

## 論 文

## 高合金オーステナイトステンレス鋼のクリープ破断強度におよぼす微量 Ti, Nb 添加の影響\*

耳野 亨\*\*・木下和久\*\*・峯岸 功\*\*・篠田隆之\*\*\*

## Effect of Small Additions of Ti and Nb on the Creep-Rupture Strength of High-Alloy Austenitic Stainless Steels

Tohru MIMINO, Kazuhisa KINOSHITA, Isao MINEGISHI, and Takayuki SHINODA

## Synopsis:

Improvement of the creep-rupture strength of 18-8 stainless steel (Type 304) by additions of small amounts of Ti and Nb has previously been reported.

Such effect of additions of Ti and Nb on the creep-rupture strength of high-alloy austenitic stainless steels such as 22 Cr-12 Ni or 25 Cr-20 Ni has been studied.

As a result, it was found that the combined additions of small amounts of Ti and Nb to high-alloy austenitic steels are also effective for improving the creep-rupture strength just like as the case of 18-8 austenitic steel.

Further effects of additions of Ti and Nb were found to be as follows: (1) the shape and distribution of precipitated carbides change, (2) the carbide particles precipitate finely and are evenly dispersed. It is concluded that the improvement of creep-rupture strength is considered to be due to the improved dispersion effect of these fine carbide particles.

(Received May 20, 1970)

## 1. 緒 言

最近の化学プラントなどの装置は、その使用条件がますます苛酷なものとなっており、したがって、これらの装置に使用される材料もあらゆる性質のすぐれたものが要求されている。たとえば高温強度についてみても、装置の使用条件がますます高温高圧化されているため、現用鋼種よりもさらに強度が高く、しかも経済的な鋼種の出現が望まれている。

高温における耐酸化性あるいは耐食性が必要とされるところには、18-8系ステンレス鋼よりもさらに合金量を多くした 22Cr-12Ni (SUS 41) 鋼、あるいは 25Cr-20Ni (SUS 42) 鋼が使用される。しかしこれらの鋼の高温強度は必ずしも十分ではなく、18-8系ステンレス鋼と比較しても、同等かむしろ低い程度である。

筆者らは先に、18-8ステンレス (304型) 鋼に微量の Ti と Nb を複合添加することによって、高温強度、とくに、クリープ破断強度が改善されることを報告した<sup>1)</sup>、22Cr-12Ni 鋼および 25Cr-20Ni 鋼のような高合金鋼においても同様に微量の Ti と Nb を複合添加する

ことによつて、18-8 ステンレス鋼と同様にクリープ破断強度を向上じうることを期待して試験を行なつた。

## 2. 供試材および実験方法

実験に供した鋼の化学成分を Table 1 に示した。表中の 22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系の各鋼は C 鋼を除いていずれも 50 kg 高周波炉で溶製し、10 kg 鋼塊に分注したものであり、C 鋼は 15 t 電気炉で溶製した 5 t 鋼塊の分塊鋼片から採取したものである。10 kg 鋼塊および 5 t 鋼塊の分塊鋼片はその後、鍛造あるいは圧延によつて 15mmφ の丸棒または厚さ 15 mm の板材とし、1100°C で 1 hr 保持後水冷の溶体化処理を行なつて諸試験に供した。

22Cr-12Ni 系では炭素量が A 鋼で 0.16% とわずかに高くなつているが、ほぼ 0.14% 程度とした。Ti と Nb は A 鋼には添加せず、その他はそれぞれ 0.1~0.2% 添

\* 昭和44年10月本会講演大会にて発表  
昭和45年5月20日受付

\*\* 日本鋼管(株)技術研究所

\*\*\* 東京工業大学

Table 1. Chemical compositions of the experimental heats.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Nb	(Ti+Nb)/C*
A	0.16	0.67	1.72	0.023	0.015	13.10	22.63	—	—	0
A1	0.13	0.54	1.77	0.021	0.013	12.62	21.86	0.09	0.08	0.25
A2	0.12	0.54	1.76	0.021	0.013	12.68	21.86	0.08	0.17	0.36
A3	0.14	0.54	1.72	0.021	0.012	12.68	21.86	0.20	0.13	0.48
A4	0.14	0.53	1.66	0.020	0.013	12.30	21.86	0.10	0.22	0.38
B	0.12	0.54	1.76	0.021	0.011	19.66	24.79	—	—	0
B1	0.14	0.50	1.73	0.019	0.011	19.37	24.80	0.10	0.12	0.29
B2	0.13	0.53	1.76	0.018	0.010	19.66	25.38	0.10	0.26	0.44
B3	0.19	0.55	1.66	0.020	0.010	19.78	24.57	0.23	0.12	0.39
B4	0.20	0.56	1.65	0.017	0.009	19.78	24.45	0.20	0.30	0.44
C	0.06	0.59	1.25	0.026	0.017	21.37	24.56	—	—	0
D	0.12	0.62	1.63	0.017	0.014	20.30	25.02	—	—	0
D1	0.13	0.64	1.62	0.016	0.012	20.21	24.89	0.02	0.06	0.13
D2	0.13	0.66	1.63	0.015	0.013	20.09	24.77	0.03	0.15	0.22
D3	0.12	0.65	1.63	0.014	0.013	20.09	25.53	0.12	0.33	0.56

\* Atomic ratio

加した。Ti と Nb の添加量については、18-8 ステンレス鋼の場合は (Ti+Nb)/C の原子比が 0.15~0.6 の間で最大のクリープ破断強度が得られ<sup>2)</sup>、また 18-8 系の Ni の一部を Mn で置き換えた 18Cr-6Ni-8Mn ステンレス鋼の場合も、(Ti+Nb)/C の原子比が 0.1~0.5 の間で最大のクリープ破断強度が得られたので<sup>3)</sup>、本実験の場合も (Ti+Nb)/C の原子比は上記の値の範囲内を目標とした。Ti と Nb の個々の割合については若干変化させ、その影響を試験した。

25Cr-20Ni 系については、B、C、D 鋼は Ti および Nb を添加せず、炭素量の影響を調査する目的と、Ti および Nb の複合効果を確認するための基準として準備した。B 系列の B1~B4 鋼は B1 と B2 および B3 と B4 の 2 グループに分け、炭素量の影響を、また各グループ内では Ti と Nb の割合を変えてその影響を調査する目的で溶製した。しかし (Ti+Nb)/C の原子比は前記と同様に 0.1~0.6 の範囲を保った。D 系列は炭素量および Ti と Nb の割合を一定とし、(Ti+Nb)/C の原子比は前記と同様に 0.1~0.6 の範囲内で三水準に変え、その影響を確認するために溶製した。

溶体化処理後に 22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系の B 系列については、常温、500、600、650、700、750、800°C で引張試験を行なった。引張速度はクロスヘッドスピードで耐力まで 0.1 mm/min、それ以後は 5 mm/min とした。試験片は平行部長さ 30 mm、直径 6 mm とした。クリープ破断試験は 22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系の B 系列および C 鋼については 650、700、750°C で行ない、25Cr-20Ni 系の D 系列については 650、800、900°C で行なった。試験片は平行部長さ 30 mm、直径 6 mm とした。

組織観察はクリープ破断後の試料について光学顕微鏡で行ない、さらにクリープ破断後の試料の一部については電子顕微鏡で抽出レプリカ法によつて炭化物の析出状態を観察した。レプリカは第一段腐食はピレラ液で、第二段腐食はブロムアルコール溶液を用いて作製した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 引張特性

22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系の常温および高温の引張試験結果をそれぞれ Fig. 1 および Fig. 2 に示し

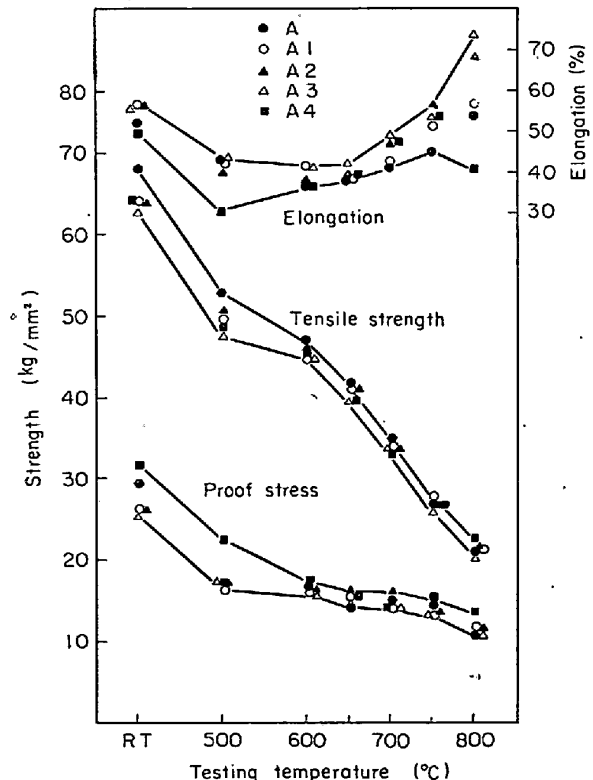


Fig. 1. Tensile properties of 22Cr-12Ni series.

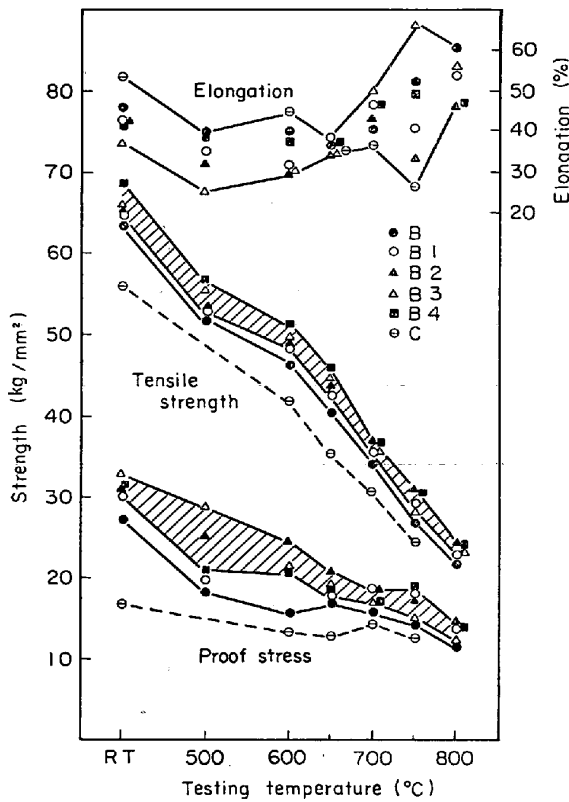


Fig. 2. Tensile properties of 25 Cr-20 Ni series.

た.引張強さおよび耐力については 22Cr-12Ni 系は Ti, Nb 添加材と無添加材で若干のバラツキはあるが, 一定した傾向がみられない。しかし 600°C 以下の引張強さは A 鋼がもつとも高く, わずかな炭素量の差による影響が現われているようである。一方, 25Cr-20Ni 系 (Fig. 2) については, Ti および Nb を添加した B 系列は Ti, Nb を添加していない B 鋼よりも, 引張強さ, 耐力とも高い値を示しており, とくに B1, B2 鋼は B 鋼と炭素量にはほとんど差がないことから, 微量の Ti および Nb 添加の効果と思われる。Ti および Nb を添加していない B 鋼 (C 0.12%) と C 鋼 (C 0.06%) は炭素量の低い C 鋼が引張強さ, 耐力とも低い値を示している。Ti および Nb を添加した材料では, 炭素量の影響についてとくに耐力では, 明確な差は認められないが, 650°C 以下の引張強さは炭素量の高い材料 (B3, B4 鋼) が高い傾向を示している。伸びについては 22Cr-12Ni 系では Ti, Nb 添加材と無添加材の差は現われず, また 25Cr-20Ni 系でも大きな変化はないが, 低温側では Ti, Nb 添加材の伸びがわずかに低くなっている。

### 3.2 クリープ破断特性

22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系の各試験温度におけるクリープ破断曲線を Fig. 3~Fig. 5 に示した。Fig. 3, Fig. 4 から明らかなように 650, 700, 750°C の各試験温度で, 図中, バンドで示した Ti, Nb 添加材の破断曲線は, 両鋼種とも無添加材のそれよりも高応力側に位置しており, 微量の Ti と Nb の添加によつてクリープ破断強度が向上したことを示している。

25Cr-20Ni 系の Ti および Nb を添加しない B, C および D 鋼について, 650°C, 700°C (Fig. 4) および 800°C (Fig. 5) で試験を行なった結果は, いずれも炭素量の高い B 鋼あるいは D 鋼が, C 鋼よりも高い強度を示している。しかしその差は試験温度によつて異なっており, 650°C でもつとも差が大きく, 以後, 700°C および 800°C と試験温度が高くなるにつれて, その差は少なくなり, とくに 800°C においてはほとんど差がなくなっている。Ti, Nb 添加材については, 各試験温度で炭素量の差によるクリープ破断強度の差は現われなかつた。

25Cr-20Ni 系については, さらに 800°C および 900°C での試験を行なった (Fig. 5)。バンドで示した Ti, Nb 添加材のクリープ破断曲線は 800°C, 900°C ともに無添加材のそれよりも高応力側にあるが, その差は前記の 750°C までの結果と比較すると少なくなっている。

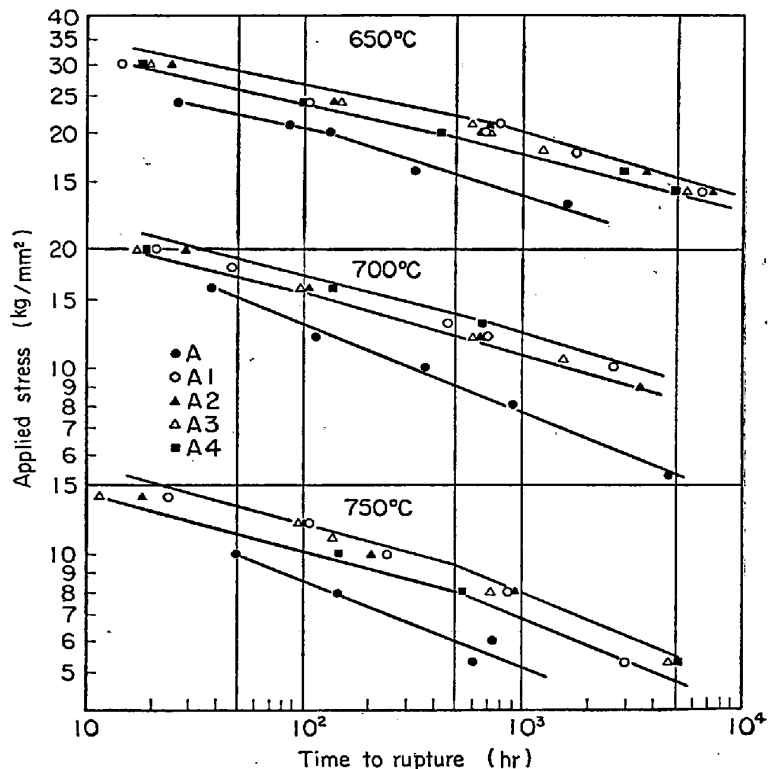


Fig. 3. Creep-rupture curves of 22 Cr-12 Ni series.

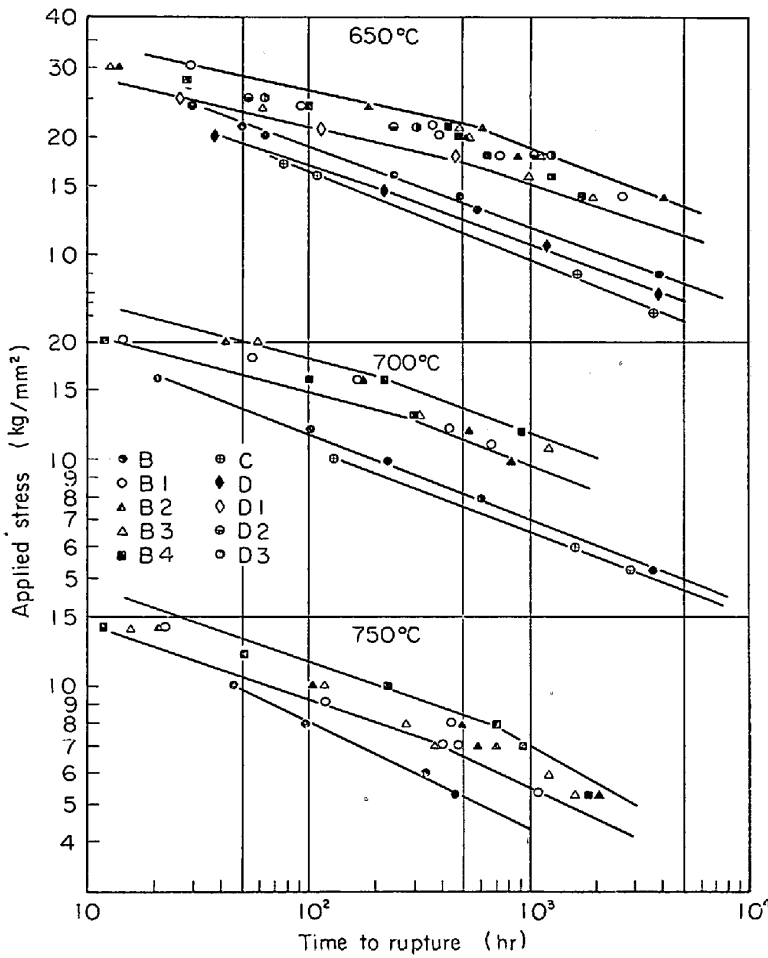


Fig. 4. Creep-rupture curves of 25Cr-20Ni series.

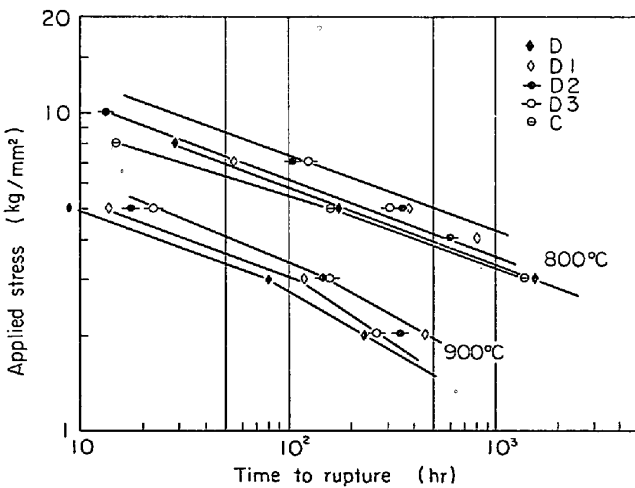


Fig. 5. Creep-rupture curves of 25Cr-20Ni series at 800°C and 900°C.

前記のクリープ破断曲線から各チャージの 650, 700, 750°C における 1000 時間破断強度および 800, 900°C における 100 時間破断強度を内挿した結果を Fig. 6~Fig. 8 に示した. 22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系の両鋼種とも, 750°C までの結果では Ti および Nb を添

加することによつて 1000 時間破断強度が 2~6 kg/mm²(40~50%) 上昇しており, これは温度にして約 50°C の上昇といえる. Ti および Nb 添加によるクリープ破断強度の上昇率を試験温度別にみた場合, 両鋼種とも 650~750°C の間において, 破断応力ではほぼ 40~50% と, 一定の増加を示している. しかし 25Cr-20Ni 系の 650°C において, Ti と Nb の添加量があつとも少ない D1 鋼は上昇率が低くなつている. 試験温度が 800, 900°C と高くなると, Fig. 8 の 25Cr-20Ni 系で示したように, 100 時間強度で 1.5~0.5 kg/mm² の増加にとどまり, これは破断応力の増加割合にすると 800°C で 25%, 900°C で 18% となり, 温度が高くなるほど増加割合は減少する. Ti と Nb の個々の割合を変化させた場合のクリープ破断強度におよぼす影響は 1000 時間破断強度では明確に現われなかつた.

クリープ破断伸びについては, 結果を Fig. 9~Fig. 11 に示したが, 両鋼種とも各試験温度で Ti, Nb 添加材と無添加材とでは差は見られなかつた.

3.3 クリープ破断後の組織

この種の鋼は, 溶体化処理後は均一なオーステナイト相であつても, 各試験温度におけるクリープ破断試験中に炭化物や  $\sigma$  相が析出してくる. そこでクリープ破断試験後の組織変化をみるために光学顕微鏡および電子顕微鏡で組織観察を行なつた.

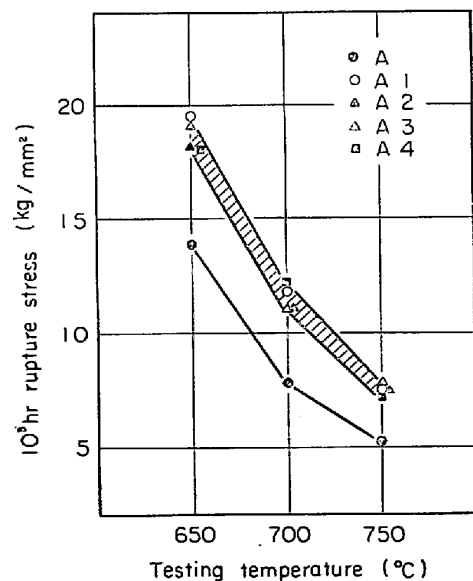


Fig. 6. 10³ hr rupture stress of 22Cr-12Ni series at 650, 700, and 750°C.

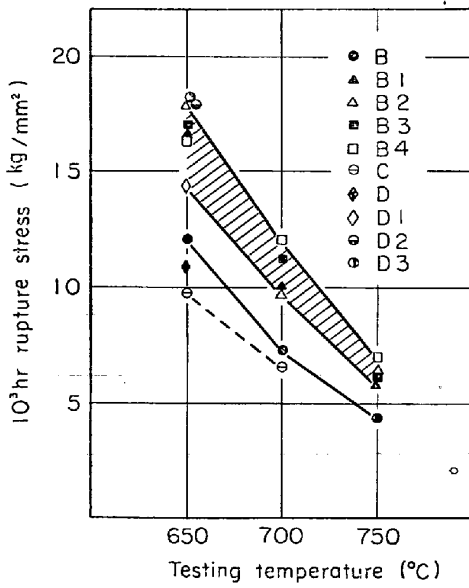


Fig. 7.  $10^3$  hr rupture stress of 25 Cr-20 Ni series at 650, 700, and 750°C.

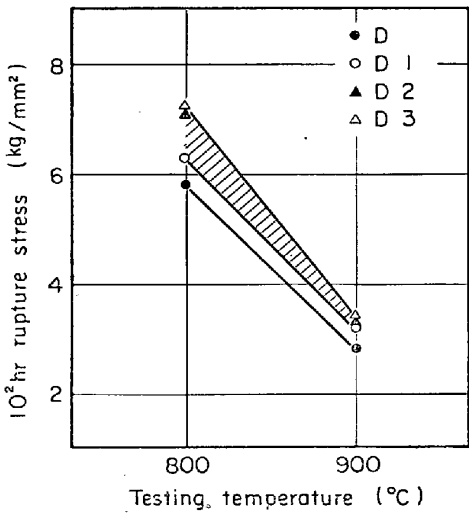


Fig. 8.  $10^2$  hr rupture stress of 25 Cr-20 Ni series at 800°C and 900°C.

光学顕微鏡組織の一例を 22Cr-12Ni 系については Photo. 1 に、25Cr-20Ni 系については Photo. 2 に示した。写真はいずれも 700°C 試験材で破断時間は数百時間のものである。両鋼種とも光学顕微鏡の範囲内では、析出炭化物について、Ti, Nb 添加材と無添加材とは大きな変化は見られないが、若干、無添加材のほうが結晶粒界への炭化物の析出量が多くなっている。しかし 25Cr-20Ni 系の Ti と Nb を添加していない材料、すなわち B 鋼と C 鋼とでは変化がみられ、炭素量が低い C 鋼は、その破断時間は短い結晶粒界への析出がほとんどで粒内析出物は少ない。さらに両鋼種とも  $\sigma$  相がおもに

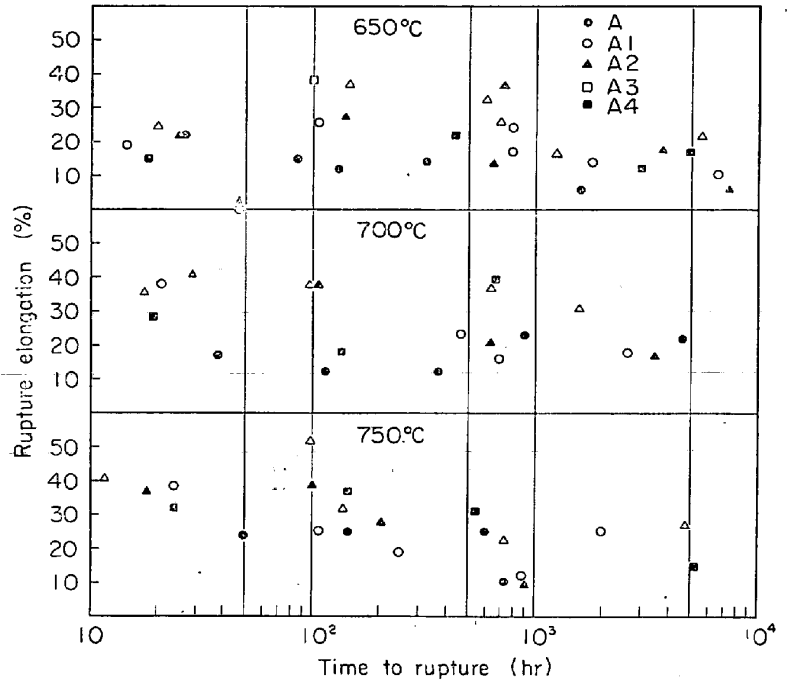


Fig. 9. Rupture elongation of 22 Cr-12 Ni series at 650, 700, and 750°C.

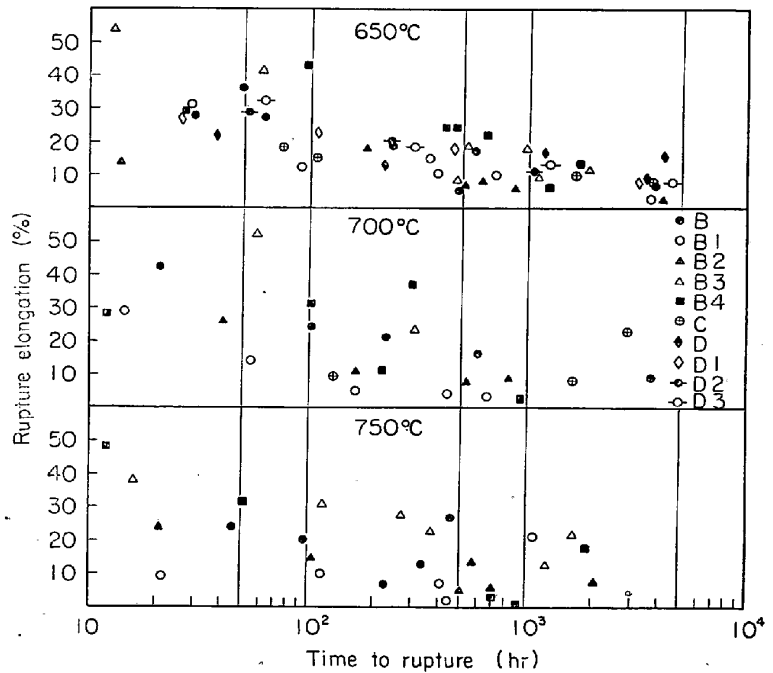


Fig. 10. Rupture elongation of 25 Cr-20 Ni series at 650, 700, and 750°C.

粒界に島状に生成している。一般に 22Cr-12Ni 鋼および 25Cr-20Ni 鋼は  $\sigma$  相が生成されやすい鋼種とされており、また Ti および Nb は  $\sigma$  相生成元素とされているが、今回の試験結果では、本実験の範囲内の Ti および Nb の添加量では  $\sigma$  相の生成が助長される傾向はみられなかった。

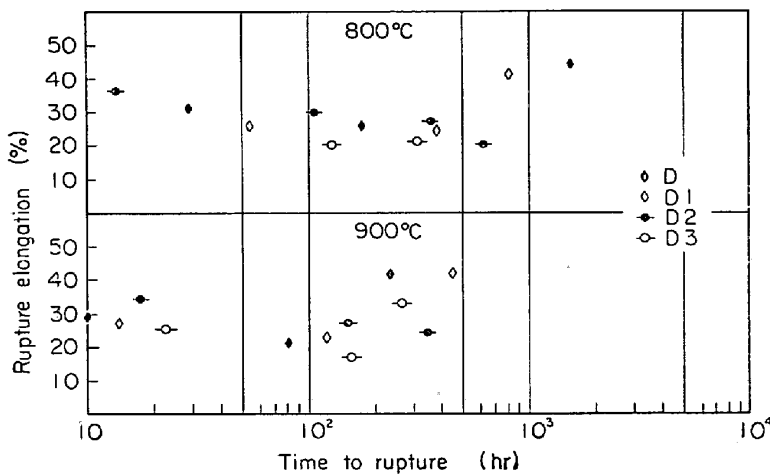


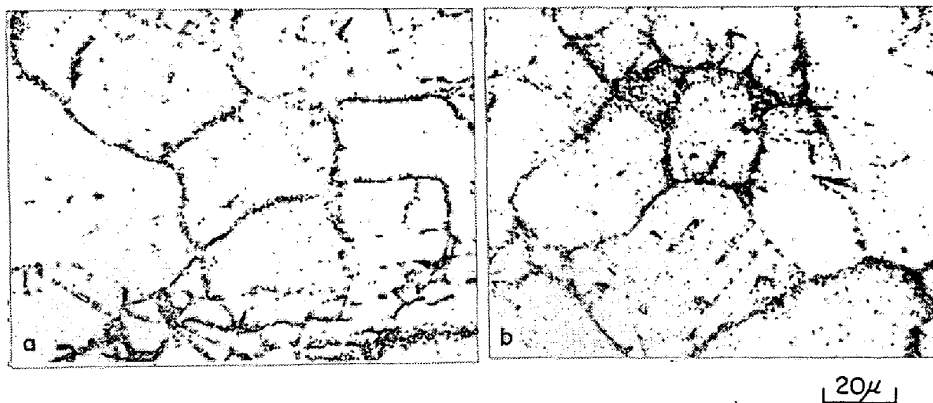
Fig. 11. Rupture elongation of 25Cr-20Ni series at 800°C and 900°C.

電顕観察は 650, 700 および 800°C での試料について行ない。炭化物の形状および大きさについて観察した。Photo. 3 および Photo. 4 はそれぞれ 650°C および 700°C での 22Cr-12Ni 系の電顕写真を示したものである。Photo. 3 は 650°C 試験材の粒内炭化物の析出

状態を示したものであり、Ti と Nb を添加していない鋼は棒状炭化物や板状炭化物を形成しているのに対して、Ti, Nb 添加鋼の析出物は比較的単純な四角形状の析出物が多い。700°C でも析出物の形状変化は同様で、無添加材は板状の析出物が粒内に、また粒界にはネット状の炭化物の析出もみられる。しかし Ti, Nb 添加材では粒内炭化物は単純な四角形状であり、粒界への析出は 650°C 試験材とともに明確に確認されなかつた。

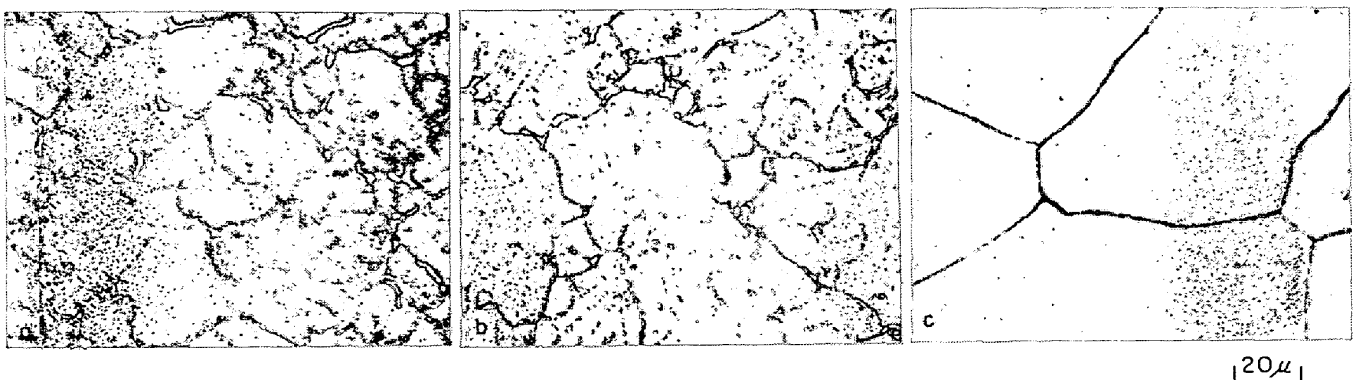
25Cr-20Ni 系については Photo. 5 および Photo. 6 にその電顕写真の例を示した。650°C および 700°C のいずれの試験温度でも Ti, Nb 添加材と無添加材とは 22Cr-12Ni 系と

同様に炭化物の析出状態が異なっており、無添加材は粒界および粒内で繊維状、ネット状あるいはデンドライト状炭化物や大きく凝集した粒状炭化物がみられるのに対して、Ti, Nb 添加材では微細で、形状も単純な四角形状が多くなっている。25Cr-20Ni 系についてはさらに



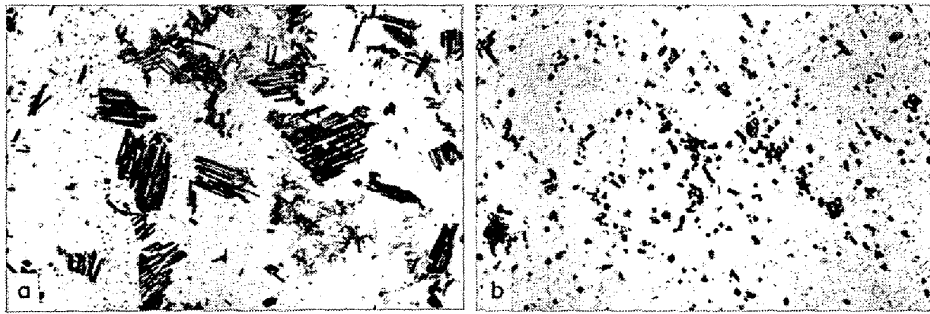
(a) A. ruptured under 10 kg/mm<sup>2</sup> (368 hr)  
(b) A1. ruptured under 12 kg/mm<sup>2</sup> (692 hr)

Photo. 1. Microstructures of 22Cr-12Ni series tested at 700°C.



(a) B. ruptured under 8 kg/mm<sup>2</sup> (598 hr)  
(b) B1. ruptured under 12 kg/mm<sup>2</sup> (439 hr)  
(c) C. ruptured under 10 kg/mm<sup>2</sup> (132 hr)

Photo. 2. Microstructures of 25Cr-20Ni series tested at 700°C.



(a) A. ruptured under 13 kg/mm<sup>2</sup> (1 590 hr)  
 (b) A1. ruptured under 17.7 kg/mm<sup>2</sup> (1 780 hr)

Photo. 3. Electron microstructures of 22 Cr-12 Ni series tested at 650°C.



(a) (b) A. ruptured under 12 kg/mm<sup>2</sup> (114 hr)  
 (c) A1. ruptured under 16 kg/mm<sup>2</sup> (261 hr)  
 (d) A1. ruptured under 10 kg/mm<sup>2</sup> (2 620 hr)

Photo. 4. Electron microstructures of 22 Cr-12 Ni series tested at 700°C.

800°Cの試料について、電顕観察を行なったが、その電顕写真を Photo. 7 に示した。試験温度が 800°C と高くなると、炭化物の凝集が進み、Ti, Nb 添加材および

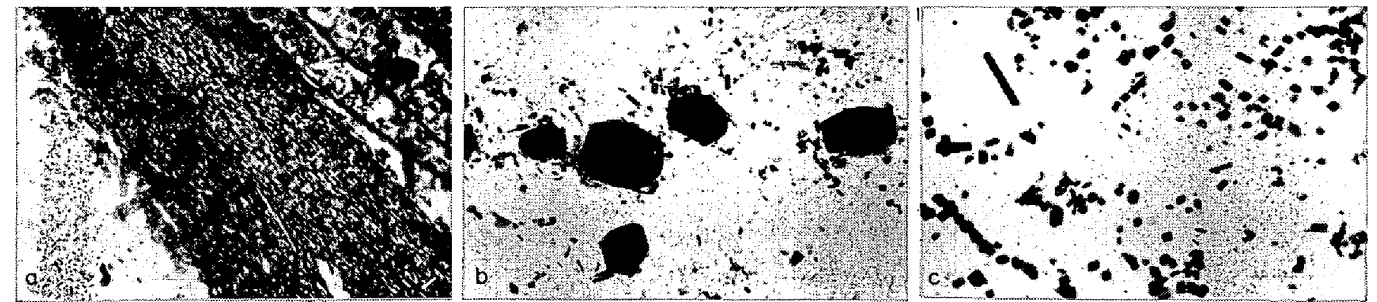
Ti, Nb 添加材では析出炭化物が微細で、その凝集速度が遅くなるために、これら微細な炭化物の分散効果によって強度が向上したものと考えられた。また河部ら<sup>7)8)</sup>

無添加とも炭化物粒子がかなり大きくなっている。しかし無添加材の炭化物が塊状に大きく発達しているのに対して、Ti, Nb 添加材の炭化物粒子は細くなっている。

#### 4. 考 察

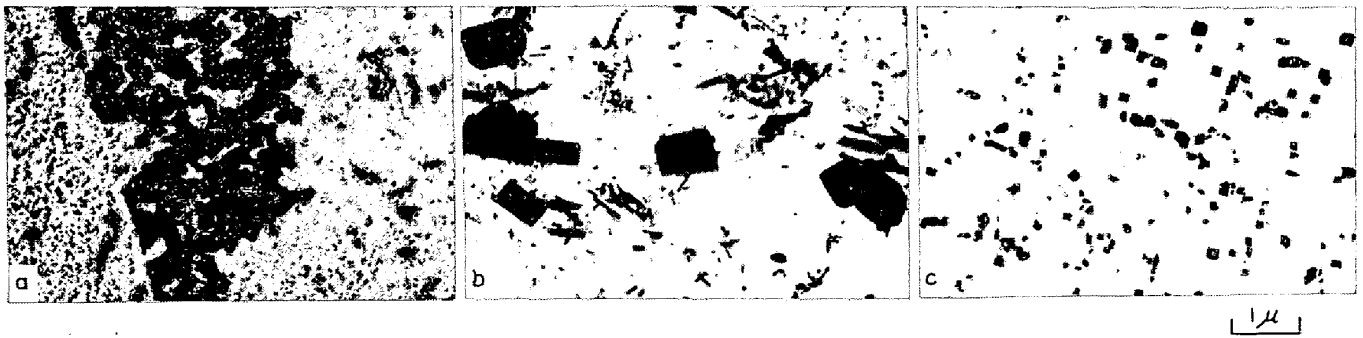
22Cr-12Ni 鋼および 25Cr-20Ni 鋼の高合金鋼 2 鋼種について、そのクリープ破断強度を向上させるべく、微量の Ti と Nb を複合添加した結果、クリープ破断強度は向上し、とくに 750°C までは破断応力で 40~50%、温度にして約 50°C の強度上昇が認められた。先の 18-8 ステンレス鋼の場合でも同様に温度にして約 50°C の強度上昇が得られており<sup>1)2)</sup>、強度の上昇率としてはほぼ同程度である。

微量の Ti と Nb の複合添加によるクリープ破断強度の向上は、18-8 系ステンレス鋼においては、そのおもな原因は析出炭化物であると考えられている。すなわち、クリープ中に析出する炭化物は無添加材においては種々の形状の炭化物が粒界および粒内に析出し、とくに粒界において著しく、その凝集速度も大きい<sup>6)</sup> のに対して、



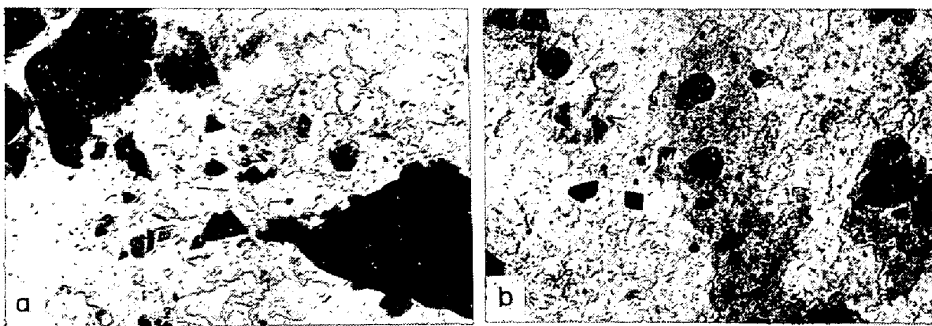
(a) C. ruptured under 8.9 kg/mm<sup>2</sup> (1 630 hr)  
 (b) B. ruptured under 8.9 kg/mm<sup>2</sup> (3 860 hr)  
 (c) B1. ruptured under 14.1 kg/mm<sup>2</sup> (2 640 hr)

Photo. 5. Electron microstructures of 25 Cr-20 Ni series tested at 650°C.



(a) C. ruptured under 10 kg/mm<sup>2</sup> (132 hr)  
 (b) B. ruptured under 8 kg/mm<sup>2</sup> (598 hr)  
 (c) B1. ruptured under 11 kg/mm<sup>2</sup> (664 hr)

Photo. 6. Electron microstructures of 25Cr-20Ni series tested at 700°C.



(a) D. ruptured under 5 kg/mm<sup>2</sup> (176 hr)  
 (b) D2. ruptured under 7 kg/mm<sup>2</sup> (108 hr)

Photo. 7. Electron microstructures of 25Cr-20Ni series tested at 800°C.

は Mo を含む 18Cr-12Ni 鋼に B, Ti および Nb を微量添加することによつて, クリープ破断強度は向上し, とくに Ti, Nb によつて組織は安定化し, 炭化物の析出, 凝集速度および析出形態を変化させると述べている. 一方, 本研究の結果によれば, 22Cr-12Ni 系および 25Cr-20Ni 系についても, 18-8 系の場合と同様な現象がみられ, Photo. 4~7 に示したごとく, Ti と Nb を添加したことによつて, 炭化物の析出形態が変化し, また粒子が微細化している. したがつてこれらの高合金鋼においても, Ti と Nb の添加によるクリープ破断強度の向上は, 18-8 ステンレス鋼と本質的に変化なく, 析出炭化物が微細に分散したことによつてもたらされたものであると考えられる.

クリープ破断強度の向上は, 750°C までは上昇率が大きく, 800°C および 900°C になると, 長時間側のデータは少ないが, 上昇率が少なくなっている. いわゆる分散強化型合金の場合, その強度を支配する要因として, MCLEAN<sup>9)</sup> および GRANT<sup>10)</sup> は分散粒子の粒子間距離であると指摘しており, ANSELL<sup>11)</sup> および UNCKEL<sup>12)</sup> は粒子間距離とともに粒子の大きさも重要であると述べている. 800°C および 900°C における強度の向上をみるた

めには, さらに長時間側のデータが必要とされるが, 前記のごとき考え方からすれば, Photo. 7 に示したように, 試験温度が 800°C および 900°C と高くなるにつれて, 炭化物の析出, 凝集速度が速くなるので, 炭化物の分散による強度の向上が少なくなるものと考えられる.

18Cr-8Ni 系については (Ti+Nb)/C の原子比が 0.15~0.6 の間で最大のクリープ破断強度が得

られ<sup>2)</sup>, また 18Cr-6Ni-8Mn 系については, 同じく (Ti+Nb)/C の原子比が 0.1~0.5 の間で最大のクリープ破断強度が得られた<sup>3)</sup>ので, 本実験の高合金鋼についても (Ti+Nb)/C の原子比で上記の値の範囲内を目標と

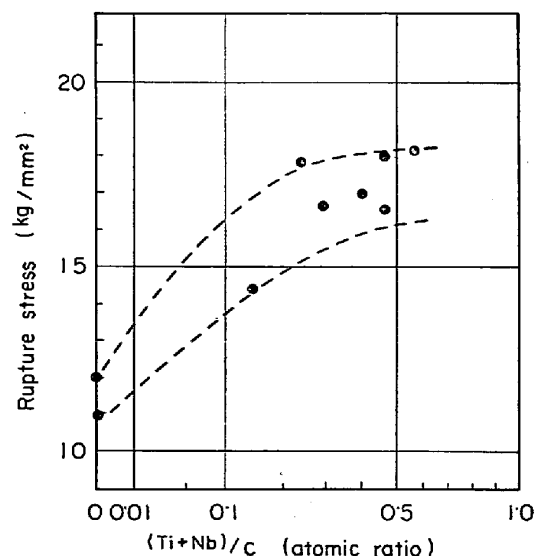


Fig. 12. Relation between 10<sup>3</sup> hr rupture stress and atomic ratio of (Ti+Nb)/C of 25Cr-20Ni series tested at 650°C.



し、各チャージについてはほぼ一定値を目標とした。しかし 25Cr-20Ni 系の D 系列の試験では、その値を若干変化させて 650°C でのクリープ破断試験を行なった。その結果、650°C における 1000 時間破断強度は、Fig. 12 に示すとおりである。Fig. 12 の結果からは強度の最大値は明確に確認されないが約 0.2~0.5 の間でほぼ一定の高い強度を示しており、Ti と Nb の添加量がもつとも少ない D1 鋼 (Ti 0.02%, Nb 0.06%) は低い強度を示している。

以上述べたように、微量の Ti, Nb 添加のオーステナイトステンレス鋼に対する効果は、18-8 系のみならず、22Cr-12Ni, 25Cr-20Ni という高合金をベースにしても有効であることが明らかとなった。クリープ破断後の炭化物形状の電顕観察によつても、18-8 系におけるものと同様の結果が得られたことから、これらの添加元素の炭化物の析出、凝集におよぼす影響もほとんど同じものであると推定される。

より高温のクリープ破断試験の結果から、このような炭化物の分散強化による高温強度の改善は、あまり高温では効果がうすくなることがわかったが、800°C 程度まではかなりの効果をもつており、これら高合金鋼を高温用に利用する場合の効果的な強化法として、実用的価値も大きいものと考えられる。

## 5. 結 論

22Cr-12Ni 鋼および 25Cr-20Ni 鋼に微量の Ti と Nb を複合添加して、おもにクリープ破断強度におよぼす影響を調査した結果、つぎのような結論を得た。

(1) 22Cr-12Ni 鋼および鋼ともに微量の Ti と Nb を複合添加することによつて 25Cr-20Ni, クリープ破断

強度は大幅に上昇する。とくに 750°C までは温度にして約 50°C, 1000 時間破断応力で 40~50% の上昇であり、800°C および 900°C では上昇率は低下するが、100hr 破断強度でそれぞれ 25% および 18% の上昇となる。

(2) 微量の Ti と Nb の添加によつて、18-8 系ステンレスにおけると同様にクリープ中における炭化物の析出形態が変化し、添加材の析出炭化物は単純な形状の微細な粒子が均一に分散するようになる。これらの炭化物の分散強化によつて、クリープ破断強度が向上しているものと考えられる。

## 文 献

- 1) 篠田, 耳野, 木下, 峯岸: 鉄と鋼, 54 (1968) 14 p. 1472
- 2) 耳野, 木下, 峯岸: 学振第 123 委員会研究報告, 11 (1970) 1, p. 55
- 3) 耳野, 木下, 峯岸, 篠田: 鉄と鋼, 55 (1969) 10, p. 901
- 4) たとえば, E. M. EDWARDS and A. NICHOLSON: JISI, 207 (1969), p. 1067
- 5) たとえば, ステンレス鋼便覧, p. 67
- 6) 耳野, 木下, 篠田, 峯岸: 鉄と鋼, 54 (1968) 4, p. 464
- 7) 河部, 中川: 鉄と鋼, 53 (1967) 1, p. 46
- 8) 河部, 中川, 向山: 鉄と鋼, 54 (1968) 1, p. 48
- 9) D. MCLEAN: Mechanical Properties of Metals, (1962) 「Willy」(田中, 米谷, 布村訳: 金属の機械的性質, (1966) p. 329, 共立出版)
- 10) N. J. GRANT: The Strengthening of Metals, (1964), 「Reinhold」, p. 163
- 11) G. S. ANSELL and J. WEERTMAN: Trans. Met. Soc. AIME, 215 (1959), p. 838
- 12) H. Unckel: Metallurgia, 21 (1967) 5, p. 419