

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 29 年 6 月 12 日現在

機関番号：24403

研究種目：基盤研究(C) (一般)

研究期間：2014～2016

課題番号：26420742

研究課題名(和文) 集合組織制御した時効硬化型アルミニウム合金板の再結晶挙動と時効挙動

研究課題名(英文) Recrystallization and Aging Behavior of Texture-Controlled Age-Hardenable Aluminum Alloy Sheets

研究代表者

井上 博史 (Inoue, Hirofumi)

大阪府立大学・工学(系)研究科(研究院)・教授

研究者番号：30137236

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 3,900,000円

研究成果の概要(和文)：近年、自動車軽量化のために時効硬化型Al-Mg-Si合金板の使用が積極的に進められているが、比較的フラットなパネルに限定されている。ドア・インナーパネルのような複雑な形状をもつ自動車部材では深絞り性が非常に重要である。

冷間圧延と温間異周速圧延を適切に組み合わせ、深絞り性向上に好都合な{111}再結晶集合組織を溶体化処理中に発達させることを目的として、再結晶集合組織の形成機構と最適熱処理プロセスを検討し、冷間圧延のみの従来材よりも良好な深絞り性が得られた。さらに溶体化処理後の時効挙動を調査し、焼付塗装による高強度化の可能性を示唆する結果が得られた。

研究成果の概要(英文)：Recently, the use of age-hardenable Al-Mg-Si alloy sheets is forwarded actively in order to achieve weight reduction of automobiles. Their applications are limited to relatively flat panels. Deep drawability is very important for car components with complex shape such as inner panels of the door.

The first aim of this study is to develop a {111} recrystallization texture favorable for improvement in deep drawability during solution treatment after an appropriate combination of cold rolling and subsequent asymmetric warm rolling. In order to achieve it, the mechanism of the recrystallization texture evolution and the optimum heat treatment were investigated. As a result, better deep drawability was obtained by using this combined processing in comparison with conventional materials processed by only cold rolling. In addition, aging behavior after solution treatment was examined. The results suggested that there was a possibility of strengthening by bake finish.

研究分野：材料組織制御

キーワード：温間異周速圧延 再結晶集合組織 転位密度 方位関係 微細析出物 昇温速度 時効硬化 予備時効

1. 研究開始当初の背景

近年、地球環境保護および省エネルギーの観点から自動車の軽量化が積極的に進められているが、アルミニウム合金をボディパネルへ適用するには板材成形性の改善が不可欠である。現在、日本における自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の使用は一部の高級車においてフード、ルーフ、トランクリッドといった比較的フラットな部材にのみ限定されている。世界規模での自動車軽量化を達成するには、高級車のみならず大衆車にもアルミニウム合金板を使用するとともに、その使用範囲を拡大するために、比較的複雑な形状に成形しなければならないフェンダーやドア・インナーパネルまでアルミニウム合金化する必要がある。それにはアルミニウム合金の深絞り性を大幅に向上させることが不可欠である。アルミニウム合金板の深絞り性は鋼板に比べてかなり劣っており、指標として用いられる r 値は通常 0.6 程度の低い値を示す。これはアルミニウム合金の圧延焼鈍板が通常 r 値の低い立方体集合組織 $\{001\}\langle 100 \rangle$ をもつためである。しかし、 r 値は集合組織と密接な関係があるため、板材の集合組織を制御することにより、 r 値を大幅に改善できる可能性がある。特に、 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位のような板面に対して $\{111\}$ 面が平行な集合組織は r 値が高く面内異方性も小さいため、深絞り性の向上に非常に有効である。研究代表者はこれまで自動車ボディパネル用アルミニウム合金として有望な時効硬化型 Al-Mg-Si 合金に冷間圧延と温間異周速圧延からなる複合圧延を行うことにより、その後の溶体化処理中に $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位を主成分とする $\{111\}$ 再結晶集合組織が発達すること、その結果として r 値とともに限界絞り比が大幅に向上することを見出している。図 1 に冷間圧延のみの通常圧延材と上記複合圧延材の集合組織の違いを示す。 $\{111\}$ 集合組織をもつ複合圧延材は、立方体集合組織をもつ冷間圧延材と比べて深絞り性が改善された。

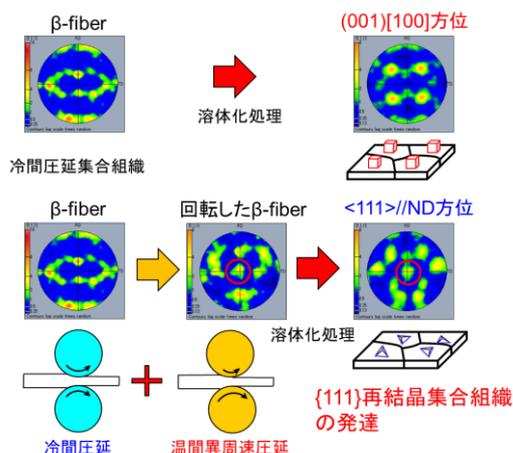


図 1 通常の冷間圧延材と冷間圧延後に温間異周速圧延を施した複合圧延材の再結晶集合組織の比較 ($\{111\}$ 極点図)。

溶体化処理後の $\{111\}$ 方位成分は体積分率で 30% 程度であるが、 $\{111\}$ 再結晶集合組織をさらに発達させるには、その形成機構を解明する必要がある。しかし、複合圧延後の時効硬化型 Al-Mg-Si 合金には多数の晶出物や析出物が存在するため、溶体化処理中に再結晶粒が生成する時にこれらの粒子の影響を受けて再結晶集合組織が形成される。そのため、 $\{111\}$ 再結晶集合組織形成に及ぼす粒子の影響を詳細に調査する必要がある。さらに、実用的な観点から、溶体化処理後にプレス成形を行った後、強度を高めるために時効処理を施す必要があり、複合圧延・溶体化処理材の時効挙動を明らかにすることも重要な課題である。

2. 研究の目的

2.1 第二相粒子の影響を考慮した $\{111\}$ 再結晶集合組織形成機構の検討

再結晶集合組織に及ぼす第二相粒子の影響として、(1) 圧延後に存在する微細粒子 ($\ll 1\mu\text{m}$) によるサブグレインのピン止めと、(2) 圧延前に存在した粗大粒子 ($\geq 1\mu\text{m}$) 周りの Particle Stimulated Nucleation (PSN) が考えられる。これらの影響を明らかにするために、圧延後および再結晶初期段階における種々の方位を有するサブグレインのピン止め状況の透過電子顕微鏡 (TEM) 観察と、走査電子顕微鏡 (SEM) を用いた Electron Back-Scatter Diffraction (EBSD) 法で粗大粒子周りに形成した再結晶粒の方位測定を行う。これにより、成長や合体をピン止めされているサブグレインの方位依存性や PSN で形成した再結晶粒の方位依存性が明らかとなる。それと同時に $\{111\}$ 再結晶粒の核生成と成長の優位性も調査し、第二相粒子の影響も考慮した $\{111\}$ 再結晶集合組織の形成機構を明らかにできる。この結果を活用して、溶体化処理後の $\{111\}$ 再結晶集合組織を発達させるための加工・熱処理プロセスを検討する。

2.2 複合圧延材における溶体化処理後の時効挙動

$\{111\}$ 再結晶集合組織が確実に形成する複合圧延条件と溶体化処理条件で作製した試料を用いて、実際に自動車の焼付塗装を行う温度 (443 K 付近) で時効挙動を調査する。通常の冷間圧延材についても比較材として同じ温度で時効挙動を調査する。これらの時効挙動を比較し、 $\{111\}\langle uvw \rangle$ 集合組織を有する複合圧延・溶体化処理材と従来の $\{001\}\langle 100 \rangle$ 集合組織を有する冷間圧延・溶体化処理材の違いを明らかにするとともに、比較的短時間の時効 (443 K-1800 s) で強度上昇を達成するための熱処理条件を検討する。

3. 研究の方法

3.1 複合圧延および溶体化処理の実施と再結晶集合組織の測定

対象とするアルミニウム合金は、自動車ボ

ディパネル用材料としての応用が期待される Mg_2Si の化学量論組成よりも Si 過剰の Al-Mg-Si 系合金であり、具体的には 6022 アルミニウム合金 (Al-0.55%Mg-1.1%Si) を用いて研究を進めた。

DC 鋳造で作製した 72mm 厚のスラブを 803K で均質化処理し、88%熱間圧延した板材をスタート材として用いた。この熱間圧延板に圧下率 85%の冷間圧延を施して β -fiber 圧延集合組織を発達させた後に、473 K で圧下率 30%の温間異周速圧延 (上下ロール速度比 1.5) を行い、平面ひずみ圧縮変形に加えてせん断変形を付与した。これにより、 β -fiber 集合組織に TD 軸まわりの結晶回転を起こさせ、圧延集合組織中に $\{111\}$ 方位成分を形成させた (図 1 参照)。最終的な試料の板厚を約 0.9mm とした。X線回折装置や EBSD で集合組織測定を行い、複合圧延材に $\{111\}$ 方位成分の存在を確認した。

上記複合圧延材を 813 K まで昇温した後に 90 s 以内の短時間保持を行った溶体化処理材に 4 日間以上の自然時効を施して T4 処理材を得た。溶体化処理時間が短いのは、連続焼鈍ライン (CAL) による熱処理を考えているためである。溶体化処理中の集合組織変化を X線回折および EBSD で測定した。

3.2 $\{111\}$ 再結晶集合組織形成機構の解明

再結晶集合組織の形成機構を明らかにするには、回復・再結晶過程での微細組織観察と方位解析が必要である。813 K の溶体化処理温度で短時間熱処理を施し、TEM で下部組織観察を、EBSD で方位測定を行った。種々の方位を有する変形マトリクスやサブグレインを TEM 観察し、転位密度の定量的評価を行った。Geometrically Necessary Dislocation (GN 転位) で構成されたサブバウンダリーの転位密度を TEM 観察で決定しにくいため、EBSD による局所方位差解析結果により GN 転位密度を評価した。

サブバウンダリーのピン止めの可能性がある微細粒子の数を求めるために、種々の方位を有するサブグレインを取り囲むサブバウンダリー上に存在する微細析出物 ($<<1 \mu\text{m}>$) の数密度を TEM 観察により求めた。また、圧延前から存在した粗大粒子 ($>0.5 \mu\text{m}$) のまわりに生成した再結晶粒について EBSD による方位解析を行い、PSN により形成した再結晶粒の方位依存性を調査した。

以上の実験では Oriented Nucleation 説の立場から調査を行ったが、Oriented Growth 説の立場から $\{111\}$ 方位領域と隣接領域の方位関係を調査する必要がある。面心立方金属で一般に観察されている $<111>$ 軸まわりの 40° 回転関係に近い方位関係がどの程度存在し、それが焼鈍時間とともにどのように変化するかを明らかにするために、EBSD による方位解析を行った。

3.3 最適熱処理条件の検討

得られた結果を整理し、 $\{111\}$ 再結晶集合組織の形成機構を考察するとともに、複合圧延・溶体化処理材の $\{111\}$ 方位成分を増加させ、 $\{001\}$ 方位成分を減少させるための熱処理プロセスを検討した。ここで言う熱処理プロセスとは、溶体化処理だけでなく、その前に再結晶を起こさせるための焼鈍処理も含む。したがって、再結晶焼鈍と溶体化処理からなる 2 段階以上の熱処理が有望である。本研究では圧延条件を一定として熱処理条件のみを検討した。再結晶焼鈍や溶体化処理時の昇温速度も再結晶集合組織形成に影響を及ぼすため、昇温速度を変化させて再結晶集合組織の変化を調査した。

3.4 熱処理プロセスを最適化した試料の深絞り性評価

上記 3.3 で得られた結果に基づいて、複合圧延材に適切な熱処理を施した試料の集合組織を測定し、 $\{111\}$ 方位成分および $\{001\}$ 方位成分の存在量を調べた。 $\{111\}$ 方位成分の多い試料について r 値と限界絞り比を測定した。

3.5 複合圧延・溶体化処理材の時効挙動調査

$\{111\}$ 再結晶集合組織が形成する複合圧延条件と溶体化処理条件で作製した試料を用いて、443 K で保持時間を変化させて硬度を測定した。通常の冷間圧延材についても同様の実験を行い、複合圧延材と冷間圧延材の時効挙動を比較した。また、焼付塗装に相当する 443 K-1800 s の時効条件で 0.2%耐力を測定した。強度が低い場合、時効処理前に予備時効処理を行うことを検討した。再結晶焼鈍時の昇温速度を最適化した試料についても時効処理を施し、引張試験を行った。良好な強度が得られれば、溶体化状態で深絞り性に優れ、その後の時効状態で高強度を有する Al-Mg-Si 系合金板が作製可能となる。

4. 研究成果

4.1 複合圧延材における溶体化処理中の集合組織変化

溶体化処理温度 813 K に到達した後の保持時間を変化させて微細組織観察と集合組織測定を行った。保持時間 0 s は試料温度が 813 K に到達した後すぐに水冷を行ったことを意味する。813 K で保持中の組織変化を光学顕微鏡で観察した。保持時間 7 s では既に再結晶が生じ、7 s から 15 s の間で粒径が急速に増加した。その後 90 s まで粒径はそれほど増加しないことがわかった。図 2 に 813 K で保持中の集合組織変化を示す。保持時間 3 s で $\{111\}$ 極点図の中心にピークが出現することから、保持時間 0 s と 3 s の間で $\{111\}<uvw>$ 方位成分が増加することがわかる。保持時間の増加に伴う代表的な集合組織成分の面積率変化を図 3 に示す。破線の矢印に示すように、保持時間 0 s と 3 s の間で $\{111\}<uvw>$ 方位成分が増加するが、特に $\{111\}<110>$ 方位の増加が顕著である。 $\{111\}<110>$ 再結晶粒の生

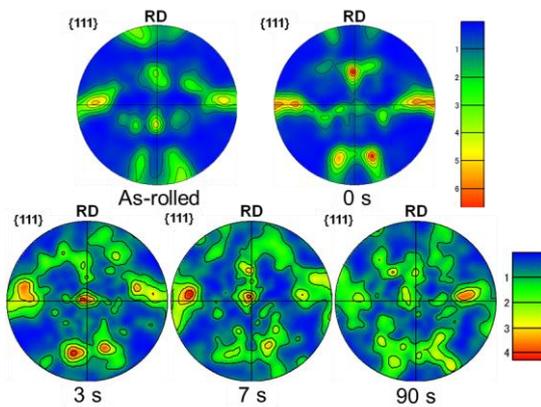


図 2 813 K での保持時間の増加に伴う {111}極点図の変化。

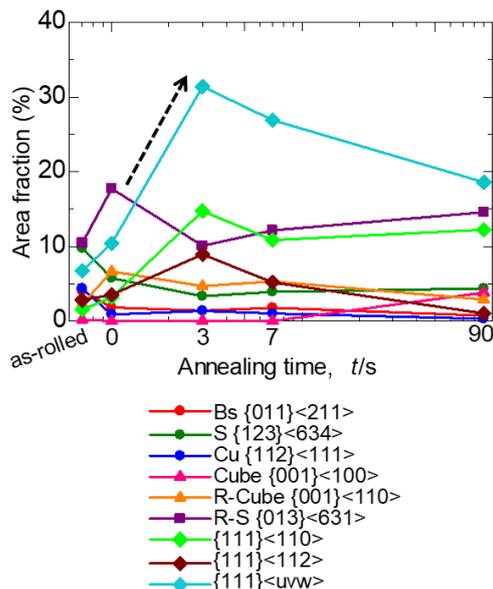


図 3 813 K での保持時間の増加に伴う代表的方位の面積率変化。

成と成長には微細組織変化および方位変化が影響するため、まず Oriented Nucleation の観点から転位密度を詳細に調査した。

4.2 転位密度の方位依存性

試料全体の平均的な転位密度を評価するために、Williamson-Hall 法を用いて X 線回折ピークの半値幅から転位密度を評価した。平均転位密度は通常の冷間圧延材で $7.0 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 、複合圧延材で $1.8 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ となり、複合圧延材の蓄積エネルギーが低いことが明らかとなった。これは、冷間圧延後に 473 K で温間異周速圧延を行ったため、その時に回復が生じたと考えられる。

複合圧延後および再結晶初期段階における下部組織の TEM 観察を行った。種々の方位を有するサブグレインについてサブグレイン内部の転位密度を求めた結果、{111}<uvw>方位成分が他の方位よりも低い転位密度を示すことが定量的に明らかとなった。転位密度から蓄積エネルギーを見積も

ると、{111}<uvw>方位成分で 0.54 J mol^{-1} 、その他の方位成分で 3.0 J mol^{-1} となった。この理由として塑性仕事量の指標とみなせる Taylor 因子で説明できる。付加的せん断変形が増加するにつれて {111}<uvw> 方位の Taylor 因子が減少することは、温間異周速圧延を施した試料の {111}<uvw> 方位サブグレインが低い蓄積エネルギーをもつこととよく対応する。

一般に転位粒界で構成されるサブバウンダリーの GN 転位密度を、EBSD 解析により求めた隣接サブグレインとの方位差およびサブグレインサイズを用いて評価した結果、サブバウンダリー上の転位密度はサブグレイン内部と比べてサブグレインの方位依存性をほとんど示さないことがわかった。以上の転位密度測定結果から、サブグレイン内部の体積率は 90% 以上、サブバウンダリーの体積率は 10% 以下と見積もられ、これらの値は定量的に妥当と言える。

4.3 再結晶集合組織形成に及ぼす微細粒子と粗大粒子の影響

TEM 観察結果からサブグレイン内の方位とそのサブグレインを取り囲むサブバウンダリー上に存在する微細粒子の単位面積当たりの数の関係を求めた結果、{111}<uvw>方位成分を有するサブグレインは、他の方位のサブグレインよりも、サブバウンダリー上の微細粒子数が少なかった。これは {111}<uvw>方位成分のサブグレインがピン止めを受けにくいことを示唆する。サブバウンダリーは転位で構成されており、温間異周速圧延時に {111}<uvw>方位領域の塑性仕事量が他の方位領域よりも少なく、その転位密度が低かったため、473 K の温間圧延時に生じた回復によりサブグレイン化が起こったときに、サブバウンダリーへの微細粒子の析出が起こりにくかったと考えられる。

圧延前から存在したと考えられる晶出物などの粗大粒子周りには圧延によって局所的に大きなひずみをもつ領域が形成され、そこから PSN による再結晶粒が形成することが知られている。そのため、粗大粒子周りに生成した再結晶粒の方位を EBSD で測定した。粗大粒子周りの約 200 個の再結晶粒について方位依存性を調べた結果、{111}<uvw>方位粒は他の方位をもつ再結晶粒よりも相対的に PSN の頻度が低いことがわかった。それゆえ、{111}<uvw>再結晶粒形成には PSN の寄与は小さいと推察される。

4.4 再結晶における方位関係

EBSD 測定結果から溶体化処理中の高角粒界の割合の変化を調べた結果、{111}<110>方位領域を取り囲む境界は複合圧延状態において他の方位領域よりも既に高角粒界の割合が多いことが明らかとなった。温間異周速圧延によって S 方位 {123}<634> が TD 軸まわりに約 20° 回転した {013}<631> 方位が複合

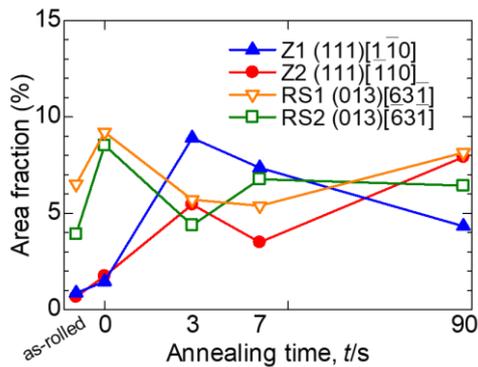


図4 813 Kで保持中に生じる{013}<631>方位と{111}<110>方位の面積率変化。

圧延後に存在した。再結晶により増加する{111}<110>方位は、{013}<631>方位との間に、共通<111>軸まわりに約40°の回転関係があり、これはOriented Growthを示唆する。図4に示すように、再結晶初期の保持時間3sで、{013}<631>方位が減少するとともに{111}<110>方位が増加しており、Oriented Nucleationに加えてSelective Growthも生じていることが示唆される。これが保持時間0sと3sの間における{111}<110>方位の面積率増加と関係すると考えられる。

4.5 {111}<110>再結晶集合組織の形成機構

以上の結果を要約と次のようになる。(1) Oriented Nucleationの観点から{111}<uvw>方位を有するサブグレインは他の方位を有する周辺領域と蓄積エネルギー差があり、高角粒界を形成する。(2) Selective Growthの観点から{111}<110>方位は周辺領域と~40°<111>方位関係が比較的高い割合で存在する。(3) {111}<uvw>方位を有するサブグレインは複合圧延後に存在する微細粒子によるピン止めの影響を受けにくい。これらのことから、{111}<110>方位のサブグレインは焼鈍初期に再結晶粒となり、~40°<111>方位関係によって他の方位領域を蚕食すると考えられる。

4.6 {111}再結晶集合組織発達のための熱処理

{111}再結晶集合組織の形成は再結晶初期に起こることが明らかとなった。これを利用して{111}方位成分を増加させるために、次のような3段階熱処理を試みた。(1) {111}<uvw>方位粒を優先的に再結晶させるとともに、他の方位領域を微細析出物によりピン止めする。(2) {111}<uvw>再結晶粒を成長させる。(3) 温間異周速圧延時に生成した微細析出物を固溶させる。その結果、{111}方位成分はほとんど変化しなかったが、深絞り性に不都合な{001}方位成分は大幅に減少した。

{111}方位成分量は第1段階の再結晶焼鈍により決まるため、813 Kまでの昇温速度に着目し、昇温速度を変化させて集合組織を測定した。電気抵抗率測定と硬度測定の結果から、昇温速度によって813 K到達時の析出物

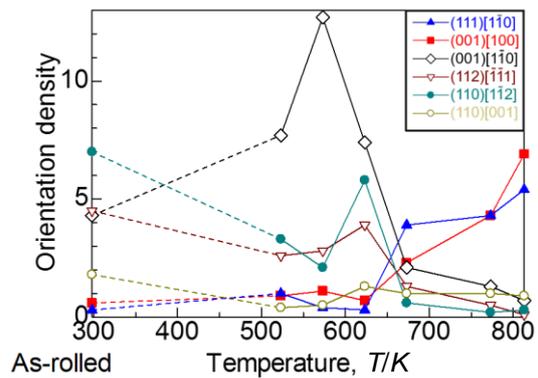


図5 0.3 K/sの昇温速度で813 Kまで加熱した時の温度に伴う方位密度変化。

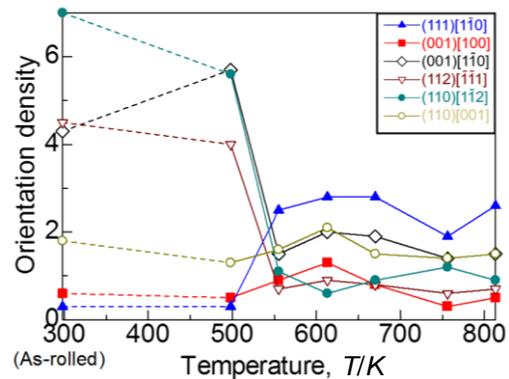


図6 30 K/sの昇温速度で813 Kまで加熱した時の温度に伴う方位密度変化。

残存量が異なることがわかった。図5と図6にそれぞれ低速度昇温(0.3 K/s)と高速度昇温(30 K/s)で813 Kまで加熱した時の集合組織変化を示す。低速度昇温では{111}<110>方位と{001}<100>方位がともに増加するが、高速度焼鈍では{111}<110>方位のみが優先的に増加する。高速度昇温では微細析出物が多く残存する再結晶初期に{111}<110>方位が他の方位よりも優先的に発達したため、{111}<110>再結晶集合組織を発達させるには、複合圧延材を高速度昇温が可能な連続焼鈍ライン(CAL)を用いて溶体化処理温度まで加熱することが有効であると結論できる。

いくつかの加工・熱処理条件でr値を測定した結果を図7に示す。通常の冷間圧延のみ行った試料と比較して、複合圧延した試料ではいずれもr値が高い。最も高速度(60 K/s)で昇温した試料はr値が高く、面内異方性も比較的小さかった。同一条件で深絞り試験を行った結果、限界絞り比(LDR)は通常の冷間圧延材では1.99であり、高速度(60 K/s)で昇温した試料では2.04であった。このように、複合圧延による深絞り性向上の効果が認められた。しかし、LDRの数値はそれほど高くなく、ダイス寸法や潤滑などを含めたすべての深絞り条件を最適化する必要がある。

4.7 複合圧延・T4処理材の時効挙動

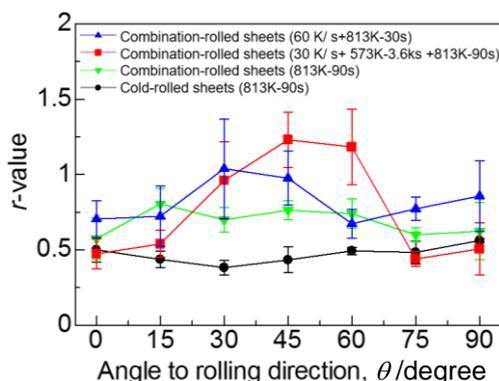


図 7 複合圧延後に種々の熱処理を施した試料の r 値面内異方性。比較として、通常の冷間圧延・溶体化処理材の r 値を示す。

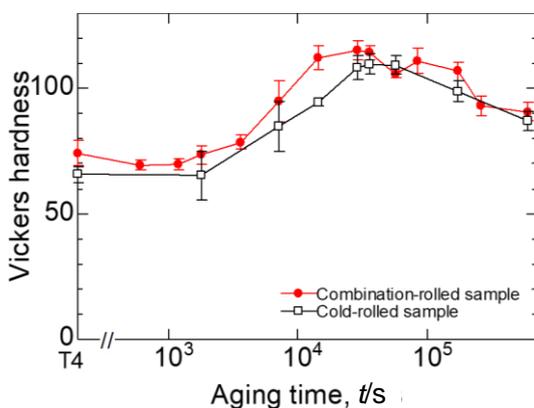


図 8 T4 処理材の 443 K 等温時効における時効時間の増加に伴う硬度変化。

複合圧延材に 813 K-90 s の溶体化処理を施し、自然時効を行った T4 処理材について、443 K で時効した時の硬度変化を冷間圧延材の結果とともに図 8 に示す。両試料ともピーク硬度はほぼ同じであるが、複合圧延材の方が冷間圧延材よりも早く時効硬化する。析出挙動を明らかにするために、昇温速度 10 K min⁻¹ で示差走査熱量測定 (DSC) を行った結果、複合圧延材は冷間圧延材と比較して G.P.ゾーンの析出量が多かった。β''相の析出開始温度は複合圧延材で 511 K であり、冷間圧延材の 513 K よりも約 2 K 低かった。それゆえ、複合圧延材では β''相が早く析出し、より短時間で硬度が上昇したと考えられる。

複合圧延材を高速度昇温 (60 K/s) した後溶体化処理 (813 K-30 s) を施した試料 (高成形性試料) に 443 K-60 s の予備時効を行った。その後、焼付塗装に相当する 443 K-1800 s の時効を施した試料の引張試験を行った。予備時効を行ったのは短時間の時効で硬化を起こさせるためである。その結果、0.2%耐力は時効前と比べて圧延方向 (0°) で 105MPa から 122MPa に、45°方向で 102 MPa から 114MPa に、90°方向で 108MPa から 119MPa に増加したが、時効硬化量は比較的小さい。今後、集合組織が変化しない程度に溶体化処理時間を長くする必要がある。

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕 (計 3 件)

- ① 天根 遼、井上博史、冷間圧延と温間異周速圧延を施した 6022 アルミニウム合金板における 3 段階焼きなまし中の再結晶集合組織形成、軽金属、査読有、Vol. 66、No.11、2016、pp. 617-620、<http://doi.org/10.2464/jilm.66.617>
- ② Hirofumi Inoue、{111}<110> Recrystallization Texture Evolution in Al-Mg-Si Alloy Sheets Fabricated by Symmetric/Asymmetric Combined Rolling Process、Materials Science Forum、査読有、Vol. 783-786、2014、pp. 33-38、DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.33

〔学会発表〕 (計 14 件)

- ① 天根 遼、井上博史、冷間圧延と温間異周速圧延を施した Al-Mg-Si 合金板の再結晶集合組織に及ぼす昇温速度の影響、軽金属学会第 131 回秋期大会、2016 年 11 月 6 日、茨城大学 (茨城県・水戸市)
- ② 天根 遼、井上博史、冷間圧延と温間異周速圧延を施した Al-Mg-Si 合金板における昇温中の再結晶集合組織形成、日本金属学会第 159 回秋期講演大会、2016 年 9 月 21 日、大阪大学 (大阪府・豊中市)
- ③ Hirofumi Inoue、Mechanism of {111}<110> Recrystallization Texture Evolution for Al-Mg-Si Alloy Sheets、XXV International Materials Research Congress、Symposium E.5 Texture and Microstructure、招待講演、2016 年 8 月 15 日、カンクン (メキシコ)
- ④ 天根 遼、井上博史、等速・異周速複合圧延した Al-Mg-Si 合金板の再結晶に及ぼす多段階熱処理の影響、軽金属学会第 129 回秋期大会、2015 年 11 月 22 日、日本大学 (千葉県・習志野市)
- ⑤ 井上博史、蔭山直佑、森 勇人、対称・非対称複合圧延した Al-Mg-Si 合金板における溶体化処理中の {111}<110> 再結晶集合組織形成機構、軽金属学会第 127 回秋期大会、2014 年 11 月 16 日、東京工業大学 (東京都・目黒区)

6. 研究組織

(1) 研究代表者

井上 博史 (INOUE, Hirofumi)
大阪府立大学・工学研究科・教授
研究者番号：30137236

(2) 研究協力者

天根 遼 (AMANE, Ryou)
蔭山 直佑 (KAGEYAMA, Naosuke)
森 勇人 (MORI, Yuto)