レーザー溶接における蒸発粒子の挙動とプラズマ パラメータ測定

金 鍾道*・片山 聖二**・竹本 正**・松縄 朗**

(1996年3月25日 受理)

Observation of Evaporated Particles Behaviors and Plasma Parameters in Laser Welding

Jong-Do KIM*, Seiji KATAYAMA**, Tadashi TAKEMOTO** and Akira MATSUNAWA**

(Received March 25, 1996)

This study was undertaken to obtain a fundamental knowledge of pulsed laser welding phenomena, especially evaporation mechanism of different aluminum alloys. The dynamic behavior of Al-Mg alloys plume was very unstable and its fluctuation period was about 450 to 500 μ s. This instability was closely related to the unstable motion of a keyhole during laser irradiation. It was confirmed that the resonant lines of Al and Mg were strongly self-absorbed, in particular in the vicinity of pool surface. The intensities of molecular spectra of AlO and MgO were different each other depending on the power density of a laser beam. Under the low power density condition, the MgO band spectrum was predominant in intensity, while the AlO spectra became much stronger with an increase in the power density. These behaviors have been attributed to the difference in evaporation phenomena of Al and Mg metals with different boiling points and latent heats of vaporization. The time-averaged plume temperature and electron number density at 1 mm above the surface were determined by spectroscopic methods, and consequently the obtained temperature was $3,280 \pm 150$ K and the electron number density was 1.85×10^{19} 1/m³.

Key Words: Evaporation phenomena, Volatile element, High speed photography, Plume temperature, Electron number density

* 大阪大学大学院工学部生産加工工学専攻 (〒567 茨木市美穂ヶ丘 11-1)

** 大阪大学接合科学研究所 (〒567 茨木市美穂ヶ丘 11-1)

*Department of Welding and Production Engineering, Faculty of Engineering, Osaka University (11-1 Mihogaoka, Ibaraki, Osaka 567)

**Joining and Welding Research Institute, Osaka University (11-1 Mihogaoka, Ibaraki, Osaka 567)

1. 緒言

前報¹⁾では、Al-Mg合金のパルスNd³⁺:YAGレーザー溶接時に誘起されるブルームの発光分光分析を行い、種々のガス雰囲気中において励起される合金元素の蒸発種と化学反応種の同定ならびにそれらの発光特性を明らかにした。すなわち、アルミニウム合金の主な合金元素であるAlとMgをはじめ、Mn、Crなどの多数の中性原子と化学反応種が検出され、その発光特性はアーク励起によるスペクトル強度の値とよく一致していることを示した。また、AlとMg原子の激しい自己吸収現象が生じることやMgの一価イオン線が同定されることより、多量のAlおよびMg原子が蒸発しており、誘起ブルームは弱電離プラズマであることが判明した。さらに、ブルームの物理量計測には、CrとMgの中性原子線、Mgの一価イオン線などが有効であることを示唆した。

本報では、前報で得られた結果に基づいて、Al-Mg系合金A5083のレーザー溶接時に生じる合金元素の蒸発挙動を調べるため、誘起ブルームの超高速撮影による挙動解析と発光分光分析法により、スペクトル線強度の空間分布および時間変化について詳細な検討を行った。さらに発光スペクトルの相対強度測定法により、プラズマの基本的物理量である温度および電子密度の推定を試みた。

2. 供試材料、実験装置および実験方法

パルスNd³⁺:YAGレーザー溶接に主として使

用した材料は、約4.6mass%Mgを含有するAl-Mg系合金A5083である。Table Iに主な合金元素であるAlおよびMgの物理定数^{2,3)}を示す。Mgの蒸発温度と蒸発時の潜熱はAlより非常に低いことがわかる。

レーザー誘起プラズマの時間変化の挙動の観察には、ストリークカメラ(最大ストリーク速度:300m/s)と高速ビデオカメラ(最大撮影速度:40,500f/s)を同期させ、ブルームのストリーク像とフレーム像を対応させながら1.16μsの時間分解能でブルームの挙動を解析した。超高速撮影システムの模式図をFig. 1に示す。

加工熱源であるパルスNd³⁺:YAGレーザー(λ=1.064μm)装置と溶接方法、誘起ブルームの発光分光分析に用いた光学系は前報¹⁾と同様である。発光分光時の主なレーザー照射条件は、大気中においてパルスエネルギー(E₀)80J/p、パルス時間(τ_p)21msの矩形波でパワー密度は1.0×10¹⁰W/m²である。光電測光によるレーザー誘起ブルームの発光スペクトルの相対強度測定では、

Fig. 1 Schematic of experimental set-up for observation of plume induced by pulsed Nd:YAG laser irradiation.

Table I Physical constants of pure aluminium and pure magnesium.

	Atomic Number	Atomic Weight	Melting Point [K]	Boiling Point [K]	Ionization Potential [eV]	Heat of Fusion [10 ³ J/mole]	Heat of Vaporization [10 ³ J/mole]	Thermal Conductivity (at 293 K) [W/m · K]
Pure Al	13	26.9815	933.26	2750±50	5.984	8.40±0.16	293.8	238
Pure Mg	12	24.305	932±0.5	1376±5	7.644	8.96±0.2	128.7	167

それぞれのスペクトルの時間的強度変化をアナライザーにより100kHzのデータ処理速度で10回採取し、そのデータをA/D変換した後、コンピュータによって時間平均化処理を行った。得られたスペクトル強度に対しては標準光源による感度補正を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 レーザー誘起ブルームの挙動

レーザー溶接中に誘起されるブルームの挙動を、超高速撮影したブルームの観察結果と単一波長の発光スペクトル強度の時間変化の計測結果に基づいて解析を行った。その結果をFig. 2およびFig. 3に示す。なお、発光強度の時間変化の観察には、アルミニウム合金A5083に微量含有されているCrの中性原子線($\lambda = 425.435\text{ nm}$, 0.116mass%)を用いた。中性原子として、含有量が多い合金元素からのAlIあるいはMgIを選ばなかったのは、これらは自己吸収の影響が大きく、正確な強度測定には不适当であるためである。そこで、自己吸収が生じないCrIを選択した。

Fig. 2は誘起ブルームの挙動をストリーク像とフレーム像を対応させて解析し、その変動状況を可視化したものである。撮影条件は、ストリーク速度(V_s)=86.12m/s, スリット幅(W)=0.1mm, 時間分解能(R_t)=1.16 μs であり、パルス波形はレーザー照射時間(τ_p)=7msの矩形波である。

A5083の誘起ブルームは約450~500 μs の周期で激しく変動していることが明らかとなった。また、ブルームの膨張挙動をストリーク像より計測した結果、ブルームは最大270m/sの垂音速で上方へ伝播していることがわかった。

ブルームのこのような挙動はFig. 3の発光スペクトル強度の計測結果からも認められた。Fig. 3

Fig. 3 Variation in spectral intensity as a function of time ($E_0 = 80\text{ J/p}$, $\tau_p = 21\text{ ms}$).

Fig. 2 High speed streak image (lower part) and frame photographs (upper part) of plume induced from A5083 with pulsed laser in air ($V_s = 86.12\text{ m/s}$, $R_t = 1.16\text{ }\mu\text{s}$, $n_f = 40,500\text{ f/s}$, $\tau_p = 7\text{ ms}$, $E_0 = 28.7\text{ J/p}$).

(a), (b)および(c)は, それぞれ計測時に用いたレーザー出力の強度, 発光スペクトル線強度の生データおよびその生データを5次の9点平滑化処理をしたものを示す。レーザー照射中における誘起プルームの発光強度は, 特定時間でのピークが存在せず, 短時間に激しく変動していることがわかる。

以上の結果から, A5083 合金における誘起プルームはレーザー照射中約450~500 μ sの周期性を持って激しく変動しており, 溶接時の合金元素の蒸発挙動も同様に変動していると考えられる。このようなプルーム変動は, レーザービームと材料とのエネルギーカップリングの変化によるキーホールの周期的変動に起因するものと推察される⁴⁾。

3.2 発光スペクトル線強度の時間変化および空間分布

A5083 のパルスレーザー溶接時に誘起される励起種の発光強度の時間変化について計測を行った。さらに, 試料表面から高さ方向への発光強度の変化と化学反応の挙動を観察し, 合金元素の蒸発挙動を検討した。

まず, レーザー照射時の種々の発光スペクトル強度の時間変化に伴う挙動を Fig. 4 と Fig. 5 に示す。同時計測を行った波長域は496~524nmで, それぞれの発光スペクトル強度のデータは, 20ms のレーザー照射時間(τ_p)中0~20.2msの範囲内で起こる現象について, 100 μ s の分解能でゲートをずらしながらそれぞれ10回のデータを検出器に取り込んで積算したものである。Fig. 4 にはレーザー照射終了直前のごく短い時間のなかで生じる発光スペクトルの強度の変化を示す。一方, Fig. 5はレーザー照射時間の全般にわたってAIO(507.94nm)とMgO(500.73nm)の挙動を計測し, それぞれの相対強度比を求めた結果を示す。これらの結果から, レーザー照射中, レーザーのパワー密度が高い時にはAIOの発光強度がMgOよりはるかに大きい, レーザー照射開始直後と終了直前においてパワー密度が低いときには, それらの強度分布が逆転し, MgOの強度がむしろAIOより高くなる, ことがわかる。このような現象が起こる理由は, Table Iに示したように, Mg

Fig. 4 Evolution of relative intensities of emission lines as a function of time.

Fig. 5 Variation in relative intensities of MgO and AIO molecular spectra as a function of time.

の沸点および蒸発潜熱(1376 ± 5 K, 128.7×10^3 J/mol)が Al(2750 ± 50 K, 293.8×10^3 J/mol)より半

Fig. 6 Spatial distribution of spectral peak intensity as a function of height from specimens surface.

分程度低いことと熔融池の温度差に起因すると考えられる。すなわち、レーザー照射開始直後と終了直前では、熔融池表面の温度が低く、Alの十分な蒸発温度まで到達していないため、沸点および蒸発潜熱が低いMgの蒸発が優先的に起こり、その結果、MgOへの化学反応による発光もAlOより強くなったものと推察される。

次に、光電測定法と写真測光法を用いて、種々の励起種の空間分布について計測を行った。

Fig. 6に中性原子およびAlOの分子スペクトルのブルーム成長方向への強度変化を光電測光によって測定した結果を示す。計測には、中性原子スペクトルとしてCrI($\lambda=428.972$ nm)を用い、分子スペクトルとしてはAlO(484.22nm)を用いた。これらの中性原子線および分子線は、それぞれ永存線および永存バンドヘッド⁵⁾としてその強度が強く、他の波長より十分に離れているので干渉の影響を受けていないことから選択した。レーザー照射条件は、 $\tau_p=21$ ms, $E_0=80$ J/Pであり、試料表面はレーザービームの焦点にある。Fig. 6(a)および(b)から、中性原子スペクトルの強度は試料表面付近で最大となり、表面より離れるほど弱くなるのがわかる。一方、AlOの分子スペクトルの場合、その強度は試料表面付近で弱く、上方に行くほど高くなり、高さ約5mmの位置で最大となり、その後緩やかに減少している。これはパルスレーザー照射によって熔融部から蒸発されるAl原子が、試料表面上の空間を移動中に大気中の酸素と化学反応を起こしてい

ることを示す。すなわち、AlO分子スペクトルは、蒸発した金属原子と大気中の酸素との化学反応によって形成され、放射したものであると判断される。

また、Fig. 7にAlI(394.401と396.152nm)およびMgI(285.213nm)の自己吸収現象の空間挙動につ

Fig. 7 Spatial distribution of atomic spectra intensity with self-absorption as a function of height from specimen surface.

いて、写真測光により可視化を試みた結果を示す。写真全体で見える縦方向の数多い細い線は分光測光時に用いた光学系の40本のファイバで構成されているバンドルファイバのそれぞれの情報であり、これは誘起プルームの横方向の空間分布を示す。写真からわかるように、いずれも激しい自己吸収が起こっており、その程度はMgの方がさらに著しい。なお、自己吸収現象は試料表面に近いほど強く生じ、プルーム上方ほど弱くなっている。すなわち、試料表面から離れるほど、中央部の黒い線の幅が狭くなり、吸収線が普通の中性原子線に変わっていくことから、レーザー溶接時には多量のAlとMg原子が溶融池表面から蒸発し、上方ほどそれらの原子状態の濃度は少なくなることがわかる。

3.3 発光スペクトル線強度に及ぼすパワー密度の影響

Al-Mg合金のパルスレーザー溶接時に生じる合金元素の蒸発挙動とその発光強度に及ぼすパワー密度(レーザーパルスエネルギー)の影響を調べるために、励起種の発光スペクトルの強度変化をマルチチャンネル分光測光システムを用いて計測した。分析に用いた波長域はAlOとMgOの発光強度変化の同時計測が可能な496～524 nmであり、主な合金元素のAlとMgの蒸発挙動の予測が可能であることから選んだものである。レーザー照射条件は、A5083試料表面がレーザーの焦点位置にあり、パルス幅(τ_p)は20msで、パルスエネルギーとして26J/pから76J/pまで17等分に分け大気中でレーザーを照射し、パワー密度による発光スペクトルの強度変化を観察した。誘起プルームの観察位置は試料表面より3mmの高さであり、レーザー照射後2ms後の現象を約100 μ s間検出器に取り込んで10回のデータを積算した。その結果をFig. 8およびFig. 9に示す。Fig. 8はレーザーのパワー密度の変化によって発光強度の変化が著しいところをゲイン値を上げて現したものである。パワー密度が高くなると、MgOとAlOの発光強度が逆転することが認められる。したがって、このような発光挙動をみせているMgOおよびAlOに注目し、MgO(500.73nm)とAlO(507.94nm)の相対強度比をレーザーパワー

Fig. 8 Evolution of relative intensities of emission lines as a function of laser power density.

Fig. 9 Variation in relative intensities of MgO and AlO molecular spectra as a function of laser power density.

密度(パルスエネルギー)に対してまとめたものが Fig. 9 である。これらの結果からわかるように、低パワー密度のレーザーを照射した時には、AIO は検出されず、MgO だけが同定されている。パワー密度が増加していくとAIOの発光も始まり、より高パワー密度ではMgOとAIOの強度は逆転し、AIOの発光が支配的になる。また、MgOの発光強度は、レーザーのパワー密度の増加に従ってAIOとともに解離されるまでは大きくなるはずであるが、パワー密度が約 $6 \times 10^9 \text{ W/m}^2$ 以上では発光強度の上昇が生じていない。

このような現象が生じる原因は、前節での励起種の発光スペクトル強度の時間変化の原因とまったく同様に考えられる。すなわち、低パワー密度のレーザー照射条件においては、熔融池の表面温度が低くMgの蒸発が主に起こり、MgOへの化学反応による発光が顕著になる。さらにパワー密度を増加していくと、熔融池の表面温度も上昇してAlも多量に蒸発され、化学反応によるAIOの発光がMgOよりはるかに強くなると考えられる。一方、高パワー密度でMgOの発光強度が強くないのは、本分析に用いたA5083のMg含有量が4.6mass%にすぎないためである。

3.4 プルーム温度および電子密度の測定

分光学的手法によるプラズマの診断法は、物理現象を解明する場合に有効な方法の一つである。しかし、プラズマからの放射強度の絶対量を測定することは技術的に簡単ではない。そこで、物性は、一般に、ある粒子の2種類あるいはそれ以上のスペクトル線の放射強度の相対量を測定することにより求められる⁶⁻¹⁰⁾。

本計測法では、プルームが局所熱平衡(LTE)であると仮定すると、式(1)が成立する。このことから、複数のスペクトルの強度を測定し、それらの相対強度の関係よりプルームの温度を求めた。

$$\ln\left(\frac{I_{nm}\lambda_{nm}}{g_n A_{nm}}\right) = -\frac{E_n}{kT} + \ln\left(\frac{N_0 hc}{Z}\right) \quad (1)$$

ここで

I_{nm} : プラズマのスペクトル線の強度($n \rightarrow m$)

λ_{nm} : スペクトル線の波長($n \rightarrow m$)

g_n : n 番目における統計的重み

A_{nm} : 量子的遷移確率($n \rightarrow m$)

E_n : n 番目の励起エネルギーレベル

k : ボルツマン定数

N_0 : プラズマ単位体積当りの全原子数

h : プランク定数

Z : 温度 T におけるその原子の分配関数

c : 光の速度

この関係から、多数のスペクトル線について縦軸に $\ln(I_{nm}\lambda_{nm}/g_n A_{nm})$ 、横軸に E_n をとり、プロットすると、勾配は $-1/(kT)$ の直線で表され、温度が求まる。実際は、測定誤差や遷移確率 A_{nm} の不正確さなどの要因のため、測定結果は直線のまわりにバラつく。このため、最小二乗法などの手段で傾きを求め、その傾きから温度 T を求める。

Table II に A5083 のレーザー誘起プルームの温度計測に用いた線スペクトルとボルツマンプロットを行うときのそれぞれのラインに対する統計的重みや遷移確率^{11, 12)}を示す。計測に用いた CrI 線は、A5083 に 0.12mass% 含有されている Cr 元素からのもので、自己吸収が生じず、他のスペクトル線の干渉を受けにくいと選定した。

Fig. 10 に計測結果から求めたボルツマンプロットを示す。レーザー照射条件としては、 $E_0 = 80 \text{ J/p}$ 、 $\tau_p = 21 \text{ ms}$ で、パワー密度は $1.0 \times 10^{10} \text{ W/m}^2$ である。発光スペクトルの相対強度は、試料表面より高さ 1mm の位置でそれぞれのスペクトルの時間的変化を 100kHz のデータ処理速度で 10 回採取し、そのデータを A/D 変換した後、コンピュータによって時間平均化した。得られたスペクトル強度については標準光源による感度補正を行った。その結果、プルームの温度は 3280

Table II Physical property of CrI spectral lines.

λ (nm)	E_n (eV)	$g \cdot A$ ($10^8/\text{s}$)
357.869	3.46	8.3
359.349	3.45	7.0
360.553	3.44	5.2
425.435	2.91	2.0
427.480	2.90	1.5
428.972	2.90	0.95

Fig. 10 Boltzmann plot of six CrI spectral lines of laser-induced plume from A5083.

±150Kと求められた。この温度はH.C.Peebles¹³⁾らが求めたプラズマ温度(3400 ± 300K)とはほぼ一致している。なお、これは連続の高パワーCO₂レーザー溶接などで求められた温度(約6,000～13,000K)よりは低い。

プラズマの電子密度はSahaの式(2)を用いて推定した。

$$S_k = \frac{N_i N_e}{N_a} = \frac{(2\pi m_e kT)^{3/2}}{h^3} \cdot \frac{2Z_i}{Z_a} \exp\left(-\frac{V_i}{kT}\right) \quad (2)$$

ここで

S_k : Sahaのイオン化定数

N_a, N_i, N_e : 原子, イオンおよび電子の密度

m_e : 電子の質量

Z_a, Z_i : 原子とイオンの分配関数

V_i : イオン化エネルギー

プラズマ中の中性原子のスペクトル線強度 I_a と一価イオンのスペクトル線強度 I_i は、それぞれ次式で表される。

$$I_a = N_a \frac{g_a}{Z_a} A_a h \nu_a \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (3)$$

$$I_i = N_i \frac{g_i}{Z_i} A_i h \nu_i \exp\left(-\frac{E_i}{kT}\right) \quad (4)$$

ここで、

g_a, g_i : 励起準位の統計的重み

E_a, E_i : 励起準位のエネルギー

A_a, A_i : 遷移確率

ν_a, ν_i : 遷移スペクトルの振動数

(3)と(4)式をそれぞれ分配関数について解いて、Sahaの式である(2)式に代入して N_e について整理すると、

$$N_e = \frac{I_a}{I_i} \frac{g_i A_i V_i}{g_a A_a V_a} \cdot \frac{2(2\pi m_e kT)^{3/2}}{h^3} \exp\left(\frac{E_a - E_i - V_i}{kT}\right) \quad (5)$$

となる。プラズマの温度および同一元素の原子線とイオン線の相対強度をそれぞれ測定すれば、式(5)の関係から熱平衡プラズマの電子密度が求められる。

本研究において、A5083のレーザー誘起プルームの電子密度を求めるには、前述のボルツマンプロットより求めたプルームの温度3280KならびにMg元素の中性原子線(333.668nm)と一価イオン線(280.270nm)の相対強度を用いた。これより求められた電子密度は $N_e = 1.85 \times 10^{19}/\text{m}^3$ であった。以上の結果から、本研究で用いた大気中、 $1.0 \times 10^{10} \text{W}/\text{m}^2$ のレーザー照射条件では、A5083合金のパルスレーザー誘起プルームは、その温度がAlの沸点より約500K程度高い弱電離プラズマであることがわかった。

4. 結 論

レーザー溶接時の合金元素の蒸発挙動と誘起プルームの物理量を高速撮影法および発光分光分析法により検討した。得られた結果をまとめると以下のとおりである。

1)A5083の誘起プルームはレーザー照射中激しく変動しており、その変動周期は約450～500 μsであった。これは、レーザービームと材料とのエネルギーカップリングの変化によるキーホルの周期的変動に起因すると推察される。

2)CrI中性原子スペクトルの強度は試料表面付近で最大となり、一方、AlOおよびMgOの分子スペクトルは、高さ約5mmの位置で最大となった。そして、いずれもその上方にいくに従って緩やかに減少した。これはAlおよびMg蒸発原子が、試料表面上の空間を移動中に大気中の酸素と化学反応を起こしていることを示す。

3)AlIとMgIの自己吸収現象の空間挙動は、試料表面の付近で強く生じ、遠くなるほど弱くなっている。このことから、溶接時には多量のAl

とMg原子が溶融池表面より蒸発し、上方に行くほどそれらの原子状態の濃度は少なくなることが推察される。

4)低パワー密度のレーザー照射条件においては、MgOの発光強度が支配的であり、高パワー密度ではAlOがMgOよりはるかに高い強度を現した。このような現象は1パルスのレーザー照射期間中における発光強度の時間変化においても同様に観察された。これらの原因は、Mgの沸点および蒸発潜熱がAlより半分程度に低いことと溶融池表面の温度状態から理解される。

5)大気中、 $1.0 \times 10^{10} \text{W/m}^2$ のレーザー照射条件において、相対強度測定法により求められたレーザー誘起プラズマの温度および電子密度はそれぞれ $3280 \pm 150 \text{K}$ および $1.85 \times 10^{19} \text{l/m}^3$ であった。したがって、Al-Mg合金のレーザー誘起プラズマは温度がAlの沸点より若干高い弱電離プラズマであると結論される。

謝 辞

この研究の一部は、(社)軽金属溶接構造協会のプロジェク研究の援助を受けたことを記し、ここに謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 松縄 朗, 金 鍾道, 片山聖二, 竹本 正: レーザー研究, **24** (1996) 679.
- 2) 日本金属学会編: 金属データブック(3版)(丸善, 東京, 1993).
- 3) C. E. Moore: *Atomic Energy Level* (Circular of the National Bureau of Standard 467, Vol. I, Washington, 1949).
- 4) 金 鍾道, 片山聖二, 竹本 正, 松縄 朗: 溶接学会全国大会講演概要第 57 集 (1995, 秋) p.440.
- 5) R. W. B. Pearse and A. G. Gaydon: *The Identification of Molecular Spectra* (Chapman and Hall LTD, London, 1976).
- 6) H. R. Griem: *Plasma Spectroscopy* (McGraw-Hill, New York, 1964) Chap. 6.
- 7) 松村年朗, 作田忠裕: 電気学会論文誌, **110** (1990) 765
- 8) J. Jarosz, J. M. Mermet and J. P. Robin : *Spectrochimica Acta*, **33B** (1978) 55.
- 9) N. Furuta and G. Horlick : *Spectrochimica Acta*, **37** (1982) 53.
- 10) W. Sokolowski, G. Herziger, E. Beyer : *Proc. SPIE*, **1020** (1988) p.96.
- 11) C. H. Corliss, W. R. Bozman: *Experimental Transition Probabilities for Spectral Lines of Seventy Element* (NBS Monograph 53, 1962).
- 12) S. Bashkin, J. O. Stoner: *Atomic Energy Levels and Grottrian Diagrams* (North-Holland, Vol. I, Oxford, 1975).
- 13) H. C. Peebles and R. L. Williamson: *Proc. of LAMP'87* (High Temperature Soc. of Japan, Osaka, 1987) p. 19.

レーザーワード

時間分解レーザープラズマ軟X線吸収分光

(Time-resolve. Laser Plasma Soft X-ray Absorption Spectroscopy : TR-LAPXS)

まず、ナノ秒やピコ秒のパルスレーザーを真空中で金属ターゲットに照射して所謂レーザープラズマを生成する。そこから、それぞれナノ秒やピコ秒のパルス軟X線が放出される。これをプローブビームとして用い、透過スペクトルを検出することによってパルスのな半導体プロセスや物質の高速相変化の時間変化を観測することができる。この時間分解軟X線吸収分光測定はシンクロトロン放射光(SR)を用いても可能であるが、本手法はポンプビームとプローブビームとの時間差を自由に調整して、簡単に時間分解測定を実験室規模で行える点が特徴である。また、原子、イオン、クラスターと数十ナノメートルのサイズの超微粒子まで気体、液体、固体にかかわらず測定できるため、XANESやEXAFSの測定による時間分解構(電子構造および幾何学的構造)測定法としても期待される。

(村上 浩一)