

では n-3, n-c のごとく N を添加した合金の水冷時の硬度が他のものよりやや高いことのほか、添加元素の影響は特にみとめられなかつた。

#### 4. 単一オーステナイト層のサブゼロ処理に対する挙動

N 吸収試料を 1200°C に 1/3 h 保持して水冷後直ちに液体酸素中に 1/2 h 浸漬してサブゼロ処理を行うと、各試料とも、元単一オーステナイトであつた部分の硬度は水冷のままほとんど変わらない。すなわち、25% Cr-Fe 合金では 20% Cr-Fe 合金の場合と異なり、N および C 量の如何を問わず、焼入された元単一オーステナイトであつた部分に残留するオーステナイトのサブゼロ処理に対する感受性はきわめて小さい。したがつて、サブゼロ処理に対する安定化現象もみとめられず、これらの試料を水冷後 2 週間常温に放置してサブゼロ処理を行なつた場合の硬度も水冷後のものとほとんど変わらない。

### IV. 結 言

以上の研究結果を要約するとつぎのごとくなる。

(1) 25% Cr-Fe 合金に大気中熔製で安全に合金化しうる最大 N 量は約 0.3% である。

(2) 25% Cr-Fe 合金を N 雰囲気中で 1250°C に 4 h 加熱したとき、試料の表面にできる単一オーステナイト層の深さは、同量の N および C を添加した 20% Cr-Fe 合金の深さにくらべてそれぞれやや減少するが、N 吸収量は 20% Cr-Fe 合金にくらべてそれぞれ大巾に増加する。

(3) 25% Cr-Fe 合金への熔製時における N の添加およびそれらの合金の固態状態における N の吸収によつて、合金に生じたオーステナイトは炉冷によつてフェライトに変るが、このフェライトよりオーステナイトへの加熱時の変態は 20% Cr-Fe 合金の場合よりかなり高く 1050°C 付近から始まる。

(4) N 吸収試料を 1200°C に 1/3 h 保持して水冷すると、元単一オーステナイトであつた部分は、20% Cr-Fe 合金の場合と異なり、ほとんど完全にオーステナイトのままで残る。この焼入によつて元単一オーステナイトであつた部分に残留したオーステナイトは 600°C 以下ではかなり安定であるが、焼戻によつて 630°C 付近から分解し始め 700°C では全く分解する。このような元単一オーステナイトであつた部分の焼入、焼戻に対する挙動は添加 N 量および C 量によつてあまり影響されない。

(5) 焼入された元単一オーステナイトであつた部分に残留するオーステナイトのサブゼロ処理に対する感受

性は 25% Cr-Fe 合金では 20% Cr-Fe 合金と異なり、添加 N 量および C 量の如何にかかわらずきわめて小さい。

### (99) オーステナイト鋼におよぼす Nb の影響

(クリープラプチャー強度と時効硬度について)

Effect of Nb on Austenitic Steels.

(On creep-rupture strength and aging hardness)

Yasuo Ootoguro, et alii.

金属材料技術研究所 工 中川竜一

” 工〇乙黒靖男

太平金属工業 工修 土屋 隆

### I. 緒 言

オーステナイト不銹鋼において耐蝕性、溶接性の改良のため Ti, Nb などを添加したものについての研究は行われているがこれらの元素の高温特性におよぼす影響はよく知られていないので、まず Nb について 18 Ni-12 Cr オーステナイト鋼に 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、時効硬度、顕微鏡組織、鍛造性試験機による高温変形抵抗について実験を行い Nb, C および Nb/C の影響を調べたので報告する。

### II. 試 料

試料は C 量を 0.03, 0.06, 0.12% の 3 段階にし、これに対し Nb を Nb/C で 0, 5, 8, 10, 12, 15 になるように添加した。

試料の化学組成を Table 1 に示す。試料は 200 kg 高周波熔解炉で熔製し 103×103×670 の鋼塊に鑄造し 85×85 角に鍛造し疵取り後 22 mm φ の丸棒に熱間圧延した。各試料は 1100°C × 1 h 熔体化処理を行なつた。

### III. 実 験 結 果

a) 時効硬度 時効は上記熔体化処理後 650, 700, 750°C で行なつた。ここでは 500 h までの結果を示す。一般に時効による硬度上昇はきわめて小さい。Fig. 1 に Nb/C と時効硬度の関係を示す。650°C の時効における硬度自体は A, B グループの差はほとんどないが C 量の高い C グループでは A, B より硬度は高い。Nb 添加により Nb を含まない試料より硬度は増加するが Nb 量による変化はほとんどない。時効温度が高くなるとだいたいの傾向は同じであるが A, B と C グループの差は小さくなる。つぎに時効現象について観察すると、C 量の低

Table 1. Chemical composition.

## (a) Main composition

Group	C (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mn (%)	Si (%)
A <sub>1</sub>	0.029	12.31	18.64	1.30	0.49
A <sub>2</sub>	0.029	12.31	18.54	1.39	0.64
B <sub>1</sub>	0.058	12.78	18.74	1.34	0.56
B <sub>2</sub>	0.058	12.64	18.33	1.30	0.65
C <sub>1</sub>	0.126	12.35	18.64	1.43	0.55
C <sub>2</sub>	0.126	12.19	18.54	1.32	0.86

## (b) Nb Content

Group	A <sub>1</sub>			A <sub>2</sub>			B <sub>1</sub>			B <sub>2</sub>			C <sub>1</sub>			C <sub>2</sub>		
	No.	Nb (%)	Nb/C	No.	Nb (%)	Nb/C	No.	Nb (%)	Nb/C	No.	Nb (%)	Nb/C	No.	Nb (%)	Nb/C	No.	Nb (%)	Nb/C
	1	0	0	4	0	0	7	0	0	10	0	13	0	0	16	0	0	0
	2	0.17	5.9	5	0.32	11.0	8	0.39	6.7	11	0.72	14	0.66	11.28	17	1.38	17.80	18
	3	0.27	9.3	6	0.44	15.2	9	0.41	7.1	12	0.90	15	0.94	15.10	18	1.80	14.3	

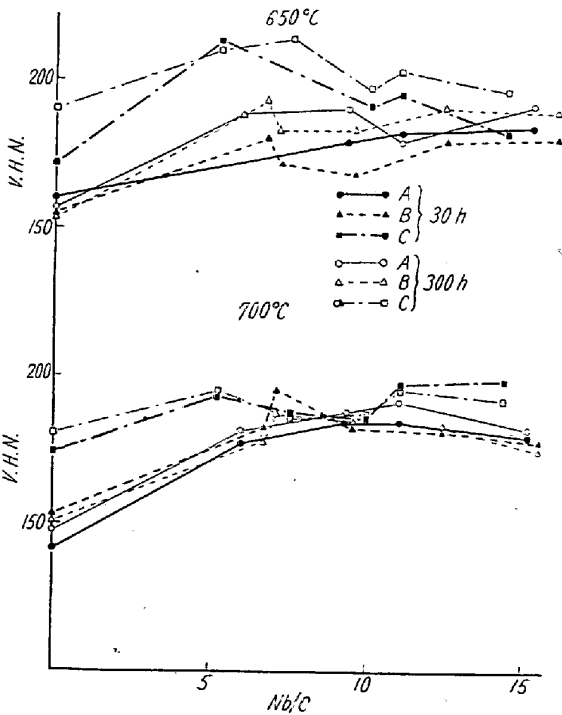


Fig. 1. Relation between aging hardness and Nb/C.

いAグループについては750°Cでは硬度上昇は10時間付近で最大となり、あとはほぼ変化しない。700°Cにおいては100時間位で、650°Cでは300時間位で最高硬度に達する。最高硬度は650°Cにおいて最大である。

Bグループについては750°Cでは10~30時間で、700°Cでは30時間付近で最高硬度に達しその後一定となる。650°Cでは500時間でも硬度上昇を続けており最高硬度も他の温度より高い。

C量の高いCグループでは硬度上昇は各温度で500時間位まで持続しているがNb量の多い試料17, 18では100時間付近から一定値を示している。約30時間以後では

650°Cの硬度は他の温度よりかなり高い。

b) 顕微鏡組織 熔体化処理のまま各時効温度で100時間の時効後数種類の試験片につき、稀酸(10g 稀酸+100cc水)で0.8A/cm<sup>2</sup>の電流密度で電解腐蝕をして顕微鏡組織を調べた結果つぎのことが推定される。NbCは1100°C1時間の熔体化処理によつて地に完全に固溶しないで粒内に微細に分散している。結晶粒はNb量の増大とともに微細になる。Crの炭化物(Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>)

と予想されるがX線回折で確認するつもりである)と思われる析出物はC量が高く、Nb量の低いほど、また時効温度の低いほど多く、主に粒界に大きな粒状に時には網目状に存在する。Nbの増大はCrと結びつくC量を減少してCr炭化物の析出を少なくする働きがある。

c) クリープラプチャー試験 クリープラプチャー試験は最大荷重1.5t、楕桿比1:10のラプチャー試験機を用い650°Cで20, 18, 16kg/mm<sup>2</sup>の三段階の応力で行なつた。試験片は直径6mm, 平行部30mmを使用

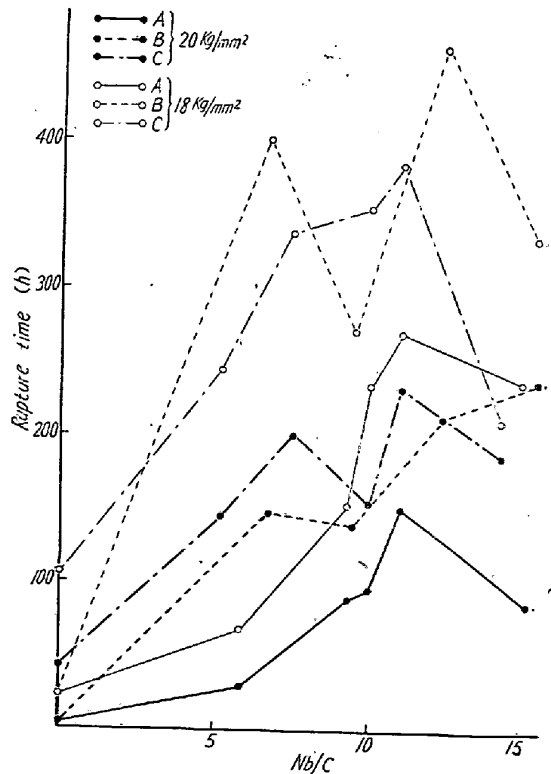


Fig. 2. Relation between creep rupture time and Nb/C at 650°C.

した。ラプチャー時間は Fig. 2 に示すごとく Nb 量とともに増加するが、Nb/C 11 付近に極大値が存在する。Nb/C がさらに増えると低下する傾向を示す。B, C グループの差はあまりなく、かえって C グループの方が低い。したがって C 量はラプチャー強度に対しある極大値を持つと推測される。破断伸びについては Fig. 3 に示

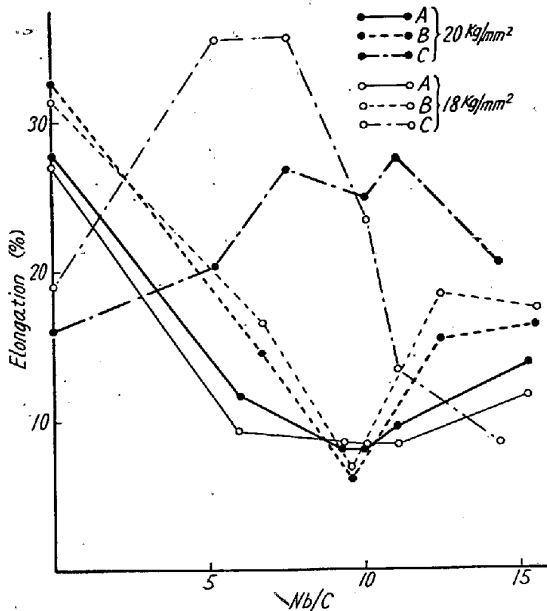


Fig. 3. Relation between elongation of ruptured specimens at 650°C and Nb/C.

す通り A, B グループは B の方がやや大きいがほとんど同じ傾向を示している。しかもこの両グループは荷重によるバラツキがほとんどない。Nb/C 10 付近に伸びの極小値を示すが、これは少し低い値にずれてはいるが破断時間の極大値と対応している。しかし C 量の高い C グループの伸びは荷重によるバラツキも大きく、しかも A, B とは反対に Nb/C 5~10 の付近に極大値を示している。破断した試験片について顕微鏡組織を調べた結果は破断は粒界でおこり、Nb を含まない試料については結晶粒の方向性がいちじるしいことを示す。したがって炭化物は粒内迂りを妨ぐのに役立つと思われる。

d) 高温変形抵抗 高温変形抵抗は鍛造性試験機を用い 10mmφ×10mm の試験片を 1000, 1200°C に 15 分保持後 5.38 kg·m のエネルギーを与えその変形量から求めた。その結果を Fig. 4 に示す。各試験温度において A, B グループの差はあまり認められない。炭素量の高い C グループの変形抵抗は大きい。1200°C においては B, C グループは Nb 量とともに増大していく傾向が見られるが A グループは Nb による差は少ないようである。1000°C においては逆に A グループが増加の傾向を示すが、B, C グループは Nb による影響は減少してく

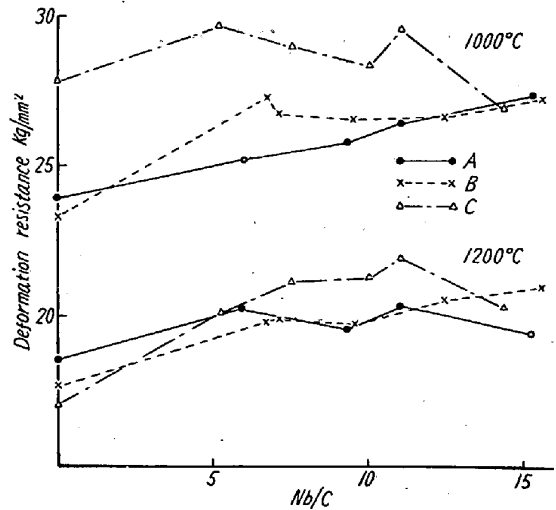


Fig. 4. Relation between high temperature deformation resistance and Nb/C.

るようである。この理由は 1200°C では Nb の固溶が容易なため地の変形抵抗が Nb 量とともに増加するが、1000°C では NbC が完全に固溶し切らずかなり残存しており、その程度も Nb, C 量の高いほど強いためと思われる。

#### IV. 結 言

- i) 時効硬度は C 量とともに増加するが Nb 量による変化は少ない。硬度上昇は 650°C がもつとも顕著であり、最高硬度も他の温度より高くそれに達するまでの時間も長い。
- ii) 100 時間時効後の顕微鏡写真の結果 Cr 炭化物と思われるものが粒界に析出しこの試験温度範囲では高温ほど析出量が少ない。
- iii) 最大 Nb 量 1.8%, 最大 C 量 0.126% の組成範囲でのラプチャー強度は Nb/C 11 付近に極大値が存在する。
- iv) 高温変形抵抗はおもに地の強度、すなわち Nb の固溶度に関連しているようである。