

同志社大学工学部

御 牧 拓 郎

同志社大学大学院(現ニ洋電機)

青 木 英 明

同志社大学工学部(現ナショナル住宅産業)

中 川 恵 之

同志社大学工学部(現東洋製缶)

山 口 倫 生

1. 緒言

Cu-Zn合金のSCCに関してはこれまで数多くの報告があるが、これらの大部分はαおよびα/β黄銅についてのものでα/β黄銅の構成要素の1つであるβ黄銅相に単結晶や双結晶についての報告は非常に少ない。筆者らはこれまでに表面に{100}面を有し引張軸方位がそれぞれ<410>ならびに<320>のβ黄銅単結晶についてアンモニア蒸気中でSCC試験を行い、すべり系が活動しないとされる降伏応力より小さな引張応力が作用してもSCCが生じるとともに腐食溝は主すべり面に沿って生じることや割れの伝播経路などについて報告した。

本報告は結晶粒界がSCCに及ぼす影響を知るため、試片に引張応力が作用した場合結晶粒界に最も弾性不適合応力が大となるよう結晶方位を制御したCu-47.3at%Zn合金(β黄銅)等軸双結晶を作製し、これについてアンモニア蒸気中でSCC試験を行い、その結果について検討を加えたものである。

2. 試験片および実験方法

本実験に使用した材料は厚さ4mmのCu-47.3at%Zn合金圧延材である。この材料よりArガス中1273KでBridgman法により中28の円柱状単結晶を作製した後放電加工で所定の結晶方位を有する種結晶を切り出した。種結晶より引張応力が作用する方向に平行に粒界が存在し、かつ粒界での弾性不適合応力が最大と推定される方位(表面{332}, 引張軸方位<311>)も有する等軸双結晶試片を作製した。また参考のため単位成分単結晶試片(SA試片)をも作製した。これらいずれの試片においても転位密度は約 $1.6 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ であった。

Fig.1に試片の形状、寸法を、Fig.2に双結晶試片(SB試片)のステレオ投影図を示す。

SCC試験はアンモニア蒸気中 $303 \pm 2 \text{ K}$ で定荷重型試験機を用いて行った。SA試片は降伏応力 $\sigma_f = 41.5 \text{ MPa}$ の約72%に相当する 30 MPa の応力を付加してSCC試験を行った。一方SB試片には20, 30, 35, 37.5, 40 MPaの5種類の応力を付加した。SB試片ではSAに比較して非常に低応力で粒界附近に局部的

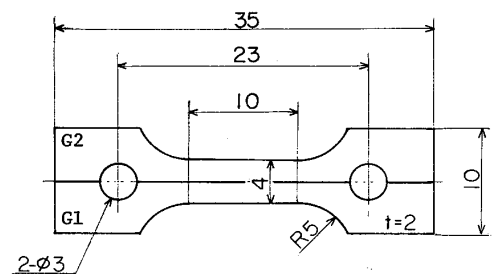


Fig.1 Shape and dimensions of specimen.

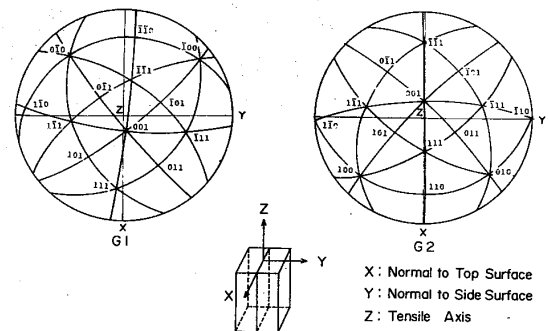


Fig.2 Stereographic projection of specimen.

な主すべり系の活動が認められた。

3. 結果および考察

SA試片ではすでに報告した $\langle 410 \rangle \{100\}$ ならびに $\langle 320 \rangle \{100\}$ を有する単結晶に比較して破断までの時間が長くなる以外、表面皮膜の形成、腐食溝および微細割れの発生、伝播ならびにその結晶方位依存性などは同様であった。

SB試片では付加応力が35MPa以下の応力では本試験期間中には破断に至らなかった。

Fig.3にSB試片の試験中の表面状態の一例を示す。図4に示すごとく巨視的な割れは試片側面より多数発生し成長、伝播し破断に至るのが明らかである。本試片は前述のごとく試片中央部に引張軸方向にほぼ平行な粒界を有しているが、 α 黄銅などに認められる粒界割れあるいは粒界近傍より生ずる巨視的な割れはほとんど認められなかった。

Fig.4に破断後の試片の例を示す。付加応力35MPa以下の場合、試片表面には巨視的な割れは認められなかったが、一方375MPa以上では試片表面に多数の巨視的な割れが観察されるとともにほぼ引張軸に垂直に伝播している。破断に至らなかつた付加応力35MPa以下の試片表面を詳細に観察すると時間の経過につれ表面に生じた皮膜は局部腐食を推察させる多数の疎な皮膜の盛り上がり認められるようになる。皮膜を除去し詳細に観察するとFig.5に示すごとく試片表面に生じた食孔から腐食溝がすべりtraceに沿って成長しているのが認められた。さらに時間が経過するとこれら食孔が互に連結しFig.6に示すごとく主すべりtraceに沿った皮膜の盛り上りを示すようになる。一方試片表面上で皮膜を除去すると表面には $\{110\}$ および $\{211\}$ traceに沿った腐食溝が多数認められ、これらが次第に成長、伝播するとともにその底部に微細な割れが生ずる。

さらに低付加応力においてもFig.7に示すごとく試片表面に生じた腐食溝上の皮膜が破壊され、その腐食溝底に割れが生じ成長、伝播しているのが認められた。したがって低付加応力においてもさらに試験

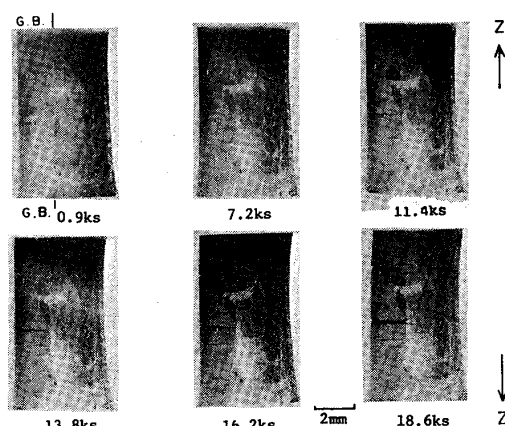


Fig.3 The top surface of SB specimen ($\sigma=40\text{MPa}$).

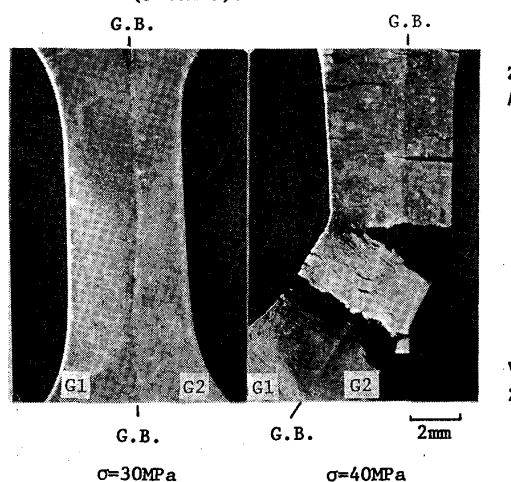


Fig.4 The top surface of SB specimen after test.



Fig.5 Corrosion groove initiated from a corrosion pit ($\sigma=35\text{MPa}$).

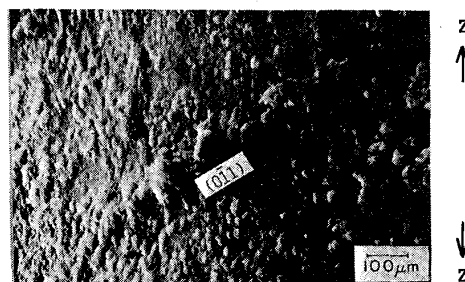


Fig.6 Tarnish at the edge of SB specimen ($\sigma=35\text{MPa}$).

を継続すると破断に至ると予想され、付加応力に関係なく SCC が生じることは明らかである。

一方結晶粒界においては巨視的な割れは認められずまた粒内に生じた割れが粒界に達しても粒界での割れを誘起しない。しかし Fig.8 に示すごとく 35MPa を付加した場合にのみ一部で粒界割れが認められた。しかしながら時間の経過に關係なくこの粒界割れは巨視的割れへと成長したため、粒界附近に同図に示すごとく $\{110\}$ trace に沿った腐食溝ならびに微細な割れが認められたがこれらはいずれも粒界より生じたものでなく、粒界近傍の粒内に生じた後粒界に達したものである。また粒界近傍に生ずるこれら微細な割れの数は粒内の他の部分に比較して少ないと云う結果が得られた。

SA 試片と同一応力を付加した SB 試片は多数の微細割れが生じ成長しているが 893.4ks 後においても破断せず SA 試片に比較して SCC 寿命が延びている。このことから引張軸に平行な粒界の存在は SCC 寿命に影響を与えていることは明らかである。これは β 黄銅の粒界構造や superlattice dislocation などが何等かの影響を与えているものと思われる。

Fig.10 にフラクトグラフの一例を示す。同図に示すごとく試片表面に生じた腐食溝の深さは約 $1\mu\text{m}$ であり、その底部に生じた微細割れの深さは約 $10\mu\text{m}$ である。この微細割れの先端部より脆性へき裂面が認められた。

以上の如く本試験に用いた試片は弾性不適合応力が最も大となるような粒界を有する双結晶にもかかわらず割れの形態は粒内割れであり、粒界よりの割れの発生伝播は認められなかった。また試片に生じた割れはこれまでに報告した単結晶の場合と同様の経路をたどり、即ち $\{110\}$ および $\{211\}$ trace を交互に伝播するとともに、これら割れが粒界に達しても β 黄銅などのごとく粒界に沿って伝播せず、他方の結晶での割れを誘起する。

参考文献 省略

なおこれらの詳細については講演会において報告する

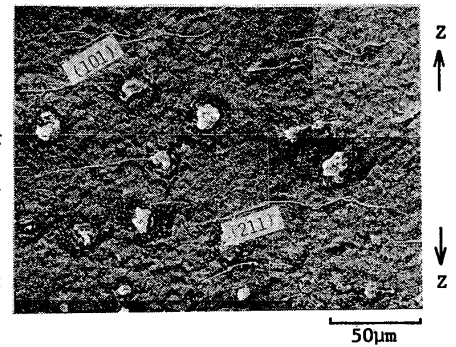


Fig.7 Corrosion grooves at the top surface of SB specimen ($\sigma=35\text{MPa}$).

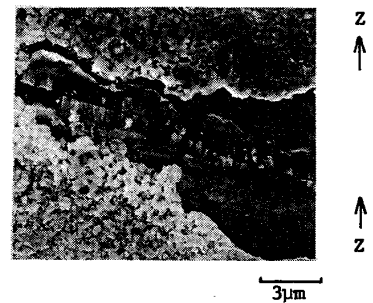


Fig.8 Microcrack at the top surface of SB specimen ($\sigma=20\text{MPa}$).

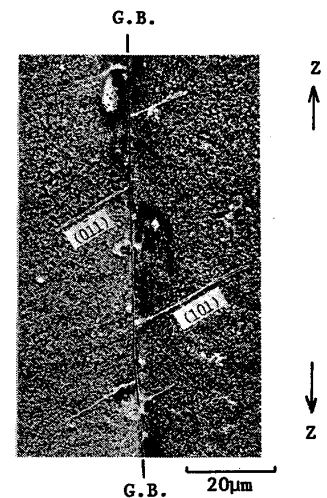


Fig.9 Microcrack at grain boundary.

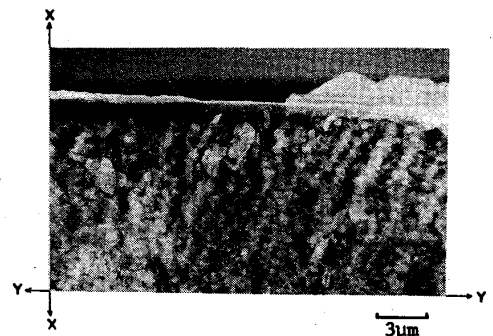


Fig.10 Fractograph ($\sigma=40\text{MPa}$).