

Fig. 2. Example showing the relation of the working energy and the degree of working.

(1) 変形抵抗は、粒状晶の圧縮加工、柱状晶を横に圧縮加工、柱状晶を縦に圧縮加工した場合の順に漸次小さくなる。

(2) (1) の変形抵抗の違いは温度が上昇すると共に減少する。

(3) 加工速度が大きくなると、その違いは大きくなる傾向が認められる。しかしこの実験に用いた揚程の範囲内では、その違いは明瞭には現われなかつた。

(4) 加工度 $\log(h_0/h)$ と加工エネルギーとの関係は本実験範囲内において(約 60% 圧縮率)直線となる。(高加工度になると加工エネルギーの方に曲がる傾向が見られる)

(5) 鍛造割れが発生しやすい順は変形抵抗の大きさの順位とは関係がなく、粒状晶試験片が最も割れ易く、柱状晶を縦にした場合がこれに次ぎ、柱状晶を横に圧縮加工した場合が最も割れ難い。

(6) 鍛造温度は特に割れ発生に敏感な因子である。

上述の鑄造組織による割れ発生の差異の考察は当日申し上げる。

なお本研究試料の提供を受けました住友金属K.K.に深く感謝の意を表します。

(76) 高温顕微鏡による鋼の高温クリープ破断に関する研究(II) (映画) Studies on Creep Rupture of Steels by Hot Stage Microscopic Observation.

M. Tanino, et alii.

東大教授 工博 芥川 武
東大大学院 工修 馬田 豊昭
東大大学院 工 〇谷 野 満

前に珪素鋼の高温クリープ破断現象を高温顕微鏡によって観察し、クリープ変形では変形の段階によって変形に与る主な因子(ひり、粒界変位等)が異り一般に低温高歪速度の場合には粒内破断、高温低歪速度の場合には粒界破断をすることを報告した。今回は 18-8 不銹鋼についてその高温クリープ破断現象を観察したのでその結果を報告する。

I. 実験方法

(1) 実験装置: 実験装置については前報に記載したので詳細は省略するがその後多少の改良を行なった。改良点は荷重用シャフトと真空加熱炉間のゴムパッキングをウイルソンシール方式に改め、なおダイヤルゲージの取付方を工夫して、摩擦による応力の誤差を減少せしめた点にある。

(2) 実験試料: 試料として 18-8 不銹鋼を使用した。前実験で用いた珪素鋼と異なり 18-8 不銹鋼はオーステナイト系であるため面心立方格子を持つ。試料の化学分析値は次の通りである。

C: 0.07, Cr: 18.4, Ni: 8.25, Mn: 1.67,

Si: 0.9%, P: 0.02, S: 0.02%

試料の形状寸法は Fig. 1 のごときもので検鏡するのは中央の巾 2mm, 長さ 3mm の部分である。映画撮影の場合には破断箇所を確実に捉えるために、ノコ目ヤスリで V ノッチを入れる。V ノッチの深さはマイクロメーター接眼鏡を用いて測定する。試料は厚さ 0.1mm の圧延板から切り出したもので、このままでは粒度が小さ過ぎるので $1200^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 若しくは $1300^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$ の熱処理によって grain growth を起させて、それぞれ平均直径 0.06mm および 0.26mm の結晶粒を得た。なお前者は真空焼鈍・後者は水素焼鈍を行なった。

(3) 引張温度および応力: 試料は 550°C (max 25 kg/mm^2), 600°C (max 20 kg/mm^2), 700°C (max 20 kg/mm^2) および 800°C (max 10 kg/mm^2) の各種温度および各種応力で高温クリープ破断を行わせた。Fig. 2 はこれをまとめたものである。

(4) 映画撮影：映画撮影は第1次，第2次，第3次クリープ過程についてそれぞれ1秒間16コマ，5秒間1コマ，1秒間3コマの割合で撮影した。

II. 実験結果および考察

温度および応力を種々に変えて高温クリープ破断を行わせた結果は Fig. 2 に示されている。珪素鋼と同様に，ダブルスリップ，粒界の変位等による変形も見られるが，18-8 不銹鋼は面心立方構造を持つため，珪素鋼（体心立方）には現われなかった双晶が見られる。破断型式は粒界破断が圧倒的に多く，僅かに一，二の試料

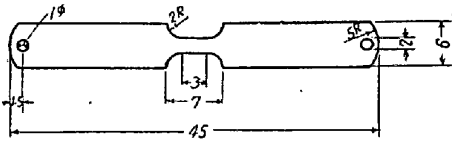


Fig. 1. Size of specimen.

	Temp (°C)	Initial load (kg/mm ²)	Notch (mm)	R. L. (mm)	T. E. (mm)	M. C. R. (mm/mn)
1	500	25				1.4 × 10 ⁻³
2	〃	14		325	1.25	1.4
3	600	17	0.40	9	0.60	16
4	〃	15		52	0.81	11
5	〃	12	0.25	130	0.49	93
6	〃	10				1.1
7	〃	5				0.5
8	700	20		18	2.04	47
9	〃	15		15	0.63	3
10	〃	〃	0.40	4	1.37	6
11	〃	〃		33	1.32	6
12	〃	10		21	0.70	18
13	〃	75		88	0.70	3.5
14	800	5		4.3	0.67	90
15	〃	3		17	0.40	26

R.L.: Rupture life
T.E.: Total elongation
M.C.R.: Minimum creep rate

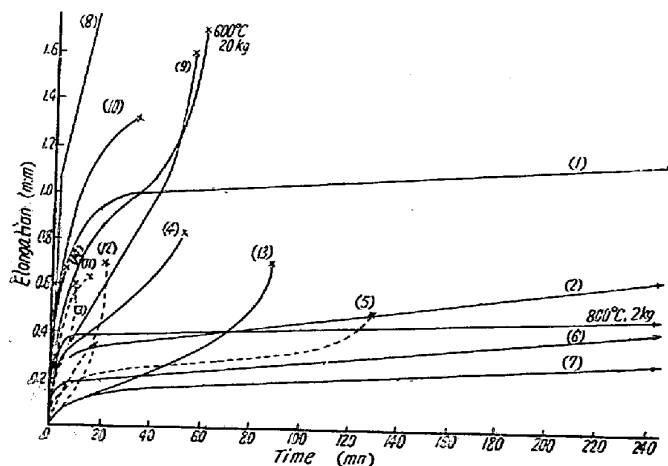


Fig. 2. Creep rupture curves.



Fig. 3. Transcrystalline fracture transverse to twins 700°C. 7.5 kg/mm² ×500(1/2)



Fig. 4. Intercrystalline fracture 700°C. 15 kg/mm² ×1500 (1/2)



Fig. 5. Fracture occurred at the twin boundary 800°C. 10 kg/mm² ×1200(1/2)

で粒界粒内混合破断が見られたが、珪素鋼のごとき顕著な粒内破断は見られなかった。

(1) 500°C および 600°C: 変形は粒界よりも粒内でいちじるしく起る。第1次クリープ過程においては双晶およびじり帯が発生し、変形が進むにつれてダブルスリップが出来る。第2次クリープ過程においてはダブルスリップの発生と粒界じりが顕著で、局部的応力集中が起り、クラックが発生して破断に至る。破断型式は粒界破断であるが、sub-grain の形成は見られない。

(2) 700°C: この温度範囲でもなお粒内の変形の方が粒界のそれより大きいようであるが、(1) に比すればダブルスリップの形成は容易で、いちじるしい deformation band が現われる。破断型式は主として粒界破断であるが双晶に直角に結晶粒内で破断した例も見られた。(Fig. 3)破断は粒界に沿ってジグザグ状に進行するのが普通である。高温度になるにしたがって sub-grain の形成は容易になり、また、粒界破断部附近の結晶粒内にはほとんどじり帯が認められなくなるのも一つの特徴であろう。(Fig. 4)

(3) 800°C: 粒界の変位の方が粒内の変形よりも大となり、粒界じりが顕著に現われるようになる。破断型式は粒界破断が優勢である。またじり帯は少くなり逆に sub-grain 形成が顕著となる。破断部附近の結晶粒は粒界で互いに剝離しており、粒界でも sub-grain の境界で剝離している。その他双晶の境界に沿って剝離の起きた例も見られた。(Fig. 5) なおこの温度になると、結晶粒内に斑点が現われるようになるが、これは Cr-炭化物等が凝集して大きくなり腐蝕されたものと思われる。

以上述べたごとく、低温では粒内の変形が優勢であるが、高温になるにしたがって次第に粒界の変位が大になる傾向が見られる。破断型式は粒界破断が圧倒的であるが、これは Cr-炭化物の粒界析出によつて粒界強度が低下するためで、800°C になると粒内に残っていた Cr-炭化物も凝集し、このため粒内破断へ向う傾向が出て来る。したがって見掛上珪素鋼とは逆の現象が現われるものと思われる。なお、クリープの初期の段階で双晶が顕著に現われるが、変形が進行しても発達しないことより、これは変形双晶でなく焼鈍双晶であろう。したがって双晶による変形はほとんどないと思つて差しつかえない。

(77) Ni 基耐熱合金に関する研究 (III) Studies on Nickel-base Heat Resisting Alloys (III)

T. Hasegawa.

住友金属工業, 製鋼所研究課 工〇長 谷川 太郎

I. 緒 言

第2報において M252 の各種熱処理法特に固溶化処理温度、時効処理の機械的性質におよぼす影響についてのべた。その結果 1065°C×4h 空冷の固溶化処理状態の試料が時効処理した時より 750°C のクリープ破断強度が高くなることが知られた。今回は真空熔解した4熔解について前報の結果をさらに検討したいと思う。

II. 供 試 材

N. R. C. 社製 100 kw 真空熔解炉にてマグネシア坩堝によつて熔解し 35 kg 鑄塊に鑄込んだ4熔解を供試材とした。

供試材の化学成分を前報の試料と共に Table 1 に示す。今回の試料はクリープ破断強度を高くするために、Ti Al を僅かに高くした。試験材は鑄塊を 15 mm φ に鍛伸した素材を使用し、これを Table 2 に示す4種の熱処理を施して各試験片を採取した。

III. 実 験 結 果

4種の熱処理条件における 750°C のクリープ破断試験結果を Table 3 に示す。

Table 3 によれば 1065°C×4h A. C. の固溶化処理のまゝの試料は同様の処理後 760°C×15h A. C. の時効を行なつた試料に比べクリープ破断時間は長く、またクリープ破断後の伸、絞もはなはだしく低下することはなくかえつて高くなることさえある。これらの傾向は前報にのべた N18 の場合と同様である。しかしながら N35 のみは時効処理によりクリープ破断時間が長くなつている。

Table 3 によれば 750°C におけるクリープ破断時間を最も長くできるのは③の熱処理法で②および①がこれについていることがわかる。前報でも③の熱処理が有効なことが示されたが②は①よりクリープ破断応力を高くできるとは考えられなかった。然るに本実験によりこの点が明らかとなつた。

①および②の熱処理法の機械的性質におよぼす影響をしらべるためにさらに 800°C 以下の高温引張試験を行なつた結果を Fig. 1 に示す。この結果より固溶化処理後水冷する②処理は固溶化処理後、空冷の①処理に比べ N21 は②の強度が高く N22 も僅かながら同様の傾向を