

# 特集 高炭素鋼のレーザ溶接性検討\*

## Laser Weldability of High Carbon Steels

井上 哲志  
Tetsushi INOUE

近江 義典  
Yoshinori OHMI

沢本 節夫  
Setsuo SAWAMOTO

Demand for high carbon steels which has high hardness and durability of friction rises along with high performance of the car parts. But, application is limited because hot crack in the weld metal occurs when a laser welds high carbon steels. Though the equation that the occurrence of such a crack is predicted is proposed, these equation don't take the process of the solidification process into consideration. Therefore, it can't be made use of when the welding technology of high carbon steel is examined.

So, because of development of the welding technology that hot crack is controlled, a process during the solidification is examined by using the heat conductive analysis and cracking occurrence factor is explained in this research.

**Key Words** : Laser welding, High carbon steel, crack, Heat conductive analysis

### 1. 緒言

製品の高機能化およびコストダウンの要求が高まるとともに、溶接の分野にも、溶接性の悪い材料の溶接や接合精度の高い溶接の実現が望まれている。そのような要求の中、耐摩耗性や強度の必要な部品に用いるために、高炭素鋼の溶接ニーズが増加している。しかし、高炭素鋼を溶接した場合、溶接後の冷却過程で溶接部に高温割れと呼ばれる割れ欠陥が発生し、継手の制約や使用が制限されているのが現状である。

このような欠陥に対し、研究機関により次のような割れ予測式(1)や割れ長さ予測式(2)が提案されている。しかし高温割れは、溶融凝固中に発生するにもかかわらず、それら予測式では溶融凝固現象を考慮にいれず、材料の組成成分のみにより構成されている場合が多く、高炭素鋼の溶接技術を検討する際、活用することができない。

そこで、本研究では高温割れを抑制する溶接技術の開発を目的として、熱伝導解析を用いて凝固中のプロセスを考察し、割れ発生要因を明らかにすることを旨とした。

Predicted equation of cracking susceptibility

$$H.C.S. = \frac{C \times [S+P+(Si/25)+(Ni/100)]}{[3Mn+Cr+Mo+V]} \times 10^3 \quad H.C.S. > 4 : \text{Crack} \dots (1)$$

Predicted equation of cracking length

$$L_r = 70 [C-Si/12-Mn/9+3P+4S+Ni/23+Cr/35+Mo/70] \pm 4.2 (\text{mm}) \quad \dots (2)$$

### 2. 実験結果および考察

#### 2.1 高炭素鋼にともなう割れメカニズム

本研究で用いた材料の組成を Table 1 に、また公称の鉄-炭素系状態図を Fig. 1 に示す。今回使用した材料は、炭素量を 0.1% から 1.0% まで変化させた炭素鋼および炭素量を 0.8% 一定で不純物元素量の P のみを 0.005% から 0.03% に増加させたものである。

Table 1 Chemical composition

	name	C	P	S	Si	Mn
I	C0.1	0.1	0.002	0.002	0.01	0.11
	C0.3	0.3	0.002	0.002	0.01	0.11
II	C0.6	0.6	0.005	0.005	0.31	0.77
	C0.8	0.8	0.005	0.005	0.31	0.77
	C1.0	1.0	0.005	0.005	0.30	0.77
	CP	0.8	0.03	0.005	0.32	0.77

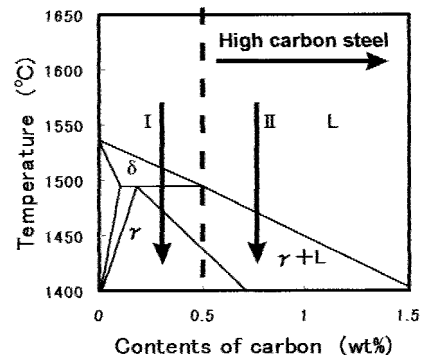


Fig. 1 Iron - carbon phase diagram

\* 2000年10月2日原稿受理

これら材料の添加元素量が高温割れに与える影響を模式的に示すとFig. 2のようになる<sup>3)4)5)</sup>。まず炭素量に着目すると、炭素量が0.5%以下となるC0.1, C0.2鋼の場合、状態図中の の矢印で示されるように初晶として不純物(P:りんなど)の固溶度が大きいフェライトで凝固が開始するために、不純物が結晶粒界に偏析を起しにくい。

それに対し、炭素量が0.5%以上となるその他の鋼(高炭素鋼)では状態図の の矢印で示されるように、不純物の固溶度の少ないフェライトで凝固が開始するため、Fig. 2に示すように固溶しきれない不純物が粒界に偏析を起しやすくなる。炭素鋼に生じる高温割れはこのように不純物偏析をおこした粒界が冷却過程で働く凝固収縮力に耐え切れない結果、微小クラックが発生し、これが成長し割れにいたると考えられている<sup>6)</sup>。また、CP鋼のように不純物の含有量が多くなれば、炭素量が同じでも偏析量が増加し割れやすくなると言われている。

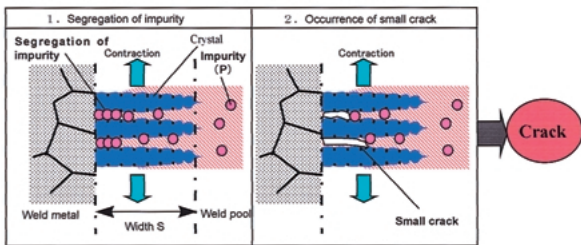


Fig. 2 Schematic of solidification behavior

2.2 高炭素鋼の溶接部調査結果

2.1項で示した割れのメカニズムを確認するために、パルスYAGレーザーによりTable2で示す条件により点

溶接を行い、溶接部の割れを調査した。条件を変更した場合、溶接部の溶け込み深さが変化するが、深さにより割れるものと割れないものに層別できた。代表的な断面写真をFig. 3に、観察結果を溶け込み深さにより整理しFig. 4に示す。

Table 2 Welding conditions

( i )	15J-3.0kW,5ms
( ii )	15J-1.5kW,10ms
( iii )	30J-3.0kW,10ms
( iv )	30J-1.5kW,20ms
( v )	45J-4.5kW,10ms
( vi )	45J-4.5kW,10ms

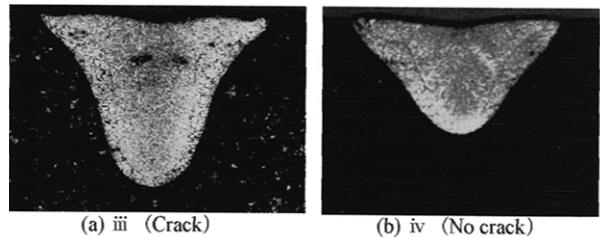


Fig. 3 Cross section of C-0.8 steels

Fig. 4より、2.1項で示したように、初晶の違いにより炭素量0.5%以下の鋼種C0.1鋼およびC0.3鋼ではいずれの条件でも割れが発生していなかった。しかし、従来の予測式(1)(2)では、割れると判断される炭素量0.5%以上の鋼種においても、溶け込みが浅い場合は割れが発生していないものが存在した。

この割れ限界は不純物量が同じで炭素量が異なる鋼

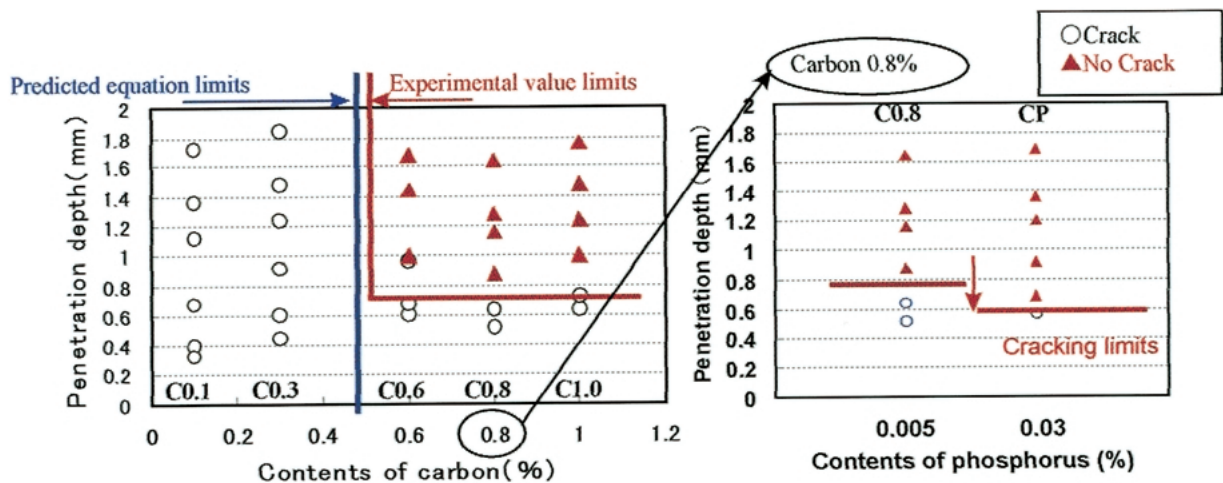


Fig. 4 Result of cracking observation

種 (C0.6, C0.8, C1.0) ではほぼ同じであったが, 炭素量が同じで不純物量の異なる C0.8 鋼と CP 鋼を比較すると, 不純物量の多い CP 鋼のほうが溶け込みの浅い条件でも割れが発生しており, 不純物量に比例して割れ感受性が増加することが確認できた。

2.3 溶融池現象と割れの関係

前述したように, 高温割れは微小クラックの発生と成長により生じる。この発生と成長を変化させる支配的要因として, 凝固速度と温度勾配が考えられる。これらが微小クラックに与える影響を模式的に表わすと Fig. 5 のようになる。すなわち, 凝固速度 R が大きくなると不純物が粒内に固溶する時間的余裕がなくなるため, 粒界に微小クラックの原因となる不純物の濃化がおきやすくなる。

一方, 温度勾配 G (Fig. 1 に示した鉄 - 炭素系状態図より炭素量 0.8% での固液共存領域である 1390 から 1470 の温度域での温度勾配) は式(3)で表わされる。

$$G = \frac{TL - T_s}{\text{Width } S} \quad \dots (3)$$

TL : Temperature of liquidus line 1470°C  
Ts : Temperature of solidus line 1390°C

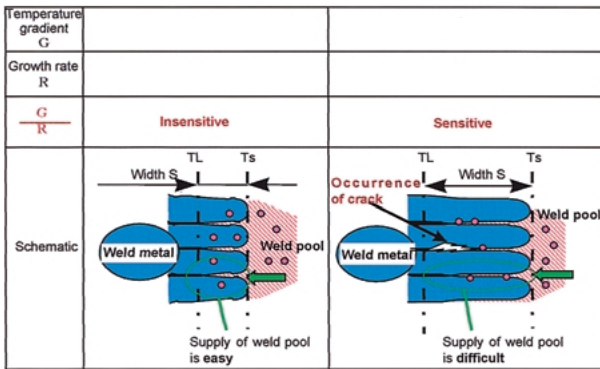


Fig. 5 Relation between G / R and crack

温度勾配が小さくなるにつれ, 固液共存領域幅 (以下 Width S) が広くなり, 溶融金属が結晶粒内に補充されにくくなる。その結果, 微小クラックを消すことができなくなり高温割れが発生する。逆に温度勾配が大きい場合は, 微小クラックが発生しても粒界に溶融金属が容易に補充されるため, 微小クラックがなくなり高温割れは発生しない。

これらの理由から, Fig. 4 に示したような溶け込み深さで整理できる割れ限界が生じたのは, 溶接条件により凝固速度と温度勾配が変化するために割れ感受性

に差が出たためではないかと考えられる。

そこで, 本研究では割れ感受性を予測するパラメータとして凝固速度 R と温度勾配 G の比である G / R を用いて, 溶け込み深さと割れの関係を調査することを試みた。この G / R は鋳造時の引け巣を予測するパラメータとして一般的に知られており<sup>7)</sup>, この値が小さいほど欠陥の危険性が高くなると言われている。鋳造中の引け巣は, 今回のような凝固過程の割れと類似する点もあるため, 本研究ではこのパラメータ (G/R) を用いて割れ限界を定量化することを試みた。

2.4 熱伝導解析手法

2.3 項から, 割れ限界を定量化するためには, 溶け込み深さが異なる条件での凝固速度および温度勾配の変化を調査する必要がある。しかし, 凝固過程での溶融池内部現象を測定することは現在の技術レベルでは困難であるので, 今回は汎用構造解析ソフト MARC を用いてこれら溶融池内部のパラメータを定量化することを試みた。なお, 本報で示す以下の解析値は C 0.8 鋼の計算結果である。

熱伝導解析モデルとしては, Fig. 6 のように 4 辺形軸対称要素を用い, 熱源モデルとしては沸点 (3000 ) を T 字形状で実際のレーザ照射時間と同時間 (5 ~ 20ms) と与えた。なお, 融点 (1470 ) が示す形状が断面調査の溶接部形状と等しくなるように熱源を変化させた。

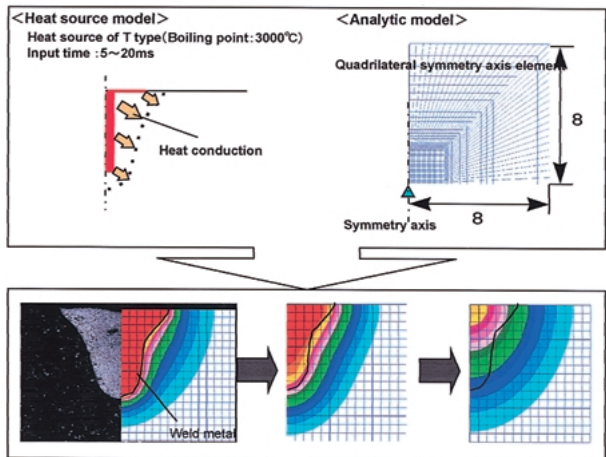


Fig. 6 Method of heat conductive analysis (MARC)

この解析手法の妥当性を確認するために, 溶融池表面の凝固過程を高速度ビデオカメラ (4500 コマ毎秒) を用いて撮影し, 映像から凝固完了時間を各条件で測定した。装置概要を Fig. 7 に実際の映像を Fig. 8 に示す。

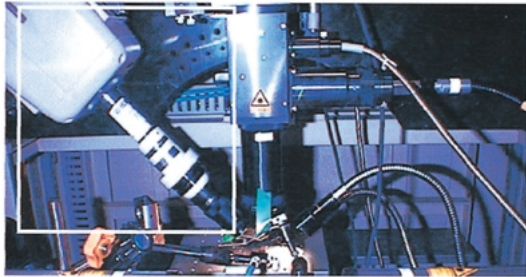


Fig. 7 Experimental equipment (4500 frames / s)

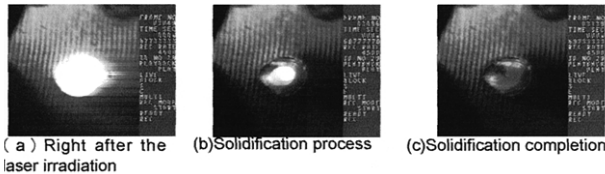


Fig. 8 Photography images by high speed movie camera

これをみると、(a)レーザー照射終了直後から、(b)のように白く見える溶融池が中心部に向かって減少していき、(c)のように凝固が完了していく様子がわかる。また、今回用いた鋼種においては、同条件での凝固完了時間は、ほぼ等しかった。

次に、各条件における凝固完了時間を解析により算出した。その結果を、先ほど測定した実測値と比較し、Fig. 9に示す。なお、測定値としてC0.8鋼の測定値を用いてある。このFig. 9より、計算値と実測値が非常に良い一致を示しており、今回の解析手法が妥当であることがわかる。

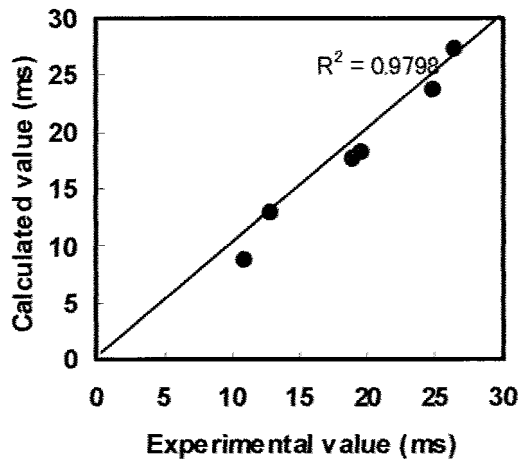


Fig. 9 Relation between experimental value and Calculated value

2.5 凝固速度算出結果

2.4項で示した解析手法を用いて、レーザー照射終了からの時間と凝固過程の溶融池深さとの関係を算出し

た。その結果をFig. 10に示す。ここでは、2条件(C0.8鋼)についての解析値を示したが、これらは同じパルスエネルギー(30J)で割れ発生有無の差がでた条件である。この曲線の傾きが溶融池中心部での凝固速度(凝固界面の移動速度)を示しており、時間とともに変化している様子が分かる。

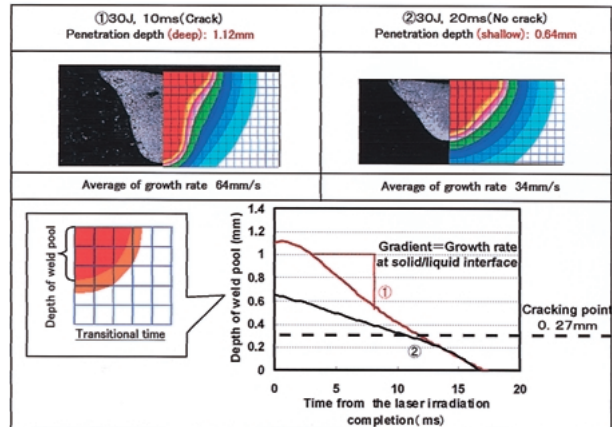


Fig. 10 Weld pool of solidification process

また、条件②で観察された割れの発生位置約0.27mm付近で比較すると割れる条件①のほうが条件②よりも凝固速度が速く、レーザー照射終了から凝固完了までの平均的な凝固速度(以下、平均凝固速度)を比較しても条件①では条件②の2倍近く凝固速度が速いことがわかった。

2.6 固液共存領域幅算出結果

次に、温度勾配を算出するために凝固速度と同様に解析を用いてWidth S(固液共存領域幅)を算出し、凝固過程の溶融池深さにより整理した結果をFig. 11に示す。ここではFig. 10と同様の条件①について示す。

同じ溶融池深さで比較すると、割れる条件①では割れていない条件②に対してWidth Sが約1.7倍広いことがわかった。

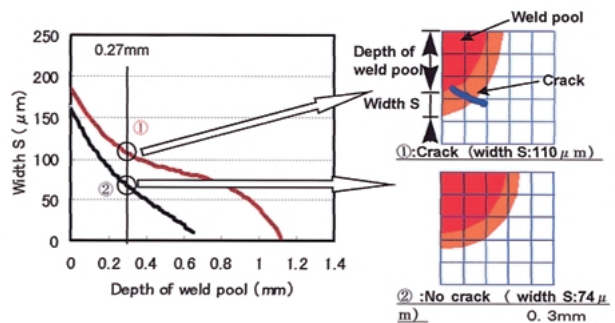


Fig. 11 Relation between depth of weld pool and width of solidification temperature range (Width S)

2.7 割れ定量化手法

以上の結果よりG/Rを計算し、溶け込み深さと割れとの関係を調査した。なお、どちらのパラメータも時間の経過とともに変化していくため、今回は凝固速度としては平均凝固速度を用い、時間に関係なく一定とした。また、先ほどの固液共存領域幅をWidth Sとすると温度勾配Gは2.3項の式3)のように表わされる。

ここで、Fig. 10, Fig. 11と同様に条件 に関して、凝固過程での溶融池深さとG/Rとの関係をFig. 12に示す。その結果、同じ深さで比較した場合、割れが起こる条件 に対し割れを起こさない条件 のほうがG/Rの値が高いことがわかる。

そこで、G/R値と溶け込み深さの関係をさらに調査するために、その他の条件についても同様の計算を行い、その関係をFig. 13に示した。なお、G値として溶融池が0.3mmに到達した瞬間の値を、R値としては平均凝固速度を用いた。これより、溶け込みが深い条件ほどG/R値が小さくなっていることが判明した。また、G/Rによる割れの限界値はC0.8鋼では約0.03であった。

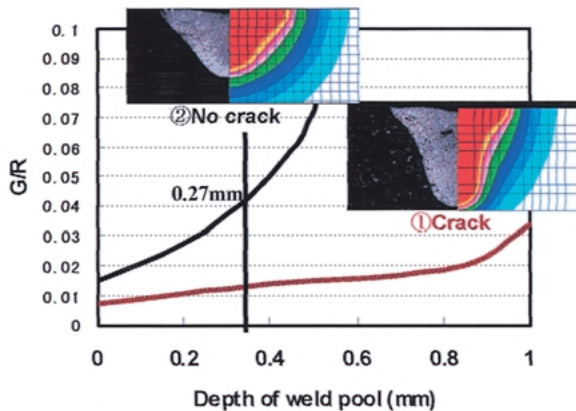


Fig. 12 Relation between Depth of weld pool and G/R

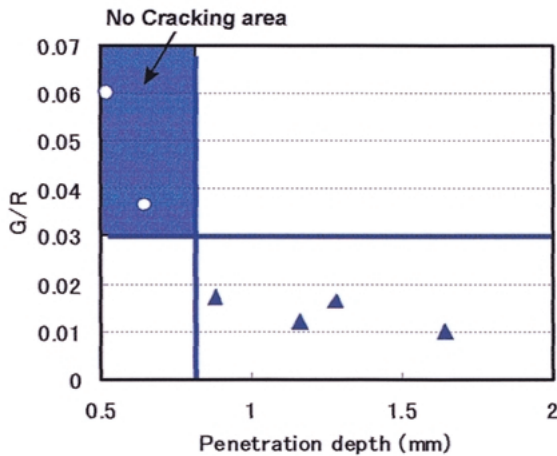


Fig. 13 Relation between penetration depth and G/R

次に、Fig. 13に示した割れの発生した条件のうちG/R値が最も高い条件と低い条件で割れの破面を観察した。その観察結果をFig. 14に示す。これを見ると、値の大小によって割れのタイプに違いがみられ、G/Rの値が小さいものでは、Fig. 5で予測したとおり、融液の補充が困難な凝固形態となっていることがわかった。一方、G/Rが大きいものでは、融液の補充が容易なため割れ幅も小さく、平滑な凝固形態となっている。このことから、凝固パラメータ比G/R値により割れの限界のみでなく、割れ感受性を予測できることが証明された。

以上のことから、溶け込みが深くなる場合に割れ感受性が増加するのは、凝固面の移動速度が増加することにより一定方向の結晶成長が促進され、粒界に不純物の液膜が濃化して微小クラックが生じやすくなるとともに、温度勾配が小さくなり、結晶粒界への融液補充が容易でなくなるために微小クラックが成長して割れに成長していくためと考えられる。

G/R	0.018	>	0.01
Cross section			
SEM images			
	<ul style="list-style-type: none"> <li>Vertical crack</li> <li>Width of crack : 2 μm</li> </ul>		<ul style="list-style-type: none"> <li>Side crack</li> <li>Width of crack : 20 μm</li> </ul>

Fig. 14 Relation between G/R and cracking types

3. 結言

今回得られた結果を以下に示す。

- (1) 凝固速度Rと温度勾配Gのパラメータ比G/Rを用いて割れの限界および割れ感受性を予測することができる。なお、その限界はC0.8鋼では約0.03であり、値が小さくなるほど割れ感受性が強い条件であることが判明した。
- (2) 溶け込みが深い場合に割れが発生しやすくなるのは、凝固速度が速くなることによって不純物の濃化が起こり微小クラックが発生しやすくな

ること、および温度勾配が小さくなり、粒界への融液補充が困難になるためと考えられる。

- (3)(2)の理由により、一般に溶接が困難とされている高炭素鋼でも溶け込みが浅くなる溶接条件を用いれば、割れは発生しにくくなる。
- (4)熱伝導解析を用いて凝固過程の溶融池内部予測が可能である。
- (5)従来測定が困難であったレーザ溶接部の現象観察を、高速度ビデオカメラを用いて観察することに成功した。

#### 4. 今後の課題

今回の割れ予測手法では、割れが発生する位置までは特定できない。この予測に際しては、結晶成長方向および結晶粒界に働くひずみ量を算出する必要がある。

これに関しては、今後熱伝導解析等をさらに活用することにより検討を進め、高炭素鋼溶接のレベル向上を目指す。

#### 謝辞

本研究を遂行していくに当たりまして、御指導、御教示賜りました、大阪大学接合科学研究所 松縄 朗教授、片山 聖二助教授に厚く感謝の意を表します。

#### <参考文献>

- 1) F.J.Wilkinson,C.L.M.Cottrel:“ Calculating Hot Cracking Resistance of High Tensile Alloy Steel ”, Welding RESERCH,P557.
- 2) 松田福久他:溶誌, 44 (1975) No.7,P546
- 3) W.A.Tiller,K.A.Jackson, J.W.Rutter, B.Chalmers: Acta

Metallugica, 1 (1953) 428.

- 4) J.W.Rutter and B.Chalmers: Can.J.Phys., 31 (1953), 15.
- 5) S.Kou:Welding Metallurgy,Wiley Interscience Corp., (1987)
- 6) Kazutoshi Nishimoto:Fundamentals of Welding Metallurgy in Laser Welding. (1999), 20.
- 7) 新山英輔: 金属の凝固を知る',丸善株式会社, (1998)

#### <著者>



井上 哲志  
(いのうえ てつし)

生産技術開発部 接合研究G  
溶接技術開発に従事。



近江 義典  
(おおみ よしのり)

生産技術開発部 接合研究G  
溶接技術開発に従事。



沢本 節夫  
(さわもと せつお)

生産技術開発部 接合研究G  
溶接技術開発に従事。