研究論文

Al-Si 系合金鋳物の破壊過程と鉄系化合物
形状の関係

加藤 鋭次*

Relationship between fracture process of Al-Si
alloy castings and shape of iron compounds

Eiji KATO*

In order to make clear that the iron compound has some effects on the fracture initiation of Al-Si alloy, microstructure observation has been performed during a tensile deformation using optical microscopy and in-situ scanning electron microscopy. By changing the shape of iron compound from Chinese script type to needle-like one, we can achieve higher ductility, while the ultimate tensile strength decreases. Needle-like and massive type iron compounds are cracked easily at the earlier stage of deformation. In comparison with the needle-like compound, the Chinese script compound can hold the higher stress. When the form of iron compounds was changed, the initiation of crack occurred not at the silicon particles but at the iron compounds.

Keywords: Al-Si alloy, iron compound, fracture, initiation of crack, in-situ observation

(Received March 28, 1994)

1. 緒 言

軽量化に伴う輸送機器等のアルミニウム化が進む中、素材コストの点からリサイクルによる再生アルミニウム合金地金の使用が増大している。この場合、不純物の混入を防止するのは非常に困難である。不純物のうち鉄は混入しやすく、除去しにくい元素であり、リサイクルの割合が高くなればなるほど鉄含有量は高くなる。Al-Si 系合金鋳物中で、鉄は一般に針状として晶出することから、破壊に対して切欠効果を大きくし、靱性等の機械的性質を著しく低下させる^{2)~4)}。これを改善する方法としてマンガン等の添加により針状化合物を漢字状に変化させ靱性の向上を図ってきている。しかし、鉄系化合物の形状を変化させても靱性の向上はわずかであると同時に、鉄含有量が高くなった場合、マンガン添加量が多くなり、鉄系化合物の粗大化とともに、添加元素による化合物の晶出が起こり、強度の低下を引き起こすため^{5)~7)}、Al-Si 系合金鋳物の高強度化にはまだ不十分である。このような状況下にあるにも関わらず、Al-Si 系合金鋳物中の鉄系化合物の形状変化と破壊過程の関係についての研究はこれまでほとんど行われていない。そこで、本研究では鉄含有量の高い Al-Si 系合金鋳物の、引張強度に及ぼす鉄系化合物の形状の影響を調べると同時に、針状、漢字状および塊状の鉄系化合物がき裂の発生と進展にどのように関係するかについて検討した。

2. 実験方法

99.8%Al, Al-19.2%Si, Al-5.0%Fe 母合金を適量配合し、Al-7.0%Si-1.0%Fe を基本組成とした鋳塊を電気炉にて溶製した。この鋳塊を1033 K で再溶解し、適量のクロムやベリリウムを添加した場合と添加しない場合の溶湯を溶製後、823 K に予熱した舟金型に鋳込み、鉄系化合物が①針状のみ（合金 L）、②塊状と漢字状の混合（合金 M）そして③漢字状のみ（合金 N）の3種類の合金を作製した。これらの合金の化学組成を Table 1 に示す。各合金から Fig. 1 に示す2種類の引張試験片（タイプ A, B）を加工した。タイプ A の試験片はインストロン型引張試験機での引張試験に用いた。この場合、一定ひずみ量を試験片に与えた後除荷し、断面積の最小部分を切断後、板厚0.5 mm まで研磨し組織観察を行って、壊れた共晶シリコンと鉄系化合物の個数を数えた。ひずみ量は試料表面に張ったひずみゲージにて測定した。一方、タイプ B の試験片は表面を研磨して走査型

Table 1 Chemical composition of alloys

alloy	Si	Fe	Cr	Be	Al
L	6.8	1.05	—	—	bal.
M	6.9	0.98	0.32	—	bal.
N	6.8	1.02	0.19	0.09	bal.

* 名古屋大学工学部（名古屋市）。Faculty of Engineering, Nagoya University (Nagoya-shi, Aichi).

Fig. 1 Shape and size of two types of notched tensile specimens.

電顕内で引張試験を行い、試験片中央の切欠付近の共晶シリコンと鉄系化合物のき裂の発生と進展過程を観察した。

試験片はマトリクスの均質化のために773 Kの塩浴中で4 hのT4処理を行った。熱処理後のマイクロ組織をFig. 2に示す。マイクロ組織で観察される鉄系化合物の形状はLの合金で針状の鉄系化合物(a)であり、Mの試料では針状の鉄系化合物と粗大に晶出した不定形の鉄系化合物(b)と一部細かい漢字状(c)の鉄系化合物であった。なお、本論文では不定形の鉄系化合物(b)を塊状として表した。Nの試料では漢字状の鉄系化合物のみである。それぞれの合金のマトリクスの硬度と鉄系化合物の体積率をTable 2に示す。マトリクスのマイクロビッカース硬度はほぼ一定であることから、各合金の引張強さに対するマトリクスの寄与は小さいと考えられる。

3. 実験結果および考察

3.1 応力-ひずみ曲線

Fig. 3にタイプAの試験片で行った引張試験による応力-ひずみ曲線を示す。LとMの試料では、応力-ひ

Table 2 Hardness of matrix and volume fraction of iron compound

alloy	Hardness of matrix (HV)	Volume fraction of Fe compound (%)
L	47.6	7.4
M	47.5	10.4
N	47.7	9.8

ずみ曲線の形状に違いが観察されなかった。それぞれの最大引張応力は、Lの試料で129 MPa、Mの試料で134 MPaであり、破断までの全ひずみ量は、Lの試料で 8.4×10^{-3} 、Mの試料で 8.9×10^{-3} であり、両者ではほとんど差がなかった。引張応力と破断までの全ひずみに差がないことは、鉄系化合物の形状が針状から塊状に変わっても、粗大な晶出相が存在するか、針状の鉄系化合物が少しでも存在すれば引張強度が向上しないことを示す。一方、Nの試料では破断までのひずみ量が 18.8×10^{-3} と、LやMの試料に比べ2倍以上の値を示し、鉄系化合物が漢字状になると延性が著しく増加することがわかった。しかし、最大応力はMの試料よりわずかではあるが低くなる。

3.2 引張変形途中での組織観察

Aタイプの試験片に一定ひずみを与えた後除荷し、試験片の最小断面積の中心部を切断後組織観察を行って、鉄系化合物や共晶シリコンに起こるき裂の発生と進展過程のマイクロ組織をFig. 4～Fig. 6に示した。なお、LとMの試料では試験ひずみ量は $1.0 \times 10^{-3} \sim 8.0 \times 10^{-3}$ までであり、Nの試料では破断までのひずみ量が大いことから $10.0 \times 10^{-3} \sim 19.0 \times 10^{-3}$ までのひずみを与えて観察した。

Lの試料 (Fig. 4) ではひずみ量の少ない 1.0×10^{-3} ですでに切断された針状の鉄系化合物が観察される (Fig. 4(1)の矢印)。しかし、切断された針状の鉄系化合物近傍にある共晶シリコンは切断していない。ひずみ量が 4×10^{-3} になると鉄系化合物が細かく割れ、そのまわりに穴が開いたようになる (Fig. 4(2)の黒い部分)。

Fig. 2 Microstructures of different iron compounds observed at alloy L, M and N. Alloy L: (a) Needle type. M: (a) Needle type, (b) Massive type, (c) Chinese script type. N: (c) Chinese script type.

Fig. 3 Stress-Strain curves obtained by the type A specimen.

共晶シリコンはひずみ量 4×10^{-3} でわずかにき裂が生じ始める。その後破断近くまでひずみ量が増え、細かく割れた鉄系化合物の周辺に多くのポイドが形成される。針状の鉄系化合物の切断部でポイドが形成されるようにみえる。 8.0×10^{-3} のひずみ量では共晶シリコンにもき裂が多く観察される。M の試料 (Fig. 5) では L

の試料と同様に、少ないひずみ量で鉄系化合物にき裂が生じ始める。ひずみ量 4.0×10^{-3} までに、わずかに晶出している針状の鉄系化合物と同時に、塊状や漢字状の鉄系化合物にもき裂が生じ始める。ひずみ量 8×10^{-3} になると塊状や漢字状の鉄系化合物の周辺で網目状のき裂ができる。N の試料 (Fig. 6) の場合、鉄系化合物はすべて漢字状となっているが、き裂の開始は針状や塊状の鉄系化合物と同じように、共晶シリコンではなく漢字状の鉄系化合物から始まっている。N の試料の鉄系化合物は M の試料で観察される漢字状の鉄系化合物に比べてより大きい、塊状でなくデンドライト状のため網目状には破壊していない。ひずみ量 4.0×10^{-3} では、漢字状の鉄系化合物の太い部分 (Fig. 6(2) の矢印) ではき裂によるとと思われる多くの切断線がはっきりと観察される。ひずみ量 8.0×10^{-3} では、漢字状の鉄系化合物の太い部分が細かく壊れ始めると同時に細い部分でもき裂が確認できる。ひずみ量 8.0×10^{-3} の段階でわずかであるが共晶シリコンが壊れ始める。しかし、壊れた共晶シリコンの数は、壊れた鉄系化合物の数に比べわずかである。漢字状の鉄系化合物はひずみ量の増加に伴い細かく切れ、他の壊れた漢字状の鉄系化合物にできたポイドと連結して試料全体の破断に至る。

Fig. 4 Micrographs of the type A specimen of alloy L after given various tensile deformation. (1) strain 1×10^{-3} , (2) strain 4×10^{-3} , (3) strain 8×10^{-3} .

Fig. 5 Micrographs of the type A specimen of alloy M after given various tensile deformation. (1) strain 1×10^{-3} , (2) strain 4×10^{-3} , (3), (4) strain 8×10^{-3} .

Fig. 6 Micrographs of the type A specimen of alloy N after given various tensile deformation. (1) strain 1×10^{-3} , (2) strain 4×10^{-3} , (3) strain 8×10^{-3} , (4) strain 14×10^{-3} .

光学顕微鏡による組織観察によって鉄系化合物と共晶シリコンの全量に対する壊れた鉄系化合物と共晶シリコンの数の割合を調べ、与えたひずみ量に対してプロットした結果をFig. 7に示す。観察した鉄系化合物の数は、1試料あたり30~50個、共晶シリコンは100~200個であった。LとMの試料では、ひずみ量 4.0×10^{-3} において晶出している鉄系化合物の約90%にき裂が発生した。特に、Lの試料では 2.0×10^{-3} から 4.0×10^{-3} のひずみ増加とともに鉄系化合物のき裂の発生が急激に増加している。Mの試料で晶出している種々の形状の鉄系化合物のうち、低ひずみ域で破壊した鉄系化合物の割合を比較すると、塊状の鉄系化合物が針状の場合に比べ高いことを示す。このことは、き裂の発生が大きな塊状の鉄系化合物から始まり、その後針状の鉄系化合物にき裂が進展すると考えられる。Mの試料で同時に晶出している漢字状の鉄系化合物は、他の形状の鉄系化合物に比べて破壊の進展速度は遅い。しかし、針状や塊状の鉄系化合物と同様、共晶シリコンのき裂の発生より早く、ひずみ量 6.0×10^{-3} で晶出している鉄系化合物の約90%にき裂の発生が認められる。塊状の鉄系化合物で早い時期にき裂が発生し、き裂の拡大する間に漢字状の鉄系化合物にもき裂が伝播したものと考えられる。Nの試料ではひずみ量の少ない段階において、き裂の発生している漢字状の鉄系化合物の量が少ない。しかし、破断までの全ひずみ量の約50%に相当するひずみ量 8.0×10^{-3} で鉄系化合物の約80%にき裂の発生が観察される。一方、 8.0×10^{-3} のひずみでは、き裂の発生した共晶シリコンはわずかしき観察されなかった。共晶シリコンが壊れる前に鉄系化合物が壊れることはLやMの試料においても同じであった。すなわち、漢字状の鉄系化合物の破壊の開始が針状や塊状の鉄系化合物に比べて高ひずみ側に移ったとしても、漢字状の鉄系化合物の破壊が共晶シリコンのき裂発生より早く起こり、破断までの変形の半分のひ

Fig. 7 Volume fraction of cracked Fe compound and Si particles versus various tensile strain. Specimens are of type A.

ずみ量ではほとんどの漢字状の鉄系化合物が破壊することを示している。

3.3 破壊き裂の発生と伝播のその場観察

Fig. 8およびFig. 9は、走査型電顕内引張試験を行い、鉄系化合物や共晶シリコンのき裂の発生と進展過程をその場観察した結果である。Fig. 8に示すように、鉄系化合物が針状のみの場合、引張荷重200 Nで切欠近傍に晶出している針状の鉄系化合物からき裂が発生している。その後、切欠から離れた位置にある針状の鉄系化合物にもき裂が生じる。引張荷重500 Nでは共晶シリコンにまだき裂はない。引張荷重を上げていくと鉄系化合物は細かく切れる。この場合、引張軸に垂直に晶出している鉄系化合物では縦に引き裂かれた物も観察された。引張荷重が850 Nと大きくなると、壊れた鉄系化合物を結ぶようにき裂がつながって試料全体が破断に至る状況が観察できる。一方、鉄系化合物が漢字状のみの場合にはFig. 9に示すように、引張荷重300 Nで漢字状の鉄系化合物の太い部分にき裂が発生する。引張荷重を増加させていくと、き裂が拡大すると同時に他の鉄系化合物にも

Fig. 8 Photographs of initiation and propagation of fracture of needle type of Fe compounds and Si particles with in situ observation by SEM. The test piece is the type B and given the tensile load of (1) 200 N, (2) 500 N, (3) 850 N, (4) 850 N. The upper black part of (1) and (2) is notch root.

Fig. 9 Photographs of initiation and propagation of fracture of Chinese-script of Fe compounds and Si particles with in situ observation by SEM. The test piece is the type B and given the tensile load of (1) 300 N, (2) 700 N, (3) 800 N, (4) 900 N. The lower black part of (2) and (3) is notch root.

き裂が発生する。しかし、Fig. 8 に示した針状の鉄系化合物に比べてき裂の進展は遅い。これは漢字状の鉄系化合物の形状が複雑であるため、き裂が停止→発生→進展を繰り返すことから、針状の場合に比較して、漢字状の場合には鉄系化合物に沿うき裂進展距離がより短くなるために、き裂の伝播がより遅くなるものと考えられる。

以上のミクロ組織観察結果によって考察されるき裂発生伝播の過程を模式的に Fig. 10 にまとめて示す。針状の鉄系化合物は晶出方向が引張軸に対し平行か垂直かによってき裂発生プロセスが異なる。平行の場合はマトリクスの変形に伴って鉄系化合物は変形できずに破断し、破断した鉄系化合物の間でボイドが発生し成長する。垂

Fig. 10 Schematic diagram showing pattern of crack and void formation of iron compounds.

直の場合は鉄系化合物の強度が小さく、またマトリクスとの界面強度も低いと考えられるので、鉄系化合物の割れた部分かあるいはマトリクスとの界面のいずれかでボイドの形成が起こると考える。塊状の鉄系化合物は大きく晶出しているために化合物からき裂が発生しやすく、ボイドの形成もより容易であろうと考えられる。一方、漢字状の鉄系化合物は細い部分を針状、太い部分を塊状の化合物と考え、針状部分が切断する場合と塊状部分が碎かれる場合の2つのケースが同時に起こることによってき裂が発生する。その後のき裂の進展は前記の針状や塊状の鉄系化合物の場合と同様であり、鉄系化合物で発生したき裂が拡大してボイドの形成を促し、そのボイドが連結して試料の最終破断となる。しかしながら、鉄系化合物の形状による強度の比較では、漢字状の鉄系化合物の強度は、針状や塊状の化合物に比べて大きいと考えられる。これはFig. 7に示したように 4×10^{-3} 以下の低ひずみ域で漢字状の鉄系化合物のき裂発生割合が針状の場合に比べて非常に少ないことや、Fig. 8およびFig. 9に示したように200 N以下ですでに針状の鉄系化合物で破断が起きているのに対し、漢字状の場合では300 Nの荷重でないと破断が始まらないことから判断できる。また著者等の論文⁸⁾に示したように、鉄系化合物形状が漢字状に変化することによりき裂発生エネルギーが大きくなることから妥当であると考えられる。ま

た、針状と漢字状の鉄系化合物の組成分析結果⁸⁾が異なることから、鉄系化合物の形状変化のために添加した元素の一部が化合物中に固溶して漢字状化合物の強度を増加させるという可能性もある。この点については今後くわしく検討する予定である。

Al-Si系合金铸件における鉄系化合物の形状が針状、塊状、漢字状のいずれであっても、共晶シリコンに比べき裂の発生はより低荷重で起こる。なお破壊の開始点は形状の違いによらず常に鉄系化合物であった。

4. 結 言

不純物として多量の鉄を含むAl-Si系合金铸件における鉄系化合物の形状が針状、塊状および漢字状である場合のき裂の発生および進展過程について検討した。

(1) Al-Si系合金铸件中の鉄系化合物の形状を針状、塊状および漢字状と変化させた場合の靱性は針状と塊状の場合では差がみられなかった。しかし、漢字状の場合は針状や塊状の鉄系化合物に比べて破断伸びが約2倍と大きくなる。これはき裂進展距離がより短いためにき裂の伝播が遅くなるためと考える。

(2) 破壊の発生は共晶シリコンでなく鉄系化合物であり、これは鉄化合物の形状が違っていても変わらなかった。き裂の伝播は壊れた鉄系化合物をつなぐように起こる。

(3) 鉄系化合物の形状変化のために添加した元素の一部が化合物中に固溶し、漢字状化合物の強度が増加した。

参 考 文 献

- 1) A. Couture: AFS Int. Cast. Met. J. 6 (1981), 9.
- 2) C. Mascré: Foundrie, 108 (1955), 430.
- 3) D. N. Khudokormov, A. M. Galushko and S. N. Lekakh: Russian Casting Prod. 5 (1975), 198.
- 4) Y. Hemon: Foundrie, 365 (1977), 89.
- 5) J. G. Barlock and F. Mondolfo: Z. Metallkde, 66 (1975), 605.
- 6) J. Iglessis, C. Frantz and M. Contos: Mem. Sci. Rev. Metall, 73 (1977), 237.
- 7) 加藤鋭次, 品田与志栄, 村川 悟: 铸件, 64 (1992), 531.
- 8) 加藤鋭次, 村川 悟: 铸件, 66 (1994), 10.