

# $\beta$ 型チタン合金Ti-15V-3Cr-3Sn-3Alの 荷重-変位曲線に及ぼす温度とひずみ速度の影響

守谷 英明\*・長井 寿\*<sup>2</sup>・河部 義邦\*<sup>2</sup>・岡田 厚正\*<sup>3</sup>

Effects of Temperature and Strain Rate  
on Load-Displacement Curves of a  $\beta$ -Ti Alloy Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al

Hideaki MORIYA, Kotobu NAGAI, Yoshikuni KAWABE and Atsumasa OKADA

**Synopsis :** Load-displacement curves of a solution-treated  $\beta$  titanium alloy were investigated in the temperature range between 77 and 355K at the crosshead speed from 0.05 to 50mm/min (initial strain rate from  $3.3 \times 10^{-5}$  to  $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ).

At higher temperature or lower crosshead speed, the alloy work-hardens gradually as it deforms and reaches the plastic instability after showing some uniform elongation. On the other hand, at lower temperature or higher crosshead speed, the alloy shows the plastic instability at the very initial stage of plastic deformation.

The above-mentioned results were discussed, based on the equation of plastic instability,  $d\sigma/d\epsilon = \sigma$ .

The flow stress increases remarkably with a decrease in test temperature or with an increase in strain rate. However, the work-hardening rate little depends on strain and strain rate, and increases proportionally to the Young's modulus with a decrease in test temperature.

Thus, it is concluded that the plastic instability occurs at the earlier stage of deformation as the temperature lowers or the strain rate increases.

**Key words :**  $\beta$ -titanium alloy ; load-displacement curve ; work-hardening rate ; plastic instability.

## 1. 緒言

金属材料の引張特性は、荷重-変位曲線から求められるが、通常の荷重-変位曲線の形状は、変形の初期に降伏現象が現れ、その後変形の進行に伴って最高荷重点に達した後、荷重が低下して破断に至る<sup>1)</sup>(以後、この形状を通常曲線形状と呼ぶ)。

ところが、試験材の材質または試験条件によっては、荷重-変位曲線の初期に最高荷重点が現れ、そのまま荷重が低下して破断に至るといった特異な曲線形状を示すことが報告されている<sup>2-6)</sup>(以後、この形状を特異曲線形状と呼ぶ)。

たとえば、緒形ら<sup>2)</sup>がオーステナイト系ステンレス鋼を溶体化処理後、40%以上の加工を加えた材料の荷重-変位曲線に特異曲線形状が見られ、また、坂本ら<sup>3)</sup>が18Niマルエージ鋼につき、最高の引張強さを示す時効処理を行った試料にも特異曲線形状が示されている。一方、岩尾ら<sup>4)</sup>が行った純Vや、武内<sup>5)</sup>が行った鉄単結晶においては、試験条件の変化、すなわち低温域や高ひずみ速度域においてこの特異曲線形状が観察され、同様に、Nagaiら<sup>6)</sup>が $\beta$ 型チタン合金の溶体化処理材について、試験温度とひずみ速度を変化させ

て引張試験を行った結果から、低温域や高ひずみ速度域での変形に際して、特異形状を示すことが報告されている。

このように、材質や試験条件によって荷重-変位曲線が特異形状を示すことは、以前から数多く認められている。これらの報告によると、常温において通常曲線形状を示す材質のもので、試験条件が低温域や高ひずみ速度域に変化すると、特異形状の生じる可能性があることを示唆している。従って、通常の曲線形状から特異な曲線形状への遷移(以後、曲線形状遷移と称する)が生じる条件を明らかにする必要がある。

金属材料の変形応力は、温度やひずみ速度に依存する熱成分とそれらにほとんど依存せず、ひずみとヤング率に依存する非熱成分にわけて解析されており、熱成分の占める割合は低温域では増大する<sup>7-11)</sup>。このことから、変形や冷却によって引張性質に大きく影響を及ぼす変態などが生じない低温域で、試験温度、ひずみ速度の影響を系統的に検討すれば、曲線形状遷移に対する試験条件の影響を抽出できるはずである。

そこで、本研究では、試験温度およびひずみ速度に依存して荷重-変位曲線の形状遷移が生じることが知られてい

平成7年9月29日受付 平成8年1月18日受理 (Received on Sep. 29, 1995; Accepted on Jan. 18, 1996)

\* 千葉工業大学大学院生 (Graduate Student, Chiba Institute of Technology, 2-17-1 Tsudanuma Narashino 275)

\* 2 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

\* 3 千葉工業大学 (Chiba Institute of Technology)

る材質、すなわちβ型チタン合金の一つであるTi-15V-3Cr-3Sn-3Alの溶体化処理材<sup>†</sup>を用いて、荷重-変位曲線の形状遷移に及ぼす試験条件の影響を詳細に調べた。

## 2. 実験方法

供試材は、ラボ溶製、板圧延されたものであり、化学組成はTable 1に示すとおりである。析出α相の影響を除去するため、1073K(900s, WQ)で溶体化処理を行った。溶体化処理後の組織は、Fig. 1に示すようにβ粒の再結晶組織であり、平均結晶粒径は60μmであった。これから、Fig. 2に示す平行部長さ25mm、直径3.5mmの丸棒引張試験片を加工した。

引張試験には島津オートグラフを用い、試験温度を77, 181, 237, 293, 355Kの各温度、クロスヘッド速度を0.05, 0.5, 5, 50 mm/min(初期ひずみ速度を $\dot{\epsilon}=3.3 \times 10^{-5}$ ,  $3.3 \times 10^{-4}$ ,  $3.3 \times 10^{-3}$ ,  $3.3 \times 10^{-2} s^{-1}$ )の各一定速度で引張試験を行った。

変形双晶等の変形組織の観察は、引張試験後平行部および破断部から試片を切り出し、エメリー研磨および0.05μmのアルミナを用いてバフ研磨した後、5%弗酸+5%硝酸水溶液でエッチングして光学顕微鏡にて観察した。

引張変形中の試験片の直径変化を測定するため、試験片の平行部に0.25mm間隔にマーキングしておき、一定量の変形を与えた後、ただちに除荷して試験片を取り出し、投影機を用いて1μmの精度で試験片直径を測定して、破断まで

Table 1. Chemical composition of the alloy tested (wt%).

V	Cr	Sn	Al	O	N	C	Fe	H	Ti
15.7	3.4	3.3	2.9	0.17	0.01	0.006	0.06	0.007	Bal.



Fig. 1. Microstructure of the as-quenched specimen.

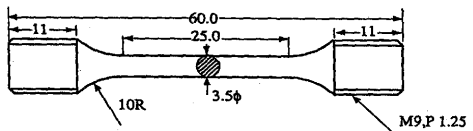


Fig. 2. Round type tensile test piece.

繰り返し測定を行った(これを多段引張試験という)。このとき、応力緩和を極力防ぐため試験機の停止後は、高速のクロスヘッド速度(50mm/min)で除荷した。なお、室温多段引張試験は標点間距離25mmの伸び計を装着して行った。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 荷重-変位曲線形状の試験温度とクロスヘッド速度による遷移

各試験温度においてクロスヘッド速度を変化させ、荷重-変位曲線を求めた。Fig. 3は、クロスヘッド速度を5 mm/min一定にした場合の、各試験温度と荷重-変位曲線の形状をまとめて示したものである。なお、図中の矢印は最高荷重点を示している。

355Kでは、変形初期に荷重は極大点を示して低下した後、変形の更なる進行に伴い緩やかに荷重は増大して最高荷重点を示す。その後も変形の進行に伴って緩やかに荷重は低下し、破断直前で大きな荷重の低下を示す。しかし、293Kでは変形初期で最高荷重点を示した後、変形の進行に伴い一旦荷重の低下は緩やかになるが、その後荷重の増加は見られずそのまま荷重は低下して破断に至る特異曲線形状を示す。さらに低温になると、温度の低下に伴い変形初期の最高荷重点の荷重は増大し、変形初期の最高荷重点から破断に至るまでの荷重低下の割合が大きくなる。ところが、試験温度が77Kの場合は、181K~355Kで見られたような変形初期の荷重の極大点は現れず、変形の進行に伴って荷重は増加し、引張強さに対応する最高荷重点から急速に荷重は低下して破断する通常曲線形状を示した。

その他の各クロスヘッド速度にて行った試験結果を試験温度別に整理すると以下のようなになる。

#### (a) 試験温度355K

いずれのクロスヘッド速度においても通常曲線形状を示

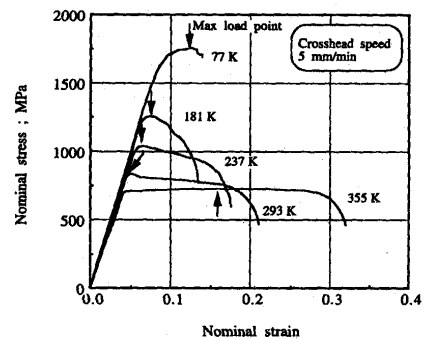


Fig. 3. Load-displacement curves at the various temperatures at the crosshead speed of 5mm/min.

<sup>†</sup> 準安定β型チタン合金では、溶体化処理状態ですでに非熱的ω相が存在し、厳密には単相でない可能性もある。ω相は、低温でさらにその体積率を増加することが知られている<sup>15)</sup>。引張性質に及ぼすω相の影響については、別途詳細な検討が必要であり、ここではω相の影響については触れないことにする。

した。

### (b) 試験温度293K

293Kについての結果はFig. 4に示してある。図中の矢印は最高荷重点である。クロスヘッド速度が0.05mm/minでは、変形初期の荷重の極大点は現れず、緩やかに荷重は増加して引張強さに対応する最高荷重点を示した後に緩やかに荷重は低下する。0.5mm/minでは、荷重の極大点が2箇所現れ、変形初期の方が荷重が高い。しかし、ここでは従来の規定<sup>2)</sup>に従い、後期に現れる極大点を引張強さに対応する「最高荷重点」とする。5mm/minでは、変形初期に最高荷重点を示した後荷重は低下して破断に至る。さらに高速の50mm/minでは、この傾向が顕著になる。このように293Kでは、クロスヘッド速度の上昇に伴って、変形初期の荷重の極大点が顕著になり、そのまま最高荷重点となって、変形の進行に伴う荷重の増加が見られなくなる特異曲線形状に段階的に遷移していく様子が明瞭にわかる。

### (c) 試験温度181~273K

さらに低温になるといずれの条件でも変形初期に最高荷重点を示す特異な曲線を示すようになるが、温度の低下やクロスヘッド速度の上昇に伴い変形初期の最高荷重点は大きく増大する。

### (d) 試験温度77K

77Kの場合には、クロスヘッド速度を変化させても曲線の形状や変形荷重に変化が見られず、いずれのクロスヘッド速度においてもFig. 3に示した曲線とほぼ同一であった。

ところで、β型チタン合金では低温で変形双晶の発生が顕

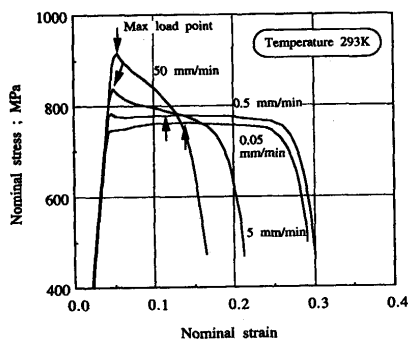


Fig. 4. Load-displacement curves at the various crosshead speeds at 293K.

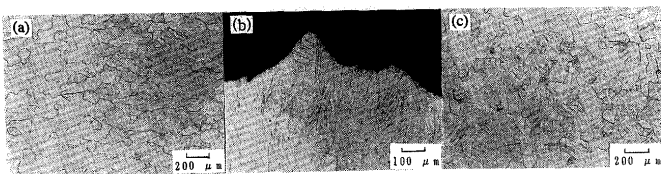


Fig. 5. Microstructures of the ruptured specimens. (a)181K, 5mm/min, uniformly deformed part. (b)181K, 5mm/min, fracture edge (necking part.) (c)77K, 0.5mm/min, uniformly deformed part.

著になる<sup>6,12)</sup>と考えられているので、光学顕微鏡によって変形双晶の有無を観察した。

181~355Kの温度範囲においては、いずれのクロスヘッド速度においてもFig. 5-(a)のようにくびれ外の変形部には変形双晶は見られないが、破断部に対応するくびれ部には、いずれの試験条件においてもFig. 5-(b)のように変形双晶の形成が観察された。一方、77Kにおいては、いずれのクロスヘッド速度においても破断後の試験片全体に変形双晶が形成されており、くびれ外の変形部にも、Fig. 5-(c)のように体積率にして約3.7%の変形双晶が形成されていた。

β型チタン合金では、{332}双晶が形成され、引張性質に大きく影響を及ぼすことが知られている<sup>12,13)</sup>。

変形双晶の影響については別途検討が必要であるので、ここでは、破断部に対応するくびれ部以外で変形双晶が形成されない181~355Kの温度範囲を対象として、荷重-変位曲線の形状遷移を検討することにした。

この範囲における荷重-変位曲線形状を試験温度とクロスヘッド速度についてまとめたものがTable 2である。このTableにおいて通常曲線形状をS(Standard)タイプ、特異曲線形状をC(Critical)タイプとして示してある(以後、それぞれをSタイプ、Cタイプと称する)。試験温度が低いか、クロスヘッド速度が大きい場合に、Cタイプの曲線形状が現れていることが再確認される。

### 3・2 S, C両タイプの応力-ひずみ曲線

Fig. 4およびTable 2からわかるように、293Kにおいては、クロスヘッド速度の変化によってSタイプからCタイプへの曲線形状遷移が起こる。そこで、この温度において、両タイプにおける応力-ひずみ曲線を求めるために多段引張試験を行った。その結果をFigs. 6, 7に示す。

Fig. 6-(a)は、Sタイプの曲線形状を示すクロスヘッド速度0.5mm/minで行った多段引張試験で得られた荷重-変位曲線である。各除荷点をa~fの記号で示した。最高荷重点の原位置を矢印で示してある。また、それぞれ除荷した点での試験片直径を示したものがFig. 6-(b)である。本図の横軸に示したA~Kは、試験片の平行部に0.25mm間隔にマーキングした点を示している。

一方、Cタイプの荷重-変位曲線を示すクロスヘッド速度

Table 2. Transition of load-displacement curve by test temperature and crosshead speed.

Temperature (K)	Crosshead speed (mm/min)			
	0.05	0.5	5	50
355	S	S	S	S
293	S	S	C	C
237	C	C	C	C
181	C	C	C	C

S : S type curve shows the gradual work-hardening until the maximum load point.

C : C type curve shows the maximum load point at the first stage of deformation without the adequate work-hardening.

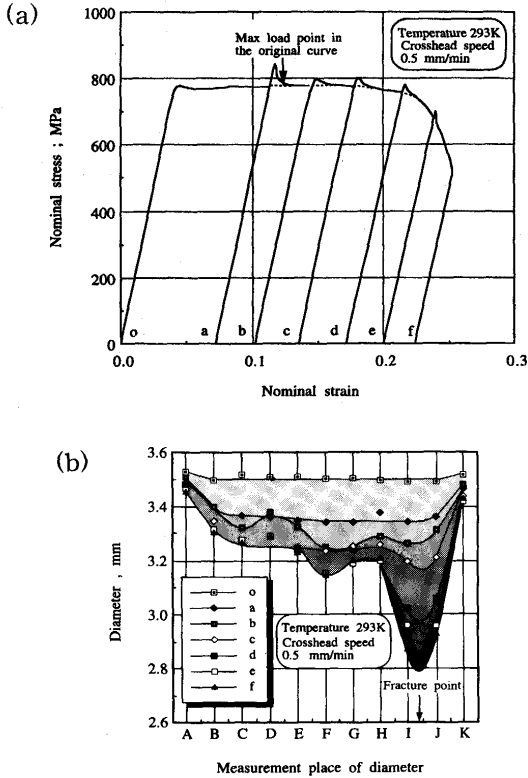


Fig. 6. (a) Load-displacement curve in interrupted tensile test (S type).  
(b) Change of diameter at various stages of interrupted tensile test in S type curve.

50mm/minにて多段引張試験を行った結果をFig. 7-(a)に示す。なお、元の荷重-変位曲線を破線で示した。引張試験の途中でクロスヘッドを停止後速やかに除荷を行ったが、この試験ではクロスヘッド停止直後の応力緩和が顕著であるので、応力緩和の影響も図中に一点鎖線の矢印で示している。変形の進行に伴う試験片直径の変化をFig. 7-(b)に示した。

これら多段引張試験の結果をもとに、応力-ひずみ曲線を求めた。Sタイプの曲線については、破断部に一番近い測定部位I (Fig. 6-(b)) について、Cタイプの曲線については、測定部位F (Fig. 7-(b)) についてそれぞれ次式に従って応力とひずみの関係を求めた。

$$\sigma = 4P / \pi d^2, \quad \epsilon = \ln(d_0 / d)^2 \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $\sigma$ は応力、 $P$ は荷重、 $d$ はそのときの試験片直径、 $\epsilon$ はひずみ、 $d_0$ は初期直径をそれぞれ示す。

その結果をFig. 8に示す。ただし、くびれの発生以降についての3軸応力に対する補正は行っていない。図中のa-eは多段引張試験の除荷点である。また、同図には荷重-変位曲線全体を次式によって変換した曲線も破線で示した。

$$\sigma = \sigma_{eng.} (1 + \epsilon_{eng.}), \quad \epsilon = \ln(1 + \epsilon_{eng.}) \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $\sigma_{eng.}$ は公称応力、 $\epsilon_{eng.}$ は公称ひずみである。この変換では、試験片全体が均一に変形している範囲での

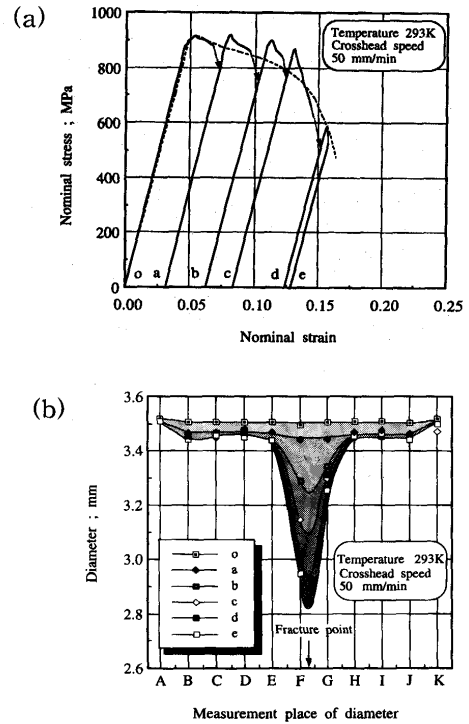


Fig. 7. (a) Load-displacement curve in interrupted tensile test (C type).  
(b) Change of diameter at various stages of interrupted tensile test in C type curve.

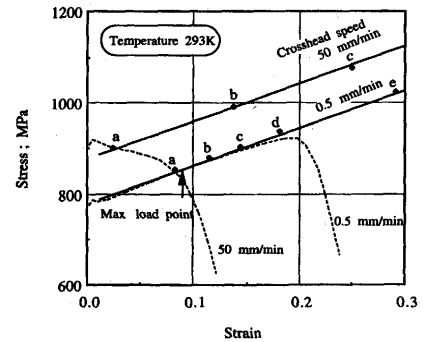


Fig. 8. Stress-strain curves at the crosshead speed of 50 and 0.5mm/min at 293K.  
(solid line; given from equation (1), broken line; given from equation (2)).

み応力-ひずみ関係を再現できる。従って、実線と破線の曲線が一致している範囲では、マクロには試験片が均一に変形しているとみなせる。図からわかるようにSタイプの曲線については、最高荷重点を越えたc点付近から(1)式による曲線と(2)式による曲線が離れていく。このように、Sタイプの曲線では、最高荷重点以降も若干均一変形が保たれており、荷重-変位曲線を(2)式によって変換して応力-ひずみ曲線を求めることができる。

ところで、Fig. 8に示すように多段引張試験によって求めた293Kにおける応力-ひずみ曲線は、クロスヘッド速度の変化に対してほぼ平行であった。従って、クロスヘッド速

度の変化に対する応力の変化は、ひずみ速度のみによって決まり、ひずみにほとんど依存しないことがわかる。

### 3・3 塑性不安定条件と荷重-変位曲線の形状遷移

Cタイプの曲線の大きな特徴の一つは、最高荷重点を与えるひずみが極めて小さいことである。これは、塑性不安定化が塑性変形のごく初期からはじまることを示唆している。そこで、塑性不安定条件がSタイプの曲線からCタイプの曲線への形状遷移でどのような変化をしているのかを考察する。

塑性不安定が荷重-変位曲線における最高荷重点で生じるとした場合、応力-ひずみ曲線において次式がその条件式となる。

$$d\sigma/d\varepsilon = \sigma \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $d\sigma/d\varepsilon$ は加工硬化率、 $\sigma$ は応力である。

このように、塑性不安定条件を与えるひずみ量は、応力-ひずみ曲線と加工硬化率-ひずみ曲線の交点から求めることができる。Fig. 8などから求めた293Kにおける応力-ひずみ曲線および加工硬化率-ひずみ曲線をFig. 9に示す。この図では、多段引張試験で得られたクロスヘッド速度50および0.5mm/minの応力-ひずみ曲線を実線で示した。また、0.05mm/minについては、荷重-変位曲線を(2)式で変換した応力-ひずみ曲線を、5mm/minについては想定される曲線を破線で示した。この図に示すように各クロスヘッド速度における応力-ひずみ曲線はほぼ平行であるので、加工硬化率-ひずみ曲線は、0.5mm/minのときの曲線から求めたもので代表している。また、ひずみ量が極めて小さい、すなわち塑性変形の初期では必ずしも変形の均一条件が満足しているとは限らないので、除外した。

Sタイプの曲線形状を示すクロスヘッド速度0.5および0.05

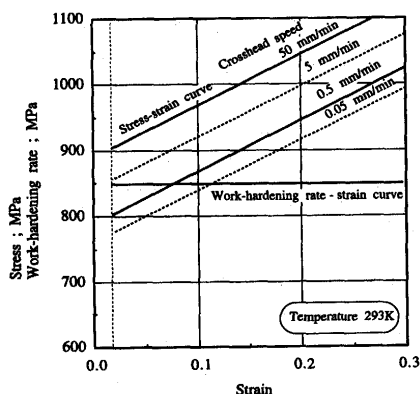


Fig. 9. Relation between stress-strain curve and work-hardening rate-strain curve as a function of crosshead speed at 293K.

mm/minでは、降伏点の応力が加工硬化率よりも低く、変形応力が加工硬化率に等しくなるのは、0.1前後のひずみであり、0.5mm/minの方が小さい。これらのひずみ値は、両者の最高荷重点を与える変位とほぼ対応している。

クロスヘッド速度が5,50mm/minでは、両曲線の交点が極めて小さいひずみ領域で現れるか、もしくは交点を持たないことがこの図からわかる。これらの場合、塑性変形を開始するとほぼ直ちに塑性不安定になると考えられる。

このように、293Kにおいてはクロスヘッド速度の増大によって変形応力が増大して、変形応力が変形初期の段階から加工硬化率を上回り、塑性不安定になることがわかる。

つぎに試験温度の変化に対する変形応力と加工硬化率の関係について考察する。低温域においては、多段引張試験において、除荷時にクロスヘッドを停止させると急速に応力緩和が生じるため、直接応力-ひずみ曲線を求めることが困難であった。そこで、以下の考えに従って検討した。

変形応力は、試験温度やひずみ速度に依存する熱成分とそれらにほとんど依存せず、ひずみやヤング率に依存する非熱成分に分けられ、次式のように表される<sup>7,8)</sup>。

$$\sigma = \sigma_{TH}(T, \dot{\varepsilon}) + \sigma_{ATH}(E, \varepsilon) \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $\sigma$ は応力、 $\sigma_{TH}$ は熱成分、 $\sigma_{ATH}$ は非熱成分、 $T$ は温度(K)、 $\dot{\varepsilon}$ はひずみ速度、 $E$ はヤング率、 $\varepsilon$ はひずみをそれぞれ示す。ただし、(4)式において、 $E$ は温度依存性を有するため、 $\sigma_{ATH}$ も $E$ の温度依存性の変化分だけ変化する<sup>14)</sup>。

本試験材の293Kにおける応力-ひずみ曲線は、Fig. 9のようにクロスヘッド速度の変化に対してほぼ平行であり、(4)式の関係が成り立っている。また、ひずみの変化に対しても直線的である。従って、加工硬化率 $d\sigma/d\varepsilon$ は、ひずみおよびクロスヘッド速度によってほとんど変化しない。

この関係が、本試験温度範囲内で成立していると仮定すると、加工硬化率は、試験温度の変化に対してヤング率の変化の影響のみを受けると考えられる。

各試験条件におけるヤング率を荷重-変位曲線から求めたところ、ヤング率はクロスヘッド速度の変化に対してはほとんど変化せず、温度の低下に対して直線的に増加した<sup>†</sup>。そこで、各温度における加工硬化率を293Kのときの加工硬化率を基準にして次式によって推定した。

$$(d\sigma/d\varepsilon)_T = E_T/E_{293} (d\sigma/d\varepsilon)_{293} \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $(d\sigma/d\varepsilon)_T$ は $T$ (K)における加工硬化率、 $E_T/E_{293}$ は $T$ および293Kにおけるヤング率の比、 $(d\sigma/d\varepsilon)_{293}$ は293Kにおける加工硬化率である。

本試験材が変形初期で塑性不安定を示すかを検討するた

† このようにして求めたヤング率の温度係数(GPa/K)は、 $-1.3 \times 10^{-2}$ であった。文献値の室温以下でのヤング率の温度係数は、 $\alpha$ 合金で $-6.8 \times 10^{-2} \sim -7.5 \times 10^{-2}$ <sup>16)</sup>、 $\alpha + \beta$ 合金で $-4.1 \times 10^{-2} \sim -4.9 \times 10^{-2}$ <sup>16)</sup>、 $\beta$ 合金で $-1.9 \times 10^{-2} \sim -3.8 \times 10^{-2}$ <sup>17)</sup>であり、本研究で求めた温度係数は妥当であると考えられる。ところで、伸び計による室温ヤング率は75GPaで、Ti-15-3合金の文献値81~84<sup>17)</sup>とほぼ同じである。

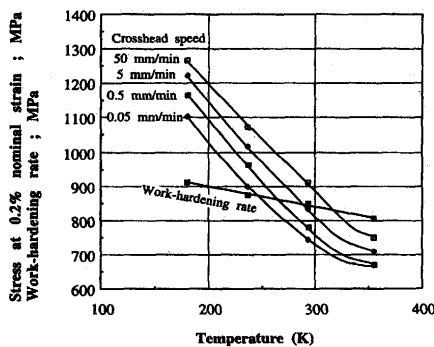


Fig. 10. Relation between stress at 0.2% nominal strain and work-hardening rate.

めに、各試験条件についての変形初期の応力として0.2%公称ひずみにおける応力と(5)式より推定した加工硬化率とを比較した。その結果をFig.10に示す。

この図からわかるように温度の低下に対する変形初期の応力の増大は、加工硬化率の増大と比較すると大きい。

高温の355Kでは、いずれのクロスヘッド速度の場合でも変形初期の応力は加工硬化率よりも低い。しかし、低温側の181K, 237Kでは、いずれの条件においても変形初期の応力が加工硬化率を上回っている。

このように、本試験材の荷重-変位曲線の形状が温度の低下やクロスヘッド速度の増加によってSタイプの曲線からCタイプの曲線形状に遷移するのは、変形応力が温度やひずみ速度に大きく依存し、変形応力が変形初期の段階から加工硬化率を容易に上回り、塑性不安定になるためと判断できる。すなわち、Table 2におけるCタイプの曲線の出現条件を塑性不安定が変形初期に起こる領域として、統一的に理解できる。

このことは、Fig. 6-(a)の再負荷時の荷重-変位曲線にも現れている。すなわち、再負荷した曲線は、Cタイプの荷重-変位曲線を示している。a点からの再負荷は、Fig. 9において0.5mm/minの応力-ひずみ曲線をひずみaの分だけ低ひずみ側へ平行移動した場合に対応する。すなわち、Fig. 9の考察からすると、a点以降の再負荷曲線がCタイプになることを説明できる。

さらに、a点から再負荷した曲線における荷重の極大点は、元の曲線における最高荷重点を含み、上回っている。このことは、Cタイプの曲線では、最高荷重点が本来の引張強さを過大評価している可能性を示唆するものである。

以上のように、本試験材においてCタイプの曲線が現れるのは、ひずみ速度の増加、試験温度の低下に伴う変形応力の大きな上昇が、塑性不安定を変形初期から生じさせるためと結論づけられる。

#### 4. 結言

準安定β型チタン合金Ti-15V-3Cr-3Sn-3Alの溶体化処

理材を用いて常温近傍から低温までの変形双晶の影響を受けない温度範囲で、クロスヘッド速度を変化させた場合の荷重-変位曲線の形状遷移について検討した結果、以下のことがわかった。

(1)本試験材の荷重-変位曲線は、高温側あるいは低クロスヘッド速度側では、変形初期に荷重の極大点を示して低下した後、変形の更なる進行に伴い緩やかに荷重は増大して、最高荷重点を経た後も緩やかに荷重が低下する通常曲線形状(Sタイプの曲線)を示す。一方、低温側あるいは高クロスヘッド速度側では塑性変形初期に現れる荷重の極大点があるまま最高荷重点となり、それ以降は変形の進行に伴い荷重が低下して破断に至る特異曲線形状(Cタイプの曲線)に遷移する。

(2)本試験材の荷重-変位曲線の形状が温度の低下やクロスヘッド速度の増加によってSタイプの曲線形状からCタイプの曲線形状に遷移するのは、加工硬化率がひずみ速度や試験温度に大きく依存しないのに対して、変形応力が温度低下やひずみ速度増大によって顕著に増大するために、変形初期から容易に塑性不安定になるためと結論づけられる。

(3)Cタイプの曲線においては、Sタイプにおける引張強さなどの決定法の適用が必ずしも妥当でないことが示唆された。

なお、試験材の作成についてご協力下さいました元新日本製鐵(株)第2技研ステンレスチタン研究センター(現(財)金属系材料開発センター)の堀谷貴雄博士に謝意を表します。

#### 文 献

- 1) JIS Z 2241, (1980)
- 2) 緒形俊夫, 石川圭介: 鉄と鋼, **71** (1985), 1647.
- 3) 坂本庸晃, 杉本公一, 宮川大海: 鉄と鋼, **67** (1981), 2172.
- 4) 岩尾暢彦, 貝沼紀夫, 渡辺亮治, 下村武弘: 日本金属学会誌, **39** (1975), 512.
- 5) 武内朋之: 金属材料技術研究所研究報告, **11** (1968), 525.
- 6) K.Nagai, K.Ishikawa, T.Horiya and H.Suzuki: Titanium'92 Science and Technology, (1993), 1875.
- 7) H.Conrad: High Strength Materials, ed.by John Willey, New York, (1965), 436.
- 8) K.Okazaki and H.Conrad: Acta Met., **21** (1973), 1117.
- 9) 五弓勇雄, 木原諄二: 日本金属学会誌, **31** (1967), 368.
- 10) I.Gupta and J.C.Li: Metallurgical Transactions, **1** (1970), 2323.
- 11) W.A.Spitzig and A.S.Keh: Metallurgical Transactions, **1** (1970), 3325.
- 12) 花田修治: 日本金属学会会報, **25** (1986), 755.
- 13) S.Hanada, T.Yoshio and O.Izumi: Trans. Japan Inst. Metals, **27** (1986), 496.
- 14) 木原諄二: 塑性と加工, **11** (1970), 625.
- 15) 池田勝彦, 小松伸也, 杉本隆史, 亀井 清: 日本金属学会誌, **54** (1990), 743.
- 16) Handbook on Materials for Superconducting Machinery, Metals and Ceramics Information Center, (1977)
- 17) Materials Properties Handbook, Titanium Alloys, ed.by R. Boyer, G.Welch and E.W.Collings, ASM, (1994), 869, 901.