

Al, ADC-12の高温引張特性と高温粒界破壊

Tension Characteristics and Intercrystalline Fractures of
Al and ADC-12 at High Temperatures

西 田 公 至 *

Koshi NISHIDA

特殊な鑄造試験片を用いて行なった融点近傍での引張試験から、ある温度範囲では一定ひずみ速度の条件のもとに延性破壊と粒界破壊がある割合でおこる遷移領域が存在すること、粒界破壊は塑性流動特性と同じく温度およびひずみ速度依存性であること、また高温でのくびれの発生は、常温での最高荷重点直後とは異なることなどあきらかとなった試験結果にもとづいた高温引張特性、破壊現象などについて述べてある。

1. は じ め に

金属材料の高温強度特性についての知識は工業上の技術的問題において重要なものである。高温で使用される機械装置では、その設計応力を決定するさいに、考慮すべき高温強度特性の因子として、クリープ、リラクセーション、高温引張、高温疲労、熱疲労、熱衝撃などがあげられる¹⁾。これらの諸特性は物理的にも、また実用上においても相互に関連しており総合して考慮する必要がある。上記の諸特性研究の温度範囲は対象とする材料にもよるが、使用温度という観点から限られ、例えば諸種の鋼の場合でも700℃以下のものが主となっている。一方、熱間圧延や溶融金属を扱う鑄造、溶接、ダイカスト、半溶融金属の押し出し加工等においては素材の凝固点にかなり近い高温域での金属材料の挙動、強度特性についての知識が必要となる。一般に金属材料の強度特性は温度、ひずみ速度に依存する。例えば高温引張特性では降伏点あるいは耐力、引張強さ、塑性流動応力(変形抵抗)、引張破壊強度等は一定ひずみ速度のもとでは温度が増加するにつれ減少し、一定温度のもとではひずみ速度が増加するにつれて増加する。さらに、ひずみ速度依存性は高温になるほどその影響が大きくなる傾向がある。また比重、比熱、屈折率、弾性率等の物理量はその物質中の多少の不純物や欠陥を含んでいても、それらの影響をあまりうけず、その物質について大体固有な値を示すいわゆる、組織鈍感性であるのに対して、塑性流動応力や破壊強度等の諸特性および破壊現象は構成原子数に対しごくわずかの転位、空孔、微視的クラック等の欠陥により左右される組織敏感性を示す²⁾。したがって、転移や不純物が多く集積している結晶粒界の性状は強度特性に影響をおよぼす。塑性変形は主として結晶内転位の移動によって生ずるが粒界は転位の結晶粒間の移動を拘束するので、結晶粒度の大きさも強度特性に影響をおよぼす。

以上述べたように、金属材料の高温強度特性に影響を

およぼす因子は多くあり、現象を複雑なものとしている。そのため、組織的な一貫した研究はあまりなされていないように思われる。特に融点近傍での金属材料の挙動や強度特性の研究は少ないようである。筆者は99.99%Al(融点660±0.5℃)とそのダイカスト用合金で表1に示す成分をもつADC-12を試験材とし、考案した特殊な

表1 ADC-12の成分

使用した	Al	Cu	Si	Fe	Zn	Mn	Mg	Ni	Sn
ADC-12	R	2.03	11.14	0.79	0.39	0.14	0.20	0.06	—
JIS	R	1.5~	10.5~	<1.3	<1	0<	<0.3	<0.5	0<
ADC-12		3.5	12.0			0.5			0.3

組立式黒鉛鑄型を用いた鑄造試験片による、融点近傍での高温引張試験を行なった。この報告では、試験結果に基づいて、高温引張強度特性や高温での破壊現象の温度依存性、ひずみ速度依存性などについて解説する。

2. 高温引張試験

高温における引張試験は常温における試験と本質的には異なるところはないが、高温では温度およびひずみ速度が試験結果に大きく影響するため、温度とひずみ速度の調節、温度測定が必要であり、さらに一般には試験片の伸びを加熱炉の外に取り出し測定するため、常温での試験よりかなりややこしいとなる。ひずみ速度調整についてみると、試験片標点間の伸びを差動トランスにより測定し、その出力をフィードバックして単位時間当りの伸びを一定に保つように試験機のクロスヘッドを移動する自動ひずみ速度制御装置を有するものと試験機に付設した手動ストレインペーサによりクロスヘッド移動速度を一定に保つものがある。後者は広く用いられているが、この場合、クロスヘッド間の試験機のフレーム、プルトッド、ねじ部などの変形やねじ部のガタのため、クロスヘッドの移動量が試験片の伸びと一致しないことに起因して試験片のひずみ速度は試験中一定ではなく、一般にクロスヘッド速度よりおそくなることに注意する必要がある。

* 東京大学生産技術研究所 第2部

これらの関係は試験機の剛性、試験片のバネ常数、試験温度などに密接に関係している。

3. 高温引張試験片

普通高温引張試験に用いられる試験片は機械加工によるもので、鉄鋼、非鉄金属をはじめ広く用いられている。また、タングステン、モリブデンなどの高融点金属やその合金の場合には焼結または鋳造によるものが用いられている。特殊な高温引張試験として、鋳鋼について古く Hall³⁾が行なった方法がある。すなわち、複数個の砂型試験片鋳型を用い同時に鋳込み、一定時間間隔で引張る方法である。しかし試験中温度が一定でなくまた砂型の影響など問題点がある。

本実験で用いた試験片は新たに考案した図1に示すよ

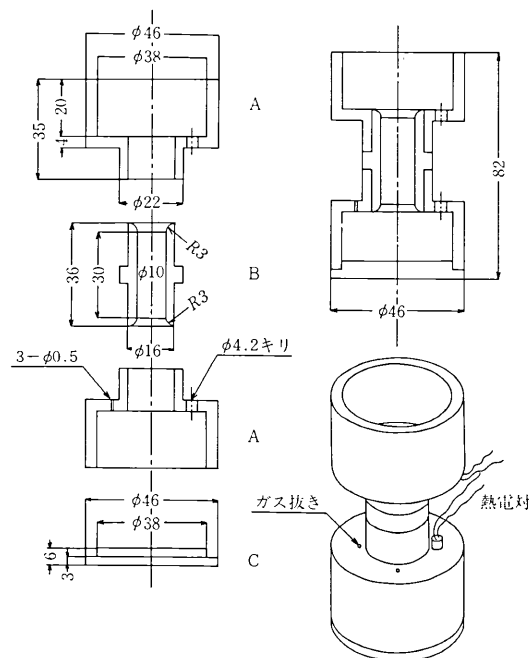


図1 組立式黒鉛試験片鋳型

うな黒鉛鋳型を用いた鋳造試験片で、鋳込み条件を変えることにより結晶粒度を変えることができる。Alの場合鋳型を500℃に予熱し780℃で鋳込み徐冷するとほぼ全体が様な単結晶が得られる。本実験を通し主として用いた一樣粒度の試験片はAlの場合750℃で常温で鋳込んだもので、試験片平行部の表面結晶粒度はおよそ23個/cm²の大きさである。ADC-12の場合は鋳型を200℃に予熱し670℃で鋳込んだもので結晶粒度はAlの場合よりやや小さい。黒鉛は次のような特性をもっている⁴⁾。

- (1) 熱伝導率が非常に大きい。
- (2) アルミニウムへの溶解度が800℃以下では零とみなしうる。
- (3) 溶解金属にぬれない。
- (4) 熱膨張率がきわめて小さく熱衝撃に強い。

- (5) 機械加工性が良好である。
- (6) 強度が温度上昇とともに増加する。
- (7) 摩擦係数が小さく温度上昇とともにさらに減少する。

試験片寸法は直径10mm、長さ30mmである。試験片は鋳型ごと引張試験にかけるのであるが図1に示した両端フランジ部Aと平行部Bは摩擦抵抗なしに、なめらかに分離しその影響がないように考慮されている。試験片が特殊であるため、試験結果に影響をおよぼすおそれがある次のような点すなわち、(1)鋳型フランジ部黒鉛の圧縮特性、(2)試験片の均熱性、(3)試験片平行部両端R部の影響、(4)試験片と黒鉛鋳型との摩擦などについてはあらかじめ試験検討を行ない問題のないことを確認してある。

4. 試験装置と方法

本実験に用いた高温引張試験装置は図2に示すように

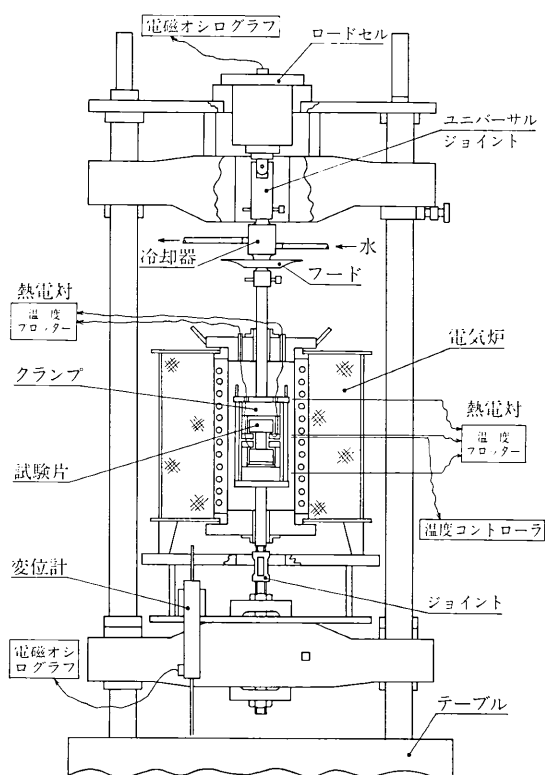


図2 高温引張試験装置

アムスラー型の油圧試験機に電気加熱炉を設置したものである。試験片は黒鉛鋳型ごと図3に示した引張クランプ装置の所定の位置に据え、そのクランプ装置全体を加熱炉中に取付ける。プルロッドによる熱伝導および加熱炉からの熱放射が試験機上部に設けたロードセルに影響するのをさけるために、ロードセルと上部プルロッドとの間に水冷却式冷却装置と防熱フードを設けてある。なおクランプ装置およびプルロッド等は耐熱ステンレス鋼製である。

試験片、加熱炉の温度測定にはクロメル・アルメル熱電対を用い、温度制御は精密電気炉温度制御装置によった。また試験荷重はロードセルで測定した。試験片の伸び測定は変位計を用いて、試験機のテーブル移動量を測定する方法をとった。さらに試験片の引張速度の調節には試験機に付設した手動式ストレインペーサを用いた。

表2 引張試験温度と引張速度

	Al	ADC-12
試験温度範囲 (°C)	610 ~ 660	510 ~ 570
引張速度範囲 (mm/min)	10 ~ 50	1 ~ 50

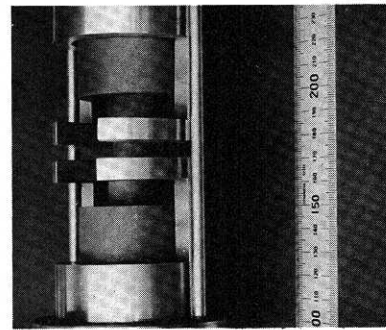
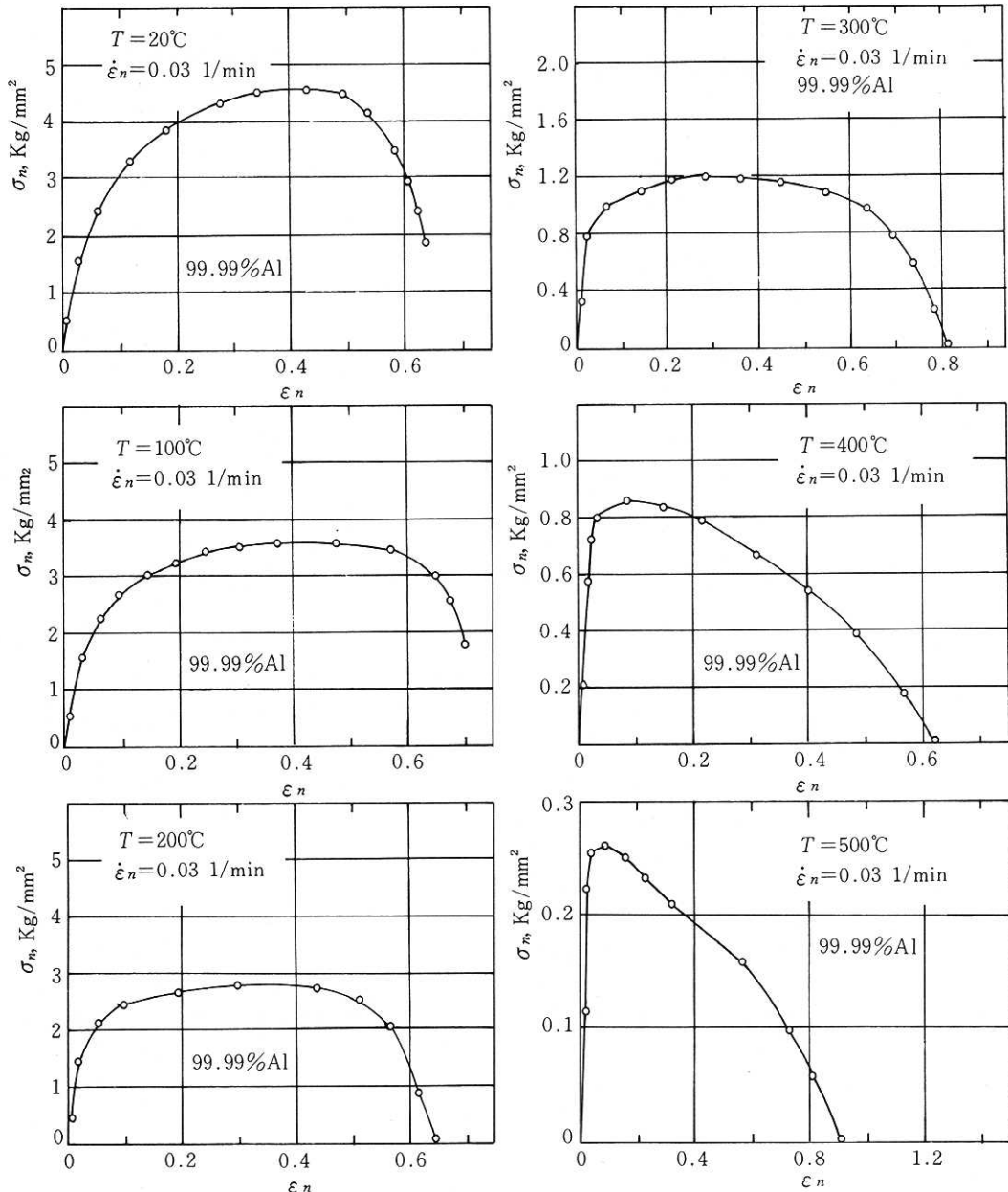


図3 引張クランプ装置

図4 温度変化による引張応力・ひずみ曲線 ($\sigma_n - \epsilon_n$) の変化

引張試験にさいし可変パラメータとした温度と引張速度の試験範囲を表2に示す。引張試験は数段に組合せた一定温度と一定ひずみ速度の条件のもとに行なった。さらに試験ごとに組合せ条件を変え、試験片の鋳造ロットの相違やひずみ速度調整むら等が試験結果におよぼす影響をできるだけさけるように配慮した。

5. 高温引張の諸特性

はじめに常温から温度が上昇するにつれ、流動応力とひずみの関係がどのように変化していくかをみる。図4と図5はそれぞれ、ひずみ速度を一定とし温度を

常温から上昇させていったときの各々の温度でのAlとADC-12の応力-ひずみ曲線の変化のようすを示したものである。常温ではAlは延性破壊をおこすがADC-12は脆性破壊をおこす。しかしいずれの場合にも温度が増加するにつれ、回復過程が活発に作用するようになり、流動応力は減少し、くびれ部分の局部的変形が進行し破断する延性破壊がおこる。

結晶中でおこる回復過程は主に応力による転位の交叉すべりや熱活性化過程による転位の上昇運動によりおこるが、高温では空孔濃度が増加して原子の拡散が活発になるので転位の上昇運動による回復過程が主として作用

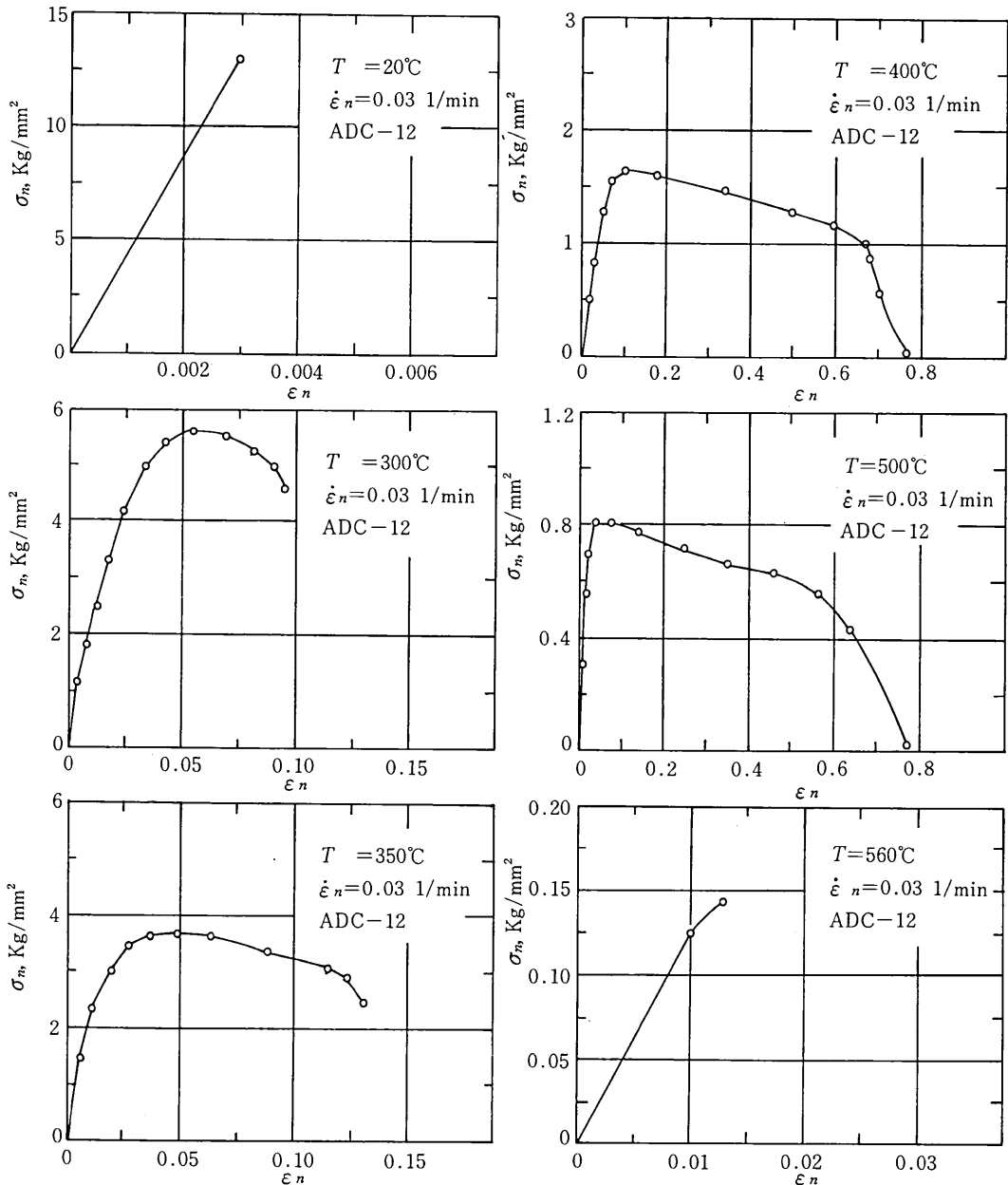


図5 温度変化による引張応力・ひずみ曲線 (σ_n - ϵ_n) の変化

すると考えられる。一般に原子空孔密度や原子の拡散速度は絶対温度であらわした融点の $\frac{1}{2}$ 近くの温度になると急速に増大するといわれている。Alの場合約200℃がこの温度に相当するが、100℃ですでに温度による回復過程の影響がみられる。融点近くになるとAl、ADC-12とも延性破壊から高温粒界破壊へと破壊のしかたが変化する。図5の560℃のグラフは粒界破壊によるものである。粒界破壊については後述する。

高温になると延性破壊をおこす範囲において、応力-ひずみ曲線は図6に示すように特徴的な変化を示すよう

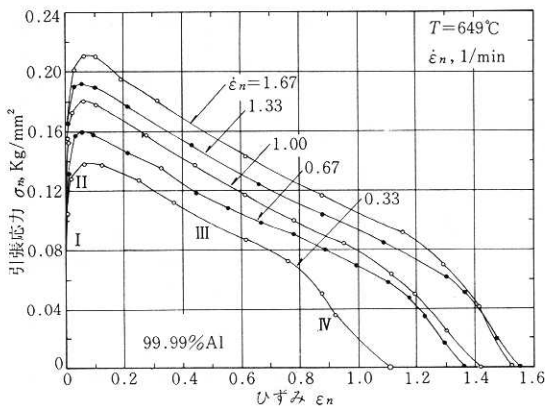
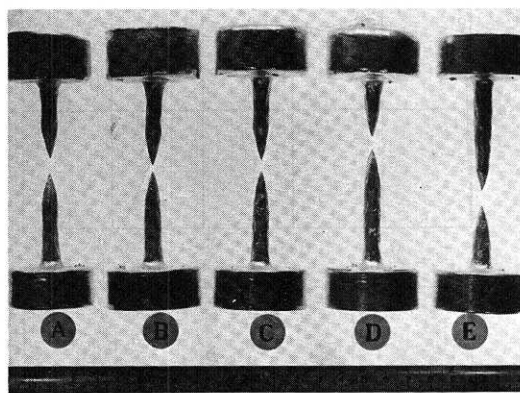


図6 公称応力・ひずみ曲線

になる。図6はAlの場合であるがADC-12の場合も全く同様な変形過程を示す。図6のおのおのの応力-ひずみ曲線に対応し延性破壊した試験片を図7に示す。この応



A: $\dot{\epsilon}_n = 0.33$ (1/min) D: $\dot{\epsilon}_n = 1.33$
B: $\dot{\epsilon}_n = 0.67$ E: $\dot{\epsilon}_n = 1.67$
C: $\dot{\epsilon}_n = 1.00$

図7 99.99%Al铸造試験片の649℃での延性破壊
力-ひずみ曲線を各部の特徴にしたがって4段階に分けることにする。すなわち、第Ⅰ段階はひずみが増加するにつれ、応力が直線的に急増する部分で、この間のひずみは1%前後である。またひずみ硬化率は8~15kg/mm²となっている。第Ⅱ段階はひずみが増加するにつれ応力が漸増する部分とし、第Ⅲ段階はひずみが増加するにつれ

応力が漸減する特徴を示す部分とする。さらに第Ⅳ段階はひずみが増加するにつれ応力が急減する部分とする。常温における引張試験では、試験片にくびれが発生するのは最高荷重点をやや過ぎたところ、すなわち第Ⅲ段階の始めの部分にあたるが、高温での引張試験では常温の場合と異なり第Ⅲ段階の終りにくびれが発生し、それまでは一様に伸び変形することが明らかとなった。第Ⅳ段階はくびれによる局部的な変形がおこり破壊にいたる過程となる。第Ⅲ段階の終りに近いところで引張を中止したときの一様に変形したADC-12の試験片の一例を図8に示

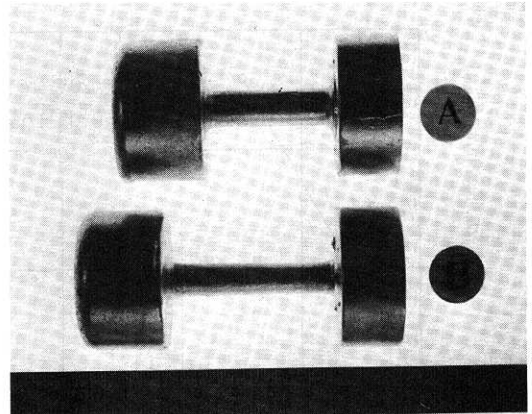


図8 第Ⅲ段階の終り近くで試験を中止したときのADC-12試験片の様な伸び(B)。(A)は試験前の試験片。

す。図6からわかるように、一定温度でもひずみ速度が増加するにつれ応力も増加することがわかる。一般に金属の場合、温度を増加または減少することの効果はひずみ速度を減少または増加することに相当したものとなる。

次に最高荷重点に対応する極限引張強さにおよぼす温度とひずみ速度の影響を図9および図10に示す。また図

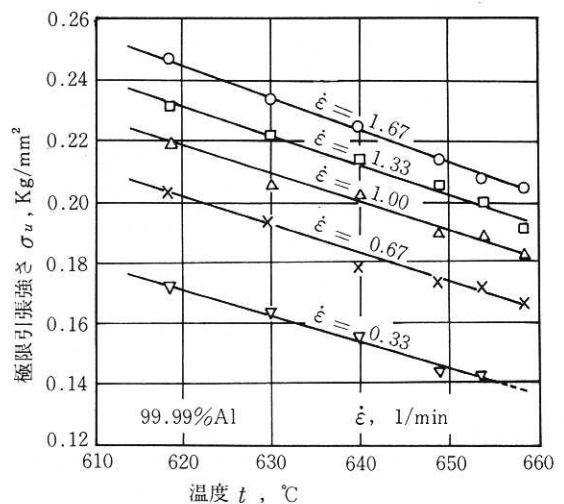


図9 温度・ひずみ速度の極限引張強さへの影響

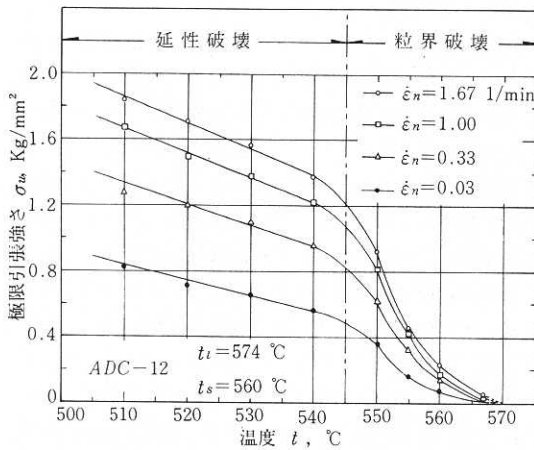
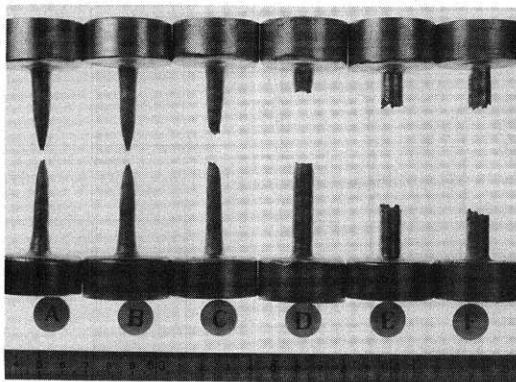


図10 温度・ひずみ速度の極限引張強さへの影響

10に示したADC-12の各温度に対応し、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 1.00 \text{ 1/min}$ の場合の試験片の破壊状態を図11に示す。い



$\dot{\epsilon}_n = 1.00 \text{ 1/min}$
 A = 510 °C B = 520 °C C = 530 °C
 D = 540 °C E = 550 °C F = 560 °C

図11 高温で引張破壊したADC-12の試験片

ずれの場合にも延性破壊がおこる高温領域では温度の増加に対し、応力が減少する割合はひずみ速度によらず、ほぼ一定の関係にあることがわかる。また温度とひずみ速度との相互効果の関係も明らかとなっている。ADC-12の場合についてみると、540 °C以下では延性破壊のみがおこり、この範囲ではくびれ部破断面の断面積減少率が温度が増加するにしたがって小さくなる傾向がみられる。この場合が図11のA～Dにあたる。540 °Cをさかいに温度をさらに増加すると液相点近くまで粒界破壊がおこるようになり、極限引張強さまたは破壊応力は急速に減少していく。この場合の破壊した試験片の例が図11のE、Fである。一方Alでは粒界破壊は融点にごく接近した温度にならないと顕著におこらない。

次に一定温度の条件で応力におよぼすひずみ速度の影響をみるとAlでは図12に示すようになり、またADC-12では図13のようになる。これらの結果は一例を示したにすぎないが、流動応力 σ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ との関係は次の

ようにあらわされる。すなわち、

$$\sigma = \sigma_0 \dot{\epsilon}^n \mid_{T, \epsilon} \quad \dots\dots(1)$$

ここに σ_0 は定数、 n はひずみ速度指数⁵⁾、 ϵ は真ひずみである。 n の値はAlとADC-12とではほとんど変わらず、おのおの0.23, 0.24となっている。さらに一定ひずみ速度の条件で、流動応力におよぼす温度の影響はAl, ADC-12

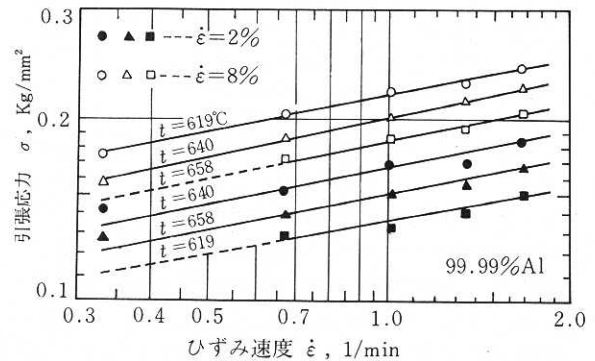


図12 引張応力におよぼすひずみ速度の影響

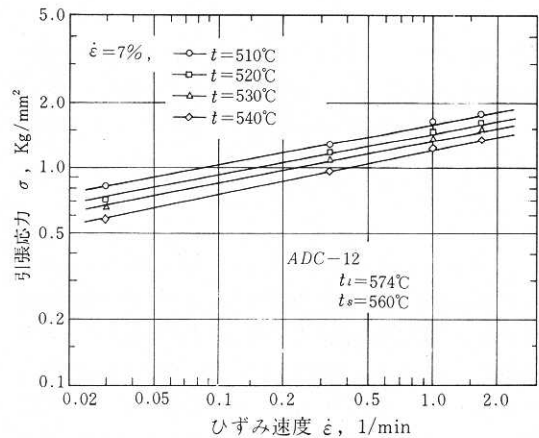


図13 引張応力におよぼすひずみ速度の影響

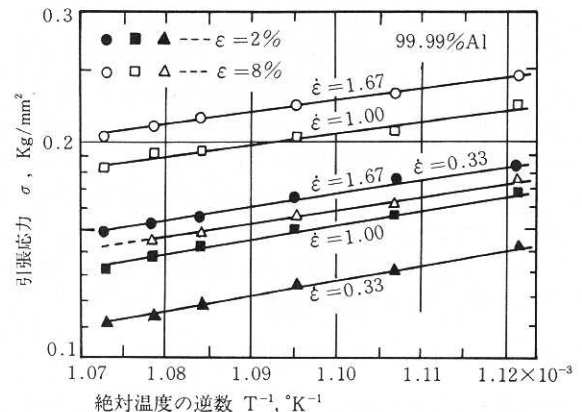


図14 引張応力におよぼす温度の影響

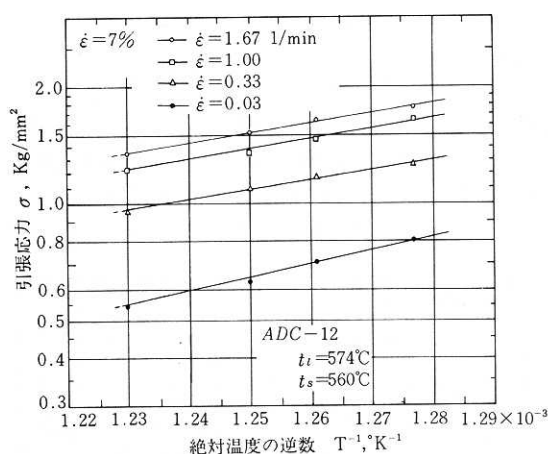


図15 引張応力におよぼす温度の影響

のおおのの場合について一例を示すと図14, 図15のようになる。高温における変形過程は熱活性化過程と考えられるので以上の結果より、流動応力と温度との関係は公称値を用いて次のように表わされる。すなわち、

$$\sigma_n = \sigma_{n0} \exp\left(\frac{H}{KT}\right) \Big|_{\dot{\epsilon}_n, \epsilon_n} \quad \dots\dots\dots(2)$$

ここに σ_{n0} は定数、 K はボルツマン定数、 H は実験的活性化エンタルピーである。温度変化が小さい範囲で H を一定とみなすと(2)式より次の関係がえられる。すなわち、

$$H = K \frac{T_1 T_2}{T_2 - T_1} \ln\left(\frac{\sigma_{n1}}{\sigma_{n2}}\right) \Big|_{\dot{\epsilon}_n, \epsilon_n} \quad \dots\dots\dots(3)$$

ここに σ_{n1} , σ_{n2} は公称ひずみ ϵ_n での絶対温度 T_1 , T_2 における公称応力を表わす。この(3)式は一定ひずみ速度の条件のもとで、温度を変えて引張試験を行えば得られる公称応力-ひずみ曲線から活性化エンタルピーが求められることを示している。Alについて温度が650°C, 658°C, ひずみが80%の場合に(3)式から H を求めてみるとばらつきがあるが0.67~1.05 eVとなる。またADC-12について温度が520°C, 530°C, ひずみが80%の場合に同様に求めてみると0.57~0.62 eVとなる。高温では熱活性化による原子の拡散が活発におこるので変形はいわゆる速度過程(熱活性化過程)として考えることができる。しかし上記の実験的に求めた活性化エンタルピーは一つの単位過程によるものではなく、いくつかの異なった単位過程にもとづいたものと考えられよう。参考までにAlについて測定されている活性化エンタルピーの値をあげておく。空孔形成, 空孔移動, 自己拡散の活性化エンタルピーはそれぞれ0.75 eV, 0.45 eV, 1.4 eVとなっている⁶⁾。

6. 高温粒界破壊

AlおよびADC-12の高温引張では試験温度が試験材の融点に近いある温度以上になると、破壊のしかたが延性

破壊から粒界破壊へと移行することが試験結果から明らかとなっている。しかしこの高温粒界破壊はある温度をさかいに急に100%おこるようになるのではなく、破壊が延性破壊から粒界破壊へと移行する過程では、それぞれの破壊が一定温度・一定ひずみ速度の同一条件下でもある割合でおこることが実験結果から明らかとなっている。すなわち、ある条件下での粒界破壊は確率的な現象と考えられる。さらに、粒界破壊は他の強度特性と同じく温度およびひずみ速度依存性を示し、温度が高くなるほど、またひずみ速度が小さくなるほどおこりやすくなっている。Alの場合に658°Cで粒界破壊をおこした試験片の応力-ひずみ曲線の例と粒界破壊発生相対度数を図16に示す。図中いくつかの結果は同一条件でもかなり低

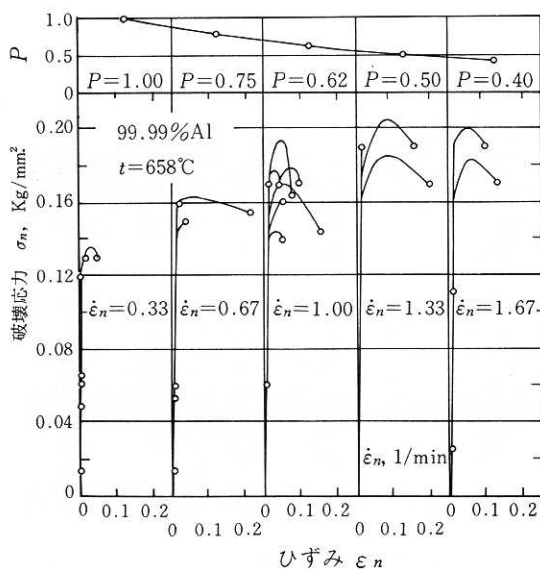


図16 高温粒界破壊およびその発生相対度数 P

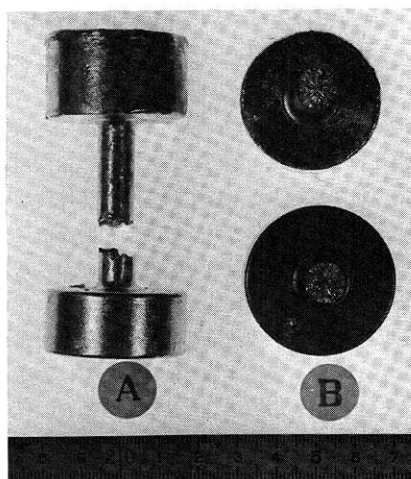
t = 658°C, $\dot{\epsilon}_n = 1.00$ 1/min

図17 Al試験片の粒界破壊

い応力で破壊している。これらの試験片の破壊面では結晶粒度が比較的小さい傾向を示しているのが観察されて

いる。また同図から粒界破壊の温度およびひずみ速度依存性が明らかにわかる。図17は粒界破壊をおこしたAlの試験片を示している。一定ひずみ速度の条件下で粒界破壊発生相対度数におよぼす温度の影響は図18に示すよ

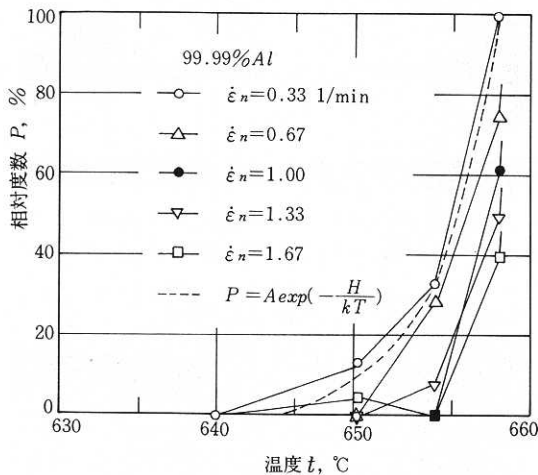


図18 粒界破壊発生相対度数

うな関係となる。高温でおこる粒界破壊が速度過程によるものと考えれば、破壊の単位過程が活性化エネルギー H をもつ確率 r はボルツマンの式により $r \propto \exp(-H/KT)$ と表わされることおよび図18の結果を考慮すると、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n$ が一定のとき温度 T に対する粒界破壊の発生確率 $P(T|\dot{\epsilon}_n)$ は H を一定と仮定して、次のような関係が得られる。すなわち、

$$P(T|\dot{\epsilon}_n) = A \exp\left(-\frac{H}{KT}\right) |\dot{\epsilon}_n| \dots\dots(4)$$

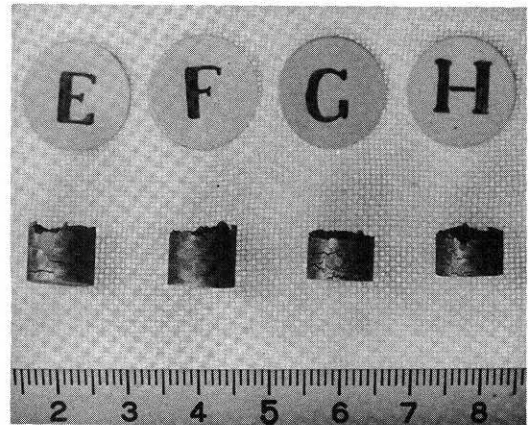
ここに A は定数、 H は粒界破壊の活性化エネルギー。図18で $\dot{\epsilon}_n = 0.33 \text{ 1/min}$ のときの2点を満たすように(4)式を表わしたのが点線のグラフであるが傾向はよく一致している。試験回数をふやすことによりさらによく一致するものと思われる。延性破壊がおこる領域は $P(T|\dot{\epsilon}_n) \div$

0 となる温度、ひずみ速度の範囲に対応し、延性破壊と粒界破壊がある割合で発生する遷移領域は $0 < P(T|\dot{\epsilon}_n) < 1$ となる範囲に対応する。さらに粒界破壊のみがおこる領域は $P(T|\dot{\epsilon}_n) \div 1$ となる範囲に対応すると考えることができる。またひずみ速度一定で遷移領域での異なる温度 T_1, T_2 での粒界破壊発生確率を P_1, P_2 とすると(4)式より次の関係が得られる。すなわち、

$$H = K \frac{T_1 T_2}{T_2 - T_1} \ln\left(\frac{P_2}{P_1}\right) |\dot{\epsilon}_n| \dots\dots(5)$$

十分な試験回数を行えば(5)式から粒界破壊の活性化エネルギーが求まることになる。ADC-12の場合には、540 °Cでは粒界破壊はおこらず、550 °Cでひずみ速度が1.67 1/minのときのみ相対度数80%でおこり、555 °Cでは100%粒界破壊となり、Alに比べ粒界破壊がおこりやすい傾向を示す。

粒界破壊は荷重軸にはほぼ垂直な結晶粒界に沿って進行するクラックによりおこっており、したがって破壊面は



$t = 550 \text{ }^{\circ}\text{C}$

E : $\dot{\epsilon}_n = 0.03 \text{ (1/min)}$

G : $\dot{\epsilon}_n = 1.00$

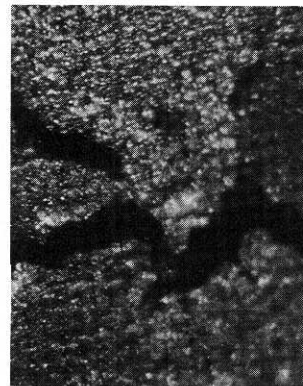
F : $\dot{\epsilon}_n = 0.33$

H : $\dot{\epsilon}_n = 1.67$

図19 ADC-12の粒界破壊面(上部) 近くに発生したクラック



(a)



(b)

図20 (a) Alの表面クラック : $t = 658 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_n = 1.00 \text{ 1/min}$, ($\times 60$)
(b) ADC-12の表面クラック : $t = 550 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_n = 1.00 \text{ 1/min}$, ($\times 60$)
荷重方向は上下

荷重軸にはほぼ垂直となっている。このときの試験片の伸びは延性破壊の場合と比較して、ごく小さくAlでは図16に示すように20%以下であり、ADC-12では3%以下となっている。クラックの発生は破壊面に近い粒界に沿ってだけでなく、そこからかなり離れた粒界にも多く発生している。このようなクラックはAlよりADC-12の場合に多数みられる。図19はADC-12の表面クラックを示したものである。さらに、図20(a)はAlの表面クラックを示しており、wedge type のクラックが粒界3重点から粒界に沿って進行しているのがわかる。図20(b)はADC-12の表面クラックをさらに拡大したものである。また図21はAlの粒界破壊の破断面に現われた個々の結晶粒の粒界面を示したもので、おのおのの粒界面はなめらかであることがわかる。



$t = 658^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_n = 1.00 \text{ 1/min}$, ($\times 15$)

図21 高温粒界破壊によるAlの結晶粒界面

高温粒界破壊は主として高温クリープでのクリープ破壊で観察されており、発生機構の相違からwedge type⁷⁾とcavity type⁸⁾の破壊があることが認められている。wedge typeの破壊は、結晶粒の相互すべりにより3個の結晶が出会う粒界3重点に応力集中がおこり、そこにクラックの核が発生し成長していくことによると考えられている⁹⁾。クラックの成長について、Cottrell¹⁰⁾はクラック先端の原子が粒界へ拡散していくことによると考えている。クラックが荷重軸にはほぼ垂直に発生しているところからして、粒界に働く引張応力の両方が破壊に関係しているものと思われる。cavity typeの破壊は拡散によりcavityが粒界に発生、成長し互いに連結して破壊をおこす時間依存性の破壊である。AlとADC-12の場合におこった粒界破壊はいずれもwedge typeの破壊である。wedge typeの粒界破壊が粒界3重点に作用する局所的な応力集中に起因すると考えると、延性が大きくやわらかい金属ほど局所的応力集中を解放するような粒界変形がおこりやすくなるから粒界破壊はおこりにくくなるであろう。さらにひずみ速度が小さければ、粒界変形速度も小さく応力集中が有効に作用することになる。したがって粒界破壊がおこりやすくなると考えられる。以上述べた

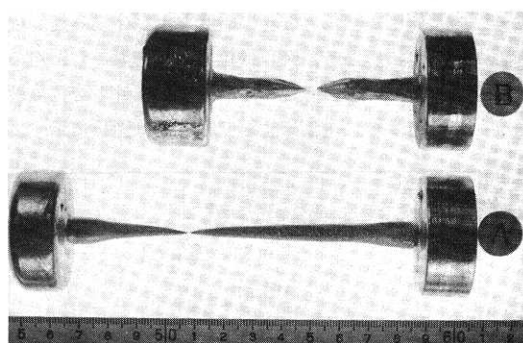
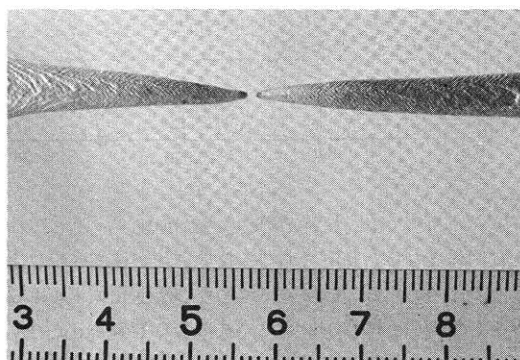


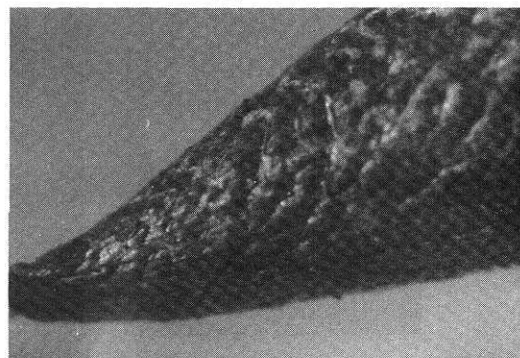
図22 Al単結晶(A), 多結晶(B)試験片の引張試験
(温度 649°C , ひずみ速度 $0.671/\text{min}$)



(a)



(b) $\times 60$



(c) $\times 15$

図23 Al単結晶の引張試験片
(温度 649°C , ひずみ速度 $0.671/\text{min}$)



図24 Al多結晶試験片の引張試験後の表面
(温度 100 °C, ひずみ速度 0.031/min, ×60)

ことによりADC-12がAlより粒界破壊をおこしやすい理由として、両者の粒界の性質の相違のほか延性の相違を考えることができよう。

以上述べてきたのは多結晶試験片による高温引張試験結果についてであったが、おわりにあたり、黒鉛鋳型での試験片鑄造にさいし、鑄造条件を変えて得られた単結晶の試験片について、引張試験結果の一例をあげておく。図22はAlの単結晶(A)および多結晶(B)試験片の同一条件(温度 649 °C, ひずみ速度 0.671/min)での引張試験結果を比較したものである。単結晶では、図23(a)からわかるように、すべり帯がみられ伸びは多結晶のものよりはるかに大きくなっている。図23(b)の一見砂丘の風紋にみえる模様は、すべり帯の一部を拡大したものであり、また図23(c)は単結晶試験片の引張破断先端部を拡大したものである。多結晶の変形では試験片表面は個々の結晶粒がそれぞれの結晶方位に従った変形をするため、凹凸が生じ単結晶のように一様ではなくなる。図24はAl多結晶試験片を 100 °C, 0.031/min の条件で引張ったときの試験片表面を示したもので、結晶粒は荷重軸方向に細長く変形し、個々の結晶粒の変形の相違による凹凸がみられる。

7. お わ り に

以上述べてきたAlとADC-12の高温引張性は、延べ500回以上の引張試験結果にもとづいたもので、これによりこれまで明瞭でなかった融点近傍にいたる高温での引張強度特性をはじめ破壊現象が明らかとなった。以上の研究結果をまとめると次の通りである。

- (1) 高温での塑性流動応力(変形抵抗)をはじめとする強度特性は温度およびひずみ速度依存性を示し、温度が高くなるほど、またひずみ速度が小さくなるほど減少する。
- (2) 一定温度・一定ひずみ速度での公称応力-ひずみ曲線は変形過程の特徴にしたがい4段階に分けられる。すなわち、ひずみが増加するにつれ応力が急増、漸増、漸減、急減するおののの段階である。くびれが発生し局部変形がはじまるのは常温の場合の最高荷重点直後と異なり第Ⅲ段階の終りの部分においてである。それまでは一様伸びが続く。
- (3) 引張試験による高温粒界破壊は温度およびひずみ速度依存性を示し、温度が高いほど、またひずみ速度が小さいほどおこりやすい。
- (4) ひずみ速度一定の場合に温度に関して、くびれがおこり破断にいたる延性破壊領域、延性破壊と粒界破壊がある割合でおこる遷移領域、粒界破壊領域が存在する。
- (5) AlおよびADC-12の高温粒界破壊はwedge typeである。またADC-12の方がAlより粒界破壊をおこしやすい。
- (6) 結晶粒が小さいほど粒界破壊がおこりやすい傾向を示す。

なおこの研究は東京大学工学部千々岩研究室において行なったものである。

終りに、本研究にさいし終始ご指導くださった千々岩健児教授に深く感謝致します。(1976年9月10日受理)

参 考 文 献

- 1) 平修二：金属材料の高温強度，養賢堂 (1968)
- 2) 横堀武夫：材料強度学，技報室 (1958)
- 3) H. F. Hall: Iron Steel Inst. Sp. Report 15 (1936) and 23 (1938)
- 4) З. Н. МАРМЕ, О. С. ГУРДИЧ, Л. Ф. МАЛЫШЕВА: 高温材料, 日ソ通信社 (1967)
- 5) J. D. Lubahn: Proc. ASTM 52 (1952) 905
- 6) Mc Clintoch, Argon: Mechanical Behavior of Materials, ADDISON-WESLEY (1966) 138
- 7) Gifkins, R. C.: Fracture, John Wiley & Sons, New York (1956)
- 8) J. N. Greenwood, D. R. Miller and J. W. Stuiiter: Acta Met. 2 (1954) 250
- 9) E. Ovovan: Proc. 1st U-S Nat. Congr. Appl. Mech (1951) 453
- 10) A. H. Cottrell: Structure Processes in Creep, P. 1 Iron and Steel Institute, London (1961)