

示す。N 0.002% 以下の試験片については黄白色介在物の存在は見られなかつたが、それ以上のN含有量になるとN含有量が増加するにしたがつて介在物がいちじるしく増加する傾向が見られた。一般の 18-8-Ti では0.015~0.025%のNを含有しているので窒化物の生成が清浄性低下の最大因子であると考えられる。X線回折の結果 TiN の化合形態であることを確認した。

#### IV. 結 言

18-8 系不銹鋼のうち、とくに清浄性の悪い 18-8Cb, 18-8-Ti の非金属介在物の生因について試験を行った。その結果 18-8-Cb については凝固末期における CbC の析出が、18-8-Ti においては熔鋼中における TiN の生成が清浄性低下の原因であることを確認した。18-8-Cb における窒化物の生成、18-8-Ti における炭化物の生成の顕微鏡的清浄性におよぼす影響は小さい。18-8-Cb の清浄性を向上するにはC, Cb の含有量を低くすればよいが、炭化物の存在は鋼種の特長として容認さるべきことと考えられる。分散した良好な分布形態とするために加工比を大にすればよい。18-8-Ti の清浄性の向上のためには製鋼原料より造塊にいたる製鋼過程について、N量の低下と熔鋼の窒化の防止に対する十分な対策が必要である。

### (70) Cr-Ni オーステナイト鋼におよぼす Ti の影響

金属材料技術研究所

工 中川 竜一・〇工乙黒 靖男

Effect of Titanium on Cr-Ni Austenitic Steels.

Ryūichi Nakagawa, Yasuo Ootoguro.

#### I. 緒 言

前報において Cr-Ni オーステナイト鋼の高温特性におよぼす Nb の影響を調べるため、Nb, C を種々の比率で加えた試料のクリープ・ラプチャー強度、高温変形抵抗、時効硬度、顕微鏡組織、X線回折による析出物の解明と上記機械的性質との関係を報告したが、本報では同様に Ti について、高温変形以外の上記の実験と、高温引張試験とを行い、Ti, C の影響を調べたので報告する。

#### II. 試 料

試料は目標C量 0.03, 0.1, 0.2, 0.3% に対し、おのおの Ti を 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0% 添加し、さらにCの影響を調べるため、0.4% C, 1.0% Ti, 0.5% C 1.5% Ti の2つの試料を溶解した。予報ではC量の高い試料についてのみ示す。

試料の化学組成を Table 1 に示す。試料は 10kg 高周波溶解炉で 6kg 溶製し、80mmφ×120mm の鋼塊に鑄造、黒皮を旋削後 18mmφ の丸棒に熱間鍛造した。各試料は 1100°C×1h の溶体処理を行った。

#### III. 実 験 結 果

##### a) 時効硬度

時効は上記溶体処理後 600, 650, 700, 750°C で 500 h まで行った。C量の低いグループでは、Fig. 1 に時効曲線の一例を示したが、全体的な硬度は Ti を含まない試料が高く、Ti % の増加に伴い減少してくる。硬度上昇の割合は Ti を含まない試料 1 と最大 Ti % の試料 5 とはほぼ等しいが、前者は硬度が漸増するのに比べ後者は 100 h 付近までほとんど変化せず 300 h で硬化する。Ti 量が両者の中間にある試料 3 は硬度上昇の割合が最も少い。したがって硬度上昇は Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> と TiC の析出によるものである。C量の高いグループでは低いグループに比べ全体的に硬度は高いが、Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>が凝集するためか、硬度上昇の割合は少い。600, 650°C の時効温度で硬度上昇は比較的顕著であるが、700, 750°C で

Table 1. Chemical composition of specimens.

No.	C (%)	Ni (%)	Cr (%)	Ti (%)	Mn (%)	Si (%)	N (%) sol.	N (%) insol.
T 1	0.24	11.97	19.04	0	1.99	1.04	0.0310	0.0006
T 2	0.26	11.65	17.85	0.27	2.05	0.97	0.0099	0.0141
T 3	0.26	11.57	17.67	0.84	2.18	1.08	0.0039	0.0076
T 4	0.25	10.77	18.10	1.34	2.06	1.16	0.0018	0.0064
T 5	0.24	11.43	18.69	1.66	1.98	1.08	0.0020	0.0112
T 6	0.40	11.23	17.95	0	2.02	0.97	0.0242	0.0002
T 7	0.34	11.65	18.86	0.41	2.04	0.80	0.0076	0.0079
T 8	0.37	11.05	18.56	0.88	2.26	1.07	0.0044	0.0081
T 9	0.31	10.96	18.00	1.36	1.97	1.13	0.0027	0.0161
T 10	0.35	10.93	19.10	1.87	1.96	1.05	0.0029	0.0178
T 11	0.42	11.49	18.29	0.93	1.99	0.97	0.0014	0.0066
T 12	0.49	11.05	18.42	1.40	2.57	1.17	0.0013	0.0072

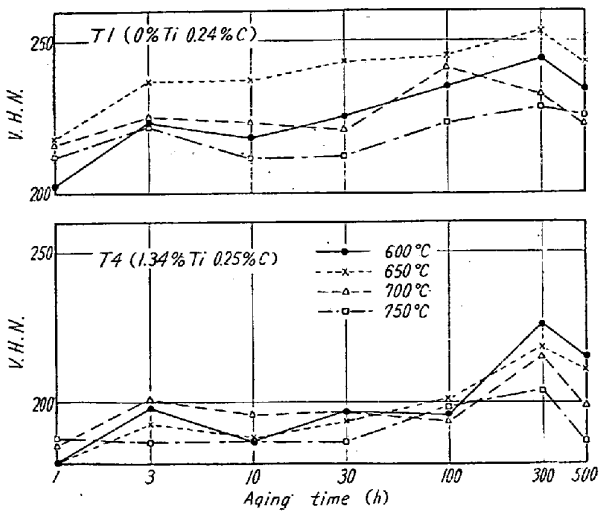


Fig. 1. Aging hardness of T1 and T4.

は硬度変化は少ない。一般的にいつて時効硬度はCによる影響の方が顕著である。Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の粒内析出による硬度上昇は緩やかである。Ti量の増加にともなう地のC量の低下によつて、あるTi%までは硬度上昇の程度が減少してくる。それ以上にTi%が増加するとTiCの析出によつて、硬度は100h付近で増加する。各試料とも500hでは硬度は低下する。

b) 顕微鏡組織

1100°C×1hの溶体化処理では、相当量のTiCが固溶されずに残存しているが、溶体化処理温度を1200°Cに上げてTiCは量的にあまり変化なく、粒界に厚い網目状を呈する。各時効温度で100h時効後の組織は、一般にCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>は粒界および粒内に微細に分散しており、その量はTi%の増加とともに減少する。TiCは主に粒界に析出し、TiCを形成するのに必要な値以上にTiを含む試料ではTiCは凝集して大きな粒状をなす。この組織は機械的性質に悪影響を与えているようである。また、この試料にCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>はほとんど認められない。結晶粒はTi量の増加にともない、微細化するが、ある値以上からふたたび大きくなる。

なお二、三の試料について650°C、100h時効後10% HClアルコール溶液中で電解分離し、残渣をX線回折した結果、TiCとCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の回折線が得られた。同一C量の試料2, 3, 5を比較した場合、Tiの増加にともないCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の回折線の強度が弱くなり、C量に比べ過剰のTiを有する試料5にはCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の回折線は認められなかつた。またTable 1に可溶性Nと不溶性Nの分析値を示したがTiを含まない試料の不溶性N%は含むものよりきわめて少い。したがつてTiを含む試料にはTiNの存在が十分想像できるが、絶対量がきわめて少いためか、その回折線は認められなかつた。

c) 高温引張試験

高温引張試験は700°Cおよび800°Cで行つた。引張速度は11.29 mm/mnで破断に要した時間は約1分30秒である。

各温度ともTi1%まではあまり強度の差はないが、やや増加している。1%以上では強度は低下する。800°Cでは試験温度が高いため、各試料間の差は少ない。引張り伸びは非常にばらついており、一定の傾向を示さないが、試験温度の高い方が大きい。Ti一定の場合のC%による強度の変化はFig. 2に示すようにC量とともに強度は増加して

いる。両試験温度でTi%を変えてもその傾向は全く同様であるが、Ti%の高い系列の方が強度が弱い。700°CではC%による強度の増加はいちじるしいが、

800°Cではその増加の割合はかなり緩やかになる。強度の増加と対応して伸びはC量とともに減少する。

d) クリープ・ラプチャー試験

クリープ・ラプチャー試験は前報と同様最大荷重1.5tのラプチャー試験機で700°C、18.13 kg/mm<sup>2</sup>、650°C 22.18 kg/mm<sup>2</sup>で行つた。Fig. 3に650°Cにおける、Ti%と破断時間の関係を示すが、各応力でC量の異なる両グループともTi0.9%付近で極大値を示しているが、試料数が少いため正確なTi%を決定できないが、おそらくTiCを形成する際のTi/Cの理論値4付近に対応していると思われる。Ti量がさらに増えるとラプチャー強度はふたたび減少する。この原因はまだ不明であるが、組織的にTiCが凝集して相当大きな粒状を呈することに関係しているのではないかとと思われる。Tiの少ない場合すなわち約0.5%以下ではCの高いグル

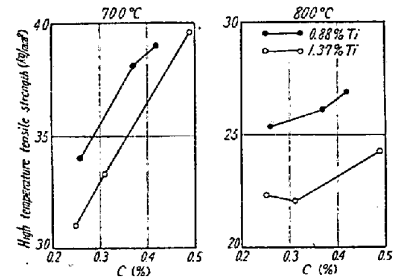


Fig. 2. Relation between high temperature tensile strength and C%.

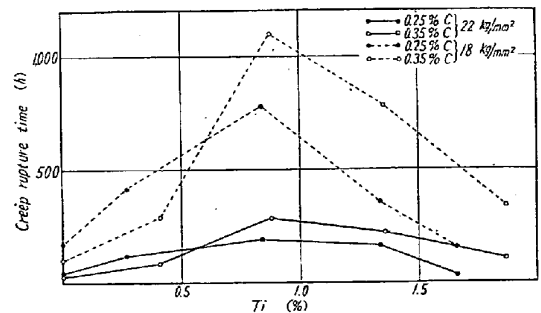


Fig. 3. Relation between creep rupture time and Ti% at 650°C.

ープの方がラプチャー強度は弱い。極度に過剰なCは短時間引張の場合とは逆にラプチャー強度を低下させる。約0.6%以上にTiを含有すると、TiC形成のため地のC量が減少するのでCの高いグループの方がラプチャー強度は高く、荷重を減少した場合の破断時間の増加の程度も大きい。すなわち破断強度はあるC量で極大値を取る。Fig. 4に700°CにおけるTi%と破断時間の関係を示すが、650°Cの場合と全く同様の傾向を示している。

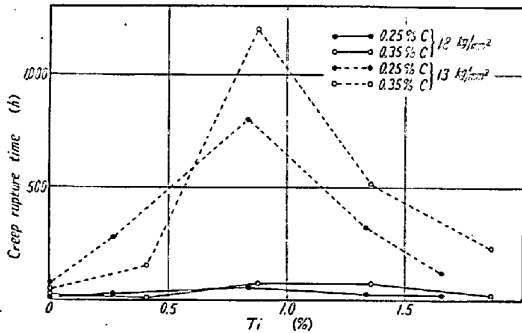


Fig. 4. Relation between creep rupture time and Ti% at 700°C.

IV. 結 言

- i) 時効硬度は  $Cr_{23}C_6$  の析出による影響が顕著であるが硬度上昇はゆるやかである。
- ii)  $Cr_{23}C_6$  は粒内に微細に析出しその量は Ti% にもとない減少する。TiC は粒界に析出し、Ti 量が C 量に比べ過剰になると TiC は凝集して粒状をなす。
- iii) 高温引張強さは Ti 一定の場合 C 量とともに増大する。
- iv) クリープ・ラプチャー強度は Ti/C ほぼ4付近で極大値をとる。

(71) 不銹鋼のオーステナイト結晶粒の成長について

京都大学, 工学部 工博 盛 利 貞  
 “ 大学院 工修〇一 瀬 英 爾

On Austenite Grain Growth of Stainless Steels.

Toshisada Mori, Eiji Ichise.

I. 緒 言

オーステナイト不銹鋼を用いてオーステナイト粒の恒温成長とそれにおよぼす添加元素の影響を観察した。

II. 試料および実験方法

5 kg 高周波真空熔解炉で熔製した AISI 304, 304 L 316, 316 L, 321, 321 L, 347, 347 L を試料として用いた。化学成分を Table 1 に示した。この鑄塊を10mm φの丸棒に鍛造し 1200°C×2h 水冷の溶体化処理を行ったのち輪切にしたものを試片とした。恒温加熱温度を 800°C, 900°C, 1000°C, 1100°C とし、各温度で 0.5, 10, 100, 1000 h 保持したのち水冷した。加熱は試片を石英管中に納めアルゴンを封入して行なつた。熱処理後表面を数mm削り落し粒度を測定した。

粒度測定は接眼鏡に縦横に 10mm の線を入れ視野中に見える 100mm の線分が載る結晶粒の個数を 1 視野につき縦横 1 本ずつ 25 視野計 50 本の線分について算え、これを平均して次式により粒度番号を計算した。

$$N = \bar{n}m^2/d^2 \dots\dots\dots(1)$$

ただし d: 線分の長さ m: 倍率

$\bar{n}$ : 線分で載られる平均粒数

さらに JIS G 0551 (1956) により

$$\text{断面積 } 1 \text{ mm}^2 \text{ 中の結晶数 } N = 2^{G+3} \dots\dots\dots(2)$$

ただし G は粒度番号である。

Table 1. Chemical compositions of samples.

Heat. No.	Type of steel	Chemical composition (%)																
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	ΣN	N sol	N insol	O	H × 10 <sup>-4</sup>	Ferri-te* %
2	304 L	.008	.61	1.49	.015	.009	.03	8.49	19.63	—	—	—	.0055	.0037	.0018	.0073	nd	17
Y	304 L	.004	.66	2.01	nd	.011	.02	8.55	19.44	—	—	—	.0065	.0065	tr	.0130	2.49	16
Z	304 L	.003	.62	2.05	nd	.011	.01	8.40	19.44	—	—	—	.0043	.0043	tr	.0240	2.09	16
1	304	.086	.63	1.22	.016	.007	.03	12.98	17.41	—	—	—	.0043	.0034	.0009	.0057	nd	0
V	316 L	.004	.65	1.80	nd	.011	.02	11.33	17.62	2.96	—	—	.0027	.0027	tr	.0081	2.19	8
3	316 L	.006	.64	2.08	.015	.007	.03	11.16	17.75	2.79	—	—	.0040	nd	nd	.0094	nd	6
8	316	.088	.66	1.88	.010	.007	.02	13.71	16.02	2.78	—	—	.0058	.0043	.0015	.0029	nd	0
4	321 L	.004	.68	1.97	.015	.006	.03	9.16	19.71	—	.53	—	.0037	tr	.0037	.0074	nd	12
7	321	.069	.65	1.98	.009	.009	.02	12.73	16.72	—	.58	—	.0028	tr	.0028	.0125	nd	0
5	347 L	.011	.68	2.00	.010	.007	.03	9.14	20.13	—	—	.99	.0039	.0011	.0028	.0069	nd	13
6	347	.074	.72	2.04	.010	.006	.02	12.40	17.48	—	—	.95	.0047	.0027	.0020	.0057	nd	0

\* Calculated from Schaeffler's constitution diagram.