最低値を示す。
- (3) 冷間加工度とともに腐食減量は増加する。
- (4) 腐食時間を 2h とすると、4h の場合よりバラツキは大きくなる。

669.14.018.8:669.15'26-194
539.4.011.2
(155) 13% Cr および 18% Cr ステンレス鋼の降伏点伸びおよび絞り性について 63155

東京大学工学部

工博 五弓 勇雄・○鈴木敬治郎

富士製鉄広畑製鉄所 中野 武人

東京大学工学部 門間 俊二

Yield-Point Elongation and Drawability of 13%Cr and 18%Cr Stainless Steels.

Dr. Isao GOKYU, Keihiro SUZUKI, Taketo NAKANO and Shunji MONMA.

I 結 言 577~579

薄鋼板に浅い絞り加工を施すと、しばしばストレッチャ・ストレインの発生が見られるが、これは応力-歪曲線の降伏点伸びに対応するもので、古くから研究され議論されて来た。このような応力-歪曲線には普通顕著な上・下降伏点が観測されるが、これは侵入型溶質原子により転位が釘付されることによるのは良く知られたことである。この転位の固着は侵入型溶質原子の C・N などとくに常温およびその近くの温度では、N の寄与が大きいと考えられている。しかし最近に至り G. T. HAHAN¹⁾ は JOHNSTON & GILMAN²⁾ の LiF での実験結果に基づき、この現象は加工硬化と movable dislocation の密度から説明できるとしている。この考えに従えば溶質原子により固着される転位が多い程、movable dislocation の密度は減少することにより、鋭い上降伏点から下降伏点への drop が見られ、加工硬化の度合によつて次の降伏点伸びが長くも短くもなることになる。またスキンプスによる歪時効の遮蔽効果は、軽加工により movable dislocation の密度の増加で説明される。歪時効防止のためには、このスキンプスによる法と、化学的に侵入型溶質原子を固定するものとして Al, Cr, Ti, Si, V などの添加がある。従つて 18Cr ステ

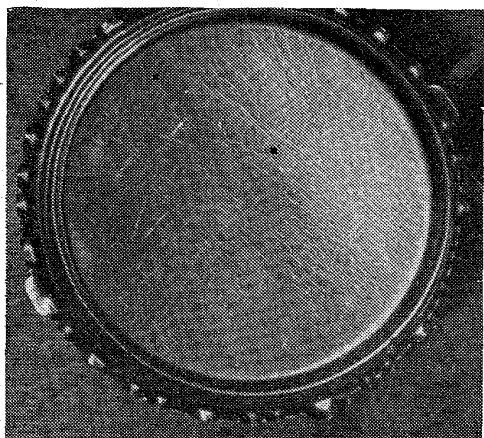


Photo. 1. Pattern of stretcher strain in 18% chromium stainless steel.

ステンレス鋼の如く多量に Cr を含む鉄合金は、一応非時効性であることが期待されるが、Photo. 1 に示す如く 18Cr ステンレス鋼でもかなり顕著なストレッチャ・ストレーンが見られる場合がある。然し同じように多量の Cr を含む 18-8 ステンレス鋼にはこの現象が見られないのはその格子型が面心立方格子であるためと考えられる。すなわち G. T. HAHN¹⁾によれば、f. c. c. の銅および銀では、たとえ転位の固着があつても顕著な上・下降伏点の差は期待できない。このことは HAHN の示す式中の r^{-1} の値が、f. c. c. では b. c. c. に比し著しく大きいために本質的に上・下降伏点の差が著しく少ないことによる。

18Cr ステンレス鋼においては Cr による N の固定が考えられる一方、宮川・岡本²⁾の示している如く Cr-Fe 合金では Cr 量の増加により、吸収 N 量は増大するが、DIJKSTRA³⁾などによつて示されているように、常温およびその近傍温度では α 鉄への N の固溶限は極めて微量にすぎない。これらのことから 18Cr ステンレス鋼においてはかなり多量の窒化物が存在すると考えられる。

われわれは N 含有量を極度に減少せしめた 18Cr ステンレス鋼につき引張試験を行なつた結果、その降伏点諸現象を検出できなかつたことから、普通の 18Cr ステンレス鋼における降伏点現象と窒化物の関係はかなり強いと考えられるので、焼鈍温度を変化せしめたもの機械試験値および conical cup value などを 18Cr および 13Cr ステンレス鋼につき測定し、また各温度での保持時間の変化せしめたものは 18Cr ステンレス鋼につき測定した結果について報告する。

II. 実験方法および結果

1) 試料

本実験に使用した試料の成分は Table 1 に示す通り

Table 1. Chemical composition (%) of specimens.

Specimens	Composition (%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N
18Cr stainless (N)	0.12	0.12	0.10	—	—	16.7	0.006
18Cr stainless	0.04	0.19	0.64	0.024	0.009	17.1	0.0248
13Cr stainless	1.03	1.03	0.66	0.026	0.01	12.8	0.0139

である。なお 18Cr ステンレス鋼 (N) は N 量を著しく減少せしめたものである。

18Cr ステンレス鋼 (N)：実験室的に溶解したもので、鍛造後機械仕上したものの厚さは約 5 耗であつた。これを冷圧して約 0.8 耗 (圧延率 84%) 厚とし、800°C × 3m 処理したのにつき引張試験して降伏点の有無を調べた。

18Cr ステンレス鋼：約 2.8 耗厚の板を 850°C で焼鈍し酸洗後、冷圧で約 2.0 耗とし、これを 800°C で焼鈍酸洗後冷圧し最終厚さ 1.0 耗とした。

13Cr ステンレス鋼：約 2.0 耗厚の板を 750°C で焼鈍し、酸洗後冷圧して最終厚さ 1.0 耗とした。

2) 実験結果

焼鈍保持時間で 0 mn 保持というのは、所定温度に達すると直に炉中から試片を引出すものをいう。18Cr および 13Cr ステンレス鋼を、それぞれ 700°, 725°, 750°, 775°, 800°, 825° および 850°C で 0 mn 保持したものについて、硬度、引張試験値、conical cup value および Erichsen 値を測定し、18Cr ステンレス鋼を上記 7 種の焼鈍温度で保持時間を 1mn, 5mn, 10mn, 30mn と変化せしめたものについて、主として降伏点伸びを測定した。

0 mn 保持の場合には、18Cr ステンレス鋼、13Cr ステンレス鋼共に、775°C まで降伏点現象は見られなかつたが、800°C 以上では共に降伏伸びが検出され、Fig. 1 に示すごとくなる。保持時間を一定し温度の変化に対する降伏点伸びの関係の一例を Fig. 2 に示す。Fig. 3 に焼鈍温度を一定し降伏点伸びの保持時間の変化に対する関係の一例を示す。Fig. 2, 3 から明らかのように、降伏点伸びは焼鈍温度の上昇および保持時間の増加により増大する傾向を有する。

絞り性試験では 13Cr ステンレス鋼は 700°C 処理のもの、18Cr ステンレス鋼では 700°, 725°C 処理のもの

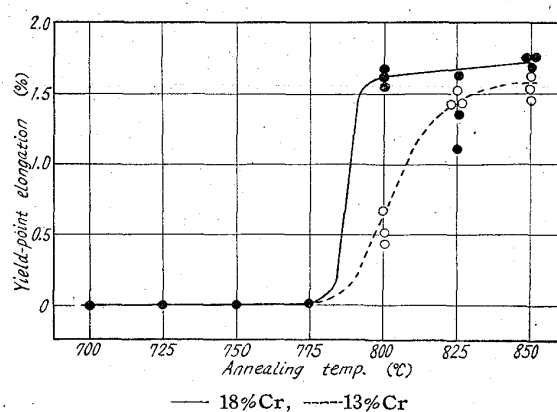


Fig. 1. Relation between yield-point elongation and annealing temperature in 13% Cr and 18% Cr stainless steel.

669.14, 018.8, 669.1524
669.152426, 781-194.56, 621.039
532, 669.781, 539.4
621, 73.011
(156) ボロンステンレス鋼の諸性質
におよぼす Ti の影響

(原子炉用ボロンステンレス鋼の研究—Ⅲ)
日本冶金工業川崎製造所 63156

○西 間 勤

Effect of Ti on the Properties of Boron
Stainless Steels.

(Studies on the boron stainless steel for
nuclear reactors—Ⅲ)

Tsutomu NISHIMA.

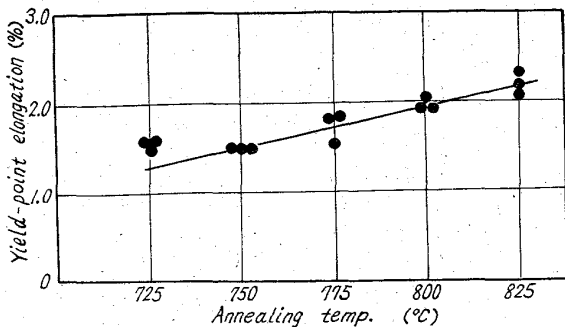


Fig. 2. Relation between yield-point elongation and the 10 mn annealing at temperatures 725°, 750°, 775°, 800° and 825°C.

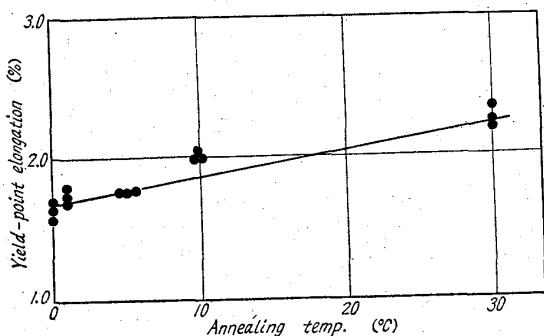


Fig. 3. Relation between yield-point elongation and annealing time at 800°C.

のはともに buckling により絞り不能であつた。18Cr ステンレス鋼および 13Cr ステンレス鋼共に処理温度の範囲では殆んど絞り性は変化しないが、温度上昇によりやや改善の傾向を有する。18Cr ステンレス鋼は 13Cr ステンレス鋼に比し絞り性はかなり良好である。

III. 総 括

- (1) 18Cr ステンレス鋼の N 吸収量は 13Cr ステンレス鋼に比しかなり多量であつた。
- (2) 18Cr ステンレス鋼および 13Cr ステンレス鋼共に、800°C 以上に処理した試片には降伏点伸びが検出された。
- (3) 18Cr ステンレス鋼の降伏点伸びは保持時間の増加、および処理温度の上昇で増加の傾向を有する。
- (4) 18Cr ステンレス鋼および 13Cr ステンレス鋼共に、その絞り性は処理温度に対し殆んど変化が見られない。
- (5) 絞り性は 18Cr ステンレス鋼の方が、13Cr ステンレス鋼に比しかなり良好であつた。
- (6) 18Cr ステンレス鋼は 700°, 725°C, および 13Cr ステンレス鋼は 700°C 処理の板は buckling を生じ絞り不能であつた。

文 献

- 1) G. T. HAHN: Acta. Met. 10 (1962), p. 727
- 2) W. G. JOHNSTON & J. J. GILMAN: J. Appl. Phys. 30 (1959), p. 129
- 3) 宮川, 岡本: “鉄と鋼” 46 (1960) p. 1466.
- 4) L. J. DIJKSTRA: Trans Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1946) p. 185, 252

I. 緒 言

本報は原子炉用ボロンステンレス鋼の冶金学特性を改善する目的で行なつた系統的研究の一環として、ボロンステンレス鋼の機械的性質および熱間加工性に対する Ti の添加効果を調べ、各 B 含有量においてもつとも効果的な Ti 含有量の決定を試みた結果である。ここに Ti を採りあげた理由は前報¹⁾までの結果に基き、ボロンステンレス鋼の特性改善に Ti の添加がもつとも効果的であるとの観点から行われた。

II. 供試材および実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。表中系列 I は B 0.8% を含有する 17Cr-15Ni の基質組成に、Ti を 0~5.2% に変化して添加したものである。系列 II は B 1.2% を含有する系列 I と同様な基質組成のものに Ti を 0~6.9% 添加したもので、また系列 II' は B 1.2% を含有する 10Cr-15Ni の基質組成に Ti を 0~3.25% 添加したものである。系列 III および IV は 17Cr-15Ni の基

Table 1. Chemical composition (%) of materials tested.

Series	Chemical composition (%)						
	C	Si	Mn	Ni	Cr	B	Ti
I	0.026	0.57	0.57	15.30	17.05	0.98	tr.
	0.095	0.80	0.98	15.14	16.32	0.94	2.59
	0.031	0.54	0.73	15.03	16.20	0.76	4.55
	0.065	0.65	0.67	15.87	17.20	0.92	5.20
II	0.038	0.77	0.52	16.65	17.40	1.15	tr.
	0.028	0.47	0.54	15.20	17.32	1.05	1.45
	0.046	0.62	0.72	15.28	16.50	1.14	2.56
	0.051	0.61	0.70	15.58	16.70	1.18	3.45
II'	0.088	0.61	0.89	13.92	15.21	1.27	6.90
	0.047	0.67	0.52	15.81	9.80	1.17	tr.
	0.034	0.72	0.56	15.56	9.29	1.34	0.98
	0.023	0.71	0.56	15.50	10.05	1.11	2.20
III	0.010	0.49	0.41	15.15	9.42	1.28	2.53
	0.034	0.61	1.00	15.37	10.53	1.35	3.25
	0.017	0.25	1.00	15.68	17.00	1.55	tr.
	0.051	0.52	0.45	15.20	15.53	1.47	1.35
IV	0.048	0.64	1.11	16.00	17.23	1.50	1.69
	0.026	0.60	0.65	16.51	16.35	1.55	3.99
	0.030	0.66	0.49	15.00	15.88	1.79	1.17
	0.062	0.35	1.05	15.24	17.82	1.99	4.75
IV	0.029	0.40	0.98	15.41	17.21	1.83	5.05
	0.046	0.27	0.97	15.34	17.04	1.79	6.75