窒化処理したMo-Zr合金の破壊挙動に及ぼす表面層の影響

矢野 信三* 諸住 正太郎*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 49, No. 12 (1985), pp. 1106-1112

Effect of Surface Layer on Fracture Behavior of Nitrided Mo-Zr Alloys

Shinzo Yano* and Shotaro Morozumi*

Tensile tests in the temperature range between 293 and 1773 K and fractography were carried out on 6×10^{-4} m thick specimens of Mo-0.3, 0.5, 0.75 and 1.0 mass% Zr alloys nitrided in a purified N_2 atmosphere of 0.1 MPa at 1473 to 1773 K, referring to the alloys recrystallized in a vacuum at 1773 K.

The nitrided samples, irrespective of solute content and nitriding temperature, underwent brittle fracture before macroscopic yielding at all test temperatures lower than 1673 K, while the recrystallized alloys showed good ductility. This embrittlement may be attributed to a high stress concentration at grain boundaries near the surface at a depth of $\sim 10^{-4}$ m, built up by dislocation channeling throughout the region containing very thin plate-like ZrN precipitates about 0.5 nm thick. At 1773 K, the nitrided alloys had a fairly good ductility independent of solute content. At such high temperatures, no stress concentration may occur at grain boundaries because of the ease of dissociation and climbing of glide dislocations there.

(Received September 17, 1985)

Keywords : molybdenum zirconium alloys, nitriding, mechanical properties, brittle fracture, dislocation channeling

I. 緒 言

モリブデンの高温強度を改善する目的で著者らは少量のTiあるいはZrをふくむMo合金の窒化に関する一連の研究を行い、これまでに窒化処理後の組織と室温硬さ、および窒化層の進行速度などについて調べてきた⁽¹⁾⁽²⁾。また、Mo-Ti合金では窒化後の高温強度についても報告した⁽³⁾。これら結果は従来のMukherjeeとMartin⁽⁴⁾によるものと著しく異なり、その理由として、彼らの結果は窒化処理の際に窒素雰囲気中に含まれる微量酸素不純物が大きく影響を与えたものであることを明らかにした⁽¹⁾。

そこで、本研究では窒化処理中の酸化の影響を重視し、酸化の影響を極力防止して窒化処理を行った。その結果、

従来報告されているものと異なりある温度以下では窒化したMo-Zr合金は溶質濃度、窒化温度によらず著しく脆く、脆性破壊を起こすが、これは表面層に生成する微細な析出物に起因することが分かった。本報では、その破壊挙動を調べるとともに破壊の機構について考察を行ったのでそれらについて述べる。

II. 実験方法

Mo粉末(99.98%)とスポンジZr(99.8%)からアルゴン・アーク溶解によりMo-0.3, 0.5, 0.75, 1.0 mass% Zr合金のボタン状インゴット(直径; 30 mm, 厚さ; 15 mm)を溶製した。焼なまし中の酸化を防ぐため、これをTa薄膜(厚さ10 μ m)に包んで 10^{-4} Paの真空中で2573 Kで

* 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

Fig.1 Tensile test specimen. (mm)

7.2×10^3 s (2 h) 均一化焼なましを行った。これを 1373~773 K の塩浴中で加熱しながら圧延により 1 mm 厚さの板とし、その表面を機械研磨で除き 0.6 mm 厚さの板を得た。これから Fig.1 に示すようなピンつり型の試験片を形削加工により作製した。これを Ta 薄膜に包んで真空中にて 1773 K で 3.6×10^3 s (1 h) 再結晶焼なましを行い均一な粒径 (約 50 μ m) の試験片を得た。

窒化処理は、0.1 MPa の純化した N_2 中で種々の温度において試料中心まで完全に窒化するに十分な時間 9×10^4 s (25 h) 行い、その後その窒化雰囲気中でそのまま炉冷した。窒化温度としては組織観察の結果⁽²⁾をもとに整合粒子が生じる低温 (1473 K) から板状の部分整合粒子 ZrN が析出する高温 (1773 K) までを選んで実験を行ったが、窒化温度や溶質濃度によらず同じ破壊挙動を示した。それゆえ、本報ではおもに Mo-0.3 mass%Zr 合金を 1673 K で窒化したときの結果を中心に述べることにする。

引張試験はタングステン・メッシュ・ヒーターを内蔵する超高温引張試験機 (日本真空技術社製) を用いて、 10^{-4} Pa の真空中、293~1773 K の温度において 1.1×10^{-4} s $^{-1}$ の初期ひずみ速度で行った。試験片が所定温度に達したのち 1.8×10^3 s (30 min) 保持して温度の均一化をはかってから試験を行った。なお、その際用いた引張治具は試験片に合うように市販の TZM 合金または自家の溶製加工した Mo-1 mass%Zr 合金からつくり、これを窒化により強化してから使用した。

III. 結果と考察

窒化処理前の再結晶 Mo-Zr 合金の 1 例として、Mo-0.3 mass%Zr 合金を各温度で引張試験したときの応力-ひずみ線図を Fig.2 に示す。1773 K で試験した場合を拡大して図中に示すように 1173~1773 K の温度範囲では多重降伏現象が観察された。このような現象は Mo-2.4 at%Ti-0.18 at%Zr-0.18 at%C 合金を本実験とほぼ同じひずみ速

Fig.2 Stress-strain curves of recrystallized Mo-0.3 mass%Zr alloy tested at 293-1773 K. The alloy shows serrated yielding at 1173-1773 K as shown in the magnified curve of A.

度で試験したときにも同じ温度範囲で認められており⁽⁵⁾、侵入型不純物原子-溶質原子 Zr 対の動的ひずみ時効により生じたものと考えられる。いずれにしても再結晶した Mo-Zr 合金は溶質濃度によらず延性に富み、いずれの温度でも大きな伸びを示した。このような 0.3~1.0 mass% Zr を含む合金を 1473~1773 K の温度で窒化すると溶質濃度、窒化温度に関係なく著しく脆くなり、脆性破壊を起こす。Fig.3 には 1 例として 1673 K で窒化した Mo-0.3 mass%Zr 合金を種々の温度で試験したときの応力-ひずみ線図を示す。最高温度の 1773 K 以外では巨視的な塑性変形を起さず比例限あるいはそれより小さい応力水準で脆性破壊し、窒化後も数%の伸びを示すとされる Mukherjee らの報告⁽⁴⁾と著しく異なる。他方、試験温度 1773 K では Fig.4 に示すように溶質濃度によらず延性を示す。ところで、脆性破壊は核となる微小き裂が形成された後これが伝播することにより生じることから、窒化処理により脆化する原因として、(1) 処理中に破壊の核となる微小き裂の生成、(2) 炉冷時に吸収した母相中の N による脆化、(3) 微小き裂の発生およびその伝播を容易にする窒化組織の生成などが考えられる。Mo-Ti 合金の場合、溶質濃度と処理温度によっては窒化した処理表面上に破壊の核となりうる鋭いき裂がある結晶方位に沿って生じることが観察されている⁽⁷⁾。しかし、Mo-Zr 合金では、このような表面き裂は認められず、(1) が原因とは考えられない。(2) の Mo の脆化におよぼす固溶 N の影響は侵入型不純物原子のなかでも O について大きいことが知られている⁽⁸⁾。しかし、本研究のように炉冷した試料中に残存固溶する程度の N 量で

Fig.3 Stress-strain curves of Mo-0.3 mass%Zr alloy nitrided at 1673 K and tested at various temperatures, showing a brittle fracture before the macroscopic yielding except at 1773 K. At 293 K, the specimen fractured at the pinhole (see Fig.9(a)) and the fracture stress (solid line) is compensated by a stress concentration factor of $2.26^{(6(a))}$ (broken line).

Fig.4 Stress-strain curves of Mo-Zr alloys nitrided at 1673 K and tested at 1773 K, showing fairly good ductility irrespective of solute content.

Fig.5 Hardness profiles of 0.6 mm-thick plate of Mo-Zr alloys nitrided 9×10^4 s (25 h) at 1673 K. A markedly large hardness near the surface can be seen in all specimens.

は窒化処理後の延性にそれほど影響を及ぼさないことが確かめられており⁽³⁾, 脆化の原因とはならない。以上のことから処理後に著しく脆いのは窒化により脆性破壊を起こしやすい組織が生じるためと考えられる。Fig.5には引張試験片と同じ厚さをもつ Mo-0.3~1.0 mass%Zr 合金の板状試料を 1673 K で中心まで完全に窒化したときの断面硬さを示す。いずれの試料でも内部に比べ表面近くで(深さ 0.1 mm 以下)硬さが著しく高く、このような領域には低温で処理した試料でみられたものとはほぼ同じの約 0.5 nm 厚さ、40 nm 径の微細な円板状粒子 ZrN が整合ひずみを

Fig.6 Deformation structure around a hollow (shown right at the bottom of the figure) produced by pressing a pyramid indenter into the surface of Mo-0.3 mass%Zr alloy nitrided at 1673 K. Intense slip bands arise from localized and concentrated shearing of very thin disk-shaped particles ZrN precipitated in the matrix and the inhomogeneity of deformation causes brittle fracture.

Fig.7 Fractograph near the surface of Mo-0.3 mass%Zr alloy nitrided at 1673 K and tested at 873 K ((a)), a part of which (arrow) is magnified in (b). Parallel steps on cleavage fracture surfaces were formed by crosscutting of the cleavage plane with intense slip bands as shown in Fig.6, which show the important role of intense slip bands in the brittle fracture.

伴って析出しているのが観察された。このような試料では脆いため引張試験後の変形組織を観察することはできない。そこで、室温において処理試料表面にビッカース硬さ計(荷重: 0.49 N)の圧子跡をつけ、そのまわりの変形組織を透過電子顕微鏡で観察した。その一例を Fig.6 に示す。これを見ると変形組織として一般に知られているタングル状の転位組織は見られず、すべり面(110)と薄膜表面の交線に沿って黒い帯状のもののみが観察された。これはいわゆる転位チャンネルリング現象と思われる。すなわち、ある面上で微細な粒子がすべり転位によりひとたび切られるとそのすべり面上にすべりが集中して起こり、それにより生じたすべり帯と考えられる。Fig.7には873 Kで引張試験

した試料の破面を示す。試料表面の近くに互いに平行な数本の大きいステップがへき開面上に認められ、これらはき裂がへき開面上を伝播する過程で上述のすべり帯と交わるにより生じたものである⁽⁹⁾。このように高温で引張試験する際にも表面近くで変形が不均一に起こり、すべり帯が粒界と合するところで大きい応力集中が生じ脆性破壊の核となる微小き裂が発生しやすいものと考えられる。これまで述べたことから脆性破壊は転位によりせん断されやすい微細な粒子が分散する表面層(約 0.1 mm 深さ)が存在するために起こることが分かる。事実、表面層をエメリー紙で研磨して取り除くと、室温以外では破壊するまえに数%の塑性変形を示すようになる(Fig.8)。

ところで、これまでに G.P. 相状態の時効合金⁽¹⁰⁾とか照射材⁽¹¹⁾において G.P. 相とかボイドあるいは転位ループがすべり転位によりせん断されやすいことから本研究と同じ機構で脆性破壊することが知られている。ただ、このような理由で脆性破壊が起きるとき試験温度により破壊挙動がどのように変化するかは調べられていない。これは、高温で、たとえば G.P. 相はより安定な相へ変化したり、照射材におけるボイドとカループは消滅してしまい組織そのものが不安定なためである。これに対して本研究では 1773 K で引張試験した後も断面硬さは試験前と変わらないことから本実験条件下で組織は安定とみなされる。ここでは、破面観察などをもとにして破壊挙動が試験温度によりどのような影響をうけるかについて検討する。破壊した試験片の全体像(Fig.9)と破面(Fig.10)の特徴から破壊挙動は 3 つの温度領域に分けられる。Fig.11 には破壊強度の温度依存性とこれら 3 つの温度領域が示されている。室温では必ずピン穴のところでこわれ破壊はへき開面に沿って起こるのに対し(Fig.10(a))、中間温度(573~1473 K)

Fig.8 Stress-strain curves of Mo-0.3 mass%Zr alloy nitrided at 1673 K, whose surface layer of 10^{-4} m in thickness was removed by mechanical grinding. At 293 K, the specimen fractured at the pinhole and the fracture stress (solid line) is compensated by a stress concentration factor of $2.2^{(6(a))}$ (broken line).

Fig.9 Appearance of fractured specimens nitrided at 1673 K and tested in tension at (a) 293 K, (b) 573-1473 K and (c) 1773 K.

ではゲージ間で引張軸に垂直方向に粒界面に沿って脆性破壊する(Fig.10(b)~(d))。他方、最高温度の 1773 K では断面収縮を起こして延性破断し、中間温度で脆性破壊した試料とは異なり粒界面上にディンプルが認められる(Fig.10(e))。同じ脆性破壊でも 573 K を境に破面の様子が変わるの(Fig.10(a)と(b))この温度を境にき裂伝播のしやすさが急に変化するためである。き裂の先端部では塑性変形により応力集中の緩和が起こりき裂先端の鈍化が生じるので、このような応力緩和が各試験温度でどの程度起こるかによりき裂伝播の様子も試験温度とともに変化する。ところで、き裂先端における変形のしやすさは応力が集中する部位に存在する可動転位の密度に比例する。bcc 金属の場合は、試験温度においてき裂先端の近くに存在する転位が 2 重交差すべりにより増殖できるかどうか依存して変形のしやすさは大きく左右される^{(6(b))}。再結晶した Mo-0.3 mass%Zr 合金の降伏強さの温度依存性をみると(Fig.11)、573 K ($0.2 T_M$, T_M : Mo の融点(K))より低温では降伏強さは急に増加する。このような低温領域では多くの bcc 金属で知られるようにらせん転位は移動しにくく⁽¹²⁾、そのため 2 重交差すべりによる増殖もむずかしい。以上の説明から明かなように室温では塑性変形による応力集中の緩和はむずかしく、ひとたび微小き裂が発生するとへき開面に沿って一気に伝播する(Fig.10(a))。これに対して、573 K より高温ではらせん転位の運動は容易となり 2 重交差すべりによる転位の増殖も盛んとなる。そのためき裂先端での応力集中も緩和されやすく、へき開破壊に好都合な方位、すなわち、へき開面が引張軸にはほぼ垂直な方位をもつごくわずかの粒(たとえば、Fig.10(b),(e))を除けば脆性破壊はへき開面に沿ってよりも小さい力でき裂が伝播できる粒界面に沿って生じる[†]。

† き裂がへき開面に沿って伝播するときになされる仕事(w)は、 $w=2\gamma_s+\gamma_p$ であり(γ_s ; 表面エネルギー、 γ_p ; き裂先端での変形のために費される仕事)、粒界に沿って伝播する場合には $w=2\gamma_s+\gamma_p-\gamma_g$ となる(γ_g ; 粒界エネルギー)。おおよそ、 $\gamma_g \approx 0.4\gamma_s$ であり⁽¹³⁾、従って、き裂が引張軸にたいしてある一定の方向に伝播する場合を想定すると、へき開面より粒界面に沿ってのほうがき裂は伝播しやすい。

Fig.10 Fractographs of Mo-0.3 mass%Zr alloy nitrided at 1673 K and tested at various temperatures ; (a) cleavage fracture, (b)~(d) grain boundary fracture with a small amount of cleavage fracture, (e) ductile fractured with dimpled boundaries, (f) steps produced by grain boundary sliding.

ところで、Fig.11 をみると脆性破壊強さは温度の上昇とともに減少する。これは以下に述べるように窒化材の降伏強さの温度依存性を反映したものと考えられる。断面硬さが Fig.5 に示されるような試料では、まず、内部に位置する強度の小さい粒内で変形がおこり徐々に外部へと伝播して最後に強度の大きい表面層内で変形がおこる。従って、表面層内で不均一変形がおこりき裂が発生する段階では試料全断面にわたって変形が生じることとなる。このことは応力-歪線図上で変形が認められないにもかかわらず脆性破壊に先だち巨視的な降伏変形が生じていることを意味し、降伏変形の直後にわずかに不均一変形がおこるときき裂が発生し脆性破壊にいたることが分かる。従って、各温

度での脆性破壊強さは大略その温度での降伏強さを表わし、その値が温度の上昇とともに減少するのも降伏強さの温度依存性から説明される。すなわち、表面層(0.05~0.1 mm 深さ)をのぞき断面内には厚さ 2 nm、径 150 nm の大きい円板状粒子が析出しており、このような領域ではオロワン機構により変形がおこる。従って、多くの粒子分散型合金でしられるように⁽¹⁴⁾、すべり面上で窒化物粒子により運動を妨げられていた転位は高温になるにつれ局所的に上昇運動が盛んとなり障害をのり越えられるようになるため降伏強さは減少し、降伏変形直後に生じる脆性破壊の強さも温度とともに減少する。いずれにしても温度によりき裂の伝播様式は変わるが、高温の 1473 K ($0.51 T_M$, T_M :Mo

Fig.11 Fracture stresses of Mo-0.3 mass%Zr alloy nitrided at 1673 K and yield stresses of the recrystallized alloy. Fracture mode of the nitrided alloy is classified into three groups according to testing temperature; (1) cleavage fracture, (2) grain boundary fracture, (3) ductile fracture.

の融点)においても不均一変形により鋭いき裂が発生すると脆性破壊の生じることが分かる。

最後に、1773 K では溶質濃度によらず脆性破壊が起こらなくなる原因を考える。先にふれたように脆化の原因となる微細組織はこの温度においても安定であり、組織変化が延性回復の原因ではない。Fig.12 には多結晶試料においてすべり変形が粒界をへだてて伝播する機構が温度により変化する様子を模式図で示す⁽¹⁵⁾。低温では、変化しやすい粒(A)内の転位源(S_1)からはき出された転位が粒界に集積し、それによって生じた応力集中が隣の粒(B)の転位源(S_2)を働かせるに十分な大きさに達するとこの粒内でも変形が起こり、すべりは粒界をへだてて伝播する。この場合、本研究のように不均一変形により大きな応力集中が生じたり、あるいは、転位源(S_2)が強く固着され粒(B)内ですべり変形による緩和が起こらないとき、応力集中の大きさが理想破壊強さに達すると転位は合体して微小き裂を形成する⁽¹⁶⁾。これに対して、高温では粒界に達した格子転位は容易に粒界転位に分解し変形は別の機構で隣の粒へと伝わる。たとえば、Fig.12(2)において転位源(S_1)から生じて粒界へ達した格子転位の一部は粒界転位に分解するとともに後からやってきた格子転位の応力場の影響で粒界面上を降下(climb down)し、逆附号の粒界転位と合体して消滅する。この反応に誘発されて結晶粒(B)内の逆附号の転位源(S_2)が働き、隣の粒内でも変形が生じる。以上のように高温では格子転位は容易に粒界転位へと分解するため粒界のところで応力集中は生じず脆性破壊も起こらない。このように変形が粒界を介して伝播する機構が変

Fig.12 Change of the propagation mechanism of deformation across a grain boundary in polycrystalline specimens. (1) At low temperatures, dislocations emitted from a source S_1 in grain A are piled up to a very high level of stress concentration so that source S_2 operates and deformation is propagated to grain B. (2) At high temperatures (above 1773 K at present), lattice dislocations can easily spread in a boundary as grain boundary dislocations and be annihilated by the interaction with ones of opposite sign. Thus, stress concentration is not produced at a grain boundary, resulting in no occurrence of brittle fracture of the alloy.

化することは次の実験事実からも裏づけられる。すなわち、格子転位が粒界転位へと容易に分解できる温度では粒界面内を粒界転位がすべり運動し、その結果、粒界すべりの生じることが知られているが⁽¹⁵⁾、本研究でも 1773 K で試験した試料表面には粒界すべりにより生じた階段が粒界に沿って認められる(Fig.10(f))。また、多結晶試料において隣接粒への変形の伝播が Fig.12(1)に示すように集積転位の応力集中により生じるときに成立する Hall-Petch の関係も 1773 K では消失する†。

以上、述べたように最高試験温度の 1773 K では動的回復も盛んとなり粒界のところで応力集中が生じなくなるため脆性破壊は起こらなくなるが、基本的には窒化した Mo-Zr 合金は試験温度によらず著しく脆いことが分かる。今後、ある程度の延性をたもちつつ優れた高温強さの得られる処理条件とか組成を見出すことが実用的に重要と考えられる。

最後に、本研究の結果とことなり窒化した Mo-Ti 合金の場合とか Mukherjee らの Mo-Zr 合金に関する報告で

† 一般に多結晶試料の降伏強さ(σ_Y)は Hall-Petch の関係式 $\sigma_Y = \sigma_M + k d^{-1/2}$ として表わされる。ここで、 d は粒径、 σ_M は母相の摩擦応力である。 k の値はすべりに対する粒界抵抗の大きさ、すなわち、粒界のところで隣接粒へすべりを伝播するとき要する応力集中の大きさを表わす。窒化した Mo 合金でも低温ではこの関係式が成立すが、高温になるにつれ k の値は減少し 1773 K で $k=0$ となる⁽¹⁷⁾。

は窒化後もかなりの延性を示した理由について述べよう。Mukherjee らの結果では、窒化処理にさいして窒素雰囲気中に含まれる微量不純物酸素の影響を受け表面層内に比較的大きなサイズの Zr 酸化物粒子が析出しており表面硬さも本研究でえられたものより小さい⁽⁴⁾。このような試料では不均一変形が生じる表面層は存在せず、そのため脆性破壊もおこりにくいものと考えられる。また、Mo-Ti 合金の場合、1573 K より低温で窒化すると著しく脆化するにもかかわらず 1673 K より高温で窒化したとき処理後もかなりの延性を示した⁽³⁾。この合金を高温で窒化した場合にも窒化の初期には微細な TiN 粒子が表面近くに生じるが、ZrN 粒子より熱的に不安定のため処理中に粒子は成長・粗大化し不均一変形が生じる表面層は消失し脆性破壊もおこらない。

IV. 結 論

0.3~1.0 mass%Zr を含む Mo 合金を純化した窒素中 (0.1 MPa) で 1473~1773 K の温度で窒化したのち、真空中、 $1.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度、室温から 1773 K の温度で引張試験するとともに破面観察を行い以下の結果を得た。

(1) 再結晶した Mo-Zr 合金は溶質濃度によらず延性に富み、いずれの温度でも大きな伸びを示した。

(2) これら合金は窒化処理により大きな高温強度がえられるが、最高試験温度の 1773 K を除いていずれの温度でも著しく脆く比例限あるいはそれ以下の応力で脆性破壊した。

(3) これは、小さな円板状粒子 ZrN (約 0.5 nm 厚さ) が析出する表面層 (約 0.1 mm 深さ) 内で降伏と同時に転位チャンネルングが起こり、そのため生じた不均一変形が結晶粒界とぶっかかるところで大きな応力集中を引き起こし脆性破壊の核となるき裂を発生させるためである。

(4) このような窒化材の破壊様式はへき開面に沿って脆性破壊する室温、粒界面に沿って脆性破壊する中間温度 (573~1473 K)、および、断面収縮を起こして延性破壊す

る高温 (1773 K) の 3 つの温度領域に分けられる。

(5) 最高試験温度の 1773 K で窒化材が溶質濃度によらず脆性破壊を起こさないのは、すべり面上を移動し粒界に達した格子転位は容易に粒界転位へと分解し消滅するためこの温度ではき裂発生に必要な応力集中が生じないためである。

終りに、本研究を行うにあたり御指導ならびに暖かな激励をいただきました東北大学名誉教授 幸田成康先生に心から感謝の意を表します。

文 献

- (1) 矢野信三, 諸住正太郎, 幸田成康: 日本金属学会誌, **43** (1979), 658.
- (2) 矢野信三, 諸住正太郎, 幸田成康: 日本金属学会誌, **45** (1981), 1063.
- (3) 矢野信三, 諸住正太郎, 幸田成康: 日本金属学会誌, **46** (1982), 538.
- (4) A.K.Mukherjee and J.W.Martin: J. Less-common Metals, **2** (1960), 392; **3** (1961), 216; **5** (1963), 117, 403.
- (5) P.L.Raffo: Met. Trans., **1** (1970), 835.
- (6) A.S.Tetelman and A.J.McEvily, Jr.: *Fracture of Structural Materials*, (1970), John Wiley & Sons, (a) 14, (b) 210.
- (7) S.Yano and S.Morozumi: to be published.
- (8) L.E.Olds and G.W.Regstorff: J. Metals, **8** (1956), 150.
- (9) J.R.Low, Ed. by B.L.Averbach *et al.*: *Fracture*, MIT Press, (1959), 71.
- (10) J.M.Dowling and J.W.Martin: *3rd Conf. on Strength of Metals and Alloys*, Inst. Met. & Iron and Steel Inst., (1974), 170.
- (11) M.S.Wechsler: *The Inhomogeneity of Plastic Deformation*, ASM, (1973), 19.
- (12) D.F.Stein: Canad. J. Phys., **45** (1967), 1063.
- (13) L.E.Murr: *Interfacial Phenomena in Metals and Alloys*, Addison-Wesley Pub. Co., (1975), 76.
- (14) R.S.W.Shewfelt and L.M.Brown: Phil. Mag., **30** (1974), 1135.
- (15) J.P.Hirth: Met. Trans., **3** (1972), 3047.
- (16) A.N.Stroh: *Advances in Phys.*, **6** (1957), 418.
- (17) S.Yano and S.Morozumi: to be published.