



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	熱間圧延によるAl-Si鑄造材のミクロ組織および機械的性質の変化
Author(s)	外山, 和宏; 松浦, 清隆; 大野, 宗一 他
Citation	軽金属, 60(1), 7-11 https://doi.org/10.2464/jilm.60.7
Issue Date	2010-01-30
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/75326
Type	journal article
File Information	J. Jpn. Inst. Light Metals 60(1)_ 7-11 (2010).pdf



熱間圧延による Al-Si 鋳造材のミクロ組織および機械的性質の変化

外山 和宏*・松浦 清隆**・大野 宗一**
佐藤 大樹***・中山 昌紀***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 60, No. 1 (2010), pp. 7-11

Changes in microstructure and mechanical properties of
cast Al-Si alloy due to hot rollingKazuhiro TOYAMA*, Kiyotaka MATSUURA**, Munekazu OHNO**
Taiki SATO*** and Masanori NAKAYAMA***

Effects of hot rolling on microstructure and mechanical properties of a cast Al-Si alloy have been investigated. The hot rolling was carried out at 330°C with rolling reductions ranging from 0 to 80%. With increase in the rolling reduction, the shrinkage cavity decreases in size and volume fraction, and also the eutectic Si particles decreased in size and distance between the particles. In the hot rolled samples, the Al matrix phase consisted of recrystallized grains of which size is comparable to the distance between the eutectic Si particles. Ultimate tensile strength of hot rolled sample increased nearly 33% compared to the one without hot rolling. Elongation of hot rolled sample was about 4.5 times higher than the one without hot rolling.

(Received April 17, 2009 Accepted October 7, 2009)

Keywords: Al-Si cast alloy, hot rolling, tensile test, shrinkage cavity

1. 緒 言

Al-Si 系合金は軽量かつ高強度で、また鋳造性に優れていることから、自動車部品や航空機部品などの鋳造用材料として広く用いられている。鋳造は低コストで大量生産が可能であり、複雑な形状の製品にも適用できるなど、優れた生産性を有している反面、製品にはガス気孔や凝固収縮孔といった鋳巣や凝固偏析による大量共晶組織の偏在などの鋳造欠陥が生じるという問題がある。また、凝固中に形成する粗大な初晶 Al デンドライトや片状に長い共晶 Si 粒子は機械的性質の観点から好ましくない。このため、Al-Si 系合金のミクロ組織や機械的性質に及ぼす Na, Sr, Sb などの添加の影響の調査や^{1)~8)}、冷却速度が及ぼす組織への影響^{9)~11)}、そして一方向凝固による組織制御^{12),13)} など多数の研究が報告されている。しかしながら、これらの試みにおいては、鋳巣の消滅、デンドライト組織および共晶組織の微細化といった、いずれかの問題は改善されているものの、そのすべてを同時に解決するには至っていない。

近年、フローフォーミング法と呼ばれる塑性加工が自動車用アルミニウムホイールの製造に応用されている¹⁴⁾。この製造では、加工代を多く残した粗形材を鋳造し、型ばらしに続いて熱間で最終形状に塑性加工する。すなわち、形状が複雑

なスポーク部は鋳造ままで最終形状とするが、タイヤをはめるリム部は内側から型に固定して回転させ、外周から小さなロールを押し当てて繰返し移動しながら型になぞって成形していく。圧延や押出などの塑性加工がワークピース全体を加工するものであるのに対して、フローフォーミング加工は部分加工であり、ワークピースの一部に加工具を押し当てて選択的に加工する。そのため、小さい加工荷重で成形や薄肉化を達成することができる。自動車用ホイールのリム部はほかの部分に比べて形状が単純であるので、リム部のみを加工して成形と薄肉化を行うことは容易である。リム部への加工は、鋳造組織から加工組織への変換をもたらすので、負荷や衝撃にさらされるホイールの強靱化に有益である。

このように、スポークなど高い意匠性のために複雑な形状を持つ部分は鋳造の優れた成形性を活かし、一方で、形状が比較的単純なリム部は鋳造後に著しく塑性加工することによって形状付与と強靱化を行っている。しかしながら、本来は鋳造材料である Al-Si 合金に対して塑性加工を施すことはまれであったことから、Al-Si 鋳造材のミクロ組織および機械的性質が塑性加工によってどのように変化するかについては必ずしも明確にされていない。特に、鋳巣などの鋳造欠陥と加工率の関係や、デンドライト組織や共晶 Si 粒子のサイズと加工率の関係についての基礎的知見は十分に明らかにされ

* 北海道大学大学院工学研究科大学院生 (〒 001-0019 北海道札幌市北区北 19 条西 6 丁目 1-15) [現在: トヨタ自動車]。Graduate Student, Graduate School of Engineering, Hokkaido University (Kita 13 Nishi 8, Kita-ku, Sapporo-shi, Hokkaido 001-0019) [Present: TOYOTA Motor Corporation].

** 北海道大学大学院工学研究科 (札幌市)。Graduate School of Engineering, Hokkaido University (Sapporo-shi, Hokkaido).

*** トヨタ自動車北海道株式会社技術部第 2 技術課 (苫小牧市)。Engineering Sect. No2, Engineering Division, TOYOTA MOTOR HOKKAIDO INC. (Tomakomai-shi, Hokkaido).

ていない。そこで本研究では、AC4C アルミニウム合金の鋳造材を作製し、これに熱間圧延を施すことで圧延率とマイクロ組織の変化、および機械的性質変化との関連性を調査した。

2. 実験方法

2.1 鋳造材の作製

本研究で用いた AC4C アルミニウム合金の組成は $\text{Al-7mass\%Si-0.3mass\%Mg-0.3mass\%Fe}$ である。約 500 g の合金を外径 63 mm、内径 53 mm、高さ 160 mm のアルミナるつぽに入れ、電気炉にて 750°C で大気中溶解した。約 500°C に予熱した鋳型に約 700°C の溶湯を注湯した。鋳型は下注ぎ式ステンレス鋼製鋳型を用いた。鋳型およびインゴットの概略図を Fig. 1 に示す。溶湯は Fig. 1 の矢印で示すように円柱状湯口の上部から注がれ、湯道を通り、角状中空部に到達する。注湯後、大気中で放冷し、Fig. 2 に示したように角柱部から直方体を切出した。

2.2 熱間圧延

Fig. 2 のように切出した直方体インゴットに熱間圧延を施した。圧延方向は Fig. 2 中の z 方向である。試料をホットプレートで 330°C まで加熱し、ロール径 200 mm、回転速度 66 rpm の圧延機を用いて加工した。1 パスあたり厚さ減少を

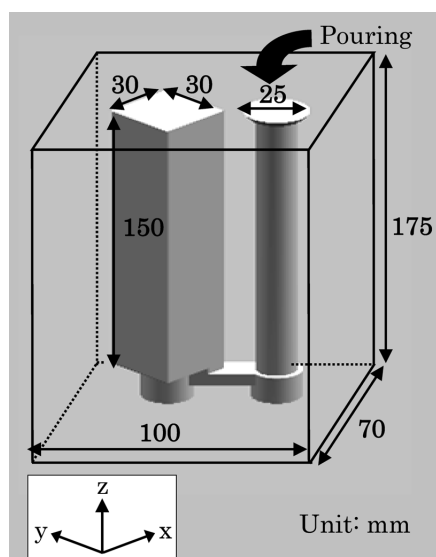


Fig. 1 Schematic drawing of mold and ingot.

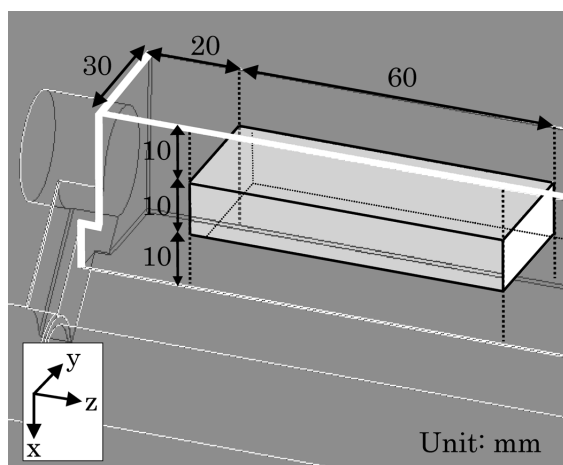


Fig. 2 Cutting position of the workpiece.

0.5 mm とし、3 パスごとに試料をホットプレート上に置いて温度を 330°C に保持しながら目的厚さまで加工した。3 パスごとの温度低下は約 10°C であった。圧延率は 0, 30, 50, 60, 80% と変化させた。圧延後、T6 熱処理を施した。溶体化条件は 540°C で 45 分、時効条件は 160°C で 60 分とした。

熱処理後、光学顕微鏡による組織観察を行い、共晶 Si 粒子間隔と共晶 Si 粒子径を測定して、それらと圧延率の関係を求めた。共晶 Si 粒子間隔は Fig. 2 中の x 方向の間隔をリニアインターセプト法により算出した。 x 方向は厚さ方向なので、初晶 Al デンドライト樹間に分布する共晶 Si 粒子の間隔は初晶 Al デンドライトの厚さ方向の変形程度を表す指標と考えられる。共晶 Si 粒子径は円相当直径を用いて表した。また、圧延試料の密度をアルキメデス法により測定して、圧延率との関係を求めた。密度は試料内部に存在する鋳巣量の指標となる。

さらに、観察面における結晶粒組織の調査を行った。調査は圧延率 0, 50, 80% の 3 つの試料に対して行った。結晶粒が粗大な圧延率 0% の試料については、塩化第二銅水溶液を用いてエッチングし、光学顕微鏡組織から粒径を測定した。一方、圧延率 50, 80% の試料の結晶粒は小さく FE-SEM/EBSP の観察視野内に多く入ったので、これを用いて結晶粒組織を調査した。このときの測定間隔は $0.6 \mu\text{m}$ とした。結晶粒径は円相当直径を用いて表した。

また、熱処理後の試料から、Fig. 3 に示すように、圧延方向と試験片の長手軸方向が平行になるようにワイヤカッターを用いて引張試験片を切出し、引張試験を行った。クロスヘッドスピードは 0.6 mm/min とした。試験後、FE-SEM により破断面の観察を行った。

3. 結果および考察

3.1 熱間圧延によるマイクロ組織変化

Fig. 4 に圧延率の異なる試料の光学顕微鏡組織を示す。Fig. 4 (a) の鋳造ままの凝固組織においては、粗大な初晶 Al デンドライトや大きな凝固収縮孔や大量の共晶組織が観察される。Fig. 4 (b) の圧延率 30% の試料においては、凝固組織は圧延方向に延伸しており、凝固収縮孔は (a) の鋳造材に比べ、潰されて小さくなっていることがわかる。圧延率の大きな (c) および (d) は、(b) に比べてさらに組織が圧延方

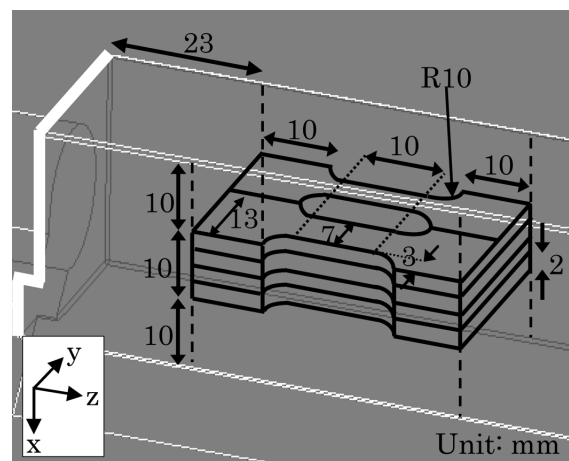


Fig. 3 Schematic drawing of cutting of the tensile specimen from the cast and rolled samples.

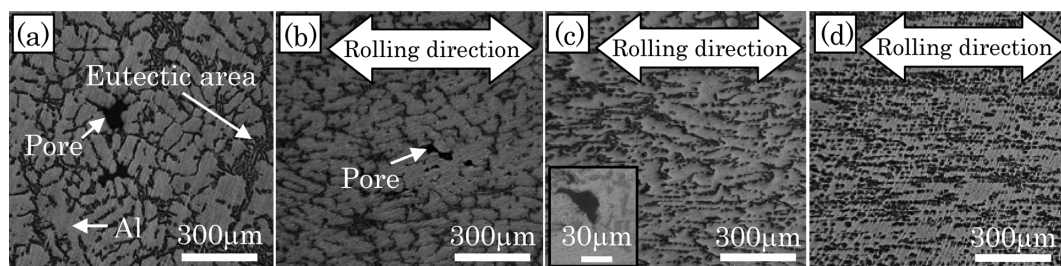


Fig. 4 Optical micrographs of cast and hot rolled samples. Rolling reduction: (a) 0%, (b) 30%, (c) 50% and (d) 80%.

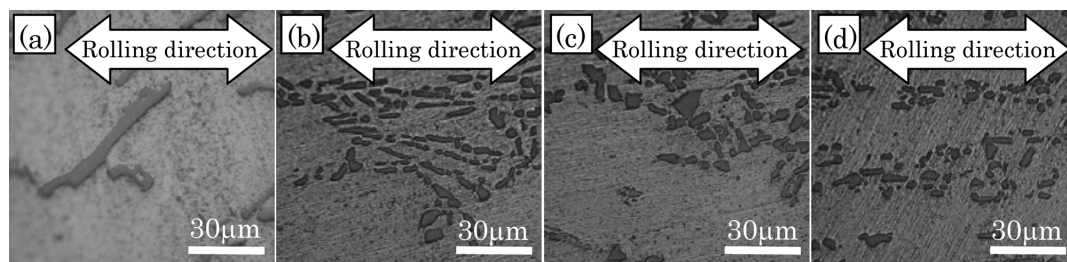


Fig. 5 Enlargement of silicon particle in cast and hot rolled samples. Rolling reduction: (a) 0%, (b) 30%, (c) 50% and (d) 80%.

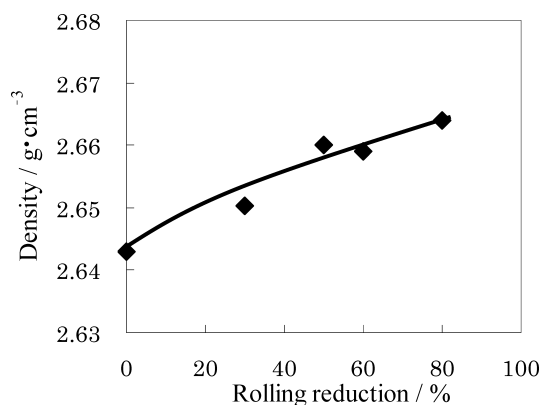


Fig. 6 Increase in density due to hot rolling.

向に延伸している。Fig. 4 (c) 中の左下の挿入図は気孔を示した高倍率写真であり、圧延率 50% のこの試料中には長径が $40\mu\text{m}$ 以下の微細な気孔しか観察されなかった。圧延率 60% および 80% の試料において気孔はまったく観察されなかった。ただし、光学顕微鏡で気孔を正しく識別できる最小サイズは約 $5\mu\text{m}$ であったので、それ以下のものの存在は否定できない。Fig. 5 に示したそれぞれの組織の高倍率写真を見ると、 casting時に形成する粗大な板状共晶 Si 粒子は圧延率の増加とともに徐々に微細化されることがわかる。

Fig. 6 に圧延材の密度の圧延率依存性を示す。圧延率の増加とともに密度が増加していることがわかる。これは、Fig. 4 で示したように試料内部に存在していた気孔が圧延率の増加によって徐々に潰されたためと考えられる。

共晶 Si 粒子間隔の圧延率依存性を Fig. 7 に示す。初期に $70\mu\text{m}$ 程度の間隔で分布していた Si 粒子は、圧延率の増加に伴ってその間隔を減少させ、圧延率 80% では $20\mu\text{m}$ 程度の間隔まで減少している。続いて、共晶 Si 粒子径の圧延率依存性を Fig. 8 に示す。Si 粒子径は圧延率とともに初期に急激に減少し、その後緩やかな減少を示している。

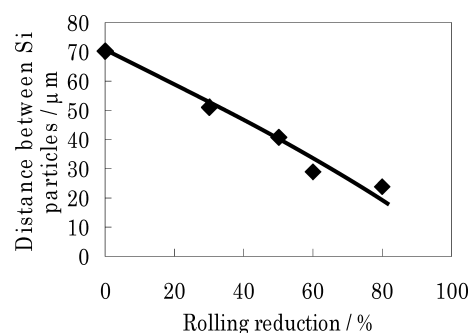


Fig. 7 Decrease in distance between Si particles due to hot rolling.

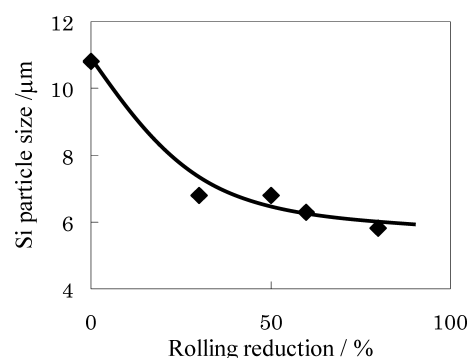


Fig. 8 Decrease in Si particle size due to hot rolling.

Fig. 9 は圧延率 0, 50, 80% の試料の結晶粒組織である。 casting材 (Fig. 9 (a)) は、塩化第二銅水溶液で腐食した光学顕微鏡組織であり、Fig. 9 (b) および (c) の圧延材は EBSD 結晶方位マッピングの結果である。圧延を施すことにより結晶粒が微細化していることがわかる。また、圧延した試料の微細結晶粒はランダムな方位を示していたことから再結晶粒組織であると考えられる。粒径を測定した結果、圧延率 0% の試料では $1450\mu\text{m}$ 、50% では $40\mu\text{m}$ 、80% では $28\mu\text{m}$ となっ

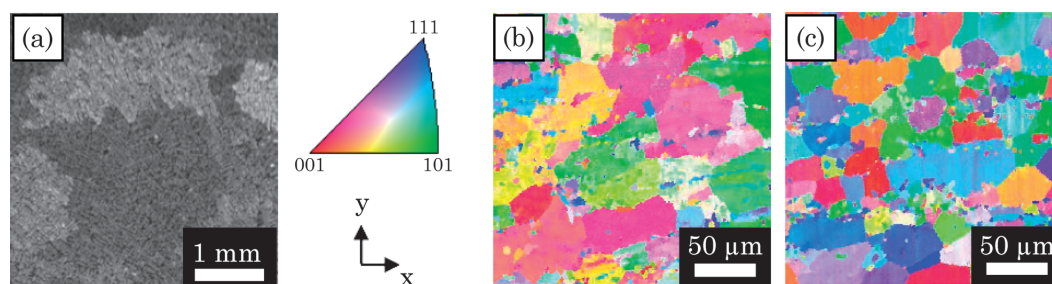


Fig. 9 Crystal grain structures of (a) an as-cast sample observed using an optical microscope, (b) 50%-rolled and (c) 80%-rolled samples observed using an FE-SEM/EBSP.

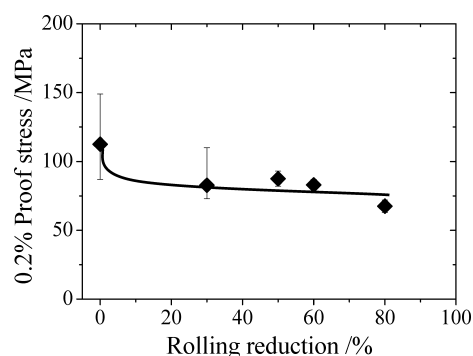


Fig. 10 Change in 0.2% proof stress due to hot rolling.

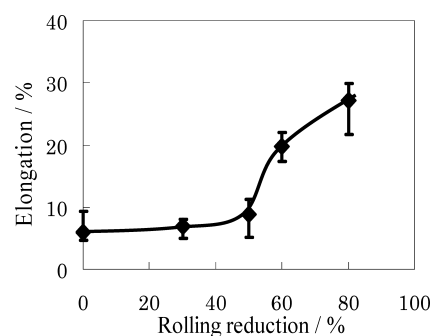


Fig. 12 Change in elongation due to hot rolling.

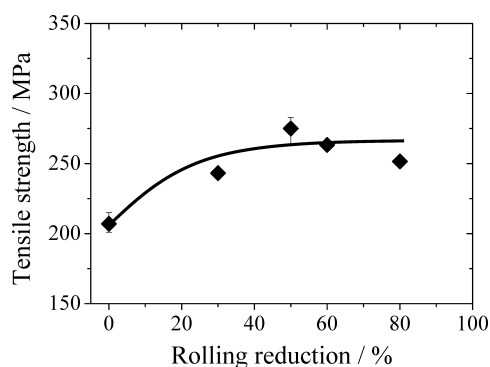


Fig. 11 Change in tensile strength due to hot rolling.

た。圧延材の結晶粒径は Fig. 7 で示した共晶 Si 粒子間隔とおおむね対応している。加えて、圧延した試料の共晶 Si 粒子の多くが結晶粒界近傍に存在していることから、圧延により微細分散した共晶 Si 粒子が再結晶粒の成長を抑制したことが示唆される。

3.2 引張強さおよび破断伸び

Fig. 10 は 0.2% 耐力に及ぼす熱間圧延の影響を示す。0.2% 耐力は圧延材では圧延率によらずほぼ一定の値を示すが、鋳造材よりも若干低い値を示している。Fig. 11 は、引張強さに及ぼす熱間圧延の影響を示す。圧延を施すことにより引張強さは増加している。圧延は熱間で行われ、圧延後に T6 処理を施しているため、圧延による加工硬化の影響は現れていないと考えられる。ただし、本 T6 処理は短時間の熱処理であり、圧延率 0% の試料の耐力および引張強さはいずれも一般的な T6 未処理材の AC4C 合金の値に近い。AC4C 鋳造材の機械的性質に及ぼす凝固条件の影響を調査した報告¹¹⁾によれば、Si 粒子間隔（デンドライト二次アーム間隔）が 70 μm

から 30 μm まで減少することで、0.2% 耐力が 110 MPa から 90 MPa 程度まで減少し、一方で引張強さは 170 MPa から 210 MPa 程度まで向上することが示されている。これらの引張特性と Si 粒子間隔の関係は Fig. 7, Fig. 10, Fig. 11 で示した本実験データとおおむね近い値を示している。ただし、文献 11) における Si 粒子間隔は冷却速度によって制御されたものであるが、本実験は熱間加工によって減少したものである。すでに述べたように、本実験においては熱間圧延によって、結晶粒が Si 粒子間隔程度まで微細化しており、Fig. 11 における引張強さの向上は、主に粗大な凝固収縮孔の縮小および結晶粒や共晶 Si 粒子などの組織の微細化に起因すると考えられる。鋳造材に比べ、圧延材の引張強さは最大で約 33% 向上した。特に熱間圧延に伴う結晶粒微細化の効果によって、引張強さは同等の Si 粒子間隔を有する鋳造ままの合金¹¹⁾に比べて、20~30% 高い値を示している。耐力の低下に関して、文献 11) では、凝固速度の増加とともに Si 粒子間隔（デンドライト二次アーム間隔）は減少するが、同時に初晶アルミニウム内の溶質濃度が低下し、後者が耐力に最も強く影響することで、0.2% 耐力が減少したと推察している。つまり、引張強さは組織の微細化によって向上するものの、耐力に関しては主に母相内の溶質濃度が支配的であると考察している。本研究において鋳造材よりも圧延材の耐力が若干低いのが、本 T6 処理が短時間処理であるため、圧延率 0% の試料は溶質元素の固溶や析出に関して鋳造時の状態をある程度残していることが考えられる。鋳造時に過飽和固溶した Si は、熱間圧延中に既存 Si 粒子表面に析出してこれらを若干粗大化させ、母相の Si 溶質濃度が減少したことで耐力が減少したと考えられる。ただし、これらの引張強さと圧延率との関係は、結晶粒の微細化強化とその後の T6 処理中において析出した化合物粒子による分散強化などを含めて考察する必要がある。

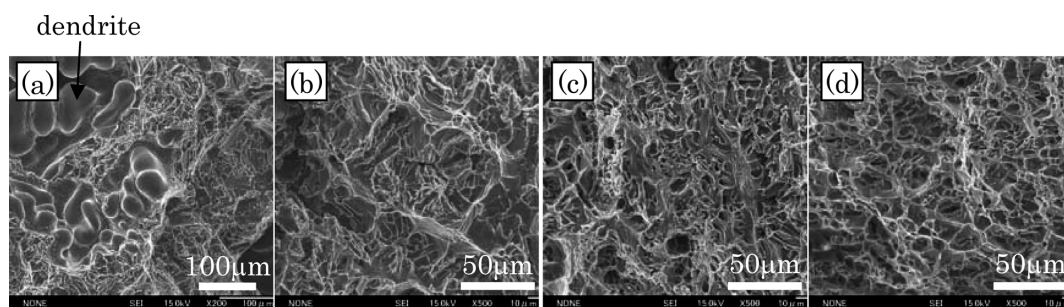


Fig. 13 Fracture surfaces of tensile specimens. Rolling reduction: (a) 0%, (b) 30%, (c) 60% and (d) 80%.

あり、その詳細は今後の課題として残る。

Fig. 12 に引張破断伸びの変化を示す。この図から圧延率 50% を超えると伸びが急激に向上しているのがわかる。引張強さとは異なり、圧延率 30% および 50% の試料の伸びは鋳造材とほとんど変わらない値となっている。AC4CH 鋳造材に対する高温溶体化処理の影響を調査した研究においては、気孔の体積分率が 0.2% 以上になると急激に引張強さおよび破断伸びが減少することが示されており、そのときの気孔のサイズは円等価直径で $20\mu\text{m}$ 程度に相当することが報告されている¹⁵⁾。また、AC4CH 鋳造材の回転曲げ疲労試験を行った結果によれば、破壊のき裂発生源には小さな気孔が存在しており、寿命の短い試料ほど大きな気孔が存在することが報告されている¹⁶⁾。また、AC4CH 鋳造材に対する HIP 処理の影響を調査した研究においては、HIP 処理を施すことで試料中に存在する鋳造欠陥（気孔）の平均面積の平方根が $50\mu\text{m}$ から $17\mu\text{m}$ 程度に減少し、疲労強度が顕著に向上すること、また破壊のき裂の発生起点も鋳造欠陥から共晶 Si 密集部へ変化することが示されている¹⁷⁾。本実験においては、Fig. 4 で説明したように、圧延率 50% までは $40\mu\text{m}$ 程度のサイズの気孔が存在している。このような気孔がクラックの発生原因となり、伸びの向上を妨げていると考えられる。また、圧延率 60% から 80% で伸びが向上しているのは、Fig. 4 で議論したように、これらのサンプルにおいては顕微鏡で観察できるサイズの気孔が存在しておらず、気孔のサイズと量が減少したことによると考えられる。加えて、Si 粒子間隔¹¹⁾ および Si 粒子サイズ⁸⁾ が減少したこともその一因と考えられる。

Fig. 13 は引張試験片の破面 SEM 画像である。矢印で示しているように鋳造材の試料では初晶 Al デンドライトが観察された。つまり、鋳造材においては、鋳巣が破面に現れており、鋳巣の存在が破壊の進展に関与したことを表している。一方、熱間圧延を施した試料では、延性破壊を表すディンプルパターンが観察される。また、圧延率の増加に伴いディンプルパターンが占める割合が増加しており、延性的な破面を呈していることがわかる。

4. 結 言

Al-Si 合金鋳造材の熱間圧延による微細組織および機械的

性質変化を調査することにより以下のような結論が得られた。

(1) 圧延率の増加に伴い合金の密度が増加した。圧延率 60% を超える試料では気孔は観察されなくなった。

(2) 鋳造材に存在していた粗大な共晶 Si 粒子が熱間圧延により微細化された。

(3) 熱間圧延を施すことにより母相アルミニウムの結晶粒が微細化された。本実験条件では再結晶粒が形成し、その成長は微細化された共晶 Si 粒子により抑制されることが示唆された。

(4) 圧延率とともに引張強さは増加した。鋳造材に比べ圧延材の強度は最大で約 33% 向上した。

(5) 引張試験時の伸びは圧延率が 50% を超えると著しく増加した。本アルミニウム合金の延性は気孔の存在に極めて大きく影響されることが示された。

参 考 文 献

- 1) A. Pacz: U.S. Patent No. 1387900 (1920).
- 2) 津村善重: 軽金属, **19** (1956), 59-65.
- 3) B. M. Thall and B. Chalmers: J. Inst. Metals, **77** (1950), 79-97.
- 4) S. Just, K. Körben and K. Löhberg: GIESSERI FORSCHUNG, **24** (1972), 37-44.
- 5) 津村善重: 軽金属, **16** (1955), 135-143.
- 6) 津村善重: 軽金属, **17** (1955), 51-70.
- 7) 安達 充: 軽金属, **34** (1984), 361-373.
- 8) 栗野洋司, 川原 博, 田村茂樹: 鋳造工学, **72** (2000), 465-470.
- 9) 古閑正明, 鷹合徹也, 中山栄浩, 大西脩嗣, 飯塚康夫, 松村吉修, 三石芳久: 軽金属, **44** (1994), 216-221.
- 10) 大西脩嗣, 鷹合徹也, 中山栄浩, 二ノ宮克成: 軽金属, **46** (1996), 365-370.
- 11) 鎌土重晴, 佃 誠, 徳富一郎, 広瀬喜興: 軽金属, **37** (1987), 268-276.
- 12) 鎌土重晴, 佃 誠, 徳富一郎, 広瀬喜興: 軽金属, **37** (1987), 261-267.
- 13) H. Drar and I. L. Svensson: Materials Letters, **61** (2007), 392-396.
- 14) 石黒 農, 森謙一郎, 大迫洋和, 野中孝之, 杉山大吾, 海老原治: 塑性と加工, **49** (2008), 990-994.
- 15) 入ノ内豊, 戸田裕之, 酒井崇之, 小林俊郎, 王 磊: 軽金属, **55** (2005), 159-163.
- 16) 鈴木秀人, 龔 偉民, 永井邦和, 松山健也, 伊藤吉保, 柴田良一: 日本機械学会論文集 (A 編), **61** (1995), 894-899.
- 17) 久保田祐信, 越智保雄, 石井 明, 柴田良一: 日本機械学会論文集 (A 編), **61** (1995), 2342-2348.