

レーザー熱処理によって改質した金型用工具鋼の熱影響部組織の解析

櫻庭 洋平、川上 諒大、宮腰 康樹、高橋 英徳*、大津 直史**

Analysis for the Microstructure of Heat-Affected Zone at Tool-Steel for Die Treated by Laser Heat-Treatment

Yohei SAKURABA, Ryota KAWAKAMI, Yasuki MIYAKOSHI
Hidenori TAKAHASHI*, Naofumi OHTSU**

抄 録

エンジン部品や電子機器筐体の量産に用いられるダイカスト用金型は、鑄造時に繰返される熱応力によりヒートクラックが生じるため、損傷部を溶接補修で復元し再び使用される。しかし、溶接による組織変化で熱影響部の硬さや靱性が低下し型寿命が新作金型の1/5以下になることから、型寿命の向上には熱影響部に対する熱処理が必要であり、適切な熱処理条件を導くためには熱影響部の硬さ変化のメカニズムを冶金学的に解析する必要がある。

本研究では、熱影響部の硬さを制御する適切なレーザー熱処理条件を探るため、Mo量を改良したJIS SKD61鋼の熱影響部の硬さと組織の関係を解析し、マルテンサイト変態と過熱焼戻により熱影響部に硬さ分布が形成されることを明らかにした。これをもとに設定温度の異なるレーザー熱処理を熱影響部に加え、軟化領域を硬化させ熱影響部全体の硬さを平準化するレーザー熱処理条件を明らかにした。

キーワード：ダイカスト用金型、熱影響部、マルテンサイト変態、過熱焼戻組織、レーザー熱処理

Abstract

Die-casting mold that is used for mass production about the housing parts of car engine and electronic equipment, occurs a thermal crack caused by repeated thermal stress of casting. Therefore, damaged part is repaired by welding and then used again. Nevertheless, lifetime of repaired mold is reduced less than 1/5, because of the decrease in hardness and toughness of heat-affected zone (HAZ), caused by the structural changes for repair welding. To find the suitable heat-treatment conditions for HAZ, analysis the hardness changing mechanism of HAZ by metallurgically is necessary.

In this research, relations of hardness to microstructure of HAZ, which is the Mo content modified JIS SKD61 steel, is analyzed to reveal the suitable conditions of laser heat-treatment for control the HAZ hardness. As a result, hardness distribution of HAZ is formed by martensitic transformation and over-tempered conditions. Furthermore, several temperatures of laser heat-treatment are added to HAZ, and then revealed a laser heat-treatment condition which is changed a softened region to hardened and equalized of whole HAZ.

KEY-WORDS : Die-casting Mold, Heat-affected Zone (HAZ), Martensitic Transformation,
Over-tempered Microstructure, Laser Heat-treatment

* 北海道立工業技術センター、* Hokkaido Industrial Technology Center

** 北見工業大学、** Kitami Institute of Technology

事業名：経常研究

課題名：金型材料およびその溶接部への局所熱処理における冶金的メカニズムの解明

1. はじめに

ダイカスト casting は、金型に溶融したアルミニウム合金や亜鉛合金を圧入する casting 法であり¹⁾、寸法精度や強度が高く、また casting 工程を自動化しやすいことから大量生産に適している。このため自動車のエンジン部品や電子機器の筐体部品などの生産に幅広く使用されており²⁾、道内でもバルブボディやウォーターポンプボディなどの自動車部品が量産されている。casting 工程は、2 個以上に分割可能な金型をダイカストマシンに設置し、溶融金属を圧入して冷却後に金型を開いて casting 品を取り出し、離型剤を塗布して次の casting に移る (図 1)。

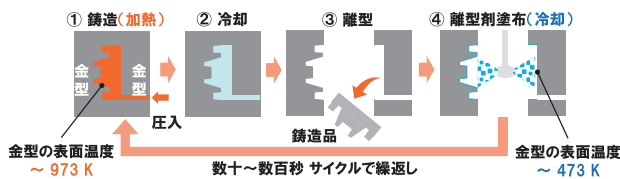


図 1 ダイカスト casting の casting 工程

このとき、金型の表面は 973K 付近の高温高压溶湯が接触した後、離型剤の塗布によって 473K 以下に急冷されることで熱応力が生じ、短時間でこれを繰り返すことでヒートクラックと呼ばれる網状の割れが生じる³⁻⁶⁾。

ヒートクラックが拡大すると casting 品の不良率が増加するため、損傷部を切削除去した後肉盛溶接で補修し元の形状に復元して再び使用される⁷⁾ (図 2)。



図 2 損傷金型の溶接補修工程

しかし、溶接補修後の金型は新作金型と比べ、一般的に型寿命が 1/5 ~ 1/10 に低下する⁸⁾。この原因は、熱影響部の組織変化によって軟化や靱性低下が生じ、これらの箇所がクラックの起点となるためである。このことから、金型を焼鈍、再熱処理し熱影響部を再び元の母材組織に戻すことで、型寿命を改善することができる^{9, 10)}。一方で、再熱処理は金型全体がひずみリスクが大きく、また、ひずみの修正に多大なコストや時間を要することから、製造現場では型寿命の低下を甘受して再熱処理が省略される場合も多い。

熱影響部のクラック防止と熱処理ひずみの低減を両立させる対策として、著者らは熱ひずみが小さく任意の箇所のみを選択的に加熱できるレーザ熱処理に着目した。レーザ熱処理は、レンズで集光したレーザ光を材料に照射し、これを走査させることで任意の箇所のみを選択的に熱処理する¹¹⁾ (図 3)。

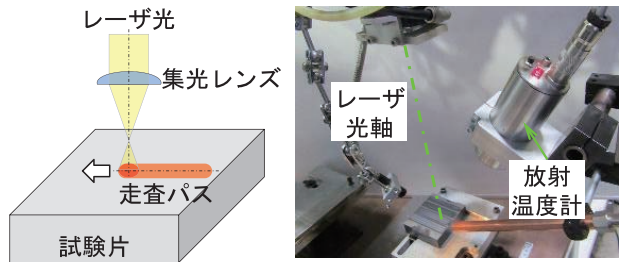


図 3 レーザ熱処理の模式図

先行研究において、ダイカスト用金型の熱影響部のみを硬化させ、熱影響部の軟化領域を金型母材と同等の硬さに回復することで、溶接補修後の型寿命が 50% 以上向上することを明らかにした¹²⁾。しかし、熱影響部の材料特性は熱間用工具鋼の種類や溶接条件の違いによって異なるため、適切なレーザ熱処理条件を導くには熱影響部の硬さ変化の原因となる材料組織の変化を冶金学的に分析することが不可欠である¹³⁾。

そこで本研究では、レーザ熱処理によって熱影響部を適切な硬さに制御するため、熱間用工具鋼 JIS SKD61 (AISI H13) の Mo 量を増加させ焼戻二次硬化性*を向上させた改良鋼 (Mo 改良鋼) の熱影響部の硬さと組織の関係を解析し、それをもとに設定温度の異なるレーザ熱処理を熱影響部に加え、適切な硬さが得られるレーザ熱処理条件を探った。

* 焼戻二次硬化性：鋼を焼入焼戻した時、一般的な鋼は焼戻温度が高くなるほど硬さが低下するのに対し、工具鋼など Mo や V を含んだ鋼を 773K 前後で焼戻した際に硬さが上昇する現象。

2. 実験方法

2.1 溶接試験片の作製

本研究では、ダイカスト金型の溶接補修を模擬した試験片を作製した。試験片の材料は、母材に大同特殊鋼 (株) 製 Mo 改良鋼：DH31-S の 80mm × 70mm × 20mm 平板を、溶加材に $\phi 0.8\text{mm}$ の Sthele 製溶接ワイヤ：GS-3 を使用して作製した。化学成分を表 1 に示す。Mo 改良鋼は標準鋼と比べ Mo が多いため、Mo 炭化物によって焼戻二次硬化性が向上し^{14, 15)}、また C、Si が少ないため靱性が向上する¹⁶⁾。

表 1 母材と溶加材の化学成分

{mass%}	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Fc
母 材	0.33	0.3	0.6	0.07	-	0.04	0.08	5.5	2.9	-	0.8	bal.
溶加材	0.25	0.5	0.7	-	-	-	-	5.0	4.0	0.6	-	bal.
JIS SKD61	0.32	0.8	0.2	~0.0	-	-	-	4.75	1.1	-	0.8	bal.
標準鋼	~0.45~1.25	~0.6	3	~0.03	-	-	-	~5.5~1.75	-	~1.2	-	bal.

試験片の作製手順 (図 4) は、片面に U 字状の溝を加工した母材を真空炉で 1303K、1h 焼入れ、その後靱性の向上と残留オーステナイトの除去を目的とした 1 回目の焼戻し

(843K) と、硬さの調質と焼戻二次硬化を目的とした2回目の焼戻し(878K)を各3h行った。その後、MIG/MAG溶接機(TPS4000MV・Fronius International製)でU溝に溶加材を溶接した。溶接条件は溶接電流160A、溶接電圧33Vとし、シールドガスとして80vol% Arと20vol% CO₂の混合ガスを25 l/min供給した。溶接前の予熱は623Kで1hとし、溶接後ただちに648Kで1h後熱した。最後に余盛部分を平面研削盤で除去し、これを試験片とした。溶接金属と熱影響部の境界線は硝酸とアルコールの混合液によるエッチングで現出させ、境界線を後述する硬さ分布測定の基準点(0.0mm)、基準点から母材方向を+方向とした(図5)。

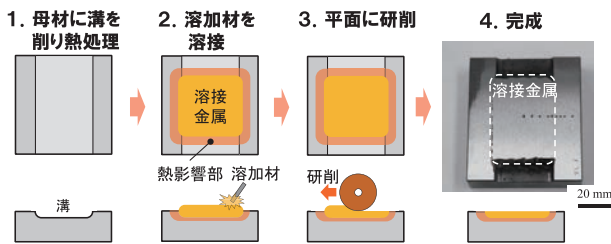


図4 溶接試験片の作製手順

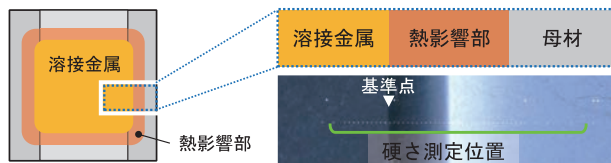


図5 溶接金属の境界線

2.2 熱影響部の材料特性評価

熱影響部の材料特性は、硬さ分布測定、組織観察、結晶構造解析により評価した。硬さ分布測定にはピッカース硬さ計(MMT-X3・マツザワ製)を使用し、基準点より-3.0～+10.0mmの範囲を0.2～1.0mm間隔で測定した。組織観察には金属顕微鏡(以下OM、GX71・オリンパス製)と電解放出型走査電子顕微鏡(以下FE-SEM、JSM-7001F・JEOL製)を使用した。FE-SEMの二次電子像は、加速電圧15kV、照射電流1.0nAで測定した。結晶構造解析にはX線回折装置(以下XRD、ULTIMA IV・Rigaku製)を使用し、Cu管球からK α 線を ϕ 400 μ mでスポット照射し、回折角30～120°の範囲で回折X線を測定した。組織観察と結晶構造解析の測定位置は、硬さ分析測定をもとに選定した。

2.3 レーザ熱処理実験

レーザ熱処理は、波長1070nmのYtterbiumファイバーレーザ発振器(YLS-2000・IPG Photonics製)を組込んだレーザ加工装置(住友重機械工業製)を使用し、光学スポット径を ϕ 4.0mmにデフォーカスさせレーザを照射した。レーザ出力はレーザスポットの中心温度を放射温度センサ(IGA6/23 MB 18・

LumaSense Technologies製)で測定し、制御コントローラの設定温度の差によりレーザ出力をフィードバック制御した。図6に制御回路の概略を示す。

レーザ熱処理の実験条件は、設定温度を873K、1073K、1273Kの3水準とし、レーザの走査速度は1.0mm/s固定とした。レーザは母材側から溶接金属側に15mm走査させ、シールドガスとして照射点にArガス30 l/minを供給した。熱処理後は空冷により冷却とした。

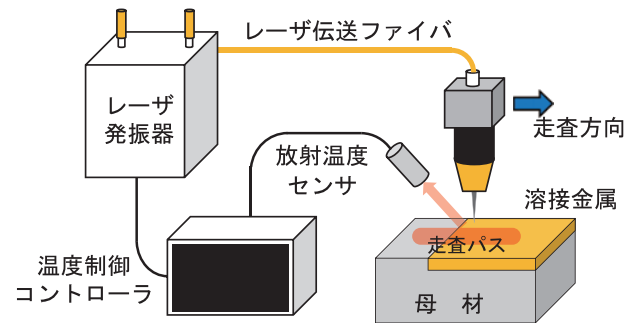


図6 レーザ熱処理温度のフィードバック制御回路

3. 実験結果と考察

3.1 Mo改良鋼の熱影響部組織の解析

3.1.1 熱影響部の硬さ分布

図7に、Mo改良鋼の溶接金属から母材部にかけての硬さ分布を示す。熱影響部の硬さは、基準点付近(+0.2mm)で最も硬化し、母材(+8.0mm)と比べ約140HV硬化した。硬さは母材に近づくにつれ徐々に低下するが、+2.0mmまでは母材以上の硬さを保持した。+2.2mm以降は硬さが母材以下まで急激に低下し、最も軟化した+2.8mmでは母材より約200HV軟化した。その後は硬さが徐々に上昇し、+5.0mm付近で母材と同等の硬さまで回復した。

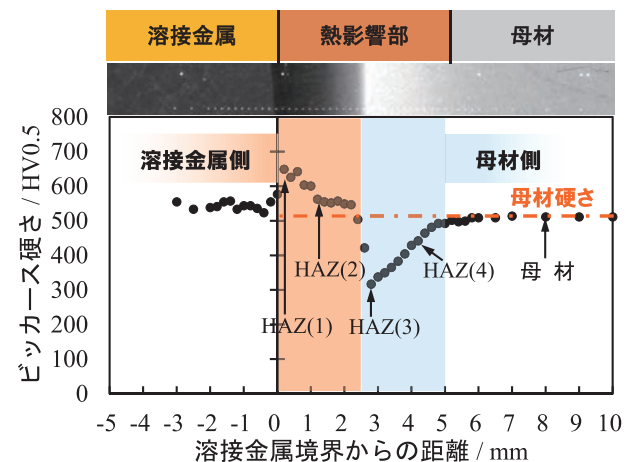


図7 溶接試験片の熱影響部周辺の硬さ分布

3.1.2 熱影響部組織の比較

材料組織の分析は、熱影響部の最硬化点(+0.2mm・HAZ(1))、硬化領域(+1.0mm・HAZ(2))、最軟化点(+2.8mm・HAZ(3))、軟化領域(+4.0mm・HAZ(4))、熱影響を受けていない母材部(+8.0mm・母材)の5箇所で行った。図8に、熱影響部と母材のOM像を示す。母材は粒径約10 μ mのパーライト組織であるが、HAZ(1)では直径数10 μ mの粗大な結晶粒(矢印実線)が、粒内には細長いラス(木摺)状の組織(矢印破線)が観察された。HAZ(2)、HAZ(3)およびHAZ(4)の粒径は母材と同等であり、HAZ(4)からはパーライト組織も観察された。

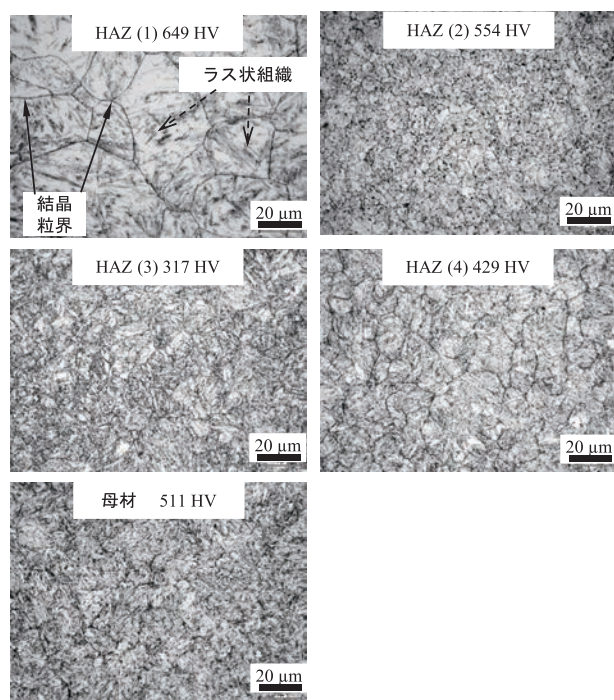


図8 熱影響部と母材の組織比較(OM像)

図9に、FE-SEMで観察した詳細な組織と析出物を示す。母材からは黒色の粒状析出物(矢印実線)が、HAZ(1)ではラス状組織(矢印破線)と板状析出物(矢印実線)が確認された。ラス状組織はHAZ(2)にも見られたが、HAZ(1)より微細化し、また粒状析出物(矢印実線)や黒色析出物も増加した。鋼のラス状組織はマルテンサイト変態の生じた焼入組織に見られることから、熱影響部がマルテンサイト組織に変化したと考えられる。これに対し、HAZ(3)からはラス状組織は観察されず、直径0.1 μ m以下の白色の微細粒状析出物(矢印破線)が多数見られるため、過熱焼戻組織と考えられる^{17, 18)}。HAZ(4)の組織は母材と似ているが、粒状析出物は母材よりも増加した。

4種類の析出物をEDSによる線分析で分析したところ、板状析出物(Line A)はMoやVの含まれないFe炭化物、黒色析出物(Line B)はFe、Mo、Vを含む複炭化物、白色の粒状析出物(Line C)はMo炭化物、微細粒状析出物(Line D)

はFe炭化物であることが判明した(図10)。

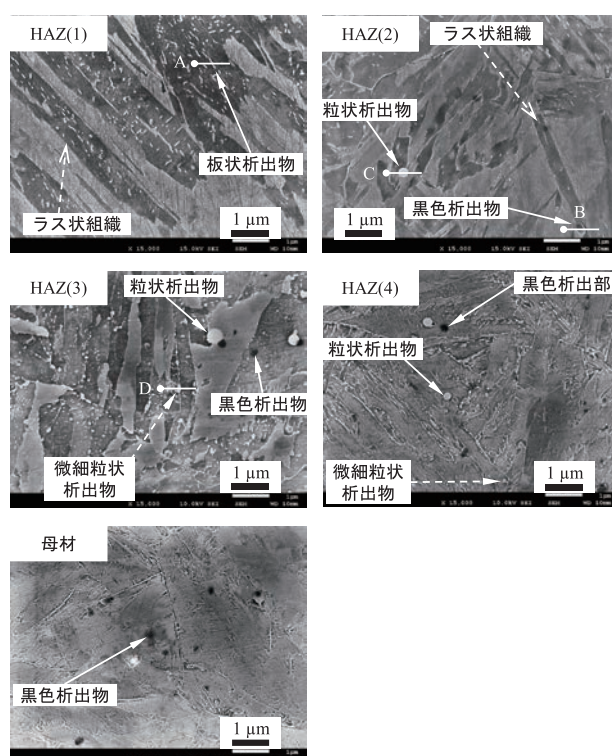


図9 熱影響部と母材の組織比較(FE-SEM像)

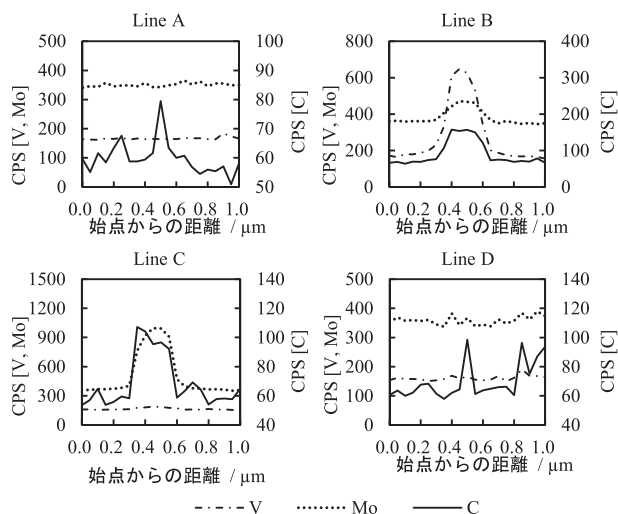


図10 析出物のEDS線分析

3.1.3 熱影響部の結晶構造解析

HAZおよび母材のX線回折パターンを、最もピーク強度の強いフェライト相 α_{110} と比較した。図11に硬化した領域のXRDパターンを示す。硬化したHAZ(1)と(2)では α_{110} ピークが母材よりも低角度側にシフトし、オーステナイト相を示す γ_{111} ピークも見られた。HAZ(1)のシフト量は、HAZ(2)と比べ増加し、半値幅(FWHM)も拡大した。

図12に、軟化した領域のXRDパターンを示す。軟化したHAZ(3)と(4)の波形は母材と類似し、 α_{110} ピークは母材より高角度側にシフトした。 γ_{111} ピークも見られなかった。

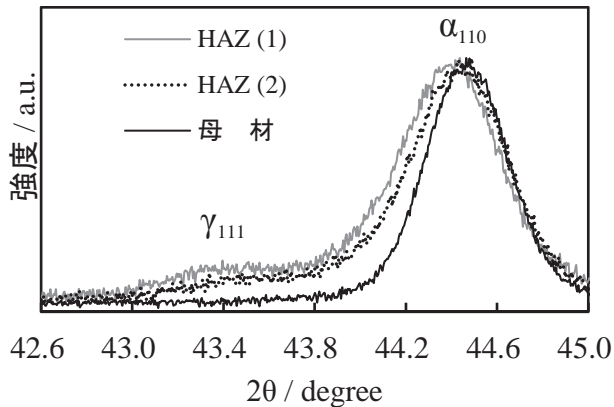


図11 硬化した領域のXRDパターン

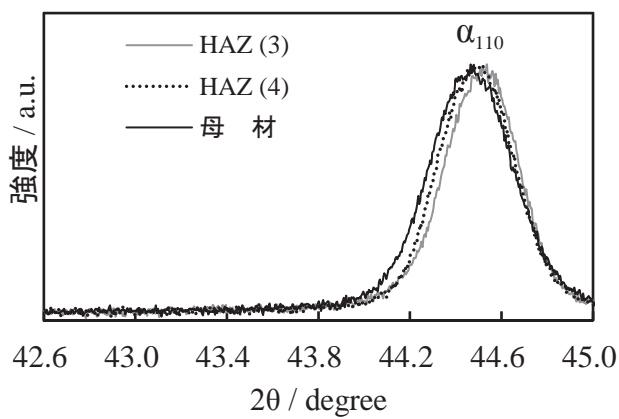


図12 軟化した領域のXRDパターン

3.1.4 熱影響部の硬さと組織の関係

熱影響部の硬さと組織の考察にあたり、熱影響を受けていない母材の組織を確認すると、母材は焼入焼戻による典型的な微細パーライト組織である¹⁹⁻²¹⁾。また、母材に析出した微細なMo、V、Feの炭化物は焼戻時に析出したものであり、これらにより焼戻二次硬化と呼ばれる析出硬化が生じている^{18, 22)}。

硬化したHAZ(1)と(2)のFE-SEM像からマルテンサイト組織が観察され(図10)、XRDパターンからもオーステナイト相を示す γ_{111} ピークの形成、FWHMの拡大、 α_{110} ピークの低角度側シフトといったマルテンサイト組織の形成を示す挙動が見られた(図11)。FWHMの拡大は転位密度の増加により、低角度側ピークシフトはC原子等の固溶による格子間隔の拡大によって生じるため、転位強化と固溶強化が硬化の主要因と考えられる^{20, 21, 23, 24)}。硬化した領域の溶接時の温度は、マルテンサイト変態に必要なオーステナイト変態開始点 A_{Cl} (1078K)以上に達したと推定される^{10, 16, 25)}。また、溶接金属に近いHAZ(1)は α_{110} ピークのシフト量がHAZ(2)より大きいため、固溶C量はHAZ(2)より多い^{23, 26)}。さらに、HAZ(2)で見られたMo炭化物やMo/V複炭化物がHAZ(1)では見られなかったことから、HAZ(1)の温度はこれらの炭化

物が固溶する1423K以上に達したと考えられる^{24, 27)}。

次に、最も軟化したHAZ(3)は、粒内にフェライト鋼と同様の組織が確認され(図9)、XRDパターンからも γ_{111} ピークは見られなかったことから(図10)、溶接時にオーステナイト変態開始点 A_{Cl} 以下であることが示された^{16, 26)}。FE-SEM像からFe、Mo、V析出炭化物が増加しており、 α_{110} ピークの高角度側シフトは析出炭化物の増加に伴う固溶C量の減少によるものと考えられる²⁸⁾。このような組織は典型的な過熱焼戻組織であり、過熱による固溶Cの析出によって焼戻二次硬化性が失われ、母材より硬さが大幅に低下したと考えられる^{14, 21, 26, 29, 30)}。また、HAZ(4)は母材とほぼ類似の組織であり、Fe、Mo、V析出炭化物がわずかに確認されたことや(図10)、XRDパターンがHAZ(3)と同様の傾向を示したことから(図12)、HAZ(3)と同じ過熱焼戻による硬さ低下と考えられる^{27, 31, 32)}。

3.1.5 熱影響部の温度勾配と組織の関係

本研究で扱う熱影響部は溶接時の加熱によって形成されるため、熱影響部の温度は溶接金属に近いほど高温となり、溶接金属の境界は融点(1756K)とほぼ等しく³³⁾、境界から離れるにつれ温度は徐々に低下する。溶接金属に近いHAZ(1)と(2)はマルテンサイト変態の生じる A_{Cl} 点以上に加熱されたと推定される^{23, 30, 34)}。また、HAZ(1)はMo炭化物やMo/V複炭化物の固溶温度以上に達し^{27, 35)}、これにより格子間の固溶C量が増加することで固溶強化が進んだと考えられる^{23, 36)}。

反対に、母材に近いHAZ(3)と(4)は A_{Cl} 点以下までしか加熱されないため、オーステナイト変態せずに過熱焼戻組織となり、既報と同様に A_{Cl} 点に近づくにつれ硬さが徐々に低下した^{21, 23, 26, 32)}。HAZ(4)は溶接前の焼戻温度(873K)をわずかに超えた温度と考えられ³⁷⁾、溶接前の母材組織は保たれたが、析出炭化物の増加によって硬さが低下したと考えられる^{24, 28, 30)}。

3.2 レーザ熱処理による熱影響部の硬さ制御

3.2.1 レーザ熱処理による熱影響部の硬さ分布の変化

図13に、異なる設定温度でレーザ熱処理を加えた熱影響部の硬さ分布を示す。比較用に、レーザ熱処理なしの硬さ分布も記載する。レーザ熱処理なしの熱影響部は、前述のとおり溶接金属側はマルテンサイト変態で硬化し、母材側は過熱焼戻により軟化する。レーザ熱処理の設定温度1073K以上では軟化領域が母材以上に硬化し、熱影響部全体の硬さが600～700HVに平準化された。これに対し、設定温度873Kでは熱影響部全体が軟化し、硬さも平準化されなかった。

材料組織の分析は、硬さの傾向が変化した1073Kと873Kに着目し、レーザ熱処理前の硬化領域(領域A)と軟化領域(領域B)のレーザ熱処理による組織変化を比較した。

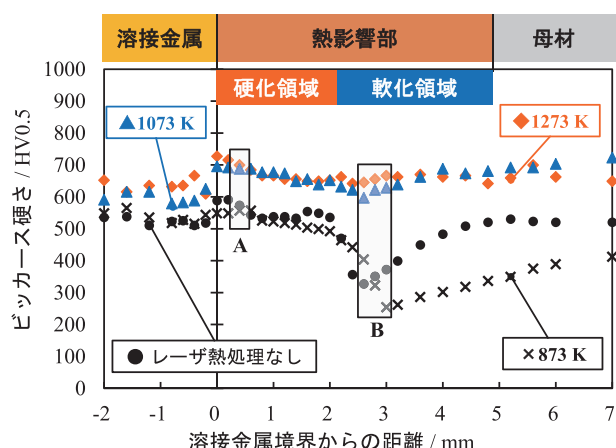


図13 レーザ熱処理による熱影響部周辺の硬さ分布の変化

3.2.2 レーザ熱処理による熱影響部組織の変化

図14に領域Aと領域BのOM像を示す。領域Aでは、結晶粒(矢印実線)の大きさについてはレーザー熱処理による明確な変化は生じなかった。しかし、粒内の組織はレーザー熱処理なしで多く見られたマルテンサイト組織が不鮮明になり、また全体的に粒状析出物が増加した。一方、領域Bでは、設定温度1073Kのときに斑状の組織が全体的に現れたのに対し、873Kではレーザー熱処理なしと類似の組織となり、硬さの低下を示唆する組織変化はOM像からは確認されなかった。

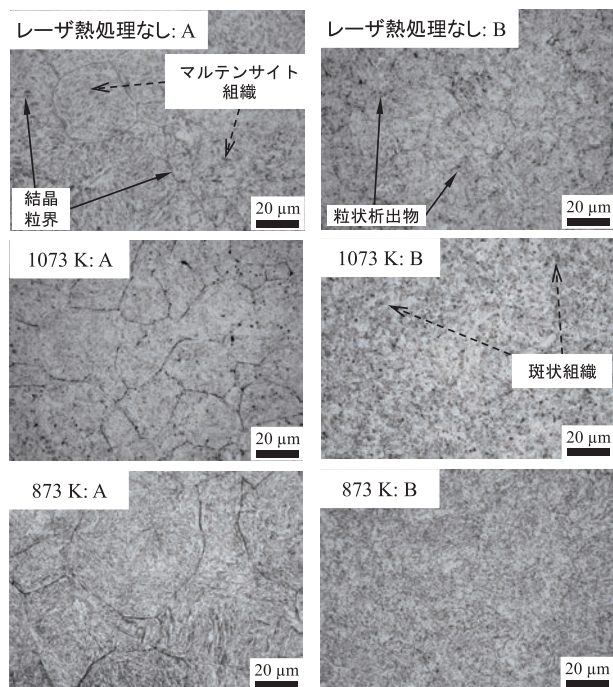


図14 レーザ熱処理前後の組織比較 (OM像)

それぞれの組織を拡大したFE-SEM像を図15に示す。1073Kの領域Aではマルテンサイト組織が不鮮明になり、代わりに粒径の異なる多数の析出物が現れた。EDS分析の結果、粒径の大きなものはMoまたはVの炭化物、微細なものはFeま

たはCrの炭化物である。また、析出炭化物の少ない領域では微細かつ不鮮明なラス状組織が確認された。これらの組織や析出物は領域Bにも現れたが、領域Aと比べてFeやCrの微細炭化物が増加した。領域Aのマルテンサイト組織は873Kにおいても見られなかったが、1073Kとは異なり粒状炭化物は増加せず、溶接前の母材と類似した組織に変化した。また、領域Bでは粒径の大きなMo炭化物やV炭化物が粗大化し、同時にFeやCrの微細炭化物も増加した。

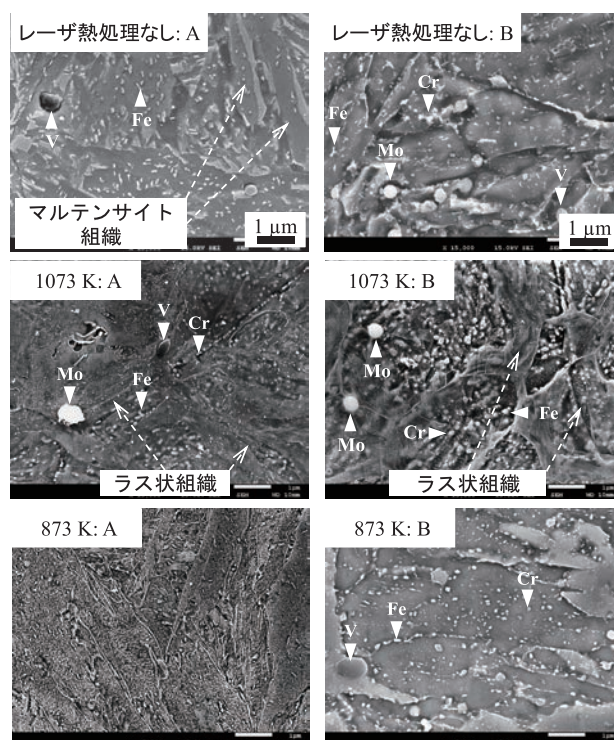


図15 レーザ熱処理前後の組織比較 (FE-SEM像)

3.2.3 レーザ熱処理による結晶構造の変化

レーザー熱処理によるX線回折パターンの変化について、図16に領域A、図17に領域Bの解析結果をそれぞれ示す。レーザー熱処理による α_{110} ピークの変化を比較すると、領域Aでは873Kのみが高角度側にシフトしたのに対し、1073Kのピーク位置はレーザー熱処理なしとほぼ同じであった。また、レーザー熱処理後はいずれもFWHMが拡大し、 γ_{111} ピークは消失した。これに対し、領域Bでは α_{110} ピーク、FWHMともに、1073Kと873Kとで真逆の変化を示した。

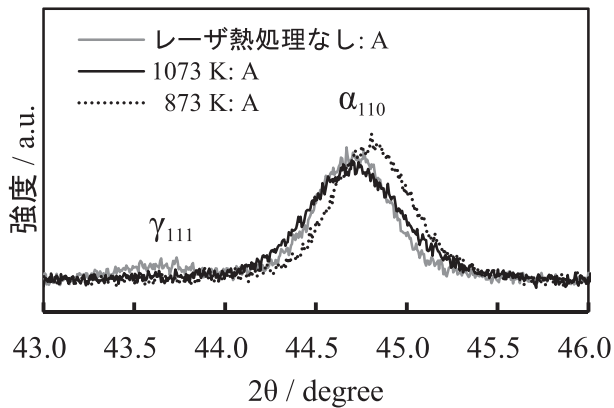


図16 レーザ熱処理前後のXRDパターン比較（硬化領域A）

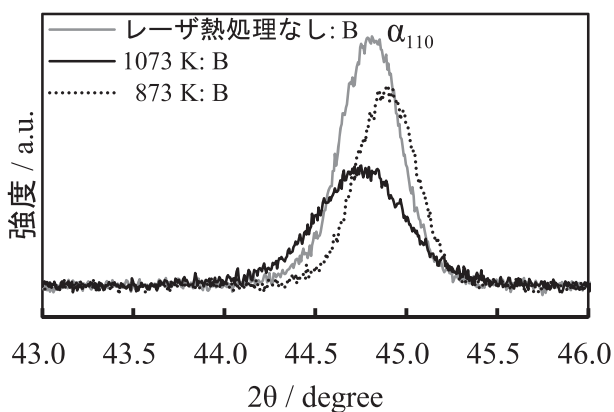


図17 レーザ熱処理前後のXRDパターン比較（軟化領域B）

3.2.4 レーザ熱処理の設定温度と組織の関係

レーザー熱処理前の熱影響部の硬さと組織の関係は、前述のとおり硬化領域はマルテンサイト変態によって焼入硬化し、軟化領域は過熱焼戻による固溶Cの析出によって軟化したと考えられる³⁸⁾。レーザー熱処理後の組織では、設定温度に関わらず析出炭化物が増加しており、これにより固溶C量が減少し過熱焼戻と同様に軟化することが予想される^{14, 21, 29)}。しかし、1073KのXRDパターンは領域A、Bともにレーザー熱処理前よりも低角度側にシフトしており、固溶C量は逆に増加している。設定温度1073KはA_{C1}点とほぼ等しく¹⁶⁾、FE-SEM像においても1073Kのみラス状組織が観察されたことから、レーザー熱処理によってマルテンサイト変態して焼入硬化したと考えられる^{22, 23)}。さらに、1073Kで確認されたFWHMの拡大や領域Aの γ_{111} 相消失は、転位密度の増加や残留オーステナイトの消失を示すものであり、いずれも硬さの上昇に寄与したと考えられる^{9, 19)}。

これに対し、873Kのレーザー熱処理ではマルテンサイト変態が生じないため、XRDパターンからは領域A、Bともに固溶C量の減少と転位密度の低下のみが確認され、過熱焼戻のみが進行し軟化したと考えられる。

3.2.5 適正なレーザー熱処理条件の考察

Mo改良鋼の熱影響部のヒートクラックを防ぐには、軟化領域を硬化させることで割れの発生と進展を遅らせ、また熱影響部全体の硬さを平準化し熱応力の集中を抑えることが重要である^{9, 10)}。A_{C1}点以上のレーザー熱処理は、図13のとおり軟化領域を再び焼入硬化させ、熱影響部全体の硬さの差も100HV以下に低減されたことから、耐ヒートクラック性を向上させる適切なレーザー熱処理条件と考えられる。さらに、レーザー熱処理によって耐ヒートクラック性を低下させる残留オーステナイト相が消失した点も、割れの防止に効果的と考えられる⁹⁾。ただし、レーザー熱処理の温度が過大になると結晶粒や粒界析出物が粗大化し、靱性の低下を招くことから注意が必要である⁸⁾。

4. おわりに

本研究では、ダイカスト鋳造に使用する熱間用工具鋼金型の溶接補修後の耐ヒートクラック性を、レーザー熱処理によって向上させることを目的に、Mo改良鋼の熱影響部で生じる硬さ変化のメカニズムを金属組織の解析によって明らかにし、これをもとに適切な硬さの得られるレーザー熱処理条件を求めた。

今後は、金型を使用するダイカストメーカや金型を供給する金型加工メーカに本技術を提案して実用化を進めるとともに、レーザー加工メーカに技術普及を進めることで、道外の金型メーカやレーザー加工メーカに対する競争力の向上を図る。

謝辞

本研究は、北見工業大学大学院博士後期課程の研究としても実施し、共著者ではありますが指導教官の大津直史教授、および同研究室の平野満大助教、群馬大学の坂本広太技術職員（現・北海道立工業技術センター）には金属組織の解析について多大なるご指導を賜りました。ここに心より感謝を申し上げます。

また、本研究で使用したX線回折装置は、競輪の補助を受けて整備されました。記して感謝いたします。

引用文献

- 1) 日原政彦：ダイカスト用金型の寿命対策，日刊工業新聞社，300PP.，(2003)
- 2) 新版 ダイカスト技能者ハンドブック，日本ダイカスト協会，345PP.，(2012)
- 3) 日原政彦：ダイカスト金型における寿命向上技術動向，素形材 2008.2，pp.18-24，(2008)
- 4) A. Persson, S Hogmark, et al.: *Surf Coat Technol*,

- 191, pp.216-227, (2005)
- 5) R. Ding, H Yang, et al.: *Eng Fail Anal*, 124, 105330, (2021)
- 6) 河野正道：湯流れ解析によるダイカスト金型のヒートチェック予測，電気製鋼，第85巻1号，pp.53-61, (2014)
- 7) M. Shah, M. Ali, et al.: *Metall Microstruct Anal*, 3, pp. 114-125, (2014)
- 8) D. Mellouli, N. Haddar, et al.: *Engineering Failure Analysis*, 45, pp.85-95, (2014)
- 9) 日原政彦，鈴木 裕：技術大全シリーズ 機械構造用鋼・工具鋼大全，日刊工業新聞社，308PP., (2017)
- 10) V. Braga, R. H. M. Siqueira, et al.: *Mater Today Commun*, 29, 102945, (2021)
- 11) 後藤光宏，レーザ焼入の基礎，富士高周波工業(株) 技術レポート2021.7.25, pp.1-3, (2021)
- 12) 櫻庭洋平，戸羽篤也 他：レーザ部分熱処理によるダイカスト金型の長寿命化技術の開発，北海道立総合研究機構工業試験場報告 No.320, pp.47-55, (2021)
- 13) 金型教本編集部会，金型技術シリーズ2 ダイカスト金型，素形材センター，516PP., (2001)
- 14) J. Zhang, J. He, et al.: *J Mater Res Technol*, 25, pp.2324-2332, (2023)
- 15) S. Amirabdollahian, F. Deirmina, et al.: *Mater Sci Eng A*, 814, 141126, (2021)
- 16) “DAIDO DH31-S” . 大同特殊鋼(株),
 <http://www.tekkosha.co.jp/product/pdf4/dh31s.pdf>
- 17) C. Zang, T. Zhou, et al.: *Opt Laser Technol*, 106, pp.299-310, (2018)
- 18) C. Chen, K. Yan, et al.: *J Mater Eng Perform*, 26, pp.5577-5589, (2017)
- 19) M. Katancik, S. Mirzababaei, et al.: *J Alloys Compd*, 849, 156319, (2020)
- 20) G. Telasang, J. D. Majumdar, et al.: *Metall Mater Trans A*, 46, pp.2309-2321, (2015)
- 21) S. Amirabdollahian, F. Deirmina, et al.: *Mater Sci Eng A*, 814, 141126, (2021)
- 22) Z. Wu, K. Ushioda, et al.: *J Mater Res Technol*, 26, pp.1151-1167, (2023)
- 23) G. Telasang, J. D. Majumdar, et al.: *Mater Sci Eng A*, 599, pp.255-267, (2014)
- 24) A. K. Gonzalez-Moran, M. Naeem, et al.: *J Mater Res Technol*, 25, pp.4139-4153, (2023)
- 25) G. Telasang, J. D. Majumdar, et al.: *Surf Coat Technol*, 261, pp.69-78, (2015)
- 26) D. P. Karmakar, M. Gopinath, et al.: *Surf Coat Technol*, 361, pp.136-149, (2019)
- 27) J. Zhang, M. Yu, et al.: *J Alloys Compd*, 856, 158168, (2021)
- 28) T. Wen, F. Yang, et al.: *J Mater Res Technol*, 22, pp.157-168, (2023)
- 29) X. Wang, J. Wang, et al.: *J Mater Process Technol*, 269, pp.26-34, (2019)
- 30) J. Wang, Z. Xu, et al.: *J Mater Eng Perform*, 29, pp.1849-1859, (2020)
- 31) H. Ding, X. Cheng, et al.: *Mater Sci Eng A*, 842, 143102, (2022)
- 32) X. Sun, Y. Wang, et al.: *Mater Sci Eng A*, 834, 142616, (2022)
- 33) K.-A. Chiang, Y.-C. Chen: *Mater Lett*, 59, pp.1919-1923, (2005)
- 34) X. Du, X. Liu, et al.: *Mater Sci Eng A*, 883, 145536, (2023)
- 35) T. Kojima, K. Hayashi, et al.: *ISIJ Int*, 35, pp.1284-1290, (1995)
- 36) A. Smith, M. Asadikiya, et al.: *Engineering*, 6, pp.644-652, (2020)
- 37) ISO 4957: 1999(E), Tool steels
- 38) Y. Sakuraba, R. Kawakami, et al.: *Mater. Trans.*, Vol. 66, 3, pp.358-365, (2025)