

(2) AlSi₉合金への添加元素の影響について

吉川 拓実、倉本 英哲、木村 康幸*、松木 一弘*

AlSi₉合金の機械的性質向上を目的とする添加元素について、Mo、V、Zr、Tiのいずれかを0.2mass%添加したときの、諸特性に及ぼす効果を調査した。結果は以下に要約される。なお、それぞれの元素を添加した合金を「Mo合金」、「V合金」、「Zr合金」、「Ti合金」とする。

組織形態は、Base合金と比較して、元素の添加により初晶が粗大化していることが確認された。また、初晶の大きさは、Mo合金とV合金、そしてZr合金とTi合金が良く似ており、Base合金<(Mo合金、V合金)<(Zr合金、Ti合金)の順に大きくなっていった。

ビッカース硬さは、Base合金と比較して、Zr合金が最も高い値を示し、V合金が最も低い値を示した。これは、引張試験結果の引張強さの関係と良く一致した。

初晶 α -Al相の中心部近傍の微小硬さは、Base合金と比較して、Mo合金とV合金が高い値を示し、Zr合金とTi合金が同程度の値を示した。また、Base合金を含めた全ての合金で晶出したSiと初晶 α -Al相の境界近傍で、微小硬さが低下する傾向が見られた。

ZrとTiは初晶 α -Al相へ固溶し、このうちZrは微小な化合物も生成して、全体に分散している。また、MoとVはFe-Mn-Mo系、Fe-Mn-V系として化合物を生成している。これら化合物の晶出形態が機械的性質に影響を及ぼしていると考えられ、Zrでは強化として働き、反対にMoとVでは弱化として働いたのではないかと考える。

キーワード：AlSi₉合金、添加元素

1. 緒言

近年、世界的にエネルギー需要の増加や地球温暖化をはじめとする環境問題が深刻化しており、その中でも二酸化炭素排出量に関しては、運輸部門が直接・間接の排出を合わせて高い割合を占めている。自動車の二酸化炭素排出量を削減するには、燃費向上が極めて重要であり、その手法の一つとして軽量化が挙げられる。アルミニウム(Al)の比重は鋼の約1/3であり、自動車用部品の材料として、Al合金を使用することは、軽量化に大きく寄与するものと考えられる。

Alに約9%のシリコン(Si)を添加したAlSi₉合金はシルミンとも呼ばれ、耐食性、伸び及び衝撃値が良く¹⁾、また、湯流れ性も良いことから鋳造用Al合金として広く用いられている。先行研究²⁾では、AlSi₉合金に焼き付き防止のための鉄(Fe)とマンガン(Mn)を添加したものをBase合金とした。今回、鋳放しでの合金使用を想

定して、添加元素の選定及び添加量を決定し、作製した試料を用いて引張試験を行った。Feは添加量0.4~0.6%程のときに、大きな板状の金属間化合物が晶出することによる強度及び伸びの低下の発生が報告³⁾されているため、Base合金のFeの添加量を0.3%とした。MnはFeの量の半分程度添加することで、これらFeによる悪影響を防ぐことができると報告³⁾されていることから0.15%とした。

Base合金への添加元素について、モリブデン(Mo)は微量添加によって再結晶温度が上昇し、また、結晶粒が微細化することが報告⁴⁾されており、組織改善が期待される添加元素である。また、バナジウム(V)、ジルコニウム(Zr)、チタン(Ti)、は、典型的なAl合金への微量添加元素であり、鋳造組織の結晶粒を微細化することは良く知られている^{5)、6)}。

各元素の添加量は、DV-X α クラスタ法⁷⁾によって算出し、添加効果の挙動が確認できると推測される

*広島大学大学院先進理工系科学研究科

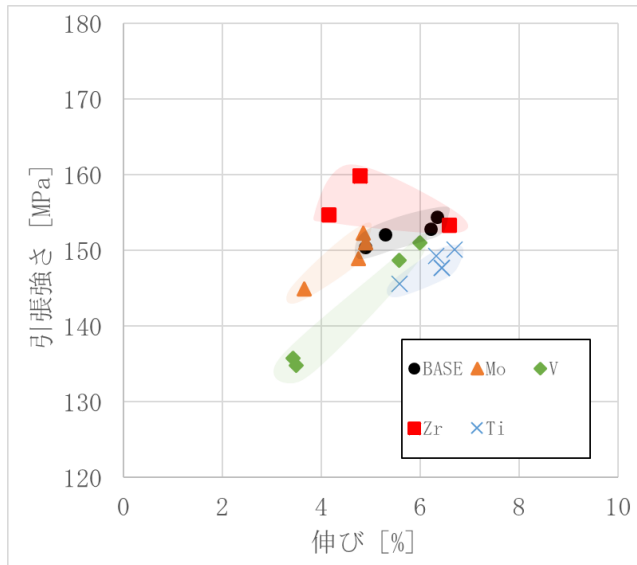


図1 各合金の引張強さと伸びの関係

0.2%とした。各合金は重力金型鋳造法で作製し、鋳込み温度は1009~1015K、金型温度は463~477Kとした。

先行研究²⁾で報告した各合金の引張試験結果を図1に示す。図1より、引張強さはBase合金と比較して、Zr合金でわずかに向上し、他は低下傾向であり、伸びについては、全体的に同じか低下傾向であった。

上記先行研究では添加元素が与える組織形態への影響や、機械的性質との関係性については、確認できていない。そこで、本研究では、Mo、V、Zr、Tiの各添加元素が組織形態に及ぼす影響と、組織形態と引張特性との関係について調査した。

2. 実験方法

2.1 組織観察

組織観察は、倒立型金属顕微鏡(ライカマイクロシステムズ(株)製DMi8型)を用いて行った。試験片は、作製した試料を切断、樹脂包埋した後、研磨、琢磨し試験片として供した。

2.2 EPMAによるマッピング分析

電子線マイクロアナライザー(株式会社島津製作所 EP-MA-1720H型(以下「EPMA」))を用いてマッピング分析及びライン分析を行った。分析条件は、加速電圧15kV、ビーム電流約30nAとした。

2.3 ビッカース硬さ試験

試料の組織ごとではなく、全体の平均的な硬さを測定するため、ビッカース硬さ試験を行った。JIS Z 2244-1(ビッカース硬さ試験—第1部:試験方法)により試験を行った。試験装置は(株)フューチャテック製マイクロビッカース硬度計(FM-ARS7000)を用い、試験荷重は49.03Nとした。

2.4 微小硬さ試験

初晶 α -Al相の硬度分布を測定するため、微小硬さ試験を行った。

微小硬さ試験は、ISO14577-1に準拠して実施、解析を行った。試験装置はエリオニクス(株)製超微小硬さ試験機(ENT-1100a)を使用した。圧子は、ダイヤモンド製の先端陵角が 115° の三角錐圧子(バーコビッチ圧子)である。試験温度は 25°C 、試験力の保持時間は10sとし、試験力は1mNの条件で試験を実施した。なお、試験結果は、澤らが提案する方法⁸⁾により、圧子先端長さ(Δhc)及び試験機を含む剛性(Cf)の影響を補正した。 Δhc 及びCfを求めるにあたっては、標準試料として熔融石英ガラスを使用した。0.5、2、5、8及び12mNの5種類の試験力での試験結果をもとに、補正係数を算出し、その値は、 $\Delta hc = 14.630\text{nm}$ 、 $Cf = 1.099$ となった。なお、微小硬さ試験を行うにあたり、試験片表面に生成したと予想される加工硬化層^{9)、10)}を除去するため、試験前に試験片表面の中央部近傍に、イオンミリング装置で面ミリング加工したものを試験片として供した。

3. 結果及び考察

3.1 組織観察結果

図2に、各合金の金属組織観察結果を示す。図2(a)~(e)は、全て典型的な鋳放しの金属組織であり、デンドライトの成長に沿って晶出した初晶 α -Al相とデンドライトアームの間隙への微細なAl+Siの二元共晶から成る組織形態である。

Base合金と比較して、図2の組織観察結果より、元素添加により初晶 α -Al相が粗大化していることが確認される。Mo合金とV合金、そしてZr合金とTi合金

の組織形態は良く似ており、初晶 α -Al 相の大きさは Base 合金 < (Mo 合金、V 合金) < (Zr 合金、Ti 合金) の順に大きくなっている。Mo、V、Zr、Ti それぞれの元素添加によって、各合金の共晶点が Si 側に移動し、また融点降下したのではないかと考える。

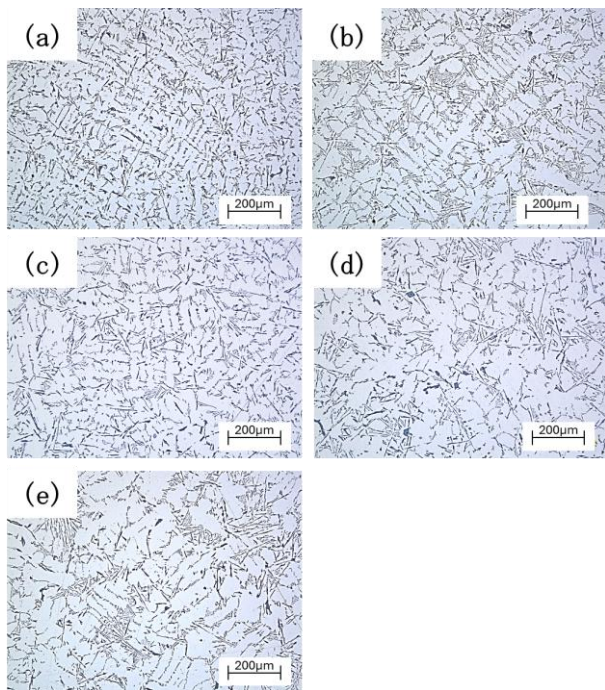


図 2 (a) Base 合金、(b) Mo 合金、(c) V 合金
(d) Zr 合金、(e) Ti 合金

3.2 EPMA によるマッピング分析結果

図 3 に、各合金の EPMA によるマッピング分析結果を示す。図 3(a) より、図 2 で観察された初晶 α -Al 相の周りで、デンドライトアームに沿って晶出した相が主に Si であることが確認される。また Fe と Mn については、ほとんどが同じ位置に存在しており、これは西らの報告¹¹⁾にあるように、Fe と Mn の添加により Fe が Mn に固溶することで、金属間化合物である α 相 (Al_5FeSi) ではなく、 $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ 相が晶出しているものと考えられる。添加元素のうち、Mo と V は Fe-Mn と共に生成し、Zr は一部固溶し、更に微小な化合物を分散して生成し、また、Ti は初晶 α -Al 相へ固溶したものと考えられる。

3.3 ビッカース硬さ試験結果

表 1 にビッカース硬さ試験結果を示す。表 1 より、Base 合金と比較して、Zr 合金が高い値を示し、V 合金

が低い値を示した。これは、引張試験結果の引張強さの関係と良く一致しているが、初晶の大きさとの関係性は確認できない。

表 1 ビッカース硬さ試験結果

合金名	(HV5)
Base合金	57.5
Mo合金	57.4
V合金	52.2
Zr合金	59.9
Ti合金	57.0

3.4 微小硬さ試験結果

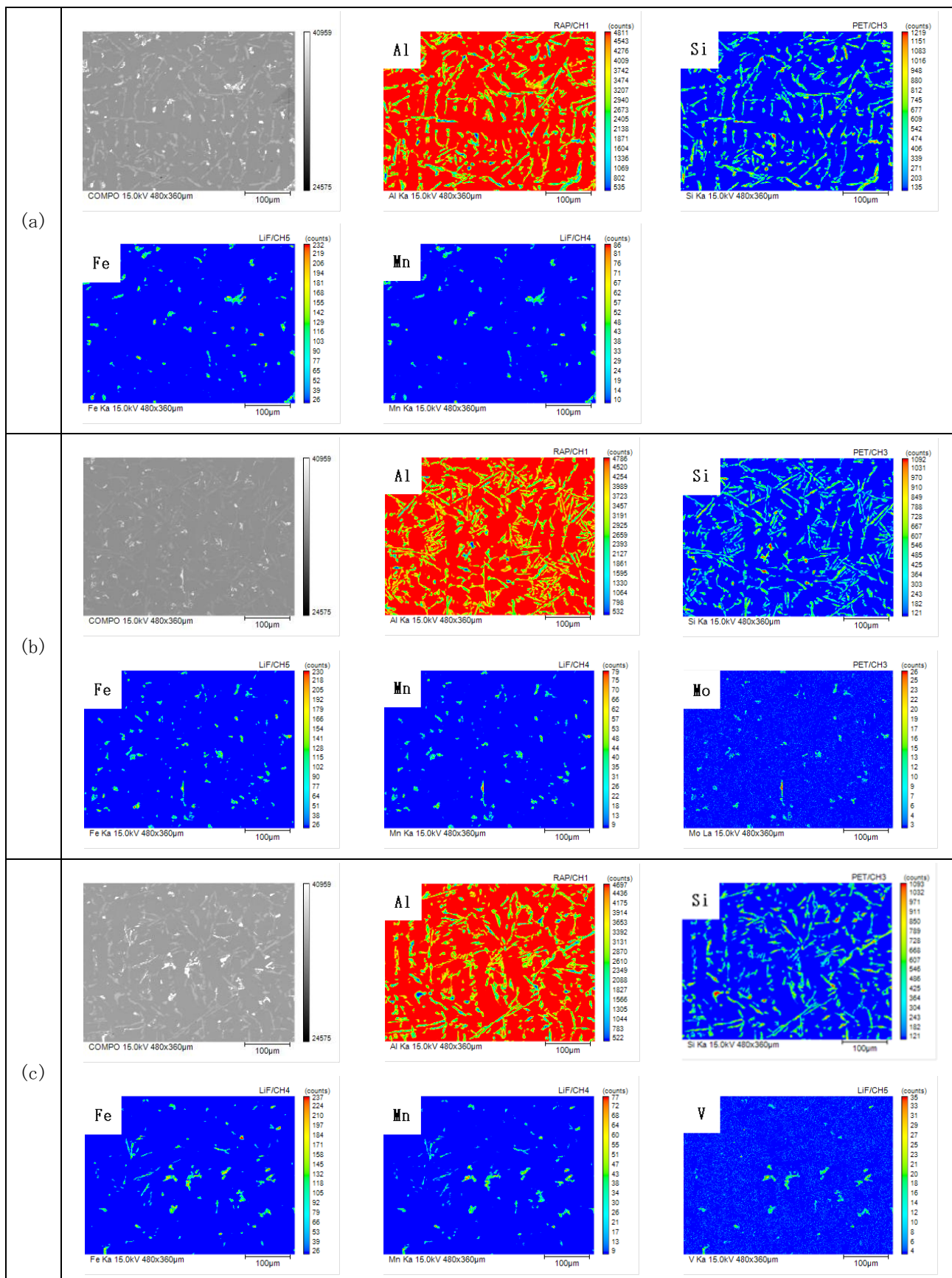
試験は初晶 α -Al 相を中心に、晶出した Si に囲まれた部分で行った。図 4 に初晶 α -Al 相の微小硬さ分布、図 5 に図 4(b) 中赤破線で示す部位の、EPMA によるライン分析結果を示す。図 4(a)~(e) のそれぞれの左側は試験後の実体顕微鏡による観察結果で、右側は試験箇所を押込み硬さ (HIT) の硬度分布である。また、表 2 に各合金の初晶 α -Al 相中心部近傍 (図 4 中の青口部で囲む部分) の平均値を示す。

表 2 微小硬さ試験結果

合金名	HIT (N/mm^2)
Base合金	838
Mo合金	956
V合金	931
Zr合金	826
Ti合金	839

図 4(a)~(e) 右図より、全ての合金で、晶出した Si と初晶 α -Al 相の境界近傍で、硬度が低下する傾向が見られる。ここで、図 5 中に示す黒破線四角部より、境界近傍で Si 濃度の低下も確認されている。表 2 より、初晶 α -Al 相中心部近傍の硬さは、Base 合金と比較して、Mo 合金と V 合金が高い値を示し、Zr 合金と Ti 合金が同程度の値を示した。

前項までの結果と合わせて、添加元素の固溶について、Mo と V ではほとんど無く、Zr と Ti では認められるものの、機械的性質への影響はほとんど無いと言える。次に、Zr は共晶近傍を始めとし、微小な化合物が



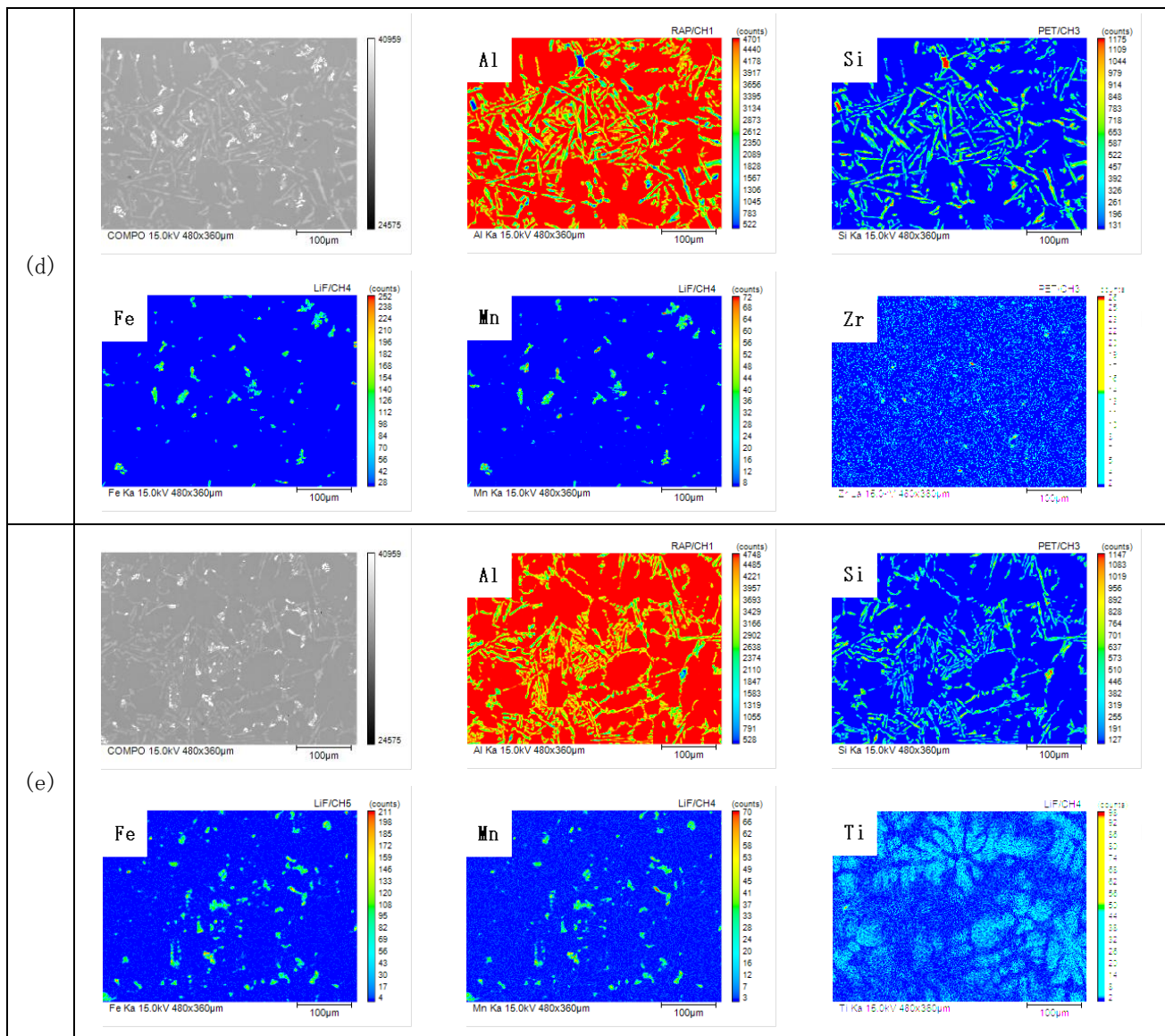


図3 EPMAによるマッピング分析結果

(a)Base合金、(b)Mo合金、(c)V合金、(d)Zr合金、(e)Ti合金

晶出しており、粒子分散強化による機械的性質の向上へ繋がっていると考えられる。MoとVは、Base合金に対して引張強さが減少しており、この原因として粗大で脆い金属間化合物(Fe-Mn-Mo系、Fe-Mn-V系)が生成したためと考える。

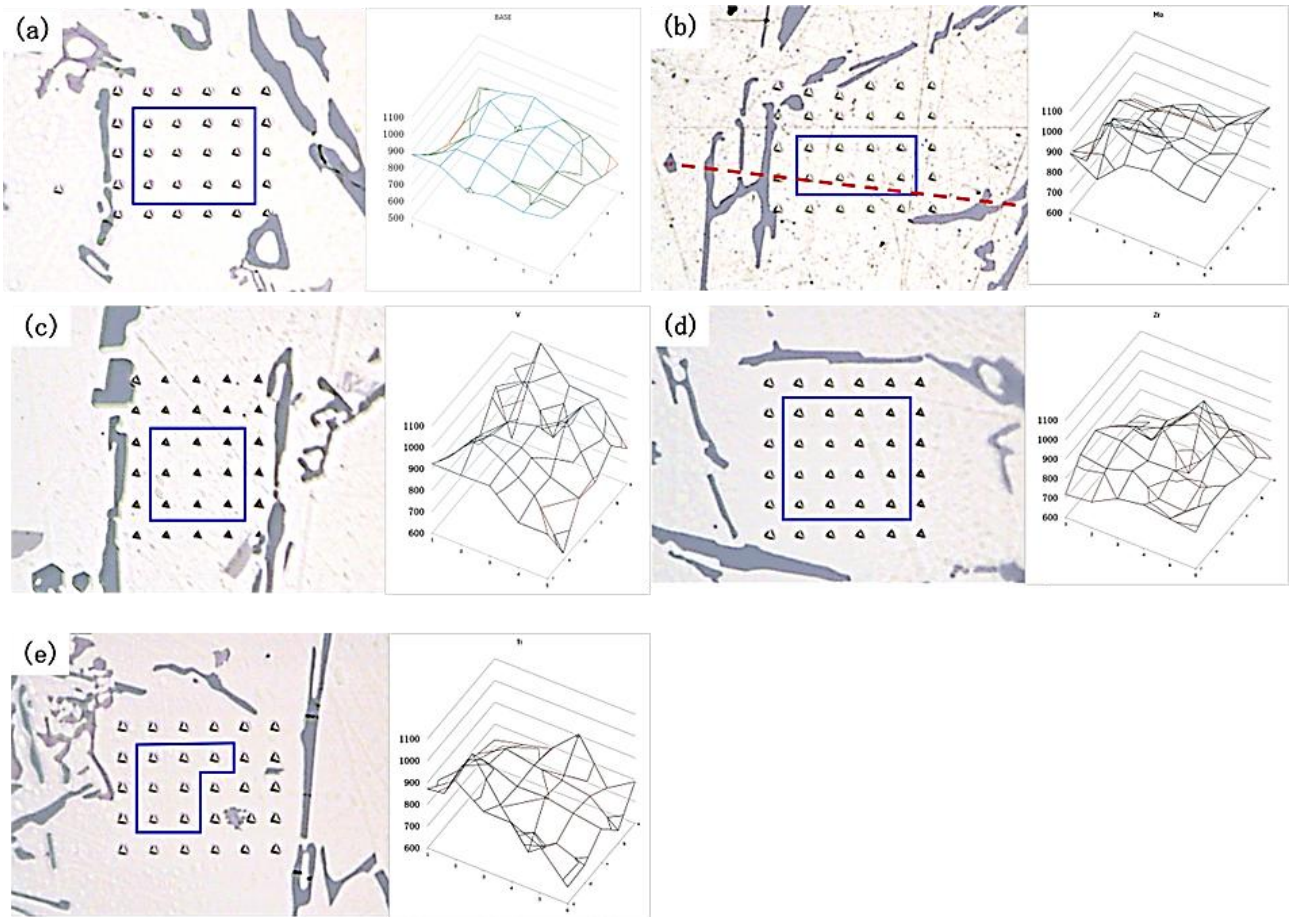


図4 初晶 α -Al相の微小硬さ分布

(a)Base合金、(b)Mo合金、(c)V合金、(d)Zr合金、(e)Ti合金

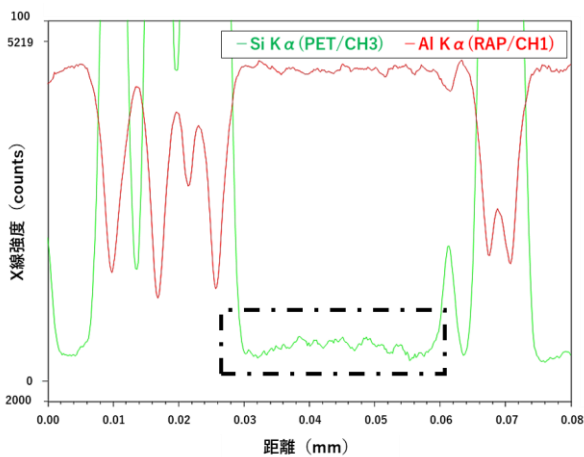


図5 図4中赤破線部箇所のEPMAによるライン分析結果

4. 結言

本研究では、Mo、V、Zr、Tiのいずれかを0.2mass%

添加した鋳放しのAlSi₉合金(Mo合金、V合金、Zr合金、Ti合金)について、組織観察及び硬さ試験を行い、先行研究²⁾の引張試験結果との関係性を調査した。結果は以下に要約される。

(1) 組織形態は、Base合金と比較して、元素の添加により初晶が粗大化していることが確認された。また、初晶の大きさは、Mo合金とV合金、そしてZr合金とTi合金が良く似ており、Base合金<(Mo合金、V合金)<(Zr合金、Ti合金)の順に大きくなっていた。

(2) ビッカース硬さは、Base合金と比較して、Zr合金が最も高い値を示し、V合金が最も低い値を示した。これは、引張試験結果の引張強さの関係と良く一致した。

(3) 初晶 α -Al相の中心部近傍の微小硬さは、Base合金と比較して、Mo合金とV合金が高い値を示し、Zr合金とTi合金が同程度の値を示した。Base合金を含めた全ての合金で晶出したSiと初晶 α -Al相の境界近傍

で、微小硬さが低下する傾向が見られた。

(4) Zr と Ti は初晶 α -Al 相へ固溶し、このうち Zr は微小な化合物も生成して、全体に分散している。また、Mo と V は Fe-Mn-Mo 系、Fe-Mn-V 系として化合物を生成している。これら化合物の晶出形態が機械的性質に影響を及ぼしていると考えられ、Zr では強化として働き、反対に Mo と V では弱化として働いたのではないかと考える。

おわりに、本研究は広島大学との機関連携の一貫として行ったものである。本研究を実施するに際して使用した走査電子顕微鏡、超微小押し込み硬さ試験機は公益財団法人 JKA の自転車等機械工業振興事業に関する補助金により整備したものである。その他、研究への御協力、御支援をいただいた関係各位に深く感謝する。

参考文献

- (1) JIS H 5302 アルミニウム合金ダイカスト
3. 種類及び記号.
- (2) 魚見知志、松木一弘、XU Zhefeng、小田信行、小湊裕允：日本鉄鋼協会中国四国支部・日本金属学会中国四国支部講演大会講演概要集 62nd-59th(2019)、p. 72.
- (3) E. Van Erkelens: Metall Erz 20(1923)、p. 206.
- (4) 軽金属学会：アルミニウムの組織と性質(1991)、p. 235.
- (5) 寺井士郎：軽金属 24(1974)、p. 42-52.
- (6) 久笠敏：日本金属学会誌 25(1961)、p. 703-707.
- (7) 湯川宏、森永正彦：まてりあ 37(1998)、p. 578-582.
- (8) T. Sawa、K. Tanaka：Journal of Materials Research 16(2001)、p. 3084.
- (9) 倉本英哲、伊藤良子、隠岐貴史：広島市工業技術センター年報 26(2012)、p. 31-38.
- (10) 倉本英哲：広島市工業技術センター年報 33(2019)、p. 23-27.
- (11) 西直美、神重傑：鑄造工学 70(1998)、p. 648-654.