



研究ノート

# ステンレス鋼のレーザグレージング

中尾嘉邦\*, 西本和俊\*\*

## 1. 緒言

レーザを用いた熱加工の応用分野では切断や溶接が圧倒的に多いのが現状であるが、最近表面改質への応用も注目されつつある。レーザグレージング（以下LGと略記する）は表面改質に用いられる手法の一つでレーザ加熱により材料の表面層を溶融後、熱伝導による自己冷却作用によって得られる急冷凝固効果を利用して、平衡相より偏移した準安定状態を形成させ、機能性の向上を図る処理である。

本稿ではCO<sub>2</sub>レーザを用いてLG処理をステンレス鋼に適用した場合に得られる組織の特徴並びに耐食性改善効果について述べる。

## 2. レーザ急冷凝固処理部の凝固モード並びに室温組織

ステンレス鋼にLG処理を行なった場合、処理部の凝固モード並びに室温組織は従来の溶融溶接部や鋳造部のそれとは大幅に異なったものとなる。すなわち、従来のステンレス鋼溶接部の凝固モードは組成の変化に対応してCr/Niの低い方から、完全 $\gamma$ 凝固、初晶 $\gamma + (\gamma + \delta)$  2相凝固、初晶 $\delta + (\delta + \gamma)$  2相凝固、完全 $\delta$ 凝固に分類される。これに対して、凝固時の冷却速度が $10^{-5} \sim 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}/\text{sec}$ となるLG処理部では表1に示すごとく、従来の溶接過程でみられる4タイプの他に、微細な棒状共晶凝固(Type 4) およびマッシブ凝固(パーティションレス凝固(Type 5))が出現する<sup>1) 2) 3)</sup> 図1に各タイプ

表1 ステンレス鋼LG処理部における凝固モードの分類

Mark	Solidification mode
Type 1	Full austenite
Type 2	Primary austenite+eutectic ferrite
Type 3	Primary ferrite+austenite
Type 4	Rod-like eutectic
Type 5	Massive austenite+bulky ferrite
Type 6	Full ferrite

の代表的な組織を示す。LG処理部に特徴的にみられるType 4は、 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ の微細な $\delta$ 相が $\gamma$ マトリックス中に混在した組織となっており、それぞれの優先凝固成長方位 $\langle 100 \rangle$ がほぼ平行であることより、共晶凝固で凝固したものと判断される。Type 5は図2に示すごとく、島状の $\delta$ 相と $\gamma$ 相マトリックスの間に組成の差異がほとんど認められないことおよび両相中に凝固セルが観察されないことから、固-液間で元素の分配を生ぜず液相の組成のまま凝固した組織と考えられる。このような凝固形態は固-液相界面前方の液相が凝固速度の増加に伴い、固相と液相の自由エネルギーが等しくなるT<sub>0</sub>温度以下にまで過冷された結果形成されたものと推論される。従って、この凝固モードでは準安定状態の強制固溶体である $\delta$ 相および $\gamma$ 相が形成される結果、合金全体に渡って元素分布がほぼ均一となる。図3に表2に示すレーザ処理条件でLG処理を行った場合に形成される各凝固モードの出現組成領域をシェフラー組織図上に示す。棒状共晶凝固及びマッシブはいずれも $\gamma$ - $\delta$ 初相面の会合線に近い組成域で出現することがわかる。また、マッシブ凝固はある限界の冷却速度以上から出現し、冷却速度の増加に伴いその生成範囲が拡大する傾向がみられる。

一方、LG処理部の室温組織における $\delta$ フェライト量は凝固モードおよび冷却過程での固相

\*中尾嘉邦(Yoshikuni NAKAO), 大阪大学工学部, 生産加工工学科, 教授, 工学博士, 溶接工学

\*\*西本和俊(Kazutoshi NISHIMOTO), 大阪大学工学部, 生産加工工学科, 助教授, 工学博士, 溶接工学

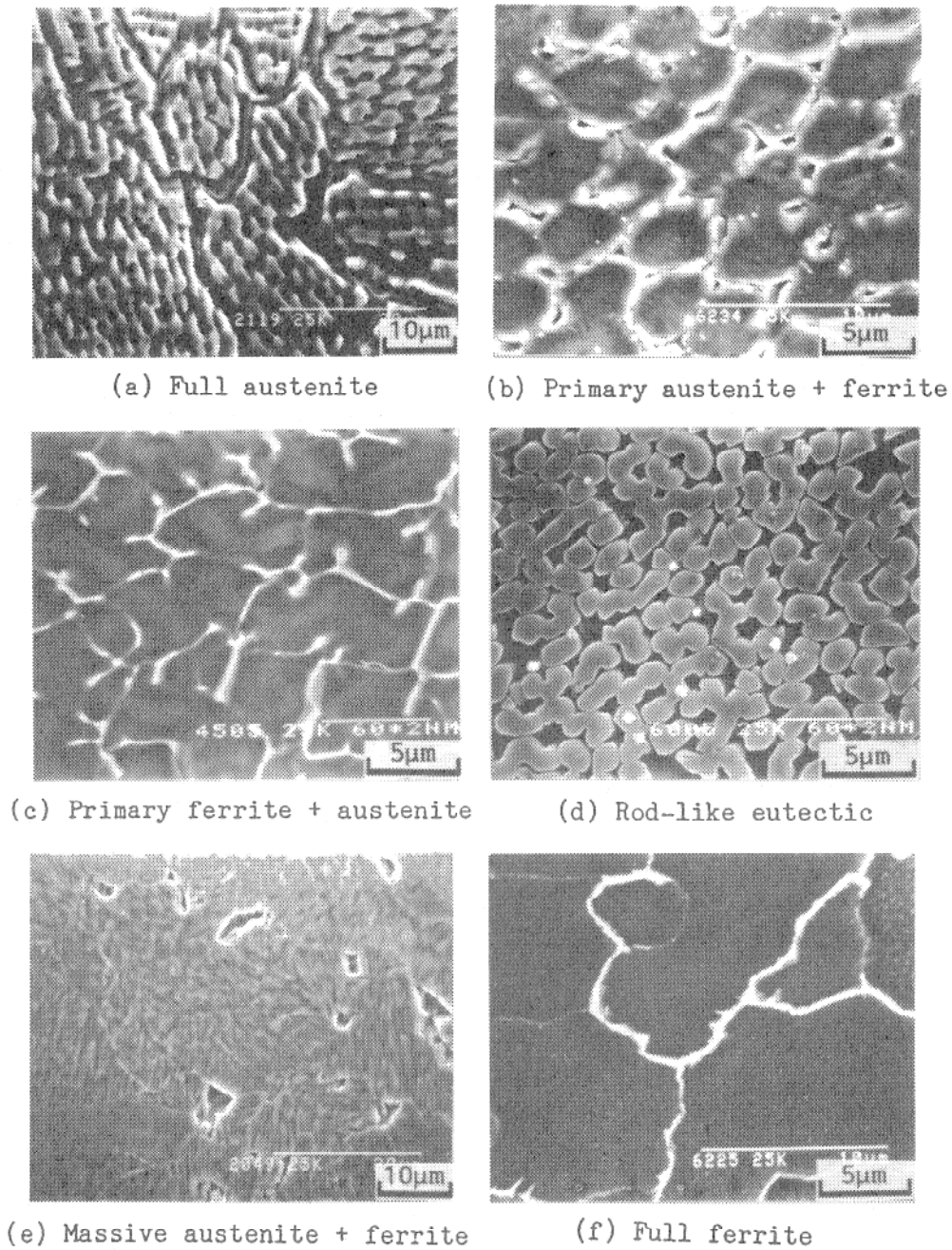


図1 LG処理部の各凝固モードに対応した室温組織

表2 レーザグレージング処理条件

Mark	Laser power (kW)	Laser traveling velocity (mm/s)	Focal length of optical lens (mm)	Distance between focal point and specimen (mm)	Cooling rate (K/s)
LTa	2.5	3.3	127.0	5.0	$1.9 \times 10^3$
LTb	2.5	11.6	127.0	5.0	$6.0 \times 10^3$
LTc	2.5	33.3	127.0	5.0	$4.4 \times 10^4$
LTd	2.5	166.67	127.0	5.0	$2.0 \times 10^5$

変態に大きく影響を受けるため、従来の溶接部のそれとは著しく異なったものとなる。図4はシェフラー組織図上でのLG処理部の0%及び

100%フェライト量ラインの変化を示す。冷却速度の増加に伴い0%フェライト量ラインが低Ni<sub>e</sub>側へ、それと逆に100%フェライトライン

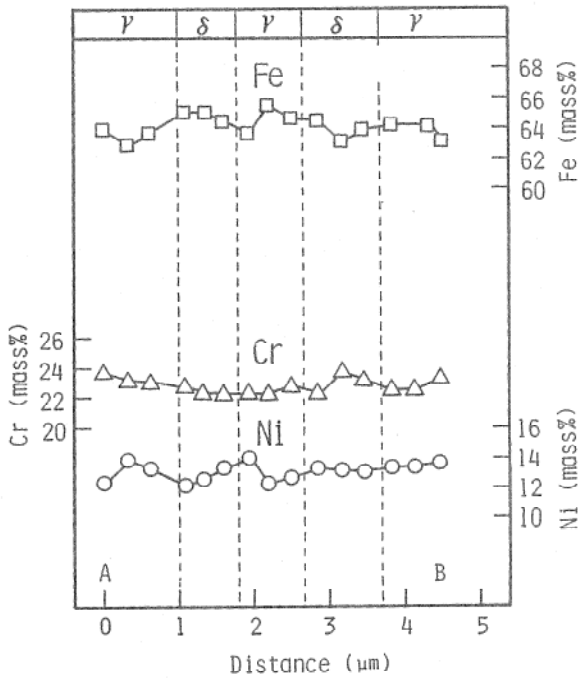
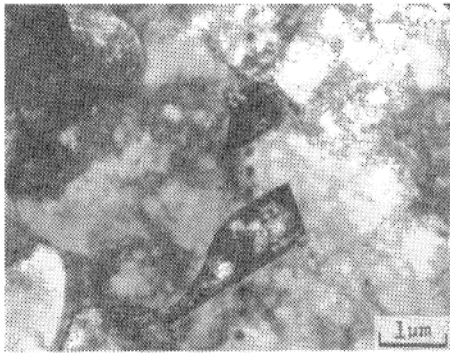


図2 マッシブ凝固組織における元素分布

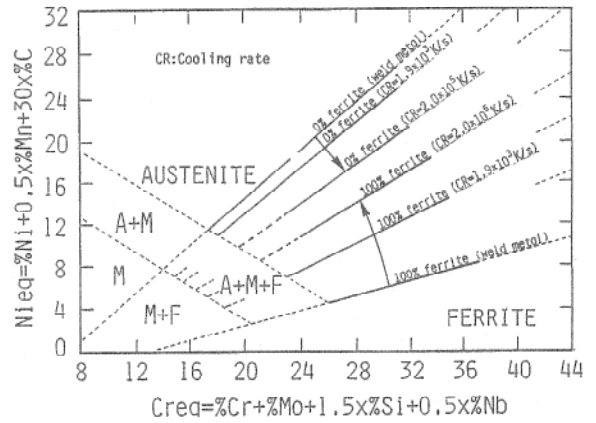


図4 凝固速度の増加に伴うLG処理部におけるδフェライト量の変化

は高 $Ni_{eq}$ 側へ移行する。これらのことからわかるように、LG処理部の室温組織並びにδフェライト量を予想するためには従来用いられているシェフラー組織図を改良することが必要であるが、すでに著者らは冷却速度をパラメータとした新しい組織図の提案を行っている<sup>4)</sup>。

### 3. レーザグレージングによる耐食性改善効果

#### 3.1. マッシブ凝固組織の耐食性

ステンレス鋼のLG処理部で形成されるマッシブ凝固組織においては凝固に際して固-液間の元素分配が起こらないため凝固偏析のない均一な元素分布が得られる。加えて、この組織の形成される条件では凝固後の冷却速度も大きい

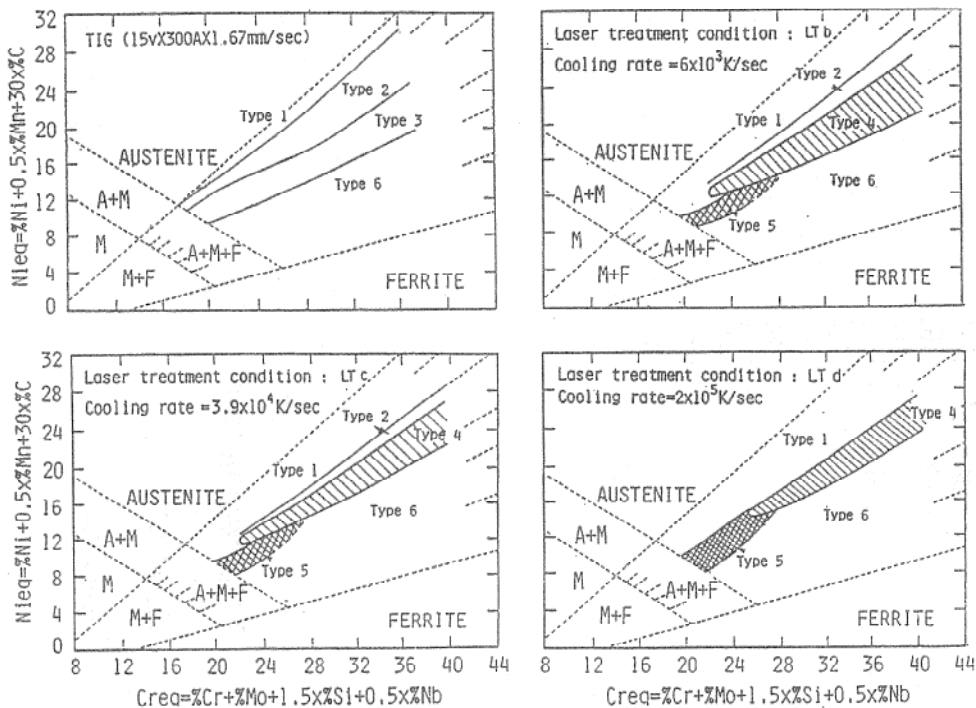


図3 LG処理部における各凝固モードの出現組成範囲

ため粒界偏析や析出現象がほとんど生じないことが予想される。これらによってもたらされる組成の均一化はいずれも耐食性改善に有効である可能性が大きいと考えられる。次に、この組織の耐食性について検討した結果を述べる。

図5にMS 1 (21Cr-10Ni-Fe)及びMS 2 (23Cr-12Ni-Fe)の母材並びに比較材料として作成したTIG溶接金属及びLG処理材について測定した陽極分極曲線における不動態化臨界電流密度 $I_{crit}$ を示す。なお、MS 1およびMS 2両鋼種においてLG処理条件LT<sub>b</sub>及びLT<sub>c</sub>では処理部全体がマッシュ凝固組織となることが確認されている。MS 1及びMS 2共に $I_{crit}$ の値が母材に比べて溶接金属で上昇しており、溶接金属の耐食性劣化が見られる。これに対してLG処理部ではいずれの条件においても母材並びに溶接金属に比較して $I_{crit}$ が低く耐食性が改善していることがわかる。また、LG処理部における $I_{crit}$ はLT<sub>a</sub>→LT<sub>b</sub>→LT<sub>c</sub>の順に低下しており、レーザ走行速度の増加に伴い耐食性改善効果が大となる傾向がみられる。図6に孔食電位 $V'_{c100}$ の測定結果を示す。MS 1及びMS 2いずれの金属においても母材に比べて溶接金属で $V'_{c100}$ は低下しており、耐孔食性が劣化している。これに対して、LG処理部ではいずれの条件においても $V'_{c100}$ は母材のそれ以上に上昇しており、耐孔食性の改善が認められる。また、LG処理による耐孔食性の改善効果もレーザ走行速度の上昇に伴い増加する傾向がみられる。

以上示したごとくLG処理によって得られるマッシュ凝固組織は化学的に均一であり、同一

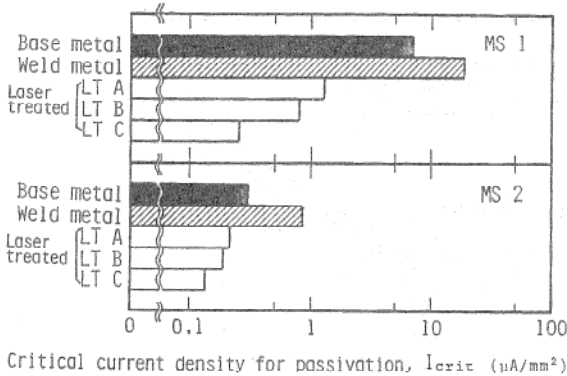


図5 マッシュ凝固組織における不動態化臨界電流密度

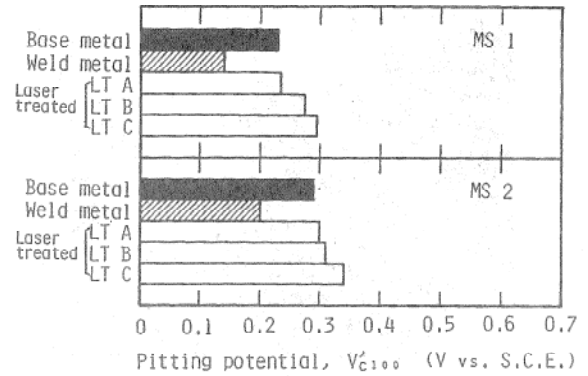


図6 マッシュ凝固組織における孔食電位

材料の展伸材もしくは溶接金属に比べて、良好な耐食性を示すことが明かとなった。一般に金属をアモルファス化することによって耐食性が向上することが知られているが、上述の結果はアモルファス化の困難な合金であっても、マッシュ凝固させることになり、化学的均一性が確保でき、大幅な耐食性改善が期待できることを示唆する事実として注目される。

### 3.2. 溶接金属の耐孔食性改善

ステンレス鋼溶接金属では母材に比べて耐孔食性が劣化することはよく知られた事実である。特に、耐孔食用として開発された高Moオーステナイトステンレス鋼においては母材が非常に優れた耐孔食性を有するにもかかわらず、図7に示すごとくその溶接金属の耐孔食性が著しく劣化することが使用上の問題点となることが指摘されている<sup>5)</sup>。溶接金属における耐孔食性の劣化原因は鋼種によって異なるが、高Moオーステ

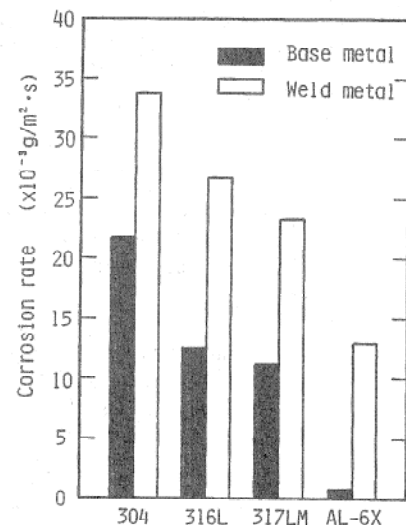


図7 各種ステンレス鋼の母材並びに溶接金属における耐孔食性の比較 (塩化第二鉄溶液試験)

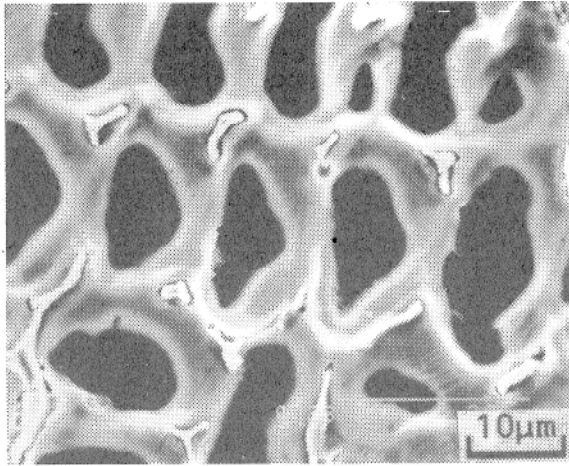


図8 SUS 317L溶接金属に発生した孔食

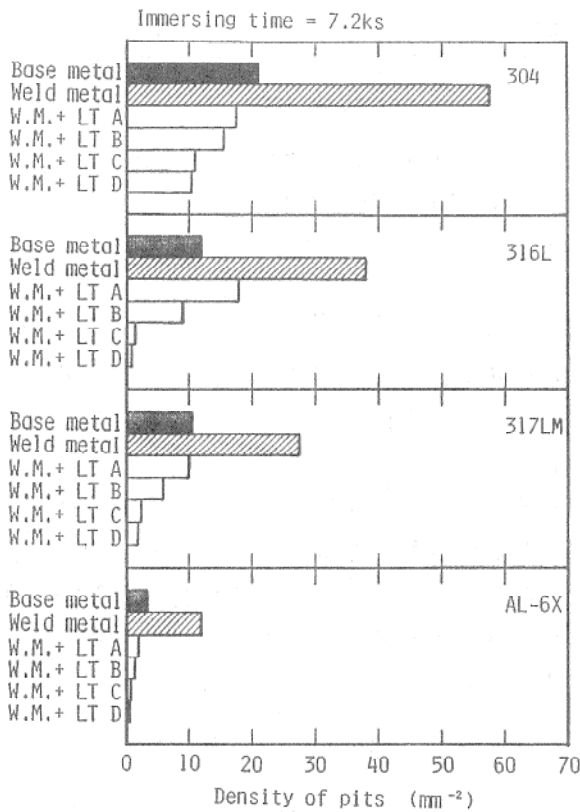
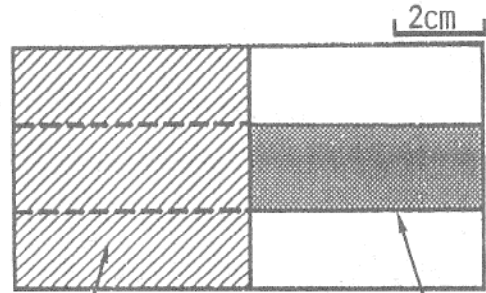
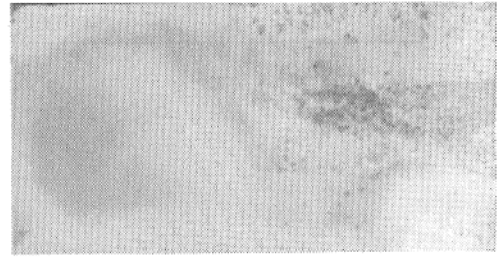


図9 各種ステンレス鋼溶接金属の耐孔食性に及ぼすL G処理の影響(塩化第二鉄溶液試験)

ナイトステンレス鋼の場合、図8に示すごとく、孔食が凝固セル中央部に選択的に発生していることから凝固偏析に起因した元素の不均一分布が主要因となることが推察されている。以下では、急凝固処理により凝固偏析が低減できることに着目して、L G処理による溶接金属の耐孔食性改善効果について検討した結果について述べる。

図9に各鋼種の母材、溶接金属及びL G処理



Laser treated (LTc) Weld metal

図10 SUS 317溶接金属における耐孔食性に及ぼすL G処理の影響

後の溶接金属の塩化第二鉄溶液試験後に測定した孔食の発生密度を示す。いずれの鋼種においても溶接金属での孔食発生数は著しく高いが、L G処理後は大幅に低減されていることがわかる。特に、L G処理後の溶接金属ではレーザ走行速度の大きい場合には孔食の発生がほとんど抑制されており、母材よりも耐孔食性が向上しているといえる。図10に中央部に溶接を行ったSUS 316L板にL G処理を施した後、塩化第二鉄水溶液による浸漬試験を実施した結果を示す。孔食は試験片の右半分のL G処理を行っていない溶接金属及び母材で多数発生しているのに対し、L G処理をした部分では溶接金属及び母材に孔食の発生がほとんど認められずL G処理による耐孔食性改善効果が確認できる。

図11にSUS 317L溶接金属におけるL G処理前後の元素分布を示す。L G処理後の溶接金属は未処理のものとは比べて、元素分布が大幅に均一化しているのがわかる。その結果、未処理の溶接金属において見られたセル中央部でのCr及びMo量低下が平均組成にほぼ等しい濃度にまで改善している。図12に各種合金のL G処理前後の孔食電位とセル中央部での組成から求めた孔食指数(Cr+3.3Mo)との関係を示す。孔食電位が母材の貫通である約1Vに飽和する場合

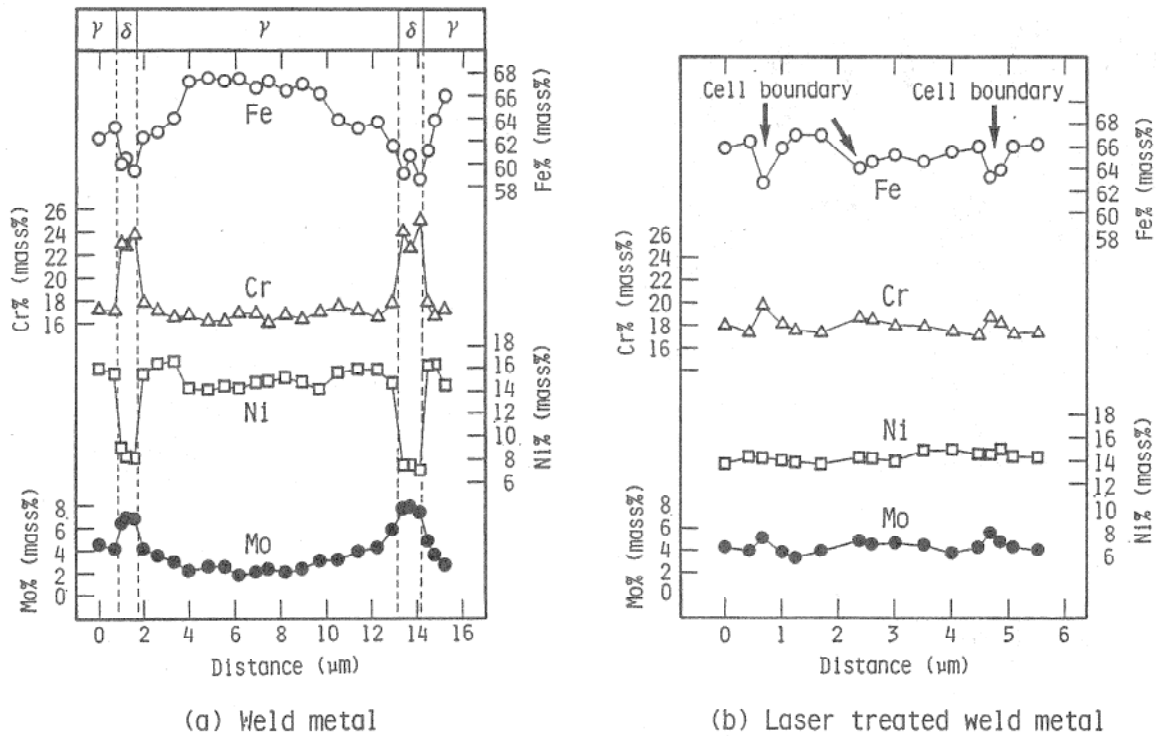


図11 SUS 317溶接金属における元素分布に及ぼすLG処理の影響

を除くと孔食電位はほぼそれぞれの凝固セルの中央部の孔食指数と良好な対応関係にあることがわかる。このことより、LG処理による耐孔食性改善は凝固速度が上昇したことにより凝固偏析が軽減され、凝固セル中央部でのCr及びMo量が増加することに起因したものであると

いえる。

#### 4. 結 言

LG処理によって得られる材料学的効果の代表的なものは表面アモルファス化であるがその生成にはきわめて大きな凝固速度を与えることが必要であるため実用化にはかなりの困難が予想される。本稿で紹介したステンレス鋼を用いたLG処理はアモルファス化に必要な凝固速度よりも遅い冷却速度を対象としたもので今後実用化への展開が大いに期待できる処理といえる。

#### 参 考 文 献

- 1) 中尾, 西本, 他: 溶接学会全国大会講演概要集, 40 (1987), 68-69
- 2) 中尾, 西本, 他: 溶接学会全国大会講演概要集, 41 (1987), 346-347
- 3) 中尾, 西本, 他: 溶接学会第114会溶接冶金委員会資料, WM-1244-1988
- 4) 中尾, 西本, 他: 溶接学会全国大会講演概要集, 42 (1988), 156-159
- 5) A. Garner; Corrosion-NACE, Vol. 35, No. 3 (1979), p108-114

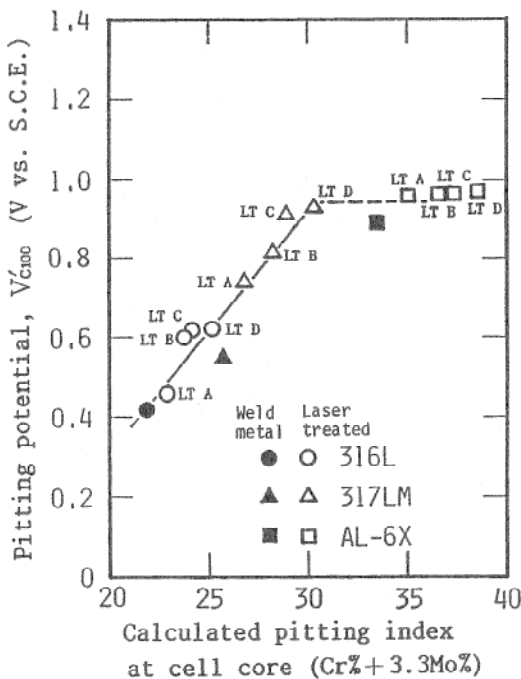


図12 各種ステンレス鋼溶接金属並びにLG処理部における孔食電位と凝固セル中央部の孔食指数の関係