さは Q^{-1} の減少度の最も大きい磁場の大きさにはほぼ一致する。したがって H が 1 kA/m 以下のような弱い磁場における dW_h/dH および $d\lambda/dH$ の値は Q^{-1} の値と比例関係にあり、Fe-Mo 合金の減衰能は磁化の非可逆性によるものが大部分であるといえる。それ故 Fe-Mo 系のような強磁性型吸振合金の開発と応用を考える時には小さな接動応力によって磁氣的再配列が起り易いような適度に H_c が小さいもの、消費される振動エネルギー (磁気エネルギー) が大きくなるようにその dW_h/dH および $d\lambda/dH$ が弱い磁場でできるだけ大きくなるものを見出し、または熱処理などによってこれと同じ状態にすることが重要である。

文 献

- (1) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **41** (1977), 820; Trans. JIM, **18** (1977), 581.
- (2) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **42** (1978), 337; Trans. JIM, **19** (1978), 312.
- (3) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **42** (1978), 1134; Trans. JIM, **20** (1979), 285.
- (4) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **43** (1979), 471; Trans. JIM, **20** (1979), 409.
- (5) A. K. Sinha, R. A. Backley and W. Hume-Rottery: J. Iron Steel Inst., **205** (1967), 191.
- (6) M. Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, Second Edition, McGraw-Hill Book Co. Inc., N.Y., (1958).
- (7) R. Becker and M. Kornetzki: Z. phys., **88** (1934), 634.
- (8) 杉本孝一: 日本金属学会会報, **14** (1975), 491.
- (9) R. Bozorth: *Ferromagnetism*, D. Van Nostrand Co. Inc., N.Y., (1951), 535.
- (10) L. J. Dijkstra and U. M. Martius: Rev. mod. phys., **25** (1953), 146.
- (11) C. Wert: *Modern Research Techniques in physical Metallurgy*, ASM, (1953), 225.
S. Siegel: J. Acoust. Soc. Am., **16** (1944), 26.
- (12) M. Koiwa and M. Hirabayashi: Sci. Rep. RITU, **A-18** (1966), 344.
- (13) P. Kofstad, R. A. Butera and R. S. Craig: Rev. Sci. Instr., **33** (1962), 850.
- (14) M. Kornetzki: Z. phys., **146** (1956), 107.
- (15) W. H. Hatfield and L. Lotherham: Trans. N.E. Coast Inst. Engineers and Shipbuilders, **64** (1943), 227.

日本金属学会誌 第 45 巻 第 6 号 (1981) 636~641

延性破壊におよぼす予歪の影響について

丹 羽 直 毅*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 6 (1981), pp. 636~641

Effect of Prestrain on Ductile Fracture

Naotake Niwa*

The present study deals with the effect of prestrain on strain and stress paths to fracture in the ductile fracture processes of tough-pitch copper, copper-chromium alloy, vacuum melted copper and pure aluminum round bar specimens pulled in tension. The neck shape change with development of necking was examined through measurements of the radius and curvature ratio of the neck contour. In addition the true flow stress in the neck was presumed by using the correction factor proposed by Davidenkov *et al.*.

Differences in fracture strain resulting from prestrain were almost invariably due to those in strain up to maximum load for each material. The post-instability strain to fracture was almost the same for each material and independent of prestrain. The prestrain had little effect on the change of neck shape with the development of necking. Although prestrain brought about slightly higher level of the apparent and true flow stresses at the same post-instability strain, it had little effect on a relative change of the both stresses (i.e., shape of stress-strain curve) with development of necking after the maximum load.

Therefore, within the range of prestrain and materials used in this study, the post-instability strain to fracture was almost the same for each material but apparent and true flow stresses at fracture were slightly different and dependent on the prestrain.

(Received January 24, 1981)

* 東京大学工学部総合試験所 (Engineering Research Institute, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

I. 緒 言

金属材料の延性破壊を取扱う際に、材料が焼鈍状態にあるか加工状態にあるかをどう評価するかは、ひとつの重要な問題であると考えられる。例えば焼鈍状態の材料の場合には、引張試験での断面減少率と圧縮試験での破壊限界との間に良い対応関係が存在するが、加工状態の材料も含めるとこの関係はくずれてしまうことが知られている⁽¹⁾⁽²⁾。今までに多くの延性破壊のクライテリアが提示されているが^{(3)~(6)}、必ずしもこの問題が十分に考慮されているとは言えない。実際の材料の加工においてはいくつもの加工・焼鈍の過程を経ることが多い。従って材料の加工性を問題にする場合にも、加工や焼鈍の破壊にもつ意味を考えていくことが必要であろうと考える。もちろん第2相の形態、分散状況、母相への影響など、加工や熱処理は延性破壊の要

本報では、前報に引き続き材料の焼鈍状態と加工状態の差が1軸引張変形での延性破壊におよぼす影響を調べるため、焼鈍した材料に2段階の予歪を与えその影響を均一変形過程とくびれを開始した後の過程とに分けて検討をおこなった。

II. 実験方法

用いた材料は、市販のタフピッチ銅、クロム銅、純アルミニウムおよび真空溶解銅である。直径約16 mmの丸棒を各々 Table 1 に示す温度で焼鈍し、回転スエージ機により2種類の直径の丸棒に加工した。それらの丸棒より Fig.1 に示す形状の試験片を作製した。Table 1 に、各々の試料の本文中で用いる略号、熱処理、回転スエージ機による加工の前と後の外径の測定結果により計算した予歪の値、最大荷重点での見掛けの変形応力、破断開始時の見掛

Table 1 Outline of tensile test.

Symbols of specimens	Material	Annealing condition		Amount of prestrain	Apparent flow stress (MPa)		Type of fracture
		Temp. (K)	Time (10 ³ s)		max. load	break point	
TCu-1	Tough-pitch copper	773	3.6	As annealed	324	521	C.C
TCu-2	"	"	"	0.457	334	529	"
TCu-3	"	"	"	0.814	340	535	"
CCu-1	Copper-1.0% chromium alloy	"	"	As annealed	557	764	"
CCu-2	"	"	"	0.446	582	786	"
CCu-3	"	"	"	0.786	600	815	"
VCu-1	Vacuum melted copper	"	"	As annealed	290	492	D.C
VCu-2	"	"	"	0.462	312	495	"
VCu-3	"	"	"	0.814	321	537	"
Al-1	Commercial pure aluminum	653	1.8	As annealed	121	215	"
Al-2	"	"	"	0.483	134	224	"
Al-3	"	"	"	0.842	137	239	"

C.C.: cup and cone; D.C.: double cup

因に対し多くの面で影響をおよぼしているのものでその解明は容易ではないが、少しずつ実験的評価を積み重ねていく必要があると思われる。

Thomason は、延性破壊に関する論文の中で破壊に至る歪をくびれを開始するまでの歪 (pre-instability strain) とくびれを生じた後の歪 (post-instability strain) とに分けた取扱いをしている⁽⁷⁾⁽⁸⁾。1軸引張変形においてくびれを開始するまでは均一変形であり、くびれを生じた後の変形は負の静水圧の下での不均一変形であるので、延性破壊に対し異なった意味をもっていると考えられる。前報⁽⁹⁾で、タフピッチ銅丸棒の1軸引張変形における延性破壊におよぼす焼鈍の影響を応力と歪の面から検討したが、その影響は均一変形過程にだけ存在し、くびれを生じた後の変形過程に対する影響はほとんどないことが明らかとなった。このように延性破壊を理解していく際に、くびれを開始するまでの過程とくびれを生じた後の過程に分けて検討することも必要であると考えられる。

Fig.1 Tensile specimen. (mm)

けの変形応力、巨視的破壊形態を示す。

引張変形は TOM 5000 X を用い常温でおこない、変形中に写真撮影をして変形に関する測定をおこなった。クロスヘッド移動速度は 1/60 mm/s で変形させた。

歪に関しては、最大荷重点を塑性不安定になる点すなわちくびれ開始の点として取扱った⁽¹⁰⁾。

また、くびれ部の真の変形応力は、くびれ部半径とくびれ部外形の曲率半径を測定することにより Davidenkov らの補正式⁽¹¹⁾を用いて求めた。

III. 結果と考察

焼鈍状態および予歪を与えたタフピッチ銅試料の荷重-

伸び曲線を Fig. 2 に示す。図中の TCu-1, TCu-2, TCu-3 は、各々 Table 1 の中それと対応する。予歪を与えた試料においては最大荷重の値が大きくなり、最大荷重点までの伸びは減少するが、予歪を与えた試料間の差は余り大きくない。この傾向は、他のクロム銅、純アルミニウム、真空溶解銅の各試料について同様である。

Fig. 3(a), (b), (c), (d) は、各々タフピッチ銅 (TCu)、クロム銅 (CCu)、純アルミニウム (Al) および真空溶解銅 (VCu) の各試料について破断開始までの最小断面での全歪 (ϵ_f)、くびれを生じるまでの歪 (ϵ_u)、くびれを生じてから破断開始までの歪 (ϵ_{po}) におよぼす予歪の影響を示した図である。ここで ϵ_f , ϵ_u , ϵ_{po} は各々 $\epsilon_f = -2L_n(R_f/R_0)$, $\epsilon_u = -2L_n(R_u/R_0)$, $\epsilon_{po} = -2L_n(R_f/R_u)$ であり、 R_0 , R_u , R_f は各々変形前、最大荷重点、破断開始の点での試料半径である。この図はこれらの歪を縦軸にとり、横軸には各々の材料に

Fig. 2 Load vs elongation curves of tough-pitch copper specimens prestrained as shown in Table 1.

Fig. 3 Effect of prestrain (ϵ_{pr}) on pre-instability strain ($\epsilon_u = -2\ln(R_u/R_0)$), post-instability strain ($\epsilon_{po} = -2\ln(R_f/R_u)$), fracture strain ($\epsilon_f = -2\ln(R_f/R_0)$) and total fracture strain ($\epsilon_f' = \epsilon_f + \epsilon_{pr}$) of tough-pitch copper, copper-chromium alloy, vacuum melted copper and aluminum specimens shown in Table 1 (R_f : radius of neck at break point, R_u : radius at maximum load point, R_0 : initial radius of specimen).

ついて試料の予歪をとって表示してある。図中の各点は、Table 1 に示した各々の試料 TCu-1, ..., VCu-3 に対応する値である。さらに、予歪 (ϵ_{pr}) と破断開始までの全歪 (ϵ_f) とを加えた歪 (ϵ_f') も示してある。この図からもわかるように、用いた 4 種類の材料共予歪を与えることにより破断開始までの全歪は減少する。その減少分は最大荷重点に至るまでの歪の違いに基づくもので、最大荷重点以後破断開始に至る歪はほとんど影響を受けていないと考えられる。すなわち用いた材料各々において与えた予歪の範囲内では最大荷重点以後はほぼ一定の歪で破断を開始していることになる。前報でタフピッチ銅引き抜き加工材への焼鈍の影響を調べたが、焼鈍処理の違いに基づく破壊歪の差は、本実験の結果と同様に、最大荷重点に至るまでの歪の差に基づくものであった。

また、予歪を与えた場合に、予歪と破断開始までの全歪を加えた歪は、予歪を与えない試料の破断開始までの全歪より大きな値をとるという報告⁽¹²⁾があるが、本実験でも用いた 4 種の材料すべてにおいて同様の結果がみられた。

巨視的破壊形態は、Table 1 に示したように予歪を与えたことによって変化することはなかった。

最大荷重点以後破断開始に至る変形過程のひとつの指標としてくびれ形状の変化がある。また、それと密接な関連をもち、延性破壊において重要な意味をもつと考えられるものにくびれ部の応力状態がある。くびれを生じている領域の応力状態を厳密な意味で求めることは不可能に近いが近似的に求める試みはいくつかおこなわれている⁽¹¹⁾⁽¹³⁾。

Davidenkov らはアームコ鉄を用いた実験に基づき、荷重をその時点での最小断面で除した見掛けの変形応力 (σ_{ap}) と、真の変形応力 (σ_c) の間に次式の関係を示している。

$$\sigma_{ap} = \sigma_c (1 + R/4C)$$

ここで R はくびれ部の試料半径、 C はくびれ部外形の曲率半径であり、この両者の比 R/C を求めることにより真の変形応力が求められることになる。

くびれ開始後破断に至るくびれ形状の変化および応力経路への予歪の影響を検討するために、 R/C , σ_{ap} および Davidenkov らの応力補正式を用いて求めた σ_c の値のくびれの進行に伴う推移を調べた。タフピッチ銅試料およびクロム銅試料についての結果を Fig. 4 および Fig. 5 に示す。タフピッチ銅試料について、Fig. 4(a) に σ_{ap} および σ_c の値、(b) に R/C の値を、横軸にくびれ開始後の歪 ϵ_{po} をとって示した。同様に Fig. 5 にはクロム銅試料についての値を示した。ここで ϵ_{po} は $\epsilon_{po} = -2\ln(R/R_u)$ であり、 R , R_u は各々変形時および最大荷重点での試料半径である。

くびれ形状の指標としての R/C の値は、タフピッチ銅試料においてもクロム銅試料においてもくびれの進行と共に増大する。また、両試料各々において同じくびれ開始歪に対し、予歪を与えた試料同志および焼鈍状態の試料との間に顕著な差はみられない。すなわち、同じくびれ開始

Fig.4 Effect of prestrain on stress path and neck shape change of prestrained tough-pitch copper specimens (Table 1) with development of necking to fracture. (a) Relation between apparent flow stress (σ_{ap}) and true flow stress (σ_c) corrected with correction factor proposed by Davidenkov *et al.* and post-instability strain. (b) Ratio of radius to curvature of contour of neck (R/C) vs post-instability strain.

Fig.5 Effect of prestrain on stress path and neck shape change of prestrained copper-chromium alloy specimens (Table 1) with development of necking to fracture.

(a) Relation between apparent flow stress (σ_{ap}) and true flow stress (σ_c) corrected with correction factor proposed by Davidenkov *et al.* and post-instability strain.

(b) Ratio of radius to curvature of contour of neck (R/C) vs post-instability strain.

後歪に対しほぼ相似のくびれ形状をしていることになる。このことは、本実験で与えた予歪の範囲では、焼鈍した試料も予歪を与えた試料もほぼ同様のくびれ形状の推移を経て破断に至ることを意味している。

このように本実験で与えた範囲の予歪は、くびれを開始してから破断開始に至る歪量および最大荷重点以後の変形に伴うくびれ形状の推移に関して大きな影響をおよぼしていないと考えられる。一方、タフピッチ銅試料、クロム銅

試料について Fig.4(a), Fig.5(a) に示したように、予歪は変形の進行に伴う見掛けの変形応力の相対的な推移に対して最大荷重点以後の変形過程においては大きな影響をおよぼしていないようにみられる。すなわち、くびれ開始後破断開始に至る応力-歪曲線の形状には、与えた予歪の違いによる顕著な変化はみられない。しかし、見掛けの変形応力の絶対値に関しては、大きな予歪を与えた試料ほどより値の大きな応力経路を経て破断に至る傾向がみられる。

この傾向は、タフピッチ銅試料において余り顕著ではなくクロム銅試料において顕著であるが、他の2種類の試料においても Table 1 に最大荷重点および破断開始の点での見掛けの変形応力の値を示したが、その傾向がみられる。また、Davidenkov らの応力補正式を用いて求めた真の変形応力の変形の進行に伴う推移においても予歪は大きな影響をおよぼしていないと考えられる。このことは、予歪が変形の進行に伴うくびれ形状の変化および見掛けの変形応力の推移に対して大きな影響をおよぼしていないことを考えれば、Davidenkov らの応力補正式の成り立ちからいって理解できる。また真の変形応力の場合にも、見掛けの変形応力の場合と同様に、与えた予歪が大きい程より値の大きい応力径路を経て破断に至る傾向がみられる。また、これらの応力径路に関する結果は純アルミニウムおよび真空溶解銅の試料においても同様であった。

前報で調べた焼鈍条件を変えたタフピッチ銅試料においても観察されたと同様に、本実験でのタフピッチ銅試料およびクロム銅試料においても見掛けの変形応力は破断開始まで上昇を続けるが、Davidenkov らの補正式に基づき求めた真の変形応力は、予歪の有無に関わらず破断開始に先立って最大値をとっている (Fig. 4(a), Fig. 5(a))。Chakrabarti らは、くびれが形成された後に生ずる速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象が破壊に至る重要な段階であるとし、これを second basic mode of localization of plastic strain と名付けた。この型の塑性不安定現象は多くの破壊過程において観察されるとしてその形成条件を求め⁽¹⁴⁾、実際に鋼板の1軸引張変形において観察される速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象の形成との良い実験的対応を得ている⁽¹⁵⁾。タフピッチ銅丸棒、真空溶解銅丸棒や市販の純チタン板の1軸引張変形における延性破壊過程において観察される現象も、この Chakrabarti らの主張する変形の集中の機構で良く説明できると考えられる^{(16)~(19)}。Chakrabarti らは、「真の変形応力の増分が零」すなわち「真の変形応力が最大値をとる」をその形成条件として提示している。Davidenkov らのくびれ部の応力補正式も困難な点を含んでおり、得られた真の変形応力の絶対値を問題にすることは難しいが少くとも相対的な応力の推移を表わしていると考えれば、このように真の変形応力が破断開始に先立って最大値をとっていることは、タフピッチ銅試料およびクロム銅試料の破壊過程においても破断開始に先立ってこのような形での変形の集中が生じているという推定を裏付けているのではないかと考えられる。

以上4種類の材料の延性破壊におよぼす予歪の影響を歪と応力の面から調べた。本実験で与えた範囲の予歪は均一変形過程の歪量にだけ影響をもち、くびれ開始後破断開始に至る歪量には大きな影響をもたない。また、くびれ形状の推移にも大きな影響をもたない。これらの結果は、タフピッチ銅試料について調べた焼鈍の影響⁽⁹⁾と同様である。しかし、応力の面からいえば、見掛けの変形応力において

も Davidenkov らの補正式に基づく真の変形応力においても大きな予歪を与えた試料程より値の大きい応力径路を経て破断する傾向がみられる。この応力の値の差自体も大きくはないが、本実験の範囲では応力よりもどちらかといえばくびれを生じてからの歪量が破壊を規定しているのではないと思われる。しかし、延性破壊に対する予歪の影響は、例えば第2相の形態、分散状態を変えるなどその材料の破壊機構と深い関連をもっていると考えられ、今後徹視的な破壊機構との関連に注目して予歪の大きさ、予歪を与える変形過程の影響を詳細に検討していく必要があると考える。また、緒言でも述べたが、引張試験での断面減少率と圧縮試験での破壊限界との対応関係は材料が焼鈍状態か加工状態かによってくずれてしまう。これは加工状態になると引張試験での断面減少率が低下してしまうにもかかわらず、圧縮試験での破壊限界はそれ程影響を受けないことによる。その意味では本実験での結果が示しているように、予歪を与えることによってくびれ開始後破断開始に至る歪量が示す傾向の方が圧縮試験におけるそれに対応しているようにも思える。今後検討を要するが、材料の加工性を評価する場合にはくびれ開始後破断開始に至る歪量にも注目していく必要があると思われる。

IV. 結 言

1軸引張変形における延性破壊におよぼす予歪の影響を歪と応力の面から検討した結果次のような結論を得た。

(1) 与えた予歪の範囲内では、予歪の破壊歪への影響は均一伸びの差に基づくものであり、くびれ開始後破断開始に至る歪量はほぼ一定であった。

(2) くびれ開始後変形の進行に伴うくびれ形状の推移においても、予歪による顕著な影響はみられなかった。

(3) 予歪は、くびれ開始後破断開始に至る応力径路に対して、変形の進行に伴う相対的な応力の推移すなわち応力-歪(くびれ開始後歪)曲線の形状にはほとんど影響をもたないと考えられる。しかし、その差はあまり大きくはないもの予歪が大きい程より高い応力水準の応力径路を経て破断に至る傾向がみられる。これらのことは、見掛けの変形応力の場合にも Davidenkov らの応力補正式に基づき求めた真の変形応力の場合も同様である。

終りに臨み、本報告を執筆するにあたり有益なご示唆ご討論を頂いた文部省宇宙科学研究所 堀内 良教授、東京大学工学部 岸 輝雄助教授に深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) F.L.Gill and W.M.Baldwin: Metal Progress, Feb., (1964), 83.
- (2) J.Billigmann: *Stauchen und Pressen*, Carl Hanser Verlag München, (1953), 76.
- (3) L.Roesch, G.Henry, M.Eudier and J.Plateau: Mem. Sci. Rev. Metallurg., **63** (1966), 927.
- (4) F.A.McClintock: J. Appl. Mech., **35** (1968), 363.

- (5) 南雲道彦：第16回材料強度と破壊シンポジウム，(April, 1971)，104.
 (6) 大矢根守哉：日本機械学会誌，**75**(1972)，110.
 (7) P.F.Thomason：J.Inst.Metals，**96**(1968)，360.
 (8) P.F.Thomason：Proc. Inst. Mech. Eng.，**184**(1969-70)，896.
 (9) 丹羽直毅：日本金属学会誌，**44**(1980)，1151.
 (10) R.Hill：The Mathematical Theory of Plasticity，Oxford University Press, London, (1967)，12.
 (11) N.N.Davidenkov and N.I.Spiridonova：Proc. ASTM，**46**(1946)，1147.
 (12) 小野寺龍太，清水峯男：日本金属学会講演概要，(1979-10月)，416.
 (13) P.W.Bridgman：Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, New York, (1952)，9.
 (14) A.K.Chakrabarti and J.W.Spretnak：Met. Trans.，**6A**(1975)，733.
 (15) A.K.Chakrabarti and J.W.Spretnak：Met. Trans.，**6A**(1975)，737.
 (16) 丹羽直毅，大久保忠恒：日本金属学会誌，**39**(1975)，635.
 (17) 丹羽直毅，大久保忠恒：日本金属学会誌，**40**(1976)，399.
 (18) 丹羽直毅：日本金属学会誌，**42**(1978)，1060.
 (19) 丹羽直毅：日本金属学会誌，**43**(1979)，1063.

日本金属学会誌 第45巻 第6号(1981)641~647

3.5GPa 級マルエージング鋼の組成と加工熱処理

須 藤 一* 尹 鐘 大**

J. Japan Inst. Metals, Vol.45, No.6(1981), pp.641~647

Composition of 3.5 GPa Grade Maraging Steels and the Thermo-mechanical Treatments

Hajime Suto* and Zhong da Yin**

In order to obtain 3.5 GPa grade maraging steels, the chemical composition and the effect of thermo-mechanical treatments (TMT) including cold rolling have been investigated. From age-hardening experiments of various Mo-Co-Ni-Fe alloys, 14%Mo-(18 and 20)%Co-6%Ni alloys having superior hardness were selected. Tensile tests of these alloys bearing Ti and Al subjected to various TMT were carried out and the results were discussed observing the microstructures. Finally the materials having the hardness higher than Hv 950 (max. Hv 965) and tensile strength higher than 3.5 GPa(max. 3.70 GPa) were obtained by performing double direct quenchings after hot rolling from 1350°C inserted solution treatment at 1000°C for grain refinement, with subsequent cold rolling and aging.

(Received February 5, 1981)

I. 緒 言

超強力鋼の分野における最近発展した特筆すべきものにマルエージング鋼がある。これには種々の強度レベルの合金があるが⁽¹⁾，このうち Mihalisin と Bieber⁽²⁾による 14%Mo-18%Co-8%Ni-60%Fe 合金がもっとも強力で，公称 3.5 GPa (500 ksi) の引張強さを示すといわれている。しかし，彼らの報告は極めて簡略なものであり，組成範囲や熱処理条件についても不明である。最近宗木と河部⁽³⁾は上記の組成より Ni 量が若干高い 14%Mo-18%Co-10%Ni 合金 (INCO 500 ksi 級合金) について詳細な研究を行った。それによると，本合金は溶体化状態からの冷却途中で析出

が起りやすく，熱間加工はこの析出を促進するので，未析出状態のまま熱間加工によって結晶粒を微細化することが 2.1 GPa 級のマルエージング鋼の場合⁽⁴⁾のようにはうまくいかない。このために靱性の高い材料を得る方法としては Mo を低く抑えるか，さもなくば析出を覚悟のうえで制御圧延により結晶粒径の微細化をはからなければならないと述べ，10パスで 91% の加工により結晶粒径が約 5 μm，引張強さが 3.30 GPa (337 kgf/mm²)，絞り 0% という値を示している。

以上のとおり，3.5 GPa という公称値どおりの材料を安定して得るためには特別な処置が必要と思われる。しか

* 東北大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学工学部研究生 (Research Student of Tohoku University, Sendai)