

443 アルミニウム溶接金属の機械的性質におよぼす凝固組織の影響(第2報)
(非等軸双結晶板の引張変形挙動)

九州工業大学

迎 静雄

加藤 光昭

〇西尾 一政

坂 裕通

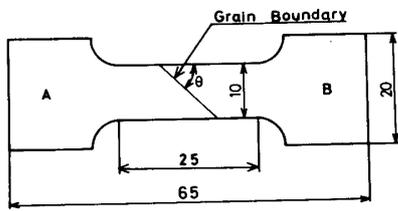
1. 緒言

アルミニウムおよびその合金の溶接凝固組織の形態は溶質量および溶接条件によつて変化する。溶融境界部近傍において形成される柱状晶の成長方向は、高速度溶接の場合には溶接線方向に垂直な方向に成長する。この柱状晶域においては繊維組織を形成しており、結晶学的には異方性を有している。

ところで、結晶学的異方性は柱状晶域の機械的性質に対して種々の影響をおよぼすものと考えられる。したがつて、溶接金属の機械的性質を考察する場合に、結晶粒界を含めた結晶粒自体の変形挙動について詳細に検討する必要がある。本研究においては、とくに柱状晶域における機械的性質の基礎的検討を行なうために非等軸アルミニウム双結晶板を用いて引張試験を行なった。とくに、結晶粒界近傍の変形挙動に着目し、モアレ法およびX線回折法を用いて検討した。

2. 使用材料および実験方法

本研究に使用した材料は99.99% Al, 板厚1.5 mmである。双結晶板はTammann-Bridgman法により炉内最高温度700°C, 30分の降下速度100 mm/hrにて作成した。得られた双結晶板からFig. 1に示すように引張軸方向と結晶粒界との角度が0°, 30°, 45°, 60°および90°の双結晶試料を放電加工



によつて切り出した。また、それぞれのだ結晶試料の成分単結晶試料も同様にして切り出した。それぞれの試料の引張軸方位をFig. 2に示す。試料表面をエメリー紙500#で研磨した後、電解研磨を行なった。引張試験はインストロニ型引張試験機を用いて引張速度を5 mm/min.とし、常温にて行なった。

Fig. 1 試験片の形状寸法

3. 実験結果および考察

45°および90°の場合について述べる。

こゝでは引張軸方向と結晶粒界との角度θが0°

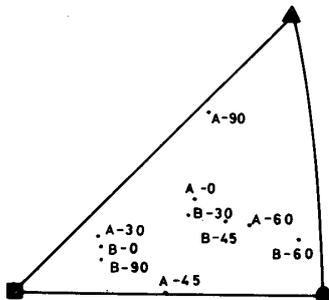


Fig. 2 引張軸方位

3.1 θ = 0°の場合

Fig. 3に公称ひずみが2.9%の場合について、モアレ法によつて求めた引張軸方向のひずみの分布を示す。θ = 0°の場合には変位一定で変形が生じることから、ネック部近傍におけるひずみの乱れはほとんどなく、ほぼ均一に変形が生じた。しかしながら、A結晶の中央部付近においては変形の大まな領域が一部認められた。つぎに試験片中央において結晶粒界と直交する線上におけるミスオリエンテーションの変化を示したのがFig. 4である。このミスオリエンテーションはX線回折により測定し

た。A結晶においてはモアレ法により求めたものと同様に自由端側でミスオリエンテーションは大きく、塑性変形量が大きかったことを示す。

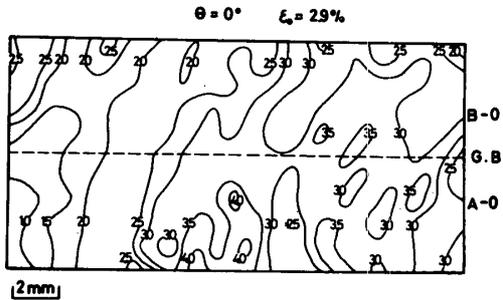


Fig. 3 引張軸方向のひずみの分布

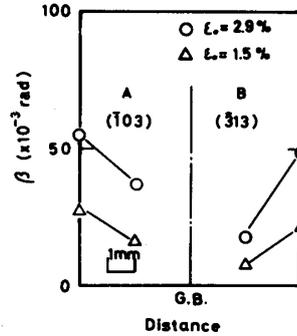


Fig. 4 ミスオリエンテーションの変化

3.2 $\theta = 45^\circ$ の場合
3 引張軸方向のひずみの分布を示す。B結晶の自由端で比較的結晶粒界に近いところでひずみの集中するところが生じた。結晶粒界近傍ではひずみの極小値が生じ、その領域は結晶粒界から4~5mmのところまで到達した。一方、A結晶では結晶粒界近傍約2~4mmのところでは変形が著しく促進し、結晶粒界に近づくにつれて変形は拘束された。したがって、結晶粒界はA結晶については変形を拘束し、B結晶については変形を促進させるように作用したものと考えられる。

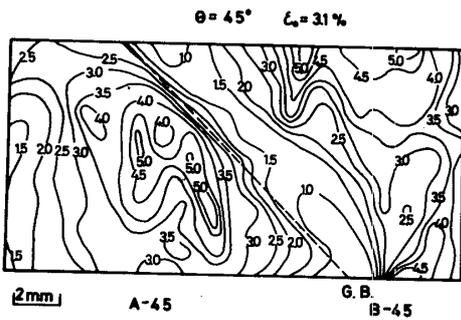


Fig. 5 引張軸方向のひずみ分布

3.3 $\theta = 90^\circ$ の場合
引張軸方向のひずみの分布を示す。全体的にはA結晶でひずみが小さく、B結晶でひずみが大きくなった。結晶粒界近傍のひずみ分布を示したのがFig. 7である。結晶粒界近傍ではA, Bいずれの結晶においてもひずみの分布には谷が生じ、結晶粒界が著しく変形を拘束したものと考えられる。また、B結晶ではとくに変形が促進したところは見られないが、A結晶では一方の自由端で少し変形の促進したところが認められた。

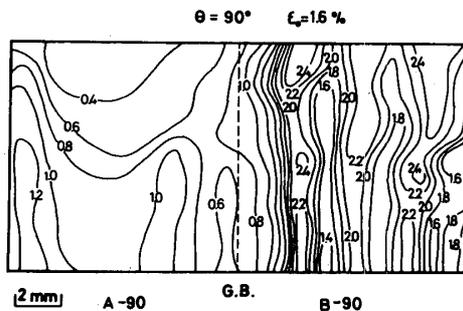


Fig. 6 引張軸方向のひずみ分布

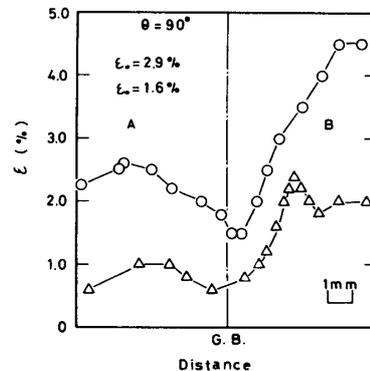


Fig. 7 結晶粒近傍のひずみ分布