



Title	Cu-Zn-Al形状記憶合金の粒界における変態歪の整合
Author(s)	武沢, 和義; Takezawa, Kazuyoshi; 千葉, 秀隆 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 125, 191-200
Issue Date	1985-03-29
Doc URL	<a href="https://hdl.handle.net/2115/41913">https://hdl.handle.net/2115/41913</a>
Type	departmental bulletin paper
File Information	125_191-200.pdf



## Cu-Zn-Al 形状記憶合金の粒界における変態歪の整合

武 沢 和 義\* 千 葉 秀 隆\*\* 佐 藤 進 一\*

(昭和59年11月30日受理)

### Strain Compatibility at the Grain Boundary in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys

Kazuyoshi TAKEZAWA, Hidetaka CHIBA and Shin'ichi SATO

(Received November 30, 1984)

#### Abstract

The mechanical behavior associated with the shape memory effect and pseudoelasticity in Cu-Zn-Al martensitic alloy is remarkably affected by the size and crystallographic orientations. This is because the grain boundary has a life-and-death power over the reversibility of the two-step transformations, i. e.,  $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$  and  $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ , stress-induced in this alloy.

In the present study a detailed morphological examination was performed during the extension of various Cu-Zn-Al alloys with different compositions. Attention was paid to the compatibility of transformation strains at the grain boundary in polycrystalline specimens and also in two types of bicrystals, one with the boundary parallel and the other perpendicular to the tensile direction.

The conclusions derived are summarized as follows:

- (1) In alloys with low Al contents, the second martensite  $\alpha'_1$  is easily induced and the slip in  $\alpha'_1$  prevents the initiation of crack at the boundary. However, the slip produces an irreversible shape change.
- (2) In alloys with high Al contents,  $\alpha'_1$  is hardly produced and the fracture occurs easily at the boundary.
- (3) The optimum content of Al for practical use of the shape memory alloy is to be about 6 at %.

#### 1. 序 論

形状記憶効果や変態擬弾性が、マルテンサイト変態に伴う剪断変形に伴って生ずることはすでに明らかにされているが<sup>1,2)</sup>、これを機能性材料として実際に工業利用に供するに当っては、材料学的な立場からみて、なお検討されなければならない幾多の問題が残されている<sup>3)</sup>。Cu系合金の場合は、粒界破壊のおき易いこと<sup>4)</sup>や疲労寿命の短いこと<sup>5)</sup>等の欠陥が指摘され、この合金系のbcc母相が粗粒であることがその原因の一つとして挙げられている。この合金のマルテンサイトは20%近くにも達する大きな変態剪断歪を持つが<sup>6,7)</sup>、結晶粒が大きい場合、その分布が不均一になり、粒界の多くの場所では変態歪による集中応力が発生して、これが粒界破壊を引き起こす原因

\* 応用物理学科 応用 X 線粒子線講座

\*\* 現在 新日本製鐵株式会社

になっていると思われる。従って、粒界破壊を防ぐには、結晶粒を小さくするか<sup>9)</sup>、発生した集中応力を緩和する方策を立てる必要がある<sup>9)</sup>。しかし、粒界での応力緩和が塑性変形のような不可逆的な機構でなされる場合には、マルテンサイトの可逆性と密接に関連している形状記憶効果や変態擬弾性の機能を損うことにもなり得るので、十分な吟味が必要である。

一つの結晶粒を取り囲む粒界上のすべての点で応力が解放されるには、5つの独立な剪断系が必要である<sup>10)</sup>ので、働き得る剪断系の数は出来る限り多い方が望ましい。Cu-Zn-Al合金を引張り変形すると、 $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ の2段階のマルテンサイト変態がおこり<sup>11,12)</sup>、その変態応力は合金組成に大きく依存する。粒界でfct構造の $\alpha'_1$ マルテンサイトが生成する場合は、 $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ 変態に伴う剪断変形に加えて、 $\{111\}$   $\alpha'_1$ 面での $\gamma$ 変形が可能となり、働き得る剪断系の数が著しく増加する。

そこで、本研究では、合金組成の異なる数種のCu-Zn-Al合金の双結晶および多結晶を用い、マルテンサイトを応力誘起させて、(1)界面歪の整合と粒界破壊、(2)界面歪の整合に関する剪断系の可逆性とマルテンサイト変態の可逆性、(3)合金組成と延性や破壊強度、等の関係を詳細に観察し、 $\alpha'_1$ マルテンサイトの生成がこの材料の機械的性質にどのように影響するかを調べた。

## 2. 実験方法

Cu-Zn-Al合金の $\beta_1$ 母相(CsCl型規則構造) $\rightarrow \beta'_1$ マルテンサイト(長周期最密構造9R)の変態開始温度( $M_s$ 点)は、ZnとAlの原子濃度をそれぞれ $C_{zn}$ ,  $C_{Al}$ とおくと

$$M_s(K) = 3220 - 80C_{zn} - 110C_{Al}$$

になること<sup>13)</sup>が知られているので、この関係式を用い、 $M_s = 273K$ と一定に保ち、Al濃度を4.2, 7.0, 9.0, 11.0, 15.0(at%)に変化させた5種類の合金を実験に用いた。今後これらは4Al, 7Al, 9Al, 11Al, 15Alと略記する。すべての合金は純度99.99%のCuとAlおよび99.999%のZnを1/3気圧のAr雰囲気中の石英管中に封入し、1373Kで溶解して作った。双結晶と単結晶の合金は、これらを1373Kで再溶解し、ブリッジマン法により1143Kまで温度を下げて結晶粒を成長させ、室温の水に焼入れて作製した。作ったインゴットが2~5個の結晶粒を含んでいたため、粒界面が平滑で試料面を垂直に抜けるような場所を選びそれが中央部にくるようにして $3 \times 0.6 \times 10\text{mm}^3$ の双結晶を、また1つの粒内から $1.5 \times 0.6 \times 10\text{mm}^3$ の単結晶を、それぞれ、引張り用の試験片として放電加工機で切出した。なお各結晶の方位は背面反射ラウエ法を用いて決定した。また、多結晶試験片は、インゴットを2mm厚まで熱間あるいは冷間で圧延し、表面の加工層を取除いた後1143Kで600sec加熱して水焼入れを行ない、 $4 \times 1 \times 15\text{mm}^3$ の大きさに切出して作った。

これらの単結晶、双結晶、多結晶の各試験片はインストロン型引張り試験機により、室温で $2.5 \times 10^{-4}/\text{sec}$ の歪速度で引張り応力-歪曲線を記録した。なお引張り試験中、実体顕微鏡で表面組織の変化を観察し、これを35mmカメラで撮影するかVTRに収録した。またこの試験とは別に、手動式の小型引張り試験機を光学顕微鏡試料台に設置して引張りに伴う組織変化の詳細を写真撮影した。

## 3. 結果

### 3.1 多結晶試料の応力-歪曲線と組織変化

図1は1mm程度の結晶粒径の多結晶試料を破壊するまで引張って得られた応力-歪曲線で、(a)~(d)はそれぞれ4, 7, 11, 15Alの合金に対する結果である。まず曲線全体の形をみると、

降伏後に応力上昇が認められるが、単結晶の場合にはそれが一定応力になることが知られている<sup>11)</sup>のでこの応力上昇は結晶粒界の影響によるものと考えられる。破壊までの伸び歪は、試料毎にばらつきが大きかったが、(a)の4Alの場合を除いて、Al濃度が増すにつれて減少した。引張り試験中の実体顕微鏡観察と試験後の光学顕微鏡観察の結果では、(a)のようにAl濃度が低くて伸び歪が比較的小さい場合には、破壊が発生した場所に $\alpha_1$ マルテンサイトが集中して生成し、その内部に多数の沁り線を含んでいるのが認められた。ところがAl濃度が増えると $\alpha_1$ マルテンサイトの生成量は少なくなり、(d)の15Alでは $\alpha_1$ マルテンサイトの生成を確認することができなかった。また、破壊応力はすべての組成に対して300MPa前後の値になり、その組成依存は認められなかった。

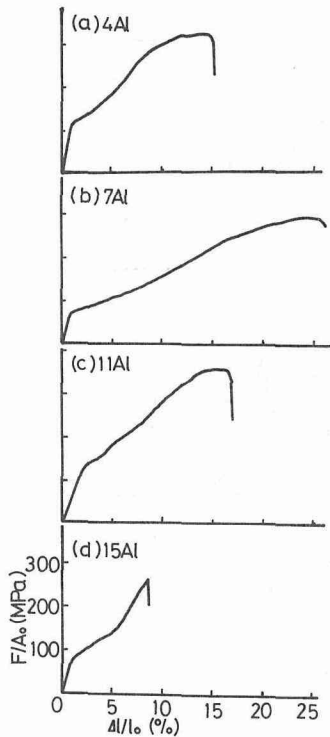


図1 多結晶試料の応力-歪曲線

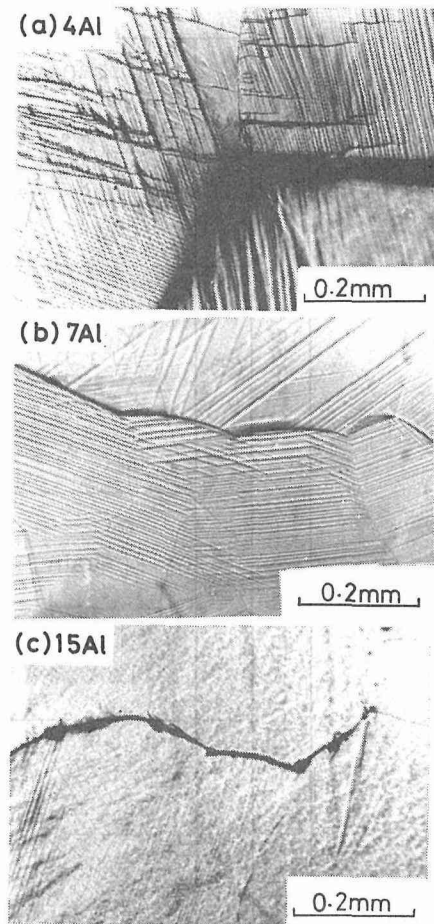


写真1 多結晶試料の引張り変形後の表面組織

写真1に、光学顕微鏡下で各組成の試料を引張って組織変化を調べた結果の一部を示した。全体の変化を示したのが図2であり、横方向にAl濃度の増加を、縦方向に変形量の増加をとり、それぞれによる組織変化を模式的に示した。写真1(a)は4Al合金を引張った結果で、3つの結晶粒を含んでおり、結晶毎に変形量が異なっている。直線性のよい白っぽい筋状組織が $\beta_1$ マルテンサイトで、右上の結晶粒に見られるように1方向だけに生成する場合もあったが、多くの場合は左

側の結晶粒のように2方向の $\beta'_i$ マルテンサイトが交叉して生成していた(図2(a)(1),以下図2は略し(a)(1)とだけ書く)。この組織の交叉部は $\alpha'_i$ マルテンサイトになっており<sup>13)</sup>,多結晶試料ではこのような交叉部分が拡がることによって $\alpha'_i$ マルテンサイトに変態する。そのような部分が生じた部分が右下の結晶粒で,変態歪の整合が悪いいためその周囲の粒界が大きく歪んでいるが,まだクラックは生じていない\*(a)(2))。 $\alpha'_i$ マルテンサイトは,結晶粒内で交叉組織として生成する場合は除荷によって逆変態できるが<sup>12)</sup>,このように粒全体が変態したり粒界でブロック状に生成したときには全く逆変態しなかった。また,横方向に走る波状の黒線はしり線で, $\beta'_i$ と $\alpha'_i$ の両方のマルテンサイトにまたがっている((a)(3))。写真1(a)からさらに変形量が増えると,しり帯が認められるようになり,その後に粒内で破壊が生じる((a)(4))。このような段階になってもマルテンサイトが全く生成していない結晶粒もあり,歪の分布は極めて不均一であった。

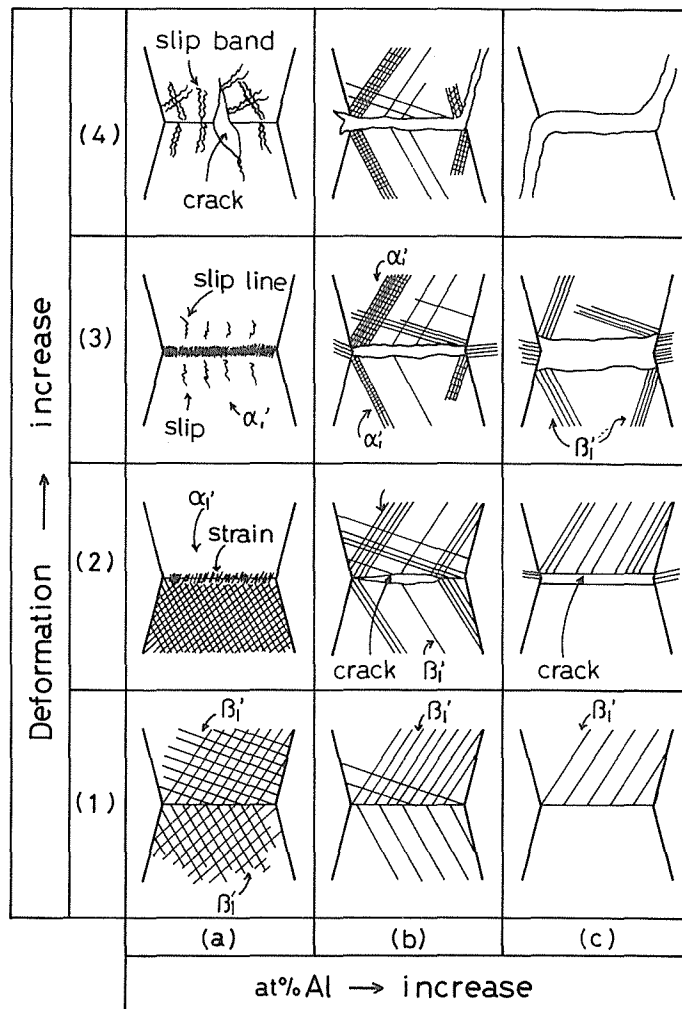


図2 多結晶試料の引張り変形に伴う組織変化の模式図

\* 粒界の歪とクラックは検鏡時に顕微鏡の焦点を変えると簡単に区別できる。

写真1 (b)は7Alの例である。交叉組織が認められる場合も時折みられたが、4Alの場合よりは少なく、複数方位の $\beta'_1$ マルテンサイトが生成してもこれらは交叉せず、1方向の $\beta'_1$ マルテンサイトだけで一定領域を占めることが多かった((b)(1))。また下半分には5~6個の結晶粒があるが、 $\beta'_1$ マルテンサイトの大部分は粒界を貫ぬいて連続しており、変態歪の整合のよいことがわかる。ところが上部で左右に走る粒界に沿って整合が悪く、 $\alpha'_1$ マルテンサイトが生成する前にここでクラックが発生した((b)(2))。この写真1 (b)からさらに引張ると、クラックの先端の応力集中部に $\alpha'_1$ マルテンサイトが生成し((b)(3))、さらに粒界に沿ってクラックが伝播して破壊した((b)(4))。

写真1 (c)の15Alでは交叉組織の生成は全く認められず((c)(1))、1方向の $\beta'_1$ マルテンサイトが少量生成して粒界に接しただけでクラックが生じ((c)(2))、それが拡大して写真のようになった((c)(3))。またクラックが粒界を伝播するにつれて応力が解放され、 $\beta'_1$ マルテンサイトが逆変態するのがしばしば観察された((c)(4))。

### 3.2 双結晶試料の応力-歪曲線と組織変化

多結晶試料での粒界の分布は複雑で解析しにくいので、双結晶を用いて引張り試験を行ない、粒界での変態歪の整合について詳しく調べた。なお、粒界の影響を引張り方向に平行な成分と垂直な成分に分けて調べるために、粒界と引張り方向が平行な双結晶(等歪型)と垂直な双結晶(等応力型)の2種類の試験片を用いた。

図3は4, 9, 15Alの等歪型双結晶で得られた応力-歪曲線で、図中のステレオ三角形は2つの結晶粒G1とG2の引張り方向を示している。降伏後の(a)の曲線(4Al)の形は、初め応力上昇のほとんど認められない第1ステージがあり、ついで一度急勾配になった後、再び応力上昇のゆるやかな第2ステージが現れる。実体顕微鏡による組織観察の結果から、第1ステージでは $\beta'_1$ マルテンサイトが生成し、第2ステージでは $\alpha'_1$ マルテンサイトの生成、さらにそれに続いて迂り変形が生じていることがわかった。破壊したときの歪値は60%もの大きさに達しているが、(a)より大きな変態伸び歪が期待できる単結晶を引張ったときの破断歪は50%であった<sup>10)</sup>。(b)の9Alの場合は第2ステージに入っても破壊が生じており、(c)の15Alでは第2ステージは認められなかった。

第1ステージの応力レベルは100MPa前後で、図1の多結晶の場合の降伏応力値にほぼ一致していた。しかしこれはG1とG2の方位を持つ単結晶に対して期待される値よりも大きかった。図4に実線で示した応力-歪曲線は15Alの等歪型双結晶を引張って得られたもので、この試験片と同じインゴットから、G1とG2の方位の単結晶を切出し、これを引張ったのが点線(G1)と一点鎖線(G2)である。この場合の双結晶の応力レベルは50MPaで、図3の場合より小さかったが、明らかに単結晶のそれより大きい。とこ

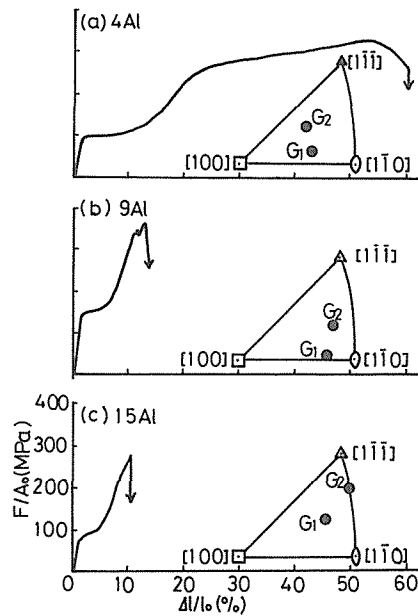


図3 等歪型双結晶試料の応力-歪曲線と各結晶粒の引張方向

ろが等応力型双結晶を引張ると、2つの単結晶の応力-歪曲線をつなぎあわせた曲線が得られ、図4のような応力の上昇は認められなかった。また、破壊歪も図3の場合よりも小さかった。従って引張り方向に平行な粒界は変態応力を高くし、垂直な粒界は破壊歪を小さくする働きを持っていることがわかる。

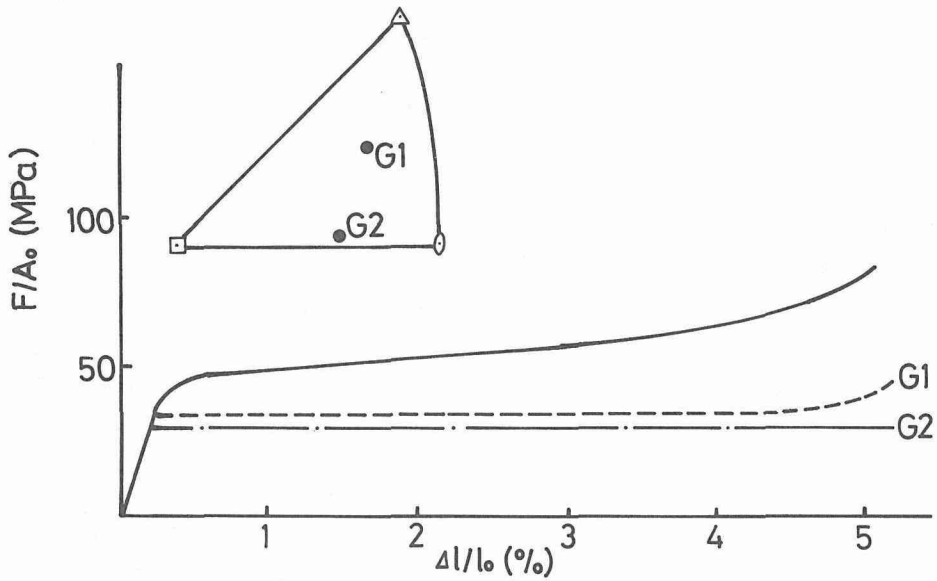


図4 等歪型双結晶と単結晶の応力-歪曲線の比較

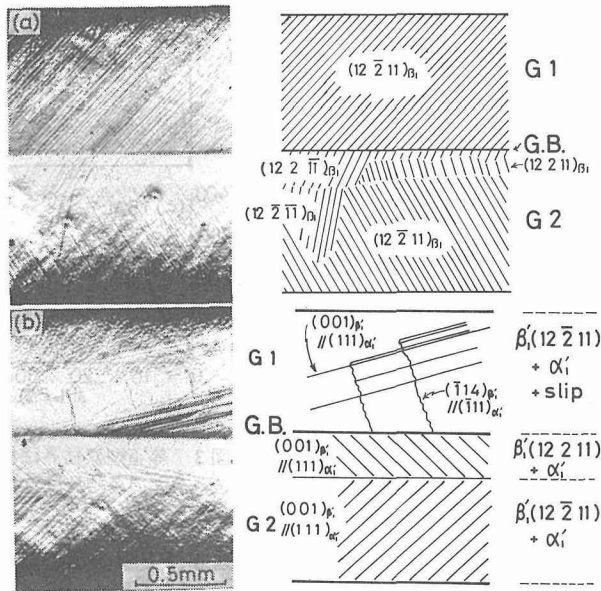


写真2 等歪型双結晶の引張り変形後の表面組織とその説明図

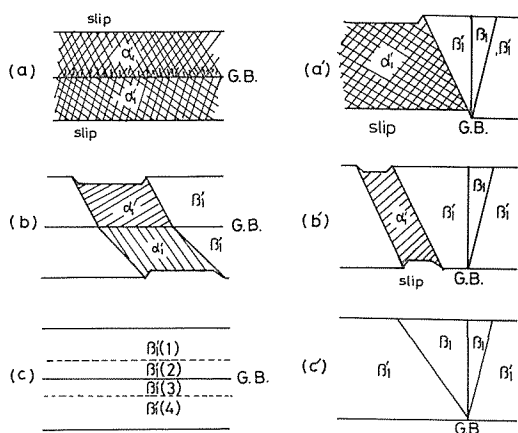


図5 双結晶試料の引張り変形に伴う組織変化の模式図

写真2に9Alの等歪型双結晶を引張ったときの第1ステージ(a)と第2ステージ(b)の光学顕微鏡写真の1例を示した。この場合の引張り方向はG1とG2に対してそれぞれ $[4\bar{3}0]_{\beta_1}$ と $[\bar{1}3\bar{1}\bar{1}]_{\beta_1}$ である。このような組織変化を組成の異なる2つの型の双結晶試料について調べた結果を模式図にまとめたのが図5である。写真2(a)をみると場所によって向きが異なっているが、同一方向の $\beta'_1$ マルテンサイトが認められる個所では、それはほぼ均一な密度で薄板状に生成している。この特徴<sup>10)</sup>はすべてのAl濃度の等歪型双結晶に共通して認められ、この粒界が歪の分布を均一にする働きを持つことがわかる。また写真の右側の晶癖面のトレースの模式図に示したように、粒界に沿って粒界から離れた場所に生ずるもの\*とは別の方位の $\beta'_1$ マルテンサイトが帯状に分布している\*\*。この組織は9Alよりも15Alの場合により一般的で、Al濃度が増すにつれて顕著になる(図5(c))。第2ステージになると $\alpha'_1$ マルテンサイトが生成し、それと連動して $(\bar{1}14)_{\beta'_1} // (\bar{1}11)_{\alpha'_1}$ 面のトレースに一致する $\beta'_1$ 線がG1で認められた(G2のこの視野はすでに $\alpha'_1$ マルテンサイトに変態している)。この $\alpha'_1$ マルテンサイトは4Alの場合には試料全面にわたって生成するが、Al濃度が増えるとその幅が狭くなる(図5(a)と(b))。写真2の状態からさらに引張ると $\alpha'_1$ マルテンサイトの内部に多量の $\beta'_1$ 線が生じ、その一部がくびれて破壊する。単結晶を引張った結果では7あるいは9Alまでは $\alpha'_1$ マルテンサイトが生成した後に $\beta'_1$ 変形が生じ、それらのおきる応力も異なっていたが、それ以上のAl濃度になると、両者が同時に進行するようになった。9Alで破壊した場所の組織と、破壊の様子を示したのが写真3で、4方向に $\beta'_1$ 線が認められ、すべての $\{111\}_{\alpha'_1}$ 面で $\beta'_1$ 変形が生じたことを示していた。等応力型双結晶では $\beta'_1$ 変形が生じるときの $\alpha'_1$ マルテンサイトの幅がもっと狭くなり(図5(b')),  $\alpha'_1$ マルテンサイトが生成しなくなる15Alでは $\beta'_1$ マルテンサイトが粒界に達すると、そこですぐに粒界破壊が発生した(図5(c'))。このための等応力型双結晶の破断歪が小さくなったものと思われる。

\*引張り方向に対するSchmid因子が最大で、単結晶を引張るとこれが優先的に生成する<sup>11)</sup>。

\*\* Y. Chuang and H. Margolin<sup>15)</sup>が導入したGrain boundary deformation zoneに相当すると思われる。これを粒界変形帯域と呼ぶ。

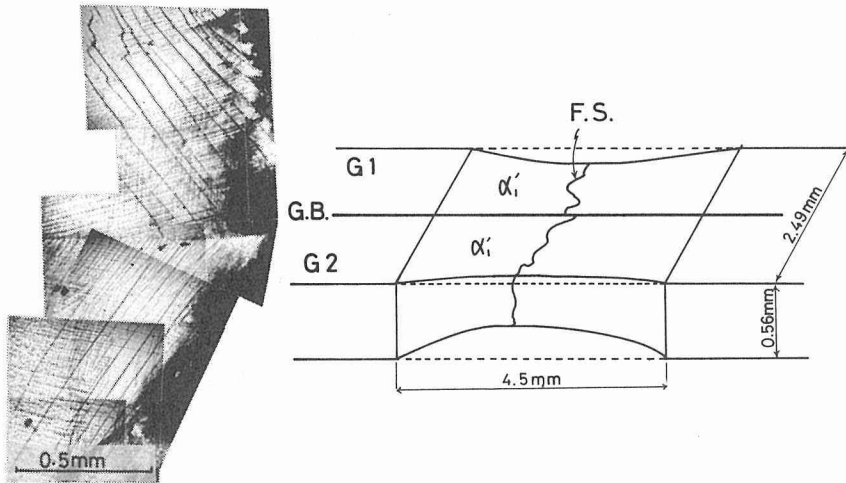


写真3 破壊面近傍の光学顕微鏡組織とその場所での試料のくびれ

## 4. 考 察

### 4.1 粒界での変態歪の整合

写真1と2(図2と図5)に示したように, 多結晶試料と双結晶試料の変形挙動に, 交叉組織と $\alpha'_i$ マルテンサイトの生成が極めて重要な役割を果たしていることが本研究で明らかとなった。粒界近傍において変形を伴う現象として認められたのは(1) $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$ 変態(2) $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_i$ 変態(3) $\beta'_1$ と $\alpha'_i$ のマルテンサイト内の迂りであったが, この他に粒界変形帯域の幅が変わる場合には(4) $\beta'_1$ マルテンサイトの配列換(変形双晶)<sup>9)</sup>が認められており, さらに応力集中の結果として(5)弾性歪が存在することが考えられる。材料が破壊しないためには, これらの変形モードによる歪の総和が結晶粒界で整合することが必要である。まず双結晶試料のような平面粒界を考え, 粒界面内に  $x, y$  方向をとると, 歪の整合条件は  $\epsilon_{xx}^{G1} = \epsilon_{xx}^{G2}, \epsilon_{yy}^{G1} = \epsilon_{yy}^{G2}, \gamma_{xy}^{G1} = \gamma_{xy}^{G2}$  で与えられる。従って片側の結晶粒で生成した変態歪と整合するためには, もう一方の結晶粒で3つの独立な剪断系が働かなければならない。多結晶試料の場合は整合条件はもっと厳しくなり, 6つの歪成分に対して, 5つの独立な剪断系が必要となる。

$\beta_1 \rightarrow \beta'_1$ 変態の形状変化は不変面と剪断方向がそれぞれ  $\mathbf{p}_\beta = (0.717, -0.156, 0.679)_{\beta_1}, \mathbf{d}_\beta = [0.649, -0.141, -0.748]_{\beta_1}$  の剪断変形<sup>7)</sup>なので, これを  $(101)_{\beta_1} [10\bar{1}]_{\beta_1}$  剪断変形と近似する。この場合, 独立な剪断系は2つしか存在しない。従って $\beta'_1$ マルテンサイトの生成だけでは変態歪を完全に整合させることができないけれども\*, 相当量の歪の解放は可能と思われ, このことが生成した $\beta'_1$ マルテンサイトが必ず粒界に接する多結晶や等歪型双結晶で低Al濃度の場合に交叉組織が多く観察された原因になっていると推察される。ところが高Al濃度の場合は, その交叉組織さえ生成せず1方向の $\beta'_1$ マルテンサイトだけであったため, 変態歪の界面での不整合が非常に大きくなって粒界破壊が発生したと考えられる。

また $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_i$ 変態の不変面と剪断方向は $\mathbf{p}_\alpha = (0.634, -0.738, -0.050)_{\beta_1}, \mathbf{d}_\alpha = [0.733, -$

\*  $\mathbf{p}_\beta$  と  $\mathbf{d}_\beta$  に正確な値を使っても, この事情はあまり変わらない。

0.675, -0.085] $\beta_1$  なので、これも (110) $\beta_1$  [1 $\bar{1}$ 0] $\beta_1$  剪断系に近似でき、 $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$  変態に対して独立な剪断系を新たに追加することはできない。しかし、 $\alpha'_1$  マルテンサイトの4つの {111} $\alpha'_1$  <1 $\bar{1}$ 0> $\alpha'_1$  向き変形はすべて独立であるので、これが生じると粒界での歪の整合は容易となり、歪の不整合による粒界破壊は生じなくなる。 $\alpha'_1$  マルテンサイトの生成しやすい低 Al 濃度の試料で粒界破壊が認められなかったのはこのためと考えられる。

#### 4.2 変形挙動の組成依存

この研究では  $M_s$  点が一定な合金を用いたので、 $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$  の変態誘起応力 ( $\tau_\beta$ ) は一定であるが、Al 濃度が高くなると電子濃度が大きくなり、 $\beta_1 \rightarrow \alpha'_1$  の変態誘起応力 ( $\tau_\alpha$ ) は大きくなる<sup>16)</sup>。また  $\alpha'_1$  マルテンサイト中の向き変形のための応力 ( $\tau_s$ ) の定量的な組成依存は不明であるが、7Al のあたりで  $\tau_\alpha$  より低くなることが確かめられているので、これらの関係を模式図としてまとめると、図6のようになる。(a)(a')等は図5の記号と対応する組成範囲を示している。Al 濃度の少ない

(a) では  $\tau_\alpha$  が小さく  $\alpha'_1$  マルテンサイトが非常に生成し易いが、 $\tau_s > \tau_\alpha$  なので  $\alpha'_1$  マルテンサイトが十分に大きくなった後に向き変形が生ずる。従って  $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$  の変態歪が生じた後に、くびれが発生して粒内で破壊するので、破壊歪が相当に大きくなることができる。特に引張り方向に平行な粒界成分は、このすべり変形を分散させるので等歪型双結晶では、破断するまでに非常に大きな伸び歪を生ずることができる。(b) の組成領域になって  $\tau_s \sim \tau_\alpha$  の場合は、 $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$  変態がおきるとすぐに、それに併行して向き変形が生じることが可能である。従って  $\alpha'_1$  マルテンサイトが生成している部分でのみ、向き変形が生じて試料断面積が減少し、そこで応力集中がおきて破壊に至るものと考えられる。引張り方向に垂直な粒界があると、 $\alpha'_1$  マルテンサイトの生成を局在化させるので破壊歪を小さくする役割を果たすことになる。さらに Al 濃度の高い (c) では、 $\alpha'_1$  マルテンサイトそのものが生成しなくなる。しかし等歪型双結晶では、粒界破壊が幾何学的に許されないので、粒界変形帯域を形成して、 $\beta'_1$  マルテンサイトだけで可能な限り応力を緩和しようとする。しかし、等応力型双結晶では、外力が粒界を引きはなそうとする方向に働いていることも原因して、粒界での変態歪が不整合による集中応力が直ちに粒界の破壊に結びつくものと考えられる。

以上のように、 $\alpha'_1$  マルテンサイトが生成すると、変態歪の整合が容易になり、粒界割れが生じにくくなることが本研究の結果明らかになった。 $\alpha'_1$  マルテンサイトを作るには出来る限り Al 濃度を少なくすればよいが、しかし一方で、形状記憶合金の最も大切な性質である変態ならびに形状変化の可逆性が  $\alpha'_1$  マルテンサイトの生成によって損われることが知られており<sup>11)</sup>、向き変形の非可逆性も手伝って  $\alpha'_1$  マルテンサイトが多量に生成することは必ずしも好ましいことではない。従って可逆性を損わない範囲で、粒界割れを防ぐことのできるような組成範囲を選ぶことが必要である。本研究によれば、その最も好ましい組成は  $\tau_s = \tau_\alpha$  に対応する組成より僅かに少ない Al 濃

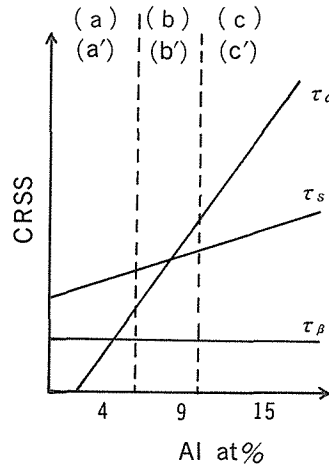


図6 変態応力および向き変形の降伏応力の組成依存

度即ち  $M_s=273K$  に選ぶときに約 6% Al 近傍と結論される。また、粒界のうち引張り方向に平行な成分は見掛けの変態応力を高くするが、歪を分散させ試料の破壊を遅らせる働きを持っており、一方垂直な成分は逆に歪の局在化による応力集中を助ける働きをもっていることも判った。即ち、細粒化が形状記憶合金の機能の改善に役立つのは、主として引張り方向に平行な成分の働きによっているためと考えられる。従って、この特性を有効に利用するため集合組織を作って平行粒界成分を増加させる方法も有効な改善策の一つと考えられる<sup>3)</sup>。

#### 参考文献

- 1) K. Otsuka and C.M. Wayman: Pseudoelasticity and Stress-induced Martensitic Transformation, Review on the Deformation Behavior of Metals, Ed. P. Feltham, (1977), p.81, Freund Publishing House, Israel.
- 2) 舟久保照康編：形状記憶合金（昭59年），産業図書。
- 3) 宮崎修一，大塚和弘：日本金属学会会報，Vol. 22, (1983), No. 1, p.33.
- 4) S. Miyazaki, K. Otsuka, H. Sakamoto and K. Shimizu: Trans. JIM, Vol. 22, (1981), No. 4, p.244.
- 5) H. Sakamoto, Y. Kijima and K. Shimizu: Trans. JIM, Vol. 23, (1982), No. 10, p.585.
- 6) T. Saburi and S. Nenno: Proc. Int. Cont. Solid-Solid Phase Transformations, Pittsburgh, (1981), p.1455.
- 7) 武沢和義，佐藤進一：日本金属学会誌，Vol. 44, (1980), No. 8, p.852.
- 8) K. Enami, N. Takimoto and S. Nenno: Proc. ICOMAT 82, Belgium, (1982), C4-773.
- 9) K. Takazawa, T. Izumi, H. Chiba and S. Sato: Proc. ICOMAT 82, Belgium, (1982), C4-817.
- 10) J. P. Hirth and J. Lothe: Theory of dislocations, (1968), McGraw-Hill.
- 11) H. Sato, K. Takezawa and S. Sato: Trans. JIM, Vol. 25, (1984), No. 5, p.324.
- 12) H. Sato, K. Takezawa and S. Sato: Trans. JIM, Vol. 25, (1984), No. 5, p.331.
- 13) H. Pops and N. Ridley: Met. Trans., Vol. 1, (1970), p.2653.
- 14) 武沢和義，足立健治，佐藤進一：日本金属学会誌，Vol. 44, (1980), No. 8, p.846.
- 15) Y. Chuang and H. Margolin: Met. Trans., Vol. 4, (1973), p.1905.
- 16) H. Sato, K. Takezawa and S. Sato: Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ. Vol. A29, (1981), Suppl. 1, p.85.