Cr-Mo 鋼のレーザ焼入れに及ぼす炭素含有量の 影響に関する変態・熱・力学的解析[†]

中 崎 一 之* 井 上 達 雄**

Metallo-Thermo-Mechanical Simulation of the Effect of Carbon Content on Laser-Hardenability for Cr-Mo Steels

by

Kazuyuki NAKASAKI* and Tatsuo INOUE**

The numerical simulation of the pulsed YAG laser-hardening process of three kinds of Cr-Mo steel containing different carbon by use of the heat treatment simulation code "HEARTS" is implemented based on metallo-thermo-mechanics developed by the authors. The effects of carbon content on the characteristics of laser-hardened material are investigated. As the obtained results, more severe heating and cooling rates are need for the steel with higher carbon content, and the position near the laser irradiated surface on optical axis is heated up to the highest temperature. The austenite transformation in this case is accomplished in remarkably short time, and progresses from the heated surface. The martensite transformation is observed at lower temperature for carbon rich steel and is produced from inside of solid by self-cooling effect. Induced stresses during and after hardening process increase with higher carbon content.

Key words : Pulsed YAG laser-hardening, Hardening characteristics, Cr-Mo steel, Carbon content, Metallo-thermo-mechanical simulation, Finite element method

1 緒 言

大気中において実施可能な鋼のレーザ焼入れ^{1), 2)}は、照射条件に結果を依存するなど、他の熱処理方法にはない特徴がある。このような視点から、著者らはレーザ焼入れされた鋼の照射部の形状や硬化組織の特性を実験によって調べ、報告している。^{3)~6)}

しかしながら、レーザ焼入れは処理範囲が微小であり、速度が極めて大きいために、熱処理中の試料の組織、温度および応力分布の変化を実験的に計測することは不可能に近い。そのため、著者らは前述の報告に加えて、有限要素法などを適用し、^{7)~9)}変態・熱・力学的解析を行うことによって、処理前後における温度、組織、応力分布の変化を調べた結果を報告している。^{6), 10)~12)}

ところで、熱処理前後の材料特性変化は鋼の化学組成にも大きく依存し、焼入れ硬さは炭素量に強く支配される。一方、焼入れ性は Ni, Cr, Mo, V などの含有によって向上することがわかっている。^{3), 4), 6), 13)~15)}

そこで、本研究では炭素量の異なる 3 種類の Cr-Mo 鋼に同一の照射条件で、パルス YAG レーザ焼入れを施し、照射部形状や組織に及ぼす炭素量の影響について調べた上で、変態・熱・力学的解析を行って、^{6), 10)~12)}処理中の温度、組織、応力などの変化に炭素量が及ぼす影響を調べて、比較検討した。

Table I. Chemical compositions of the materials (mass %).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SCM 420	0.22	0.27	0.78	0.018	0.024	0.03	1.08	0.15
SCM 440	0.41	0.21	0.81	0.025	0.014	0.03	1.00	0.16
SCM 460	0.65	0.24	0.73	0.001	0.002	0.01	1.02	0.22

2 焼入れ条件と実験結果

2・1 試料の作製とレーザ照射条件

3 種類の Cr-Mo 鋼の化学成分を Table I に示す。ここで、0.65%C-Cr-Mo 鋼は JIS 規格には規定されていないが、炭素量の影響を詳しく調べるために、特別に調製した材料であって、本論文では SCM460 と称する。⁶⁾これらの供試材を、直径 20mm、高さ 10mm に機械加工したものをレーザ照射用試料とした。

そして、レーザ照射条件を装置 Nd-YAG laser (NEC 製, SL125)、発振波長：1.06 μ m、レンズ焦点距離：75mm、ビームモード：シングルモード、発振形態：パルス発振、照射時間：12ms、発振エネルギー：5.6J、雰囲気：大気中とし、熔融を防ぐために、各試料の表面から焦点はずし距離を 7mm 設けたうえで 1 パルスずつ照射した。

† 原稿受理 平成 14 年 2 月 18 日 Received Feb. 18, 2002

* 正 会 員 滋賀職業能力開発促進センター 〒520-0856 大津市光が丘町, Shiga Polytec. Center, Hikarigaoka-cho, Otsu, 520-0856

** 正 会 員 京都大学大学院エネルギー科学研究科エネルギー変換科学専攻 〒606-8501 京都市左京区吉田本町, Dept. of Energy Conversion Sci., Kyoto Univ., Sakyo-ku, Kyoto, 606-8501

(a) SCM420

(b) SCM440

(c) SCM460

Fig. 1. Micrographs of cross section of laser irradiated materials.

2・2 試料の形状および組織観察

Fig. 1 にレーザ照射部の断面を示す。ここで、試料の形状および組織観察方法は既報^{3), 6)}に記しているのを省略する。また、組織判別はピッカース硬さ試験結果⁶⁾を併用しているが、ここでは観察結果のみを記述する。

Fig. 1 から SCM420 および SCM440 の基地は共に初析フェライト + パーライトの亜共析組織であるが、SCM440の方が SCM420 よりもパーライトの割合が多いことがわかる。一方、SCM460 の基地は全体がパーライトの共析組織であり、試料の基地は炭素量によって組織が異なる。

また、レーザ照射部の断面は各試料ともに、光軸を軸対称とするすり鉢のような形状で、その組織はともに針状マルテンサイトになっている。

さらに、SCM420 および SCM440 では、基地と硬化部の境界付近にマルテンサイトに初析フェライトが混在した中間組織が認められるが、SCM460 にはそのような組織がなく、基地と硬化部の境界は明瞭である。

3 解析条件

3・1 シミュレーションモデルと解析方法

シミュレーションモデルは概報と同様に^{10), 12)}半径 2 mm、深さ 2 mm の円柱形に近似し、これを 4 節点四角形リング要素の軸対称問題として、熱処理 CAE システム“HEARTS^{8), 9)}”を用いて解析を行った。このとき、レーザ照射表面は熱流束境界とし、実験結果と比較しながら試行錯誤し決定した吸収率はレーザ照射エネルギーの

Fig. 2. T-T-T diagram of materials.

40% である。また、それ以外の表面は熱伝達境界とし、力学的条件を自由変位境界とした。また、モデルを簡略化した位置を一定温度境界 ($T = 293\text{K}$) とし、力学的条件を固定変位境界とした。

なお、SCM420 および SCM440 の基地組織は初析フェライト + パーライトであるが、解析ではオーステナイト状態から炭素の拡散によって生じる組織をすべてパーライトと称する^{10), 12)}。

3・2 数値解析のための材料特性データ

レーザ焼入れ過程における試料の温度、組織、応力変化を数値解析するためには、材料ごとに、実験等によって同定された熱物性値や相変態、応力/ひずみに関する材料特性データが必要である。そこで、本論文では、日本材料学会塑性工学部門委員会データベース研究分科会等によって収集・整理されたデータベース“MATEQ”^{16), 17)}を使用して解析を試みた。ここでは、解析結果に特に大きな影響を及ぼす相変態および応力/ひずみ特性データについて述べる。

3・2・1 相変態特性データ 相変態特性データの例として、Fig. 2 にオーステナイト→パーライト変態における等温変態曲線 (T-T-T 曲線) を示す。ここで、曲線はパーライト体積分率が $\xi_p = 50\%$ となるのに必要な時間と保持温度の関係を示している。

Fig. 2 から各鋼材ともに、 $T = 900 \sim 950\text{K}$ および $T = 700 \sim 750\text{K}$ の 2 カ所に、パーライト変態が最速で進むことを示す極限の存在がわかる。極限値の傾向を比較してみると SCM420 が最も早く、2 カ所ともに約 $t = 49\text{ms}$ である。一方、SCM460 では 2 カ所とも $t = 210\text{ms}$ となっており最も遅い。また、各極限の温度 T も、SCM420 が最も高く、SCM460 が最も低い。これらのことは、炭素量の少ない鋼ほど、等温変態の時間が短く、より高い温度で起こることを示している。

3・2・2 応力/ひずみ特性データ 応力/ひずみ特性データの例として、Fig. 3 および Fig. 4 に、降伏応力 σ_Y と加工硬化係数 H' の温度 T に対する依存性をそれぞれ示す。

ところで、同じ鋼でもそのこれらの値は組織によって大きく異なる。ここで、Fig. 3 (a) および Fig. 4 (a) には各鋼を焼きなましして、試料全体をパーライト体積分率 $\xi_p = 100\%$ の標準組織に維持した状態で、Fig. 3 (b) および

Fig. 3. Yield stress of laser irradiated material.

Fig. 4. Work hardening coefficient of laser irradiated material.

Fig. 4 (b)には各鋼を焼入れして、試料全体をマルテンサイト体積分率 $\xi_m = 100\%$ に維持した状態で、測定温度ごとに行った引張試験によって得た応力-ひずみ曲線から求めた降伏応力 σ_Y および加工硬化係数 $H' (= \partial\sigma/\partial\varepsilon^P)$ を示している。

数値解析ではこれらの図から近似曲線を求め、パーライトおよびマルテンサイトの特性値として使用した。またオーステナイトについてはレーザ熱処理の場合、保持時間が十分でない領域において結晶粒径の大きさの影響を受けるという問題もあるが、熱処理 CAE システム“HEARTS”は解析においてこのことを考慮できない。そこで、Fig. 3 (a)および Fig. 4 (a)から求めた近似曲線のうち、 A_3 点以上の温度になっている部分をオーステナイトの特性値とした。このとき、 A_3 点温度は炭素量によって異なるが、本論では Cr および Mo の影響を考慮した Fe-Fe₃C 系準安定型状態図からその値を求め、SCM420 で 1100K、SCM440 で 1063K、SCM460 で 1030K とした。

Fig. 3 および Fig. 4 から、同温度、同組織における 3 鋼種の降伏応力、加工硬化係数を比較すると、常に SCM460 の特性値が最大であることがわかる。このことは、0.22 ~ 0.65% C の範囲において、炭素量が大きい鋼ほど、弾性域が大きく、塑性変形されにくいことを示している。

また、例えば SCM460 の各組織における降伏応力、加工硬化係数の最高値は、パーライト $\sigma_Y = 340\text{MPa}$ 、 $H' = 24\text{GPa}$ 、マルテンサイト $\sigma_Y = 1900\text{MPa}$ 、 $H' = 95\text{GPa}$ 、オーステナイト $\sigma_Y = 40\text{MPa}$ 、 $H' = 1\text{GPa}$ となっており、同材料であっても、その組織によって明らかに異なっている。

さらに、温度の影響をみると、降伏応力は全体的に低温のときの方が高温のときよりも高い傾向にあるが、加工硬化係数は約 500 ~ 700K のときに最高値を示す。

4 試料全体の温度、組織、応力分布の変化

4・1 試料全体の温度分布の変化

各材料について、シミュレーション開始からの時刻 $t = 12, 34, 1000\text{ms}$ における全体の温度分布と変形の様子を Fig. 5 に示す。Fig. 5 における照射中心部（図では左上端）の変形の表示は領域寸法に対して 2 倍に拡大してある。^{10), 12)}

Fig. 5 から加熱過程が終了した $t = 12\text{ms}$ の時の様子を見ると、各試料ともに、レーザ照射部の表面付近は集中的かつ急激に加熱され、基地のパーライトがオーステナイト状態へ変態する温度である $T = 1000\text{K}$ 以上になっていることがわかる。しかしながら、高温の領域は非常に微小であり、照射部表面から半径および深さ方向に少し離れた部位では、オーステナイト変態に必要な温度まで加熱されない。

つぎに、 $t = 34\text{ms}$ （冷却開始時後 22ms）の時の様子を見ると、局部に集中していたレーザ照射熱が、試料全体へ拡散していく様子が顕著にあらわれている。このとき、試料全体の最高温度 T をみると SCM420 が $T = 646\text{K}$ になっているのに対し、SCM460 は $T = 517\text{K}$ でありその差は約 130K もあり、炭素量の多い材料ほど熱拡散速度が大きい。

そして、時間の経過とともにレーザ照射表面の温度は低下し、シミュレーション終了時の $t = 1000\text{ms}$ では、3 鋼種とも試料全体の温度が $T = 293\text{K}$ の均一な分布となる。これは解析開始前の試料の初期設定温度と同じである。

4・2 試料全体の組織分布の変化

各材料について、シミュレーション開始からの時刻 $t = 34, 65, 1000\text{ms}$ におけるマルテンサイト分布を Fig. 6 に示す。Fig. 6 では焼入れ効果が認められたレーザ照射部表面付近を拡大して表示してある。^{10), 12)}

Fig. 5. Simulated results of temperature and deformation.

Fig. 6. Simulated results of martensite distribution.

まず, $t = 34\text{ms}$ の時, SCM420 ではレーザー光軸付近の照射表面に, マルテンサイト体積分率が $\xi_m = 100\%$ に達していない部分がわずかに残るが, 変態はほぼ終了している. ところが SCM440 の同じ部位は $\xi_m = 0\%$ であり, マルテンサイト変態が全く進行していない. そして, この周辺にはオーステナイトからマルテンサイトへの変態が途中である部位が観察される. また, 同時刻において, SCM460 では変態がほとんど進んでおらず, レーザ光軸付近の照射表面より基地側へ離れた位置で, わずかなマルテンサイトの生成が確認できる程度であり, この部位は $t = 1000\text{ms}$ の時に中間組織として観察される.

つぎに, $t = 65\text{ms}$ の時, SCM420 および SCM440 では変態が終了し, レーザ光軸近傍の照射表面はマルテンサイト硬化部になっている. また, 硬化部と基地の間は組織的に不安定な中間組織の存在が確認できる. しかしながら, SCM460 は, レーザ照射部全体に偏析があり, 変態が終了していない.

そして, $t = 1000\text{ms}$ の時, 3 鋼種ともにマルテンサイト変態は終了し, レーザ光軸付近の照射表面が硬化部になっている. また, 硬化部と基地の境界では 3 鋼種ともに中間組織が確認できる. 以上の結果から, 同じ照射条件でも炭素量によって温度や相変態, 変形の進行に明確

Fig. 7. Simulated results of shear stress and deformation.

な違いがあり、炭素量の多い鋼ほどマルテンサイト変態が遅れ、低い温度で起こることがわかる。

ところで、Fig. 1 の実験結果と Fig. 6 の解析結果を比較すると、SCM420 および SCM440 ではともに中間組織の生成が認められる。しかしながら、SCM460 では、実験では中間組織の生成が認められないが、解析では認められる。この理由としてつぎのことが考えられる。

Fig. 1 の写真で示したように SCM460 の基地組織は、初析フェライトが混在しないパーライトの共析鋼である。ところが、Table I に示す SCM460 の化学組成を考慮して、平衡状態図の A_3 点と A_1 点の温度差を計算と約 20K あり、理論上は少量の初析フェライトを含むことになる。

実際の実験において、レーザ照射による加熱速度は、電気炉などと比較して急速であり、加熱過程において初析フェライト + オーステナイトの中間状態は生成されにくい。また、冷却過程でオーステナイトから変態したマルテンサイトに初析フェライトが混在していても微少であり、顕微鏡写真観察や特に示していないが、ビッカース硬さ試験結果からは判別が難しい。したがって、中間組織の存在が確認できない。

一方、シミュレーションでは実験と異なって、少量の数値のずれも計算に反映される。したがって解析においては前述の A_3 点と A_1 点の温度差が反映され、その結果、中間組織が表示される。

4・3 試料全体の応力分布の変化

4・3・1 セン断応力の変化 シミュレーション開始からの時刻 $t = 12, 34, 1000\text{ms}$ における各材料全体のせん断応力分布の変化と変形の様子を Fig. 7 に示す。

Fig. 7 における変形の表示は Fig. 5 と同様に領域寸法に対して 2 倍に拡大してある。^{10), 12)} なお、ここでは、結果として応力変化の様子が顕著にあらわれたせん断応力をとりあげた。

Fig. 7 から加熱終了直後の $t = 12\text{ms}$ の時の様子を見ると、各試料ともに、表面光軸から少し下部に入った位置でせん断応力が集中しており、その値は $\tau_{yz} = 125\text{MPa}$ 以上である。また、この位置よりさらに深い $z = 0.5 \sim 1.0\text{mm}$ の範囲で、上記とは反対の成分をもつ別のせん断応力の集中が確認できる。これらの応力集中域の大きさおよびその値は SCM460 が最も大きく、炭素量が多い材料ほど大きくなる傾向にある。これらのせん断応力の発生原因は、レーザ照射によって光軸近傍の試料表面のみが急激に加熱され高温になったため、室温状態にある周辺の領域との間でできた温度勾配によって生じた熱力学的応力と、相変態によって生じる応力の相乗効果によるものである。

つぎに、 $t = 34\text{ms}$ の時、表面付近にあった $\tau_{yz} = 125\text{MPa}$ 以上のせん断応力の集中域は、下へ移動しながらその領域を拡大し、中でも SCM460 が最も広くなる。一方、この応力のさらに下部にあった反対向きのせん断応力の集中域は消滅している。さらに、Fig. 6 で示される中間組織に相当する部位を観察すると、硬化部近傍には範囲を拡大した応力と同じ方向の成分を持つせん断応力が、基地近傍には消滅した応力と同じ成分をもつせん断応力の生成がある。これは、冷却によって生成したマルテンサイトと基地のパーライトとの間の力学的性質の違いによるものと考えられる。ところで、これら

Fig. 8. Time history of maximum radial tensile and compressive stresses.

の応力は SCM440 が最も顕著にあらわれるが、これは Fig. 6 の結果からもわかるように、 $t = 34\text{ms}$ の時点では、SCM460 は相変態がまだ進行しており、オーステナイトとマルテンサイトが混在しているため、応力値や領域が大きくなり、相変態が終了に近い 2 鋼種のうち炭素量の多い SCM440 において、これらの応力が明確にあらわれたものである。

さらに、シミュレーションを停止した $t = 1000\text{ms}$ についてみると、 $\tau_{rz} = 125\text{MPa}$ 以上のせん断応力の集中域は深さ方向 $z = 1\text{mm}$ 付近に存在し、いずれの鋼もその領域が狭くなっている。また、Fig. 6 の中間組織が形成されるあたりの方向の異なる 2 つのせん断応力の集中域はともに、炭素量が多くなるほど大きくなる。最終的には SCM460 の境界基地側では $\tau_{rz} = 140\text{MPa}$ 、境界硬化部側および内部では $\tau_{rz} = 265\text{MPa}$ と残留応力の最高値が示される。

ところで、 $t = 34\text{ms}$ のレーザ照射表面付近を観察すると SCM420 ではわずかに膨張しているのに対し、SCM460 では反対に収縮している。一方、 $t = 1000\text{ms}$ では 3 鋼種ともに収縮している。これは炭素量の多い鋼ほどせん断応力の集中域の移動および値の変化が著しくその影響があらわれたものである。

4・3・2 引張・圧縮応力の変化 Fig. 7 と同じような結果から半径方向の引張・圧縮応力の最大値を調べ、時間経過による変化を Fig. 8 に示す。

まず、Fig. 8 (a) から半径方向の引張応力の変化をみると、3 鋼種ともに $t = 0 \sim 40\text{ms}$ の間で大きく変化していることがわかる。特に SCM460 の応力変化が激しくその最高値は $\sigma_{r,max} = 1000\text{MPa}$ に達している。しかしながら、 $t = 40\text{ms}$ 以後は徐々に安定し、 $t = 200\text{ms}$ 以降になると SCM420 では $\sigma_{r,max} = 614\text{MPa}$ 、SCM440 では $\sigma_{r,max}$

Fig. 9. Time history of temperature under depending on depth.

$= 900\text{MPa}$ 、SCM460 では $\sigma_{r,max} = 926\text{MPa}$ となって炭素量の増加に伴って大きくなる。

つぎに、Fig. 8 (b) から半径方向の圧縮応力の変化をみると、引張応力と同様に $t = 0 \sim 40\text{ms}$ の間で大きく変化していることがわかる。圧縮応力においても SCM460 の応力変化が激しく、その最高値は $\sigma_{r,min} = 1250\text{MPa}$ に達している。しかし、その後は徐々に安定し、 $t = 200\text{ms}$ 以降になると SCM420 では $\sigma_{r,min} = 520\text{MPa}$ 、SCM440 では $\sigma_{r,min} = 972\text{MPa}$ 、SCM460 では $\sigma_{r,min} = 1313\text{MPa}$ と引張応力の場合と同様に炭素量の増加に伴って大きくなる。

以上のことから、せん断応力の場合と同様に、引張・圧縮応力においても、局所的な加熱冷却および相変態によって熱処理の初期段階で応力の最高値が著しく変化し、炭素量の多い材料ほど大きいことがわかった。

5 温度、組織の局部変化と炭素量の影響

5・1 温度の局部変化と炭素量の影響

Fig. 5 のような結果から、レーザ光軸上で深さ $z = 0.125, 0.200, 0.250\text{mm}$ における温度変化を 3 鋼種について調べ、時間経過との関係を示したものが Fig. 9 である。

Fig. 9 から、深さ $z = 0.125\text{mm}$ における 3 鋼種の最高温度は、SCM420 が最高温度 $T = 1560\text{K}$ までしか加熱されないのに対して、SCM460 では $T = 1734\text{K}$ まで達して

Fig. 10. Time history of volume fraction of austenite.

Fig. 11. Time history of volume fraction of martensite.

おり、その差が約 175K もあることがわかる。また、熱処理中の加熱速度 $\dot{T}_h$ および冷却速度が $\dot{T}_c$ の最高値を比較してみると、SCM420 が $\dot{T}_h = 1.68 \times 10^5 \text{K/s}$, $\dot{T}_c = 0.73 \times 10^5 \text{K/s}$ であるのに対し、SCM460 は $\dot{T}_h = 1.89 \times 10^5 \text{K/s}$, $\dot{T}_c = 1.13 \times 10^5 \text{K/s}$ であり、同じレーザ照射条件であっても、炭素量の多い鋼ほど、高い温度まで急速に加熱され、加熱過程の終了後は急速冷却されることがわかる。この理由として、実際のレーザ焼入れにおいては、熱物性値や炭素量による吸収率の違いの影響も非常に大きい。しかしながら、解析条件では吸収率は同一とみなしているため、以下では、熱物性値のみの影響について考察する。特に図示してはいないが、鋼種ごとの比熱の相違が低温域では少ないのに対し、高温域では炭素量の多いものの比熱は小さくなる。同一条件でレーザ照射された場合、鋼が受ける熱量も同じであるので、比熱の大きい SCM420 が最も加熱・冷却されにくい。反対に、比熱が最も小さい SCM460 が最も加熱・冷却されやすく、最高温度も最も大きくなったものである。

つぎに、同一材料における最高温度の位置ごとの違いをみる。例として SCM420 の場合をとりあげる。深さ $z = 0.125 \text{mm}$ では、解析開始からの時間 $t = 13 \text{ms}$ で最高温度は $T = 1560 \text{K}$ になるが、 $z = 0.200 \text{mm}$ では $t = 14 \text{ms}$ で、 $T = 1219 \text{K}$ であり、 $z = 0.250 \text{mm}$ では、 $t = 15 \text{ms}$ で

$T = 1052 \text{K}$ になっており、照射表面から離れているほど最高温度も低く、到達時間も要している。また、本実験条件のように、レーザ照射時間が $t = 12 \text{ms}$ と極めて短く、照射範囲が狭い場合、レーザ照射面からの入熱と母材内への熱拡散が時間によって変化しない状態、いわゆる定常状態にはならない。

5・2 組織の局所変化と炭素量の影響

レーザ光軸上での深さ $z = 0.125, 0.200, 0.250 \text{mm}$ におけるオーステナイトおよびマルテンサイト体積分率の変化を、3 鋼種について Fig. 10 および Fig. 11 に示す。

5・2・1 オーステナイト体積分率の局所変化 まず、Fig. 10 から、 $z = 0.125 \text{mm}$ の位置におけるオーステナイト体積分率の変化の違いを材料の種類ごとに比較する。SCM420 の場合、レーザ照射開始とともにオーステナイト体積分率は上昇し、 $t = 8 \text{ms}$ において $\xi_a = 100\%$ に達し、レーザ照射が終了した後も $t = 29 \text{ms}$ までその状態が保持される。その後自己冷却効果によってオーステナイトは減少し、 $t = 43 \text{ms}$ 以降では $\xi_a = 0\%$ となる。一方、SCM460 では $t = 6 \text{ms}$ で、 $\xi_a = 100\%$ に達するが、 $t = 34 \text{ms}$ までその状態は保持され、自己冷却が進んでも完全に消滅せず、 $t = 100 \text{ms}$ 以降も $\xi_a = 10\%$ が残留する。加熱過程において、SCM460 が最も速く $\xi_a = 100\%$ に達するのは、Fig. 9 の結果からもわかるとおり、急速加熱されるた

めである。また、保持時間が長くなるのは、状態図からもわかるように炭素量の多いSCM460の方が、少ないSCM420よりも鋼が完全にオーステナイト状態になる A_3 点が低く、さらに加熱時の最高温度が高いためである。

つぎに、同一材料におけるオーステナイト体積分率の位置ごとの違いについて考察する。例としてSCM420の場合、 $z = 0.125\text{mm}$ の位置では、 $\xi_a = 100\%$ の状態は $t = 8 \sim 29\text{ms}$ で保持されるが、 $z = 0.200\text{mm}$ では、 $t = 13 \sim 27\text{ms}$ の間しか保持されない。さらに、 $z = 0.250\text{mm}$ では体積分率は $\xi_a = 45\%$ が最高であり、 $t = 15 \sim 26\text{ms}$ の区間だけである。これは、照射表面から離れた部位では、レーザ熱の到達に時間を要するためであり、Fig. 9に示したとおり最高温度も低く、オーステナイト状態保持時間が短くなるためである。

5・2・2 マルテンサイト体積分率の局所変化 まず、オーステナイトの場合と同様に、レーザ光軸上で、深さ $z = 0.125\text{mm}$ の位置におけるマルテンサイト体積分率の変化を、材料の種類ごとに比較する。Fig. 11から3鋼種ともにレーザ照射が終了した $t = 12\text{ms}$ では、マルテンサイトの生成は全く認められないことがわかる。SCM420の場合、加熱過程終了から 18ms 経過した $t = 30\text{ms}$ で初めてマルテンサイトの生成が認められ、 $t = 36\text{ms}$ までの 6ms で急激に $\xi_m = 100\%$ に達している。一方、SCM440のマルテンサイト変態は $t = 32 \sim 60\text{ms}$ で生じ、SCM420と比較してある程度の時間を要している。さらに、SCM460の変態開始は $t = 35\text{ms}$ であるが、Fig. 11(c)からもわかるように、 $t = 100\text{ms}$ でも変態は終了しておらず、図中には示していないが、 $t = 200\text{ms}$ 以降でも体積分率の最大値は約 $\xi_m = 90\%$ であり、前述したように約10%の残留オーステナイトが、熱処理過程終了後も存在する。SCM460に残留オーステナイトが発生するのは、炭素含有量が多いため、冷却過程において炭素の拡散が十分に進行しないためである。このことはシミュレーションの妥当性を顕著に示した結果となった。

つぎに、同一材料におけるマルテンサイト体積分率の位置ごとの違いについて考察する。SCM420の場合、 $z = 0.125\text{mm}$ では、 $t = 30 \sim 36\text{ms}$ で急激に $\xi_m = 100\%$ に達しているが、 $z = 0.200\text{mm}$ ではマルテンサイトの変態開始は $t = 28\text{ms}$ と $z = 0.125\text{mm}$ よりも早い、変態終了は $t = 36\text{ms}$ と同じであり、変態時間は 8ms と $z = 0.125\text{mm}$ よりも長い。さらに $z = 0.250\text{mm}$ では $t = 27\text{ms}$ と変態開始はさらに早い、 $t = 36\text{ms}$ で $\xi_m = 45\%$ に達した後は、この状態がシミュレーションを終了させた $t = 1000\text{ms}$ まで継続される。深い位置ほどマルテンサイトの変態開始が早いのは、母材の内部ほど、レーザ照射表面から離れており、Fig. 9からもわかるように、加熱最高温度も低く、反対に熱拡散が起こりやすいためである。 $z = 0.250\text{mm}$ でマルテンサイト体積分率が $\xi_m = 45\%$ 以上にならないのは、加熱過程においてオーステナイトが $\xi_a = 45\%$ 以上に

ならないためであり、この位置はFig. 6で示される中間組織の位置と一致する。このことから、中間組織はその体積分率を加熱過程に依存し、また、マルテンサイトに硬化部よりも、早い段階で生成されることがわかる。

6 結 言

炭素量の異なるCr-Mo鋼のレーザ焼入れ過程について変態・熱・力学的解析を行い、炭素量が温度、組織、応力に及ぼす影響について調べた結果を得た。

(1) 同じ照射条件でも炭素量によって熱処理中の温度分布や相変態、変形の進行に明確な違いがあらわれ、このことから化学組成への依存性が確認できる。

(2) 炭素量の多い鋼ほど加熱・冷却速度が大きく、オーステナイト変態も早い、マルテンサイト変態は開始時刻が遅く低い温度で起こる。

(3) レーザ焼入れでは局所的な加熱冷却および相変態に伴って処理中の応力値は著しく変化するが、最終的な残留応力は炭素量の多い材料ほど大きい。

(平成12年5月19日 日本材料学会第49期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 宮崎俊行, 宮沢 肇, 川村正夫, 吉岡俊朗, “レーザ加工技術”(1991)産業図書。
- 2) 川澄博道, “レーザ加工技術”(1985)日刊工業新聞社。
- 3) 中崎一之, 片岡義博, 宮崎俊行, 鋳物, **65**, 408 (1993)。
- 4) 中崎一之, 井上達雄, 日本材料学会第48期学術講演会講演論文集, 347 (1999)。
- 5) 中崎一之, 井上達雄, 材料, **49**, 678 (2000)。
- 6) K. Nakasaki and T. Inoue, Proc. 7th Asian Foundry Congress, 235 (2001)。
- 7) 日本機械学会編, “相変態と材料挙動の数値シミュレーション”(1991)コロナ社。
- 8) 井上達雄, 有本享三, 材料, **44**, 103 (1995)。
- 9) T. Inoue, Material Science Research International, **3**, 193 (1997)。
- 10) 中崎一之, 井上達雄, 材料, **46**, 268 (1997)。
- 11) 中崎一之, 井上達雄, 材料, **48**, 1003 (1999)。
- 12) K. Nakasaki and T. Inoue, 20th ASM Heat Treating Conference Proc., 129 (2000)。
- 13) T. Inoue, H. Inoue, T. Uehara, F. Ikuta, K. Arimoto and T. Igari, Proc. 2nd Int. Conf. Quenching and Control of Distortion, ASM, 55 (1996)。
- 14) 山中 茂, 坂之上隆行, 吉井聡一, 井上達雄, 材料, **48**, 733 (1999)。
- 15) 門間改三, “大学基礎 機械材料 改訂版”(1986)実教出版。
- 16) 日本材料学会塑性工学部門委員会材料データベース研究分科会, 材料, **51**, 350 (2002)。
- 17) T. Inoue and K. Okamura, 20th ASM Heat Treating Conference Proc., 753 (2000)。