

1. 緒言 筆者らの研究によれば、TIGアークによりビード溶接を行なったAl薄板の溶接金属の柱状晶は、高速度溶接をした高純度材料においては溶接線に対してほぼ垂直方向に成長する。したがって、凝固形態よりみてこれらの柱状晶域は異方性を有していることになる。いっぽう、低純度あるいは合金の溶接金属中央部付近に形成する等軸晶域は等方性である。また、溶接金属中の柱状晶の幅は一般に母材の結晶粒の大きさ(約0.02 mm)に比べてかなり粗大化(0.03 ~ 0.5 mm)している。このような柱状晶域の異方性および結晶粒の粗大化は溶接金属の各種性質に影響を及ぼすものと考えられる。そこで、本報告ではAlの薄板(1あるいは2 mm)にTIGアークによりビード溶接(DCRP)を行ない、これらの試験片をビードの縦方向に静的引張試験(室温)を行ない、溶接部における柱状晶の異方性および結晶粒の粗大化が機械的性質に及ぼす影響について検討を行なった。実験に用いた材料は99.96%高純度Al、工業用純Al(1S)および耐食Al合金(5083)の粗大結晶を有するものおよび一般市販材料である。引張試験機は容量500 kgの小型引張試験機を用い、標尺距離は50 mmとした。

2. 実験結果 まず溶接金属を縦方向に引張試験したときに溶接金属内で発生する割れの発生位置および形態を調べるために、粗大結晶よりなる1S-Al板(1 mm)にTIGアーク溶接(20 V, 60 A, 500 mm/min)を行ない、その試験片に対して縦ビード引張試験を行なった。その結果によると、割れは最初に溶接金属の柱状晶域に発生した。

Photo. 1にこの柱状晶域の割れの形態を示す。Photo. 1から明らかであるように、割れは柱状晶の粒界に沿っておこっている(写真の上部に粒状に認められるのは等軸晶である)。また、Photo. 2は99.96%-高純度Al板(1 mm)の一般材の溶接ビード(20 V, 65 A, 500 mm/min)に対し縦ビード引張を行なったときの割れの形態を示す。このように



Photo. 1 1S-Al(粗大結晶)溶接継手を引張試験した際に認められた粒界割れ

BEAD
CENTER

WELD
METAL

FUSION
BOUNDARY

柱状晶が溶接線とほぼ垂直方向をなしている場合には、割れは柱状晶の粒界に沿っておこる。いっぽう、母材の引張試験においてはこのような粒界割れは認められず、すべて粒内割れであった。

つぎに、1S-アルミニウムについて母材、溶接継手および溶接金属(いずれもPhoto. 2のように柱状晶は溶接線に

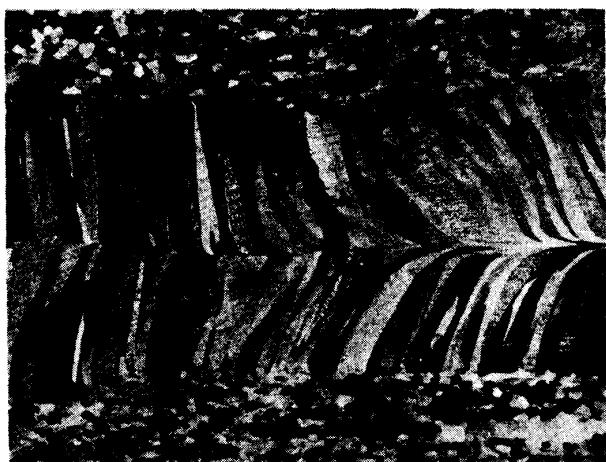


Photo. 2 99.96% Al 溶接継手を引張試験した際に認められた粒界割れ

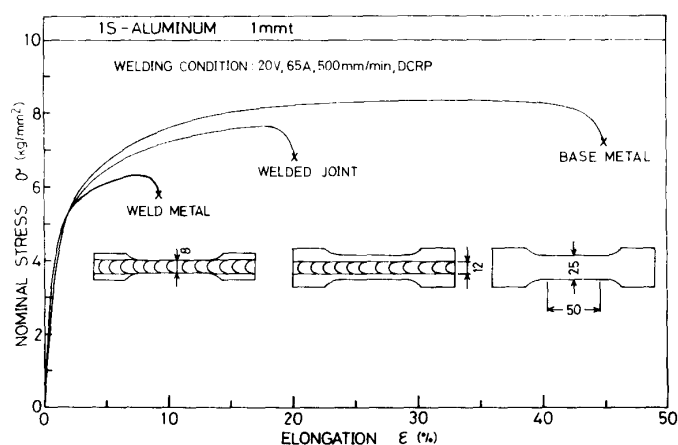


Fig. 1 1S-Al母材、溶接継手および溶接金属の応力-歪線図

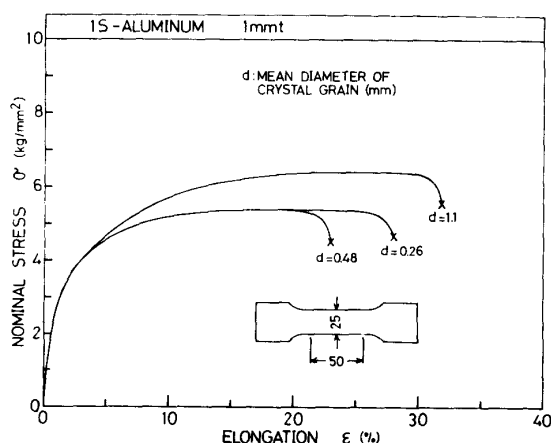


Fig. 2 1S-Al母材の結晶粒度を変化させたときの応力-歪線図

対しほぼ垂直方向を向いている)を引張試験したときの応力-歪線図をFig. 1に示す。溶接継手と溶接金属については縦ビード引張試験を行った。Fig. 1からわかるように、母材の伸びは45%程度でかなり大きい。溶接継手の場合には約20%さらに溶接金属のみの場合には約10%程度にまで低下している。

ついで、結晶粒が粗大化しただけで上記のように伸びが低下するかどうかについて、異方性、たまたまの結晶粒を有する母材(1S-Al)を使用して検討を行った。すなわち、熱処理により結晶粒の平均直径を種々変化させた、平均直径が0.26, 0.48および1.1mmの試験片に対して引張試験を行った。ときの結果をFig. 2に示す(Fig. 1に示した母材の結晶粒の平均直径は0.02mmであった)。これからわかるように、この場合の伸びは23~30%程度であり、もとの母材に比べて伸びは低下しているが、溶接金属の伸びに比べるとかなり大きい。また、この場合の破壊はいずれも粒内でおこった。

以上のことから、溶接金属の柱状晶域の伸びが小さいのは結晶粒の粗大化ばかりではなく、異方性にも帰因しているものと考えられる。

さらに、溶接速度を変化させて柱状晶の成長形態を変化した場合、さらに柱状晶と等軸晶の形成による上記の機械的性質の変化について検討した結果を報告する。