種々の下部組織を持つ工業用純アルミニウム 溶接熱影響部の再結晶挙動*

益本 功**, 平 博仁**

Recrystallization Behaviour of Heat Affected Zone of Commercial Pure Aluminium with Various Substructures*

by Isao Masumoto** and Hirohito Hira**

Recrystallization behaviour of commercial pure aluminium may be affected by the morphology of substructures.

In this study, commercial pure Al of 10 mm thick plate was prepared. That was machined to the plates of various thickness, then these were full annealed at 600°C for 30 min.

All plates were made equal to 2 mm thick plates by three kind of treatments, these were cold-rolling, cold-rolling and 200°C×30 min. annealing (in this report, quasi stabilized treatment=Q.S.T.) and hot-rolling. Each treatment induced another type of substructure, i.e. tangled dislocations, statically recovered structure, and dynamically recovered structure.

Recrystallization behaviour of these three types of substructure-induced specimens was studied by isothermal heat treatments at various temperatures.

And, softened width and recrystallized grain diameter at the electron beam weld heat affected zone of substructure-induced plates were compared. Test plates were 100 mm×100 mm square plates of 2 mm thickness.

Obtained results were as follows;

- (1) Annealing at 200°C for 30 min. after cold-rolling gave smaller recrystallized grain diameter and higher recrystallization temperature than cold-rolled test specimens.
- (2) The higher the hot-rolling temperature, the higher the recrystallization temperature became, but slight change of recrystallized grain diameter was observed.
- (3) While hardness of substructure-induced test specimen was below 30, hot-rolled test specimens had higher recrystallization temperature and smaller grain diameter than cold-rolled with or without Q.S.T. specimens.
- (4) Softened width and grain diameter of electron beam weld heat affected zone of cold-rolled plates were larger than these of cold-rolled with Q.S.T. or hot-rolled plates.

1. 緒 言

溶接における熱影響部、特にボンド部の再結晶粒粗大化は継手の機械的性質に影響を与え、一般には劣化するしたがってこの問題は溶接における重要な課題であり、いくつかの研究例がある。例えば工業用純アルミニウムの冷間加工材について、井川等¹⁾は再結晶式を提案し、その式から溶接熱サイクルが与えられた場合の再結晶軟化範囲を求めている。しかし Kašpar 等²⁾は、純アルミ

ニウムの積層欠陥エネルギーが高いため、加工によって導入された転位は再配列し安定な転位構造を形成しやすく、それが起こった場合は再結晶が起こりにくいことを報告している。また難波³⁾等は、熱処理状態によって、冷間加工した工業用純アルミニウムの溶接熱影響部再結晶挙動が変化することを報告しているが、この結果は、熱処理によって転位分布が変化しそれが再結晶に影響を及ぼしたものと推察される。

このように母材の下部組織状態が、溶接熱影響部の再結晶挙動にも影響を及ぼしていることが考えられるので、本研究は、それをより明らかにするため工業用純アルミニウム1200を用いて実験を行ったものである。すなわち冷間圧延、冷間圧延後再結晶温度以下での焼なまし、そして熱間圧延によって種々の状態を有する下部組

*原稿受付 昭和54年10月2日(昭和54年度春季全国大会にて発表)

**正 員 名古屋大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Nagoya University

***学生員 名古屋大学大学院(現在 川崎重工(株)技術研究所)
Student Member, Graduate School of Nagoya University (Present Address; Kawasaki Heavy Industries Ltd.)

織を得た。そしてこれらについて各種の条件の焼なましを行い、再結晶温度及び再結晶粒径への初期下部組織状態の影響を調べた。さらにこれらの結果と、2 mm 厚の試験板を電子ビーム溶接したさいの熱影響部の再結晶挙動とを比較検討した。

そして、溶接熱サイクルに対して、再結晶軟化域の広がりを防ぎ、再結晶粒を小さくするような下部組織を明らかにした。

2. 実験方法

2.1 下部組織の導入

供試材としては Table 1 に示す化学成分の工業用純アルミニウム1200を用いた。板厚は 10 mm であったが切削することによって種々の板厚に変化させた。それらは、まず 600℃×30分の焼なましを行い、結晶粒径を約 100 μm とした。そして次に示すような下部組織を得る種々の処理を行った。

Table 1 Chemical composition of pure Al used.

Cu	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
0.04	0.14	0.33	0.01	0.03	0.03	0.01	0.01	bal.

圧延率80%までの冷間圧延を行い、転位のセル構造を得た。そしてこれらの冷間圧延材を200℃で30分焼なまし転位の再配列を促進させた。この200℃×30分の焼なまし処理は、転位の再配列による転位構造の準安定化をはかったものである。今後は単に準安定化処理 (quasi-stabilized treatment=Q. S. T) と呼ぶこととする。

また熱間圧延後急冷することによって、高温加工で動的に形成される組織を得た。圧延は予め 600℃、500℃、350℃ の炉に加熱した試験材を用い1パスで60%の圧延を行い直ちに水冷した。ただし圧延温度としては、水温の上昇から計算して求めた値を実験結果の整理に用いた。なおすべての試験片は、以上の処理中に圧延率を適当に定めることにより、処理後はすべて 2 mm 厚に統一された。

Fig. 1 に透過電子顕微鏡による下部組織の観察例を示す。(A) の60%冷間圧延のままのものでは加工によって導入された転位が集合体となってセル構造を作っているのが観察される。(B) は(A)を準安定化処理したもので(A)より転位の再配列が促進され静的な回復が進行している。(C) は180℃熱間圧延による組織であるが、小さな亜結晶が観察され動的回復が起こっていると考えられる⁴⁾。(D) の450℃熱間圧延の組織では亜結晶粒径がかなり大きくなり、粒間のコントラストにみられるように傾

(A) 60% cold-rolled
(B) 60% cold-rolled and annealed at 200°C
(C) 60% hot-rolled at 180°C
(D) 60% hot-rolled at 450°C

Fig. 1 Transmission electron micrographs of substructures of Al by various treatment.

角が大きくなってくる。

Fig. 2 (a) は横軸の各圧延率で冷間圧延、及び冷間圧延後準安定化処理を行った試験材の硬さ、Fig. 2 (b) は横軸の各温度で60%熱間圧延を行った場合の硬さの変化を示す。Fig. 2 (a) より圧延率の増加に伴い硬さが上昇するが、準安定化処理によってはそれほど硬さが低下しないことがわかる。また Fig. 2 (b) によって圧延温度が200℃以上になると硬さが急激に低下することがわかる。

2.2 再結晶挙動の観察

2.1 のように下部組織を導入した試験材を、塩浴に保持した後水中に急冷した。そのさいの保持温度及び保持時間を種々変化させた。そして試験材の硬さと光学顕微鏡組織の変化から再結晶温度、再結晶粒径を調べた。

また 2 mm 厚の各試験材から 100 mm×100 mm の板を切りだし、その中央部に電子ビームによって圧延方向に直角に長さ 50 mm のビード溶接を行い、溶接熱影響部の再結晶挙動の観察を行った。そのさい電子ビーム溶接条件は、溶融線が表側から裏側まで Fig. 3 のように平行となるような Table 2 の条件を選んだ。

3. 実験結果及び考察

3.1 定温保持による再結晶挙動

Fig. 4 は圧延率80%及び10%の冷間圧延のままの試験材、及びそれらに準安定化処理を行った試験材を、横軸

Fig. 2 (a) Effect of cold-rolling ratio and quasi stabilized treatment on hardness of test specimens.

Fig. 2 (b) Effect of hot-rolling temperature on hardness of test specimens.

の各温度で30分、及び80%については20秒保持したときの硬さも示す。

冷間圧延のままのものの30分保持の結果では、圧延率80%のものの硬さは10%のものに比べ当然のことながらはるかに高いが、前者は約250℃で硬さは急激に低下し300℃ではほぼ完全に軟化しているのに対し、後者では300℃までの硬さの低下はわずかで400℃で完全に軟化している。準安定化処理したものは冷間圧延のままのものと比べ、特に圧延率10%の場合、保持時間30分でも、軟化の開始温度がやや高く、再結晶温度が上昇していることがわかる。しかし、圧延率80%のものは、保持時間30分ではそれらの軟化開始温度に差はあらわれないが、保持時間20秒と短い場合には、両者とも350℃以上に軟化開始温度が上昇し、そして準安定化処理材の方が上昇度

Fig. 3 Macrosection of E.B. weld.

Table 2 E.B. welding condition.

E. B. welding condition	
Accelerating voltage :	150 kV
Beam current :	40 mA
Welding speed :	1500 mm/min
Focal distance :	170 mm
Objective distance :	240 mm

Fig. 4 Effect of holding temperature and time on softening of cold-rolled test specimens with and without quasi stabilized treatment.

が大きい。

Fig. 5 は60%熱間圧延材及び60%冷間圧延材を横軸の各温度で30分もしくは20秒保持したときの硬さを比較したものである。30分保持の結果より、60%冷間圧延材はFig. 4の80%冷間圧延材の場合と同様に250℃で硬さが低下し300℃で完全に軟化している。熱間圧延材についてみれば圧延温度が低いほど元の硬さは大きい、軟化開始温度は逆に低下している。なお保持時間が20秒と短い場合には、圧延温度180℃のものは400℃近くから硬さが減少しはじめるが、圧延温度450℃では、475℃の保持温度でようやく硬さの低下がみられる。しかしどちらも完全に軟化するの500℃以上である。

次にこれらの下部組織を導入した試験材を、それらが

Fig. 5 Effect of holding temperature and time on softening of cold-rolled and hot-rolled test specimens.

完全に軟化する500℃以上の温度で20秒、及び30分保持し、再結晶させてその粒径を測定した。そして特に、Fig. 3 で示される電子ビーム溶接熱影響部の再結晶粒径に近い 550℃×20秒の結果と比較することとした。Fig. 6 はその結果で、左図が冷間圧延のまま、及びそれに準安定化処理を行ったものの結果、右図が熱間圧延のものの結果を示す。左図より圧延率の増加に伴い再結晶粒径が小さくなること、及び準安定化処理によって冷間圧延のままのものより再結晶粒径が少し減少することがわかる。右図より、熱間圧延のものを再結晶させると、その粒径は圧延温度が高温側でわずかに小さくなる傾向がみられるが、それほど大きな変化はない。なお、他の保持温度、保持時間の結果は、Fig. 6 のプロットが上方に平行移動する程度で横軸に対する傾向にはあまり変化はなかった。

以上のように、3種類の処理によって異なる下部組織を導入した試験材は、各々特有の再結晶挙動をすることが観察された。下部組織を導入することは同時に機械的性質をも変化させることとなり、もっとも簡単な例としては、Fig. 2 にみられるように、硬さが各々の加工及び熱処理によって上昇している。そこで、この硬さというものを機械的性質の目安とし、各処理を行ったときの試験材の硬さとその再結晶挙動との関係を調べることにした。

Fig. 7 は再結晶温度と各処理を行ったときの試験材の硬さとの関係、Fig. 8 は再結晶粒径と試験材の硬さとの関係を示す。なお再結晶温度は、Fig. 4, Fig. 5 でみられるように各温度で30分保持したさい、保持後の試験材の硬さが、各処理を行ったままの硬さと完全に軟化しきったときの硬さとの中間の硬さとなる温度とし、その温度付近では集中的に追加実験を行った。また、再結晶温度については、Fig. 6 の結果を利用した。

Fig. 7 より、各処理を行ったままの下部組織が導入されている試験材の硬さと、再結晶温度とは全体にほぼ直

Fig. 6 Effect of cold-rolling ratio or hot-rolling temperature on recrystallized grain diameter of test specimens after 550℃×20 sec. annealed.

Fig. 7 Recrystallization temperature vs hardness of base metal.

Fig. 8 Recrystallized grain diameter vs hardness of base metal.

線関係にあり、硬さが小さなほど再結晶温度が高い。そして硬さが大きな範囲では3種類の処理材間にはそれほどの差はないが、硬さが30以下の範囲では、冷間圧延のものは再結晶温度が少し低めの傾向があり、また熱間圧延のものは高めの傾向を持っており、準安定化処理を行ったものはその中間の値を持っている。

Fig. 8 の各処理を行ったときの試験材の硬さと再結晶粒径との関係では、硬さの大きな領域では Fig. 7 の結果と同様に3種の処理材間でそれほどの差はないが、硬さが30以下となるとほぼ同様の硬さでも粒径にかなりの差がみられ、冷間圧延のものが最も粗大化し、熱間圧延のものは逆に最も小さく、準安定化処理を行ったものは、冷間圧延材より小さめの結果を示す。

このように硬さが大きな範囲では3種の処理材ともほぼ同様の再結晶挙動を示すが、硬さ30以下の範囲では、ほぼ同一の硬さでも再結晶挙動が異なり、冷間圧延のままのもの、準安定化処理したもの、熱間圧延のもの順に、再結晶温度が上昇し再結晶粒径が小さくなる原因は次のように考えられる。

加工によって導入された下部組織は金属の内部エネルギーを高めており、焼鈍など外から熱エネルギーを与えると、それらの下部組織が消滅したり、再配列することによって内部エネルギーを解放しようとする。それが完全に消滅した状態が再結晶である。しかし、純アルミニウムのような積層欠陥エネルギーの高い金属では、加工のさい導入された転位は再配列を起こしやすく、そしてその再配列が起こると内部エネルギーをかなり解放することができるため再結晶が起こりにくくなる²⁾。

以上の現象が、この実験では特に硬さ30以下のもので

顕著に現われ、冷間加工のままのセル構造より、ある程度転位の再配列の進んだ準安定化処理を行った組織、またそれよりはっきりした亜結晶粒界を持った熱間圧延による組織の順に、同じ硬さでも内部エネルギーが小さくそのため再結晶核生成及び成長が起こりにくくなったものとおもわれる。

しかし硬さ30以上の範囲では、セル構造とか亜結晶粒界を形成させて少し内部エネルギーを低下させても、依然、全体としての再結晶へのドライビングホースは非常に大きく、また再結晶の核生成場所も、硬さの小さなものに比べて相当多いことが考えられるため、3種の処理材とも、差が顕著に現われないような短時間で再結晶が終了してしまうものとおもわれる。しかし、硬さの大きな範囲でも、保持時間を短くし再結晶の初期過程をとらえることによって各処理材間の差は得られやすくなる。

Fig. 4 の80%冷間圧延材とその準安定化処理材の結果はその一例で、30分保持では両者の軟化開始温度に差はないが、20秒保持では準安定化処理材の方が高温側になっており、硬さの大きな範囲でも、準安定化処理によって内部エネルギーが低下しているものを意味するのである。

3.2 電子ビーム溶接熱影響部の再結晶挙動

3.1 のように下部組織の存在状態によって再結晶挙動が変化したが、このことは当然溶接熱影響部の再結晶挙動にも影響を与えるものと考えられる。

Fig. 9 は電子ビーム溶接熱影響部の光学顕微鏡組織のいくつかの例で、母材は (A) が60%冷間圧延のもの、(B) が60%冷間圧延後200℃×30分の準安定化処理を行ったもの、(C) は450℃で60%の熱間圧延を行ったものである。(A) と (B) の比較により、準安定化処理を行った

Fig. 9 Optical micrographs of heat affected zone. (A) 60 % cold-rolled (B) 60% cold-rolled and annealed at 200°C (C) 60% hot-rolled at 450°C

(B)は、再結晶領域は (A) より狭くなっているが、融合線付近の再結晶粒の径は (A) とほぼ同様であることが観察される。また (A) と (C) の比較から (C) の熱間圧延材の方が再結晶領域もまた再結晶粒径も小さなことがわかる。

これらの熱影響部の範囲、及び再結晶粒径を各下部組織を有する各試験板について調べた。Fig. 9 にみられるように、ボンド部の結晶粒は、エピタキシャル凝固成長の核として働くことから、この部分の結晶粒径が凝固金属の性質に影響を与えていると考えられる。そこで融合線上の粒界間の平均距離を求め、その値をボンド部の再結晶粒径とし、各試験板について比較を行った。また再結晶領域については、硬さ測定によって軟化域を調べた。

Fig. 10 は、ボンド部の再結晶粒径と、各処理を行って下部組織を導入した試験板の溶接前の硬さとの関係を示すものである。図より冷間圧延を行ったもの、及びそれに準安定化処理を加えたものは、硬さの上昇とともに急激に結晶粒が細粒化しているが、熱間圧延のものは硬さの変化に伴う結晶粒径の変化はほとんどみられず概して細粒である。また準安定化処理したものは、冷間圧延のままのものより少し粒径が小さい傾向がみられる。この結果は、Fig. 8 の試験材を定温保持したときの再結晶粒の結果とほぼ対応している。

Fig. 10 Effect of induced microstructures on the recrystallized grain diameter of bond.

Fig. 11 は融合線から母材への熱影響部の硬さ分布を示すものである。下側の図は60%冷間圧延のまま、及びそれを準安定化処理したものの結果である。準安定化処理によってかなり軟化域が狭くなっている。このことは

Fig. 11 Effect of base metal condition on the hardness distribution of heat affected zone.

軟化温度が高いことを意味しており、Fig. 4 の傾向と一致する。上側の図は、図中の温度で熱間圧延したものの結果である。熱間圧延温度の上昇とともに硬さが低下し、そして軟化域も減少している。すなわち Fig. 5 に示すごとく圧延温度が高いほど、試験板の硬さは低いことが軟化温度は高温側に移るため、軟化域の幅は狭くなることとなる。

下部組織導入に伴う硬さの上昇量が、溶接熱サイクルによって $\frac{1}{2}$ 以下まで軟化する領域を、軟化域の幅としてこの値と溶接前の試験板の硬さとの関係を求めたのが Fig. 12 である。3種の下部組織とも試験板の硬さの低下に伴い、軟化域が狭くなっている。準安定化処理を行ったものはすべての硬さ範囲にわたって約 1 mm 弱軟化域が、冷間圧延のままのものより狭い。熱間圧延のものはその中間に位置しているが、硬さの大きな範囲では冷間圧延材、硬さの小さな範囲では準安定化処理を行ったものに近い。

もし試験板の再結晶温度が高いほど軟化域の幅が狭くなるとするならば、Fig. 12 は Fig. 7 の再結晶温度の結果と対応して、硬さの大きな側では試験板の状態によらず軟化域が広くなり、硬さの小さな側では各試験板とも軟化域は狭くなるが、熱間圧延材がもっとも狭く、そし

Fig. 12 Effect of induced microstructures on the width of softened zone.

て準安定化処理を行ったもの、そして冷間圧延のままのものの順に広くなると考えられる。しかし、冷間圧延のままのものと熱間圧延材の比較においては、それによく対応する結果が得られたが、準安定化処理したものは全硬さ範囲で軟化域が狭くなる傾向がみられた。このことは200℃×30分の準安定化処理によって転位が集合する以外に、微量不純物が粒界に析出するなどの現象が起り、短時間の溶接熱サイクルに対しては、再結晶軟化を抑制するようなことが起こるのかも知れない⁵⁾。

純アルミニウムは焼なまし状態だけではなく、冷間加工などによって強化された状態で用いられることがあるが、それらに溶接が必要とされるとき、再結晶軟化領域はできるだけ狭く、また粒径が粗大化しないことが望まれる。この研究において、母材が同じ硬さであっても導入されている下部組織状態によって再結晶挙動が異なることが明らかとなった。Fig. 10 及び Fig. 12 の結果より、強度の大きな母材が必要な場合には、冷間加工後準安定化処理を行ったものを用いることにより、溶接による軟化域を狭くすることができる。また、強度がそれほど小さくともよい母材が必要とされる場合は、熱間圧延材を利用することによって、再結晶軟化範囲が狭く、しかもボンド部が粗粒化しないような継手を得ることができる。

4. 結 言

溶接熱影響部の再結晶挙動に及ぼす下部組織の影響を明らかにするために、純アルミニウムに冷間圧延、冷間

圧延後200℃で30分の熱処理、熱間圧延の各処理を行い3種の異なる状態の下部組織を有する試験材を作成し、各温度での定温保持による再結晶温度、及び再結晶粒径の変化を調べた。さらにこれらの試験材について電子ビーム溶接を行い、それらの熱影響部を調べた。

得られた結果は以下の通りである。

1) 30%以下の冷間圧延の場合、再結晶粒の粗大化が顕著であるが、200℃×30分の準安定化処理を行うことにより、その粗大化が抑制され、再結晶温度も上昇することを確かめた。

2) 加工度が60%以上の冷間圧延では、準安定化処理を行っても再結晶温度は上昇しなかったが、再結晶粗大化の抑制には効果があった。

3) 熱間圧延材の場合、圧延温度の上昇に伴って再結晶温度は上昇するが、再結晶粒径はほとんど変化しなかった。

4) 試験材を同一硬さで比較した場合、熱間圧延による試験材は、冷間圧延のものや準安定化処理したものより再結晶温度は高く、再結晶粒径は小さかった。

5) これらの試験材の電子ビーム溶接熱影響部の軟化域の幅及び再結晶粒径を測定した。冷間圧延材の熱影響部は軟化域の幅が広く、再結晶粒径が粗大化しがちであるが、これに比べ、200℃×30分の準安定化処理した試験材、及び熱間圧延材では、軟化域が狭く、再結晶粒径も小さいことを認めた。この傾向は、上述の定温保持の結果と一致している。

謝 辞

材料を提供していただいた住友軽金属工業㈱また実験遂行に際して協力していただいた渡辺敏工学士に深く感謝します。

参 考 文 献

- 1) 井川, 新, 大重; “溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究(第1報)”本誌 42巻(1973) 8号134~145
- 2) R. Kašpar, J. Pluhař; “Recrystallization of Previously Recovered Aluminium”, Metal Science, Vol. 9 (1975), 104~109
- 3) 難波, 福井, 杉山; “工業用純アルミニウムの溶接熱影響部の再結晶挙動について”, 本誌43巻(1974) 3号274~281
- 4) H.J. McQueen; “The Production and Utility of Recovered Dislocation Structures” Metallurgical Transaction A, Vol. 8A (1977) No. 6, 807~824
- 5) P.L. Morris, B.J. Duggen; “Precipitation and recrystallization in an Al-1.8Mn alloy”, Metal Science Vol. 12 (1978), No. 1, 1~7