

Fig. 3 Long time creep-rupture test of 18-8 Ti stainless steel.

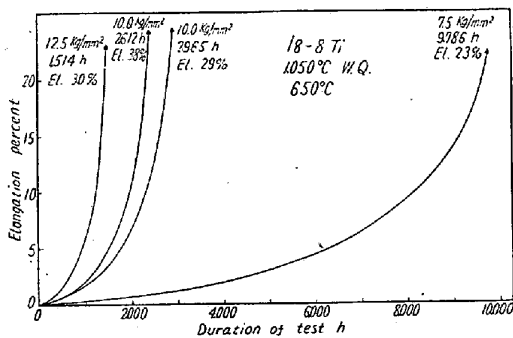


Fig. 4. Creep curves of 18-8 Ti stainless steel solution-treated at 1050°C.

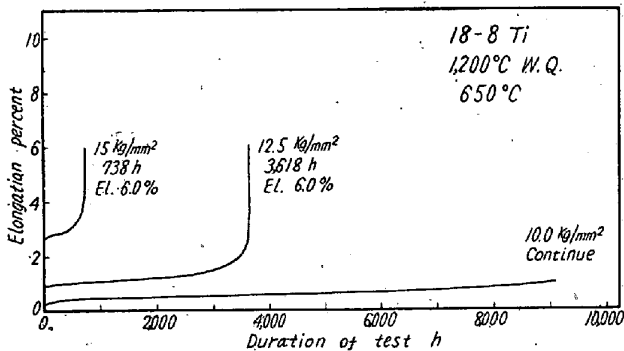


Fig. 5. Creep curves of 18-8 Ti stainless steels solution-treated at 1200°C.

さらに長時間後にどのようになるかわからぬが、 10^4 h のクリープ破断強度は 1050° W.Q. のものが 7.5 kg/mm^2 に対し 1200° W.Q. のものは 10 kg/mm^2 以上で、最短 1000 h の試験で予想されるより遙に大きな差を示している。

700°C においても同様な傾向がみられる。

一方クリープ曲線の形状ならびにクリープ破断伸もこの 2 つの熱処理条件でいちじるしいちがいを示している。クリープ曲線は 1050° のものは比較的はやくから

クリープ速度が加速しはじめるが直ちに破断せず下にふくれた曲線を示すが、 1200° のものは同じ応力ではクリープ速度はるかに小さく横にねた曲線となり破断の直前になつてクリープ速度の加速が起つている。クリープ破断伸は前者では 9786 h で破断したのものでも伸 23% を示しているが、後者では 3618 h で破断したものが 6% となつている。いわゆる rupture ductility の良否は強度とは逆の関係になつている。

IV. 結 言

以上の試験結果はこれからこの材料の長時間強度を確定するには不充分であるが、つぎのことが明らかにされた。

1. 18-8 Ti ステンレス鋼の長時間のクリープ破断強度を 1000 h 前後の試験から予想することは困難である。
2. 固溶化処理の温度はこの材料の高温強度に大きな影響をおよぼす。
3. 1050° W.Q. の状態ではクリープ破断伸は大きい が 3000 h 以上で応力-破断時間曲線がいちじるしく下に折れ曲がり長時間の強度は低くなる。 1200° W.Q. の熱処理は全般的にクリープ・クリープ破断強度を高め応力-破断時間曲線にも折れ曲がりあらわれないが、rupture ductility は低い。

(106) 耐熱合金 M 252 の性質におよぼす Mo の影響

(Ni 基耐熱合金に関する研究—X)

Effects of Mo on Properties of the Heat Resisting Alloy M252.

(Studies on nickel-base heat-resisting alloys—X)

Taro Hasegawa, et alius.

住友金属工業，製鋼所

○長谷川太郎・落合 治

I. 緒 言

第Ⅶ報にて Ni 基耐熱合金にて Mo 添加により高温強度が向上することをのべた。M 252 では 10% Mo を含有しているので、さらに Mo 量を増加した場合の Mo 高温機械的性質および耐酸化性におよぼす影響についてのべたい。

II. 供 試 材

Mo 10~15% の M 252 を 100 KVA 高周波真空熔解炉にて熔製し 40 kg 鋳塊にいこみ 15 mm 厚に鍛造した。試料の化学成分を Table 1 に示す。短時間機械的試験，クリープ破断試験を行う試料は $1065^\circ\text{C} \times 8 \text{ h}$

Table 1. Chemical composition of specimens tested.

No. Charge	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al
N21	0.11	0.42	0.35	0.008	0.005	19.27	55.76	10.81	9.37	2.98	0.81
N35	0.16	0.27	0.28	0.012	0.007	19.05	55.95	10.25	9.90	2.94	1.23
N48	0.18	0.09	0.08	0.003	0.008	19.01	52.74	12.04	11.50	3.02	1.32
N49	0.15	0.13	0.10	0.003	0.010	19.09	54.42	12.01	10.80	3.01	1.32
N50	0.15	0.09	0.08	0.004	0.014	19.01	53.87	11.53	11.27	3.07	1.32
N51	0.16	0.09	0.10	0.004	0.008	19.18	54.01	11.75	10.90	3.08	1.31
N52	0.13	0.08	0.13	0.014	0.012	19.66	50.63	10.54	14.80	3.05	1.22

水冷, 800°C × 2.5 h 空冷, 700°C × 18 h, 空冷の熱処理を施した. また機械的性質を比較する場合は他の元素の影響を無視できるとく Ti, Al 量が一定である N 35, 48, 49, 50, 51, 52 をえらんだ.

III. 短時間機械的性質

Fig. 1 に常温~850°C の短時間引張試験結果を示す.

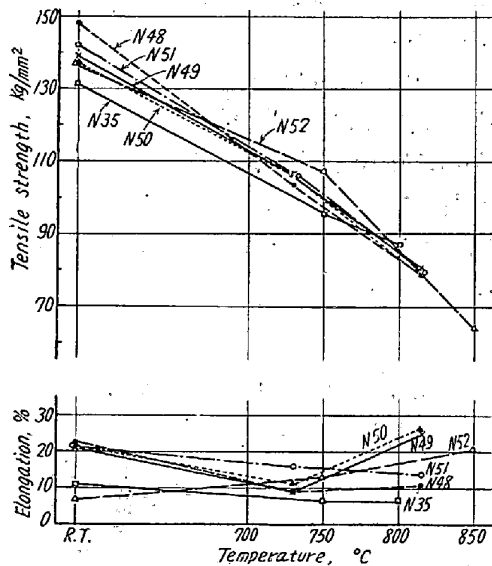


Fig. 1. Short time tensile properties of M 252.

Fig. 1 によれば常温, 730°C の抗張力は Mo 10% の N 35 より Mo 11% となれば高くなるが, 816°C では大差なくなる. Mo 15% の N 52 では常温硬度が上がるが強度は 750°C では最も高いが常温, 高温とも大差ない. Mo 15% となれば低 Mo の場合にくらべた常

温の伸, 絞は低いが高温では大差ない. また Mo 10% の場合より Mo 11% の方が伸, 絞は大きい.

以上より短時間機械的試験では Mo 10% より Mo 11% の方が常温, 高温の強度, 靱性はすぐれていると考えられる.

IV. クリープ破断試験

Fig. 2 に 750, 816, 850, 900°C のクリープ破断試験結果を示す. 図によれば Mo 11% となれば Mo 10% のときよりクリープ破断応力は高くなり, また Mo が増加してもクリープ破断時の伸は低下していないので Mo をふやしてもクリープ靱性が低下するとはいえない.

V. 長時間加熱による安定性

Mo 11% の N 51 と低 Mo の N 21 について 1065°C × 8 h 水冷の熱処理後 750, 800, 850, 900°C にて 1000 h までの加熱による硬度, 衝撃値, 顕微鏡組織の変化をしらべた.

Fig. 3 に示すごとく Mo 量が多いと時効硬度は低 Mo の場合より若干高くなり, 時効温度が高くなるほど Mo の影響は明かにあらわれる. 750°C では 10 h 以後もなお多少硬化しているが, Mo が多い方がその傾向は明かである. 800°C 以上の時効温度ではいずれの場合も 10 h 以後は軟化している. Mo が高くなると白色大型析出物がふえることと, 粒内の微粒析出物がふえるため低 Mo の場合より硬度が高くなるものと考えられる.

Fig. 4 は 750, 850°C にて 10, 1000 h 加熱した試料の衝撃値を比較したもので, いずれの温度でも長時間加熱により靱性は低下している. 750°C では Mo の影響

はほとんどみられないが, 850°C では高 Mo の場合に衝撃値が低下している. 低 Mo の場合は 850°C の加熱により, 750°C 加熱に比べ衝撃値がいちじるしく高くなっているが, 高 Mo の場合は両種の加熱温度による衝撃値の差は認められない.

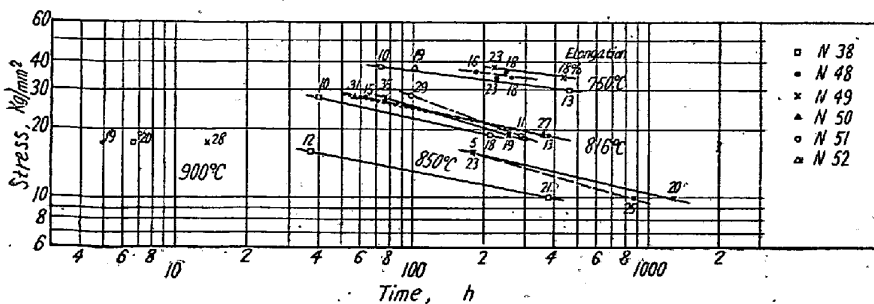


Fig. 2. Stress rupture strength of M 252.

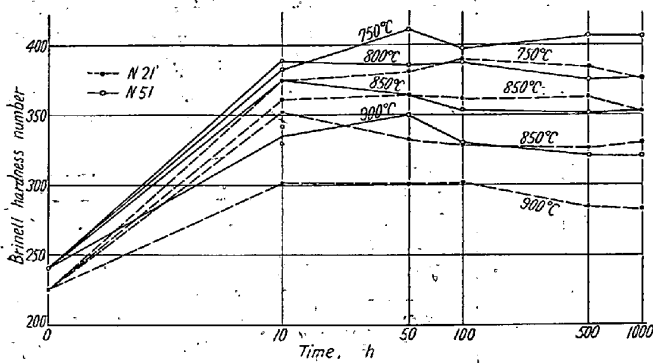


Fig. 3. Hardness of M 252 after prolonged heating.

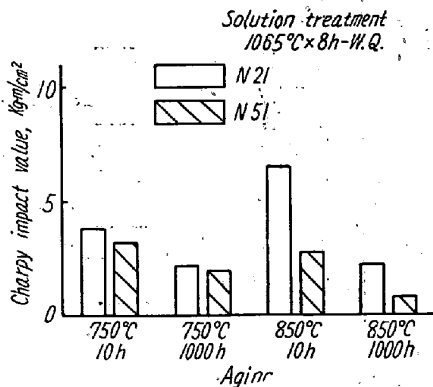


Fig. 4. Charpy's impact value after prolonged heating.

空气中で 800, 900°C にて $7\phi \times 50$ mm の試料を加熱した場合の酸化増重を比較すると Fig. 5 のごとくなり, Mo 10 および 11% では Mo による耐酸化性の差異はほとんどみとめられない。

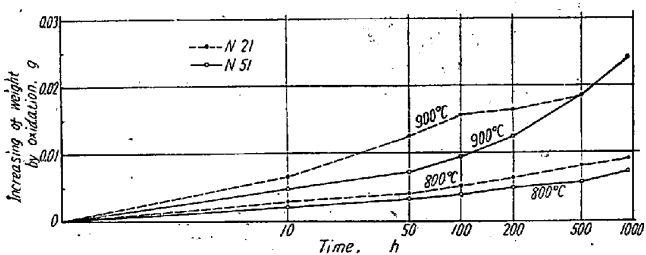


Fig. 5. Oxidation in air after prolonged heating.

(107) 新二次相に関する考察

Consideration on the New Secondary Phase.

Tsuyoshi Masumoto, et alius.

東北大学金属材料研究所 工博 今井勇之進
金属工学科 工修○増本 健

I. 緒 言

著者らはすでに 6 報にわたって LCN-155 耐熱合金の研究を行い, 第Ⅳ, 第Ⅴ報で時効析出物および時効硬度の研究結果を発表した. その際特に時効性の効果を持つと思われる一つの析出物を見出した. この化合物は N および Cb, N を添加した LCN-155 合金中に認めたもので, 著者は未知のものとして X 相として表記して発表して来た. 今回この X 相についてある程度の研究がまとまったのでここに報告する.

すなわち X 相がこれまで知られている炭化物とは別相であることを実験結果から考察し, さらに進んで化学分析, X 線回折等よりその結晶構造を考察する.

II. 実験方法

LCN-155 実用材より X 相単一組織を得る熱処理をほどこして, その単一 X 線回折像を得た. その結晶型および格子常数を求めて既知の炭化物と比較検討し, さらに時効時間と格子常数の関係, および炭化物反応過程から X 相が ϵ 相や η 相等とは別相なることを確認した. また X 相の比重, および化学式を求め, さらにホトメーターにより回折線強度を測定し, 構造因子からの回折線強度の計算値と比較して考察した. なお析出物の抽出は塩酸 10% 水溶液を使用し電流密度 20 mA/cm^2 で電解し, 後析出物が非常に微細のため懸濁法により残渣を採取し充分洗滌した後 Debye-Scherrer 粉末カメラ (半径 45 mm) で X 線回折を行なった. 回折線強度の計算はつぎの近似式を用いて計算した.

$$I(hkl) \sim 1 + \cos^2 2\theta / \sin^2 \theta \cdot \cos \theta P(hkl) | F|^2(hkl)$$

III. 実験結果および考察

X 相の格子常数は $10.70 \sim 10.75 \text{ \AA}$ を持つ面心立方格子の化合物である. この相に関してはすでに第Ⅱ報¹⁾において述べたが, その後 Hagell, Beattie²⁾ がやはり本合金系で見出し η' 相として発表した. その他 Ni 基合金中でも Beattie, VerSnyder³⁾ が η' 相を見出し, その格子常数は 10.85 \AA であることを示している. η' 相は低炭素高 W 鋼中に η と回折像が全く同型でありながら格子常数の, いちじるしく小さい ($10.84 \sim 10.90 \text{ \AA}$) X 線回折像を示す相として見出され, さらに Kislyakova⁴⁾ も W-Co-C 系で認め $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ 炭化物とした. また佐藤博士および西沢氏⁵⁾ も W 鋼中に η' 相が存在し M_{12}C 型炭化物であろうと推定した. 著者らも X 相を η' 相と一応考えたが種々の点より η' 相とは別相であることが考察された.

X 相と既知炭化物の比較

[X 線回折像] 実用合金 LCN-155 中の時効反応は複