低合金鋼のクリープ破断強度と組織*

行 俊 照 夫** 西 田 和 彦**

Properties in Creep of Low Alloy Steels in Relation to their Microstructure

by

Teruo YUKITOSHI and Kazuhiko NISHIDA

(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki)

The creep rupture strength of low alloy steels, 1/2 Mo, 1 Cr-1/2 Mo, 2 1/4 Cr-1 Mo, 5 Cr-1/2 Mo, 9 Cr-1 Mo was studied in relation to their microstructure.

The results obtained are as follows ;

- (1) The intersection of the stress-rupture time curves was observed in a steel with different heat treatment. This was observed also in 1 Cr-1/2 Mo and 2 1/4 Cr-1 Mo steels.
- (2) High Cr steels (5 Cr-1/2 Mo, 9 Cr-1 Mo) show weaker creep strength than low Cr steels (1/2 Mo, LCr-1/2 Mo, 2 1/4 Cr-1 Mo).
- (3) The Cr content in the residues does not increase by tempering. As for the amount of Mo in the residues, low Cr steels show remarkable increase in Mo content but high Cr steels show slight increase in Mo content.
- (4) Microscopical observation revealed that N.T. treated specimen contained finer precipitates in the ferrite than Ann. treated specimen. Tempered bainite which was observed in N.T. treated 2 1/4 Cr-1 Mo steel was apt to form coarse carbides.

In fine the problems with the creep rupture strength of commercial low alloy steels will more clearly be boiled down to alternative between the following two questions :

- (1) whether or not the low alloy steels contain in their microstructure either bainite or martensite, or
- (2) whether or not the ferrite is adulterated with carbide particles.

(Received Nov. 4, 1971)

1 緒 言

Mo 鋼および Cr-Mo 鋼は高温用材料として広く用いられており焼もどしによる組織変化、クリープ破断材の組織変化等についてもすでに報告がある^{1)~17)}。ただ実用鋼では Cr と Mo が共存するために観察される炭化物の種類、形態ともに変化に富んでおりそのために焼もどしによる炭化物の変態は複雑化している。

クリープ破断強度に及ぼす前組織の影響についてはクリープ速度またはクリープ破断試験によって調べられている⁴⁾⁵⁾⁷⁾¹³⁾。これらの報告によれば高応力短時間側ではベイナイト組織のものが高いクリープ破断強度を示しフェライト・パーライト組織のものが低いクリープ破断強度を示している。ただこれらのクリープ応力-破断時間曲線を比較すると知られるようにベイナイト組織の応力-破断時間曲線はフェライト・パーライト組織のものに比べてそのこう配は急になる傾向がある。これに伴う組織的な面での差としては針状の炭化物の

析出という点が指摘されているだけであり詳細な比較検討はなされていない。

炭化物の変態に及ぼす Cr, Mo 量の影響については種々の報告がありそれらの炭化物変態の系統化についても試みられている^{18)~29)}。一方クリープ破断強度についても試みられている¹⁸⁾²⁰⁾。一方クリープ破断強度については個々にある同一鋼内での組織面での検討はなされているが、同一鋼内または鋼種間のクリープ強度と組織の相互比較は未だ試みられていないようである。

最近当社において炭素鋼、フェライト系低合金鋼、オーステナイト系ステンレス鋼について多数の長時間クリープラプチャーデータが得られた。その中から同一材で前組織の差によりクリープ応力-破断時間曲線の交さるものを含めて 1/2 Mo, 1 Cr-1/2 Mo, 2 1/4 Cr-1 Mo, 5 Cr-1/2 Mo, 9 Cr-1 Mo の各鋼について同一材での前組織の影響および鋼種間の比較を炭化物の分布状況を中心に行ない、クリープラプチャー強度と組織の関連をより統一的には握ることを試みた。

2 実 験 方 法

供試材の化学成分、熱処理および熱処理のままの組

* 原稿受理 昭和46年11月4日

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 尼崎市西長洲本通

Table I. Steels tested

Steel	Mark	C	Si	Mn	Cr	Mo	Heat treatment	Microstructure	Y S (kg/mm ²)	T S (kg/mm ²)
$\frac{1}{2}$ Mo	A	0.12	0.28	0.48	—	0.53	Ann.	F (70)+P (30)	29.2	45.7
1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	B	0.12	0.37	0.48	1.00	0.52	Ann. N.T.	F (70)+P (30) F (60)+P (40)	33.4 34.3	47.4 47.7
2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo	C	0.12	0.41	0.50	2.14	0.96	Ann. N.T.	F (65)+P (35) F (50)+T.B (50)	27.5 43.8	57.7 60.8
	D	0.07	0.15	1.01	2.18	0.97	W.Q.	M (100)	87.0	116.0
							O.Q. F.C.	M (20)+B (80) F (80)+P (20)	68.0 25.2	102.0 45.5
5 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	E	0.12	0.37	0.48	0.92	0.50	Ann.	F +C	21.2	50.6
9 Cr-1 Mo	F	0.12	0.65	0.44	8.62	0.97	Ann.	F +C	25.4	57.6

Note Ann Anneal N.T. Normalize temper W.Q. Water quench O.Q. Oil quench
 F.C. Furnace cool F Ferrite P Pearlite T.B. Tempered bainite
 B Bainite M Martensite C Carbide

織を Table I に示す。D 鋼以外はいずれも実用鋼であり 0.5% Mo ベースの 0, 1, 5% Cr 鋼, 1% Mo ベースの 2 $\frac{1}{4}$ Cr, 9 Cr 鋼の計 6 鋼種である。熱処理ままの組織を比較すると A, B, C 鋼はいずれもフェライトとパーライトまたはベイナイトの 2 相組織になっているが E, F 鋼ではフェライトとパーライト部分の区別はほとんど認められない。また同一材で熱処理の異なるものについて比較してみると Ann. (焼なまし) 材にくらべて N.T. 材 (焼準焼もどし) のほうがフェライト量が少なくなる傾向にある。特に C 鋼では Ann. 材がフェライト・パーライト組織であるのに対して N.T. 材がフェライト・ベイナイト組織である点が異なっている。D 鋼は均一マルテンサイト、ベイナイトとフェライト・パーライト組織のクリープ破断性質を明らかにするために用いた。水冷材はマルテンサイト、油冷材はほとんどベイナイト、炉冷材はフェライト・パーライトからなっている。

500~650℃で長時間クリープブランチ試験を行なった。クリープ破断試験片を用いて電子顕微鏡による組織観察、電解抽出残渣中の Cr, Mo の定量等を行なった。

3 試験結果

3.1 クリープ破断試験結果

3.1.1 同一材における前組織の影響 供試材の応力-破断時間曲線を Fig. 1(a), (b), (c) に示す。B, C, D 鋼いずれも高応力短時間側と低応力長時間側では前組織のクリープ破断時間に及ぼす影響が逆転している。B 鋼では高応力長時間側では Ann. 材が、低応力長時間側では N.T. 材が長い破断時間を示すのに対して C 鋼では高応力短時間側で N.T. 材が、低応力長

Fig. 1. Relationship between stress and time to rupture for steels studied.

時間側では Ann. 材が長い破断時間を示している。一方 D 鋼では高応力短時間側で O.Q. 材が、低応力長時間側では F.C. 材が一番長い破断時間を示している。

3.1.2 鋼種間の比較 応力-破断時間曲線を Fig. 1 (d)(e) に示す。 $\frac{1}{2}$ Mo ベース鋼では、クリープ破断強度は B→A→E 鋼の順に低下し、Cr 含有量の高い E 鋼のクリープ破断強度は特に低い。1 Mo ベース鋼においても高い Cr を含有する F 鋼は低いクリープ破断強度を示している。

3.2 クリープ破断試験片の組織変化

3.2.1 同一材における前組織の影響 フェライト中の炭化物の析出状況を Ann. 材と N.T. 材を比較して、Fig. 2(1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo), Fig. 3(2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo) に示す。1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼および 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼の両鋼とも N.T. 材のほうが Ann. 材にくらべて析出が遅れる傾向が認められる。すなわち熱処理ままでは Ann. 材のほうが N.T. 材にくらべて析出物数が多い。しかし

Fig. 2. Electron microstructure of steel B.

Fig. 3. Electron microstructure of steel C.

クリープ焼もどしによって N.T. 材にも多数の析出物が認められるようになりさらにその析出物が成長する．したがってフェライト粒内の炭化物の成長挙動に関する限りこの B 鋼 ($1\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$) と C 鋼 ($2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$) の間にはほとんど差はない．

一方パーライト部分についてみると Fig. 4 に示すように B 鋼の Ann. 材と N.T. 材の球状化挙動は大差ないのに対して C 鋼の Ann. 材と N.T. 材の球状化挙動には明確な差が認められる．すなわち Table I にも示したように B 鋼では両処理ともフェライトと層状のパーライトより成るのに対して C 鋼では Ann. 材はフェライトと層状パーライト, N.T. 材はフェライトと焼もどしベイナイトよりなっている．この C 鋼において両処理によって生じた組織上の差すなわち層状パーライトであるかまたは焼もどしベイナイトであるかということがクリープ焼もどしに際しての球状化の難易となってあらわれたものと考えられる．焼もどしベイナイトは転位密度が高いためにこの様な粗大炭化物を形成し易いのであろう．またパーライト部分について B 鋼と C 鋼を比較すると明らかに異なった形の羽毛状の炭化物 (M_2C と同定される．) が C 鋼に認められこれは M_7C_3 または M_{23}C_6 型のパーライトにくらべて若干安定であり球状化の遅れる傾向がみられる．

D 鋼の焼もどし組織は Fig. 5 に示すとおりである．水冷材では lath 状マルテンサイト, 油冷材ではベイナイトがそれぞれ主体になっており炉冷材はフェライトとパーライトからなっている．水冷材では焼もどしによって多数の粒状炭化物 (M_3C または M_7C_3 と同定される．) を生成し針状の炭化物 (M_2C と同定される．) も認められる．長時間の焼もどしによって塊状の炭化物がみられるようになる．油冷材では焼もどしによって主に針状の炭化物が析出し粒状のものも若干みとめられる．さらに長時間焼もどしによって塊状炭化物が生成するのは水冷材と同様である．炉冷材のパーライト部分は先述の C 鋼に類似している．フェライト部分にも炉冷材まで若干の針状炭化物が析出しているが焼もどしによってパーライト部近傍, 粒界近傍から徐々にフェライト結晶粒内に析出が進行する．Fig. 5 の (g)(h)(i) を比較すると知られるように水冷または油冷材のように急冷したものでは針状炭化物はほとんど消滅しているが, 炉冷材の針状炭化物は焼もどしに対してかなり安定である．すなわち炉冷材の針状炭化物はクリープ中に徐々に析出ないし成長することが知られこれが低応力長時間側のクリープ強度に寄与していると考えら

Fig. 4. Electron microstructure of pearlitic region.

れる。

3・2・2 鋼種間の比較 Fig. 6 に $\frac{1}{2}$ Mo ベース鋼の組織変化を比較して示す。ここでは便宜的に L. M. 値を1つの目安として鋼種間の比較を行なうことにした。A 鋼 ($\frac{1}{2}$ Mo) はフェライト・パーライト組織を示しており焼もどしによってフェライト中には針状炭化物の析出および成長がみられる。E 鋼 (5 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo) では層状組織を呈する部分も一部みとめられるが大部分はフェライト中に分散した種々の形状の炭化物からなりたっている。したがってE鋼の焼もどしによる炭

化物の変化は主に凝集粗大化でありフェライト部分における新たな析出はまったく認められない。B 鋼 (1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo) についてはすでに述べたようにフェライト中に多数の析出物が認められる。これらの組織を比較すると明らかなようにA, B 鋼はフェライト中に微細分散した炭化物が存在するのに対してE鋼では比較的粗大な炭化物がフェライト中に分散しておりその粗大化凝集が変化の中心である。

以上に述べたA・B鋼とE鋼のちがいはC鋼とF鋼を比較した場合にも認められる。Fig. 7 に示すようにF鋼 (9 Cr-1 Mo) はE鋼 (5 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo) の組織と類似し粗大な炭化物がフェライト中に分散している。新たなフェライト中での析出は認められずE鋼と同様に炭化物の凝集粗大化が変化の中心である。

4 考 察

4・1 炭化物変態について

すでに述べたように炭化物形態からみると高 Cr 鋼 (E, F 鋼) と低 Cr 鋼 (A, B, C, D 鋼) の間にははっきりとした差が認められる。すなわち高 Cr 鋼の炭化物は比較的粗大でありかつ分散しており低 Cr 鋼の場合のパーライト領域に相当するものを識別することは困難である。低 Cr 鋼においてフェライト中に析出する針状の M_2C 型の炭化物は高 Cr 鋼ではほとん

Fig. 5. Electron microstructure of steel D.

Fig. 6. The comparison of electron microstructures ($\frac{1}{2}$ Mo base steels).

Fig. 7. The comparison of electron microstructures (1 Mo base steels).

ど認められず逆に低 Cr 鋼ではほとんど認められなかった M_6C 型の炭化物が高 Cr 鋼ではしばしば認めら

	Steel	Pre-heat treatment	Tempering	$T(20+\log t) \times 10^3$						
	1/2 Mo	A	Ann.	17	18	19	20	21	22	
	1Cr-1/2Mo	B	Ann.							
	2 1/4 Cr-1Mo	C	Ann.							
			Creep							

Ann.: Anneal
Plain: Plain-tempered
Creep: Creep-tempered

$\diagup$ Lamellar pearlite
 $\diagdown$ Spheroidization
 $\diagup$ Whisker-like pearlite
 $\diagdown$ Spheroidization

Fig. 8. The spheroidization of lamellar and whisker-like carbides.

れる。したがって高 Cr 鋼では M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C 等の炭化物が主体であるのに対して低 Cr 鋼ではフェライト中では M_2C が、パーライト中では $M_{23}C_6$, M_7C_3 , バイナイト中では M_3C , M_7C_3 がそれぞれ主体である。

また Ann. 材のパーライト部分にみられる層状炭化物についてみると A, B 鋼と C 鋼の間に明確な差の認められる炭化物がある。それは M_2C と同定される羽毛状の炭化物でありこの炭化物は $M_{23}C_6$ または M_7C_3 型の層状炭化物に比べて球状化が遅れる傾向が認められる。Fig. 8 に球状化傾向の比較を示す。これらの層状炭化物の球状化は炭素鋼にみられる Fe_3C の球状化 (L. M. 値 17.5~18.0 付近で生ずる。) に比べるといずれも遅れており球状化は $M_3C \rightarrow M_{23}C_6$, $M_7C_3 \rightarrow M_2C$ の順に難しくなっている。この傾向は K. Ku²⁰⁾O, W. Craft²¹⁾ および T. Mukherjee²³⁾ らによって示されている球状化が M_3C よりも M_7C_3 , $M_{23}C_6$ のほうが遅れる

とする傾向と類似している．ただ M_2C 型の羽毛状炭化物がさらに安定であるという点については炭化物そのものの安定性の他に地鉄との整合性と言う点も含めて検討の余地がある．

4・2 クリープ強度と組織の関連性について

Fig. 2～7 に示した組織変化から知られるように少なくとも低 Cr 鋼と高 Cr 鋼の間にみられるクリープ破断強度の差は炭化物形態，分布からみた差とよく対応している．また応力-破断時間曲線の交差を示す同一材における前組織の影響についてもフェライト内の析出状況またはパーライト部分の球状化挙動を比較するとクリープ破断強度との対応性が認められる．これらの点に注目して一定面積内の析出物数を測定しこれを析出物分布の目安として相対的な比較を行なうことにした．焼入焼もどし鋼について行なわれているような平均粒間隔を求めるのが望ましいのであるが炭化物形態が変化に富んでいることを考慮して特に求めなかったが，相対的には析出物数の多い場合は平均析出物間隔が小さいことに対応する．

4・2・1 同一材における前組織の影響 Fig. 9, 10 に B 鋼 ($1Cr-1/2Mo$) と C 鋼 ($2\frac{1}{4}Cr-1Mo$) の Ann. 材と N. T. 材を比較して示す．

前述のように B 鋼，C 鋼ともに熱処理まではフェライト中の析出物数は Ann. 材のほうが N. T. 材よりも多い．しかしクリープ焼もどしによって N. T. 材のフェライト中にも微細な針状炭化物が析出し一時的には Ann. 材より多い析出数を示す．しかしさらに長時間の焼もどしによって Ann. 材と N. T. 材のフェライト中の析出物数は余り差がなくなる．このような炭化物数の変化とパラメータにより整理したクリープ破断強度を比較すると，B 鋼では高応力短時間側で Ann.

Fig. 9. Creep rupture strength and carbide distribution

Fig. 10. Creep rupture strength and carbide distribution.

Fig. 11 Distribution of carbide particles in ferrite and bainite region

材が，低応力長時間側では N. T. 材が高いクリープ強度を示す傾向と析出物数の変化傾向とが良く一致している．しかし C 鋼ではフェライト中の析出物数とクリープ強度の関係は B 鋼と逆の傾向を示している．これは Fig. 11 に示すようにベイナイト部分の炭化物が粗大化し易いことと関連がある．

4・2・2 鋼種間の比較 $1/2Mo$ ベース鋼の比較を Fig. 12 に $1Mo$ ベース鋼の比較を Fig. 13 に示す．いずれの場合も特に Cr 含有量の高い E, F 鋼では焼もどしによる析出物数の変化はゆるやかであるのに対してフェライト粒内に多数の針状炭化物を析出する $1/2Mo$ 鋼， $1Cr-1/2Mo$ 鋼は相対的に変化は急である． $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼は $1/2Mo$ ， $1Cr-1/2Mo$ 鋼にくらべて高応力短時間側の析出物数は少なく低応力長時間側で

Fig. 12. Creep rupture strength and carbide distribution.

Fig. 13. Creep rupture strength and carbide distribution.

は多くなっており焼もどし温度に対して析出物数の変化が少なく安定であることを示している。

ここでは 1/2 Mo ベース, 1 Mo ベースとして鋼種間の比較を行なったが, これら全鋼種を比較しても相互にかなりはっきりしたクリープ強度と析出物数の間の関係が認められる。Fig. 12, 13 を比較すると 5Cr-1/2 Mo 鋼と 9Cr-1 Mo 鋼のクリープ強度の差はほとんどなく析出物数についても同様である。またクリープ強度は 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼が 1/2 Mo 鋼および 1Cr-1/2 Mo 鋼に比べて高応力短時間側では低い強度を, 低応力長時間側では高い強度を示しているが析出物数の変化傾向と対応している。

以上のように析出物数とクリープ強度の間にはかなりはっきりした相関が認められる。しかしクリープ強度と析出物の間の定量的関係については析出時期の問題と合わせた詳細な検討が必要である。

4・2・3 残渣分析結果について Fig. 14 に電解法による抽出残渣中の Cr, Mo の定量結果を示す。炭化物としての Cr 量は全 Cr 含有量の 10~20% のところにあり焼もどしにより若干増加する傾向にあるが Mo は顕著ではない。炭化物としての Mo 量の変化はその焼もどしによる増加傾向から高 Cr 材と低 Cr 材で分けられる。すなわち, 5Cr-1/2 Mo, 9Cr-1 Mo の各鋼ではその増加は僅かであり一方低 Cr 材では Mo の析出率は焼もどしによって ~70% 程度にも達する。Cr を含有しない単純な 1/2 Mo 鋼では最初の析出は少ないが焼もどしにより急激に析出し 2 1/4 Cr-1 Mo, 1Cr-1/2 Mo 鋼の場合のゆるやかな析出傾向と対照的である。このような残渣分析結果は組織観察の結果とよく対応することから $M_{23}C_6$, M_6C 中への Mo の濃縮よりもフェライト中への M_2C の析出と対応していると考えられる。

Fig. 14. The effect of tempering on the amount of Cr or Mo as carbides in steels studied.

4・2・4 クリープ強度と析出物の関連について

実用低合金鋼のクリープ破断強度に対して析出物がどの程度の役割りを果しているかという点を定量的に表わすことは難しい。たとえば常温強度については析出物が微細で地鉄と整合性を保っている状態がもっとも効果的であるとされているが, Fig. 9 でも知られるように高温強度に対してはクリープ中での炭化物の成長の問題もあり必ずしも整合性のある状態が効果的とはいえない。B 鋼 (1Cr-1/2 Mo) の場合高応力短時間側では Ann. 材が強く低応力長時間側では N. T. 材が強くなっている。すなわち最初析出物の多い Ann. 材が短時間側で強く, 多数の析出が生じた後では N. T. 材が強くなっている。このことは析出物としてある程度大きくなったものが高温強度に効いていることを示

唆している。ただクリープ破断強度に対しては析出物の析出時期がとりわけ長時間の場合意味を持っていると考えられ、このことが最大析出数を示す時期とクリープ強度の逆転の時期が一致しない原因と考える。D 鋼において F. C. 材が低応力長時間側で良好なクリープ強度を示すのもこのクリープ中における析出の重要性を示唆している。

以上に述べたように実用の低合金鋼においては析出物がかかなり重要な役割りを果している。クリープ強度と析出物数との定量的な関係については前述のように析出時期の問題もあり、また鋼種間の比較においてはクリープ破断の現象的な差についても注意する必要がある。この点については 1 つはたとえば $\frac{1}{2}$ Mo 鋼にみられるようなフェライト粒形のほとんど変形しないクリープ破断がありクリープ中における加工硬化と回復に対する析出物の役割りの解明が必要であると考えられる。また従来提案されている固溶強化、析出強化、そのほかドラッグングによる強化等に対しても応力、温度等との関連においての効果の比較が必要であろう。

いずれにしても実用鋼ではフェライト中における析出物が強化作用の大きな部分を占めていると考えられ、またその析出時期についても考慮する必要があることが推定される。

5 総 括

$\frac{1}{2}$ Mo, 1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo, 5 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, 9 Cr-1 Mo 鋼についてクリープ破断材の組織を調べた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 前組織の差によってクリープ破断強度の逆転が認められたのは 1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo の各鋼である。

(2) Cr 含有量の高い 5 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, 9 Cr-1 Mo 鋼は Cr 含有量の低い $\frac{1}{2}$ Mo, 1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼に比べて低いクリープ強度を示す。

(3) 抽出残渣分析の結果、いずれの鋼種においても Cr 量の焼もどしによる変化はわずかであるのに対して Mo 量の焼もどしによる増加は鋼種により差が認められる。高 Cr 材 (5 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, 9 Cr-1 Mo) では Mo の増加は少ないが低 Cr 材 ($\frac{1}{2}$ Mo, 1 Cr- $\frac{1}{2}$ Mo, $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo) では顕著な増加が認められる。

(4) 組織よりみるとフェライト中の N. T. 材の析出物は Ann. 材に比べて微細である。パーライト部分についてみると $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼の N. T. 材にみられるベイナイトは焼もどしによって粗大炭化物を生成し易い。また高 Cr 材のフェライト中には微細な炭化物の析出は認められない。

以上の事実から実用材のクリープ破断強度は析出物の分布状態とかなり密接に関係している。またクリープ破断強度はフェライト中の析出物の大小、パーライ

ト部分にベイナイトまたはマルテンサイトを含有しているかどうかという点によって大略説明しうる。ただ析出物の分布状況のみでは十分に説明しきれない面もありクリープ破断機構および析出物の役割りについてのさらに詳細な検討を要する。

(昭和46年8月21日 材料国際会議金属材料の高温強度に関するエクステンションセミナーにて講演)

参 考 文 献

- 1) Ridal, K. A., and A. G. Quarrell, JISI, 195, p. 307 (1960).
- 2) Ridal, K. A., and A. G. Quarrell, JISI, 200, p. 366 (1962).
- 3) Jenkins, C. H. M., and E. A. Jenkinson, JISI, 185, p. 23 (1957).
- 4) Irvine, K. J., and J. D. Murray, I. S. I. Special Rep., No. 70, p. 246 (1961).
- 5) 寺井庄治, 阿部 隆, 材料試験, **9**, 137 (1960).
- 6) 三好栄次, 岡田隆保, 住友金属, **18**, p. 393 (1966).
- 7) 三好栄次, 岡田隆保, 材料, **13**, 144 (1964).
- 8) 耳野 亨, 木下和久, 井原義人, 学振耐熱材料委員会研究報告, **9**, No. 2 (1968).
- 9) Krisch, A., and F. K. Naumann, Archiv. Eisen, **41**, p. 835 (1970).
- 10) Murphy, M. C., and G. D. Branch, JISI, 211, p. 546 (1971).
- 11) Hale, F., Metal Treatment and Drop Forging, **26**, p. 145 (1959).
- 12) Olsen, G., Joint International Conference on Creep (1963).
- 13) Heger J. J., J. M. Hodge, and P. W. Marshall, Proceeding ASTM, **54**, p. 105 (1954).
- 14) Dulis, E. J., and G. V. Smith, Trans. ASM, **45**, p. 627 (1953).
- 15) 高尾善一郎, 西原 守, 平野 坦, 山本俊二, 材料試験, **9**, 129 (1960).
- 16) Hopkin, L. M. T., and E. A. Jenkinson, JISI. Nov., p. 929 (1964).
- 17) Baker, R. G., and J. Nutting, JISI, **192**, p. 257 (1959).
- 18) Andrews, K. W., and H. Hughes, JISI. Nov. p. 304 (1959).
- 19) Dyson, D. J., and K. W. Andrews, JISI. Feb. p. 208 (1969).
- 20) Kuo, K., JISI. Apr. p. 363 (1953).
- 21) Crafts, W., and J. L. Lamont, Met. Trans. **185**, p. 957 (1949).
- 22) Niekerk, M. N., and B. B. Argent, JISI. Ang, p. 781 (1970).
- 23) Murphy, S., and A. Whiteman, Met. Sci. Jour. **4**, p. 58 (1970).
- 24) Goldschmidt, H. J., JISI. Dec, p. 345 (1948).
- 25) 鈴木 章, 木下修司, 井上 毅, 神鋼技報, **21**, 101 (1971).
- 26) Ronald, T. M. F., and C. Bodsworth, JISI. Mar., p. 252 (1965).
- 27) Beech, J., and D. H. Warrington, JISI. Mar, p. 460 (1966).
- 28) Hyam, E. D., and J. Nutting, JISI, **184**, p. 148 (1956).
- 29) Mukherjee, T., and W. F. Stumpf, *et al*, JISI, **211**, p. 621 (1969).
- 30) 須藤 一, 耐熱合金における基地の高温強度 (講演テスト) (1971).