

中・高炭素鋼のレーザ溶接における割れ発生機構とその防止

Cracking in Laser Welding of medium and high carbon steels and the countermeasures

沓名 宗春*, 町本 洋一*, 松山 秀信** 西野 眞司**

Muneharu KUTSUNA, Yoichi MACHIMOTO, Hidenobu MATSUYAMA, Shinji NISHINO

* 名古屋大学 工学研究科 材料プロセス工学専攻 (〒464-8603, 名古屋市千種区不老町)

* 日産自動車(株) パワートレイン j 事業本部、P T 技術開発試作部

(Received , 2002)

Key words: High carbon steel, Laser welding, Hybrid welding, Weld crack, Transformation Induced Cold Crack, Solidification Crack,

1. 緒言

現在、自動車に関する環境対策が重要視され続けており、多方面での規制が強化されようとしている。特に環境・エネルギーの問題から、炭酸ガスの削減する為の燃費向上が強く求められている。燃費を向上させる為には、燃焼効率そのものの向上と合わせて、自動車の重量の主要部分であるエンジン、トランスミッション等のパワートレイン系部品での小型軽量化が必要である。中でも駆動力の伝達を行うトランスミッション部品は、変速に伴い、回転速度、衝撃力等の使用状況が常に変化する為、各部品の使用状況に応じた特性、重量の材質を溶接する事で、求められる機能部品として成立させている。その為に、これらの部品、特に駆動力を伝達する歯車部分の材質には、じん性、耐磨耗性が求められ、高炭素鋼、浸炭で表面処理を行った鋼が用いられている。

しかし、これら材質は、溶接時の急冷、変体等で割れが発生しやすい為、余熱を伴う溶接や、浸炭時に溶接部の炭素量が増加しないよう事前に防炭処理を施す等の処置を

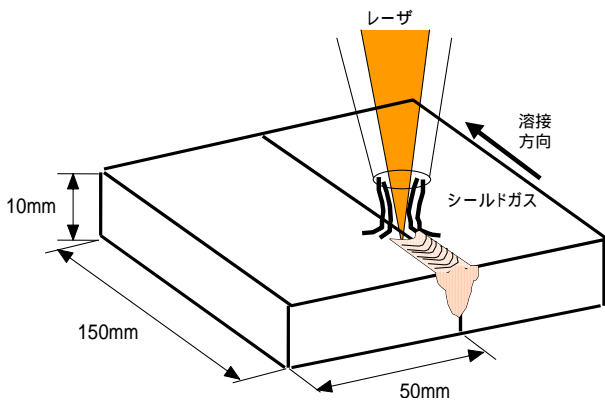


図1 溶接時の概略図

した後、溶接している。本研究では、余熱、防炭処理を行わなくても、割れないレーザ溶接ができるようにするため、中、高炭素鋼のレーザ溶接時に生じる高温割れ及び低温割れの発生機構を研究し、さらにハイブリッド溶接の適用によるこれら割れ防止について研究した。

2. 実験方法

図1に溶接時の概略図を、表1にレーザ溶接条件を示す。巾50cm、長さ150cm、板厚10mmの中、高炭素鋼の平板を同材質、異種材質の組み合わせで、CO2レーザでのつき合わせ溶接を行った。シールドガスは、レーザビームと同軸

表1.溶接条件

Laser power	2kW
Welding speed	0.25,0.75m/min
Defocusing distance	-2mm
Shielding gas	He : 20l/min

とした。評価は、溶接後の試験片を切断し、溶接部及び熱影響部での、硬度測定、光学顕微鏡での組織観察、EPMA分析、SEM観察を行った。

表2に供試材の化学組成を示す。試験片は、S10C鋼、S45C鋼、SCM420H浸炭材の3種類を用いた。SCM420H鋼の浸炭処理の有効浸炭深さは0.8mmとした。

表2. 供試材の化学組成

Material	Thickness (mm)	Chemical composition (mass %)			
		C	Si	Mn	Ch
Base metal	SCr420H	0.21	0.26	0.81	
	S45C	0.46	0.2	0.66	
	S10C	0.13	0.23	0.48	

表3 同種および異種金属継手の製作

Joint	Material combination	Estimated mass % of weld metals				
		C	Mn	S	Cu	C
Similar metal	JA S10C-S10C	0.1	0.48	0.011	0.01	0.0
	JB S45C-S45C	0.45	0.66	0.004	0.02	0.0
	JC SCr420H-SCr420H	0.7	0.81	0.011	0.15	1.0
Dissimilar metal	JD S10C-S45C	0.28	0.57	0.0075	0.015	0.0
	JE S10C-SCr420H	0.4	0.65	0.011	0.08	0.5
	JF S45C-SCr420H	0.58	0.74	0.0075	0.085	0.5

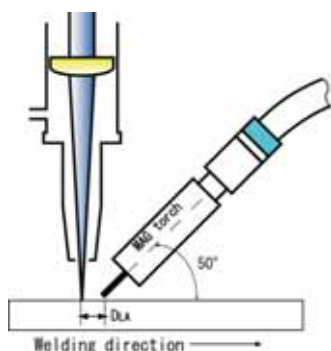
Note: Dilution is estimated as 50%

表3に本実験で製作した同種および異種金属継手の種類を示す。溶接金属の炭素量は、希釈率を50%と想定したときの値である。溶接金属の炭素量が0.1, 0.28, 0.4, 0.45

0.45, 0.58, 0.7%の目標組成になるよに試験片を組合せJA~JFの6種の継手を製作した。

割れ防止の実験では図2に示すように2.4kWのCO₂レーザとMAG溶接トーチを組合せたハイブリッド溶接を用いて、溶接ワイヤに低碳素鋼を用いることにより溶接金属の炭素量を0.3%以下に低減させる

とともに、継手開先面からビーム照射点をずらすことにより、熱影響部の低温割れの防止を図った。溶接条件はレーザ出力：2kW、溶接速度：0.5m/min、Df（焦点外し距離）：-2mm、D_{LA}（レーザアーク間距離）図2 ハイブリッド溶接の状況



：2 mm、シールドガス：Ar 25 l/min、アーク電流：50、70、80 and 100A、アーク電圧：14、16、16 及び 18V、シールドガス：Ar80%+CO₂20%：15l/min、供試材：S10C-SCr420H 鋼、Offset：0、+0.25、+0.5mm とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 割れ形態の分類

図3に溶接速度の違いによる代表的なビード断面として、継手JCの断面マクロ写真を示す。溶接速度0.25m/minでは、溶接部内部にビード中央部で縦に割れる割れ及び結晶粒内での割れが認められた。また、溶接速度0.75m/minでは、0.25m/minに比べ、より巾の狭い溶接部ができており、デンドライト結晶粒界に沿った割れ、および低温割れが認められた。

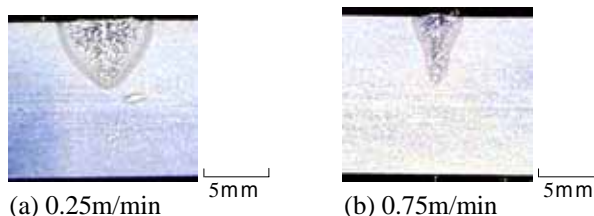


図3 溶接部断面写真

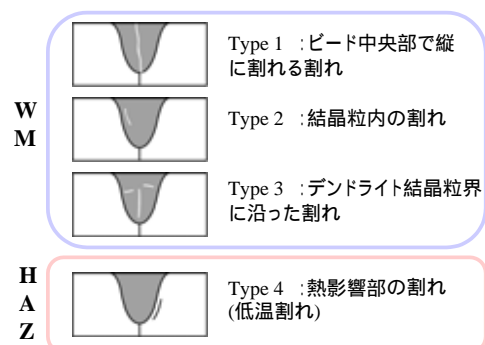
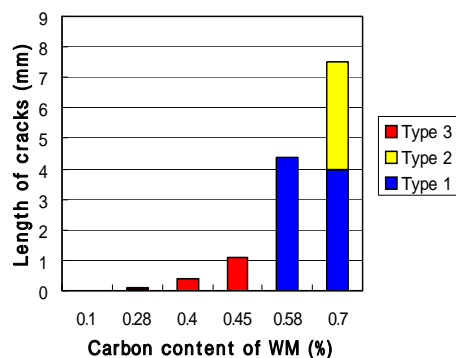


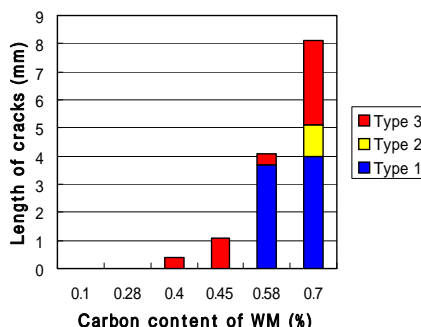
図4 割れ形態の模式図

同様にJA~JFの全継手についても観察を行い、割れの発生位置、状況を整理し、溶接部内の割れとしてType 1~3及び、熱影響部での割れとしてType 4の4つの割れ形態として分類を行った。その結果を図4に割れ形態の模式図を示す。Type 1は溶接

金属中の中央部に発生した低温割れを、

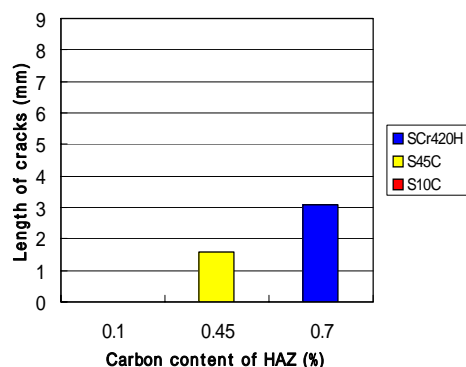


(a) 0.25m/min

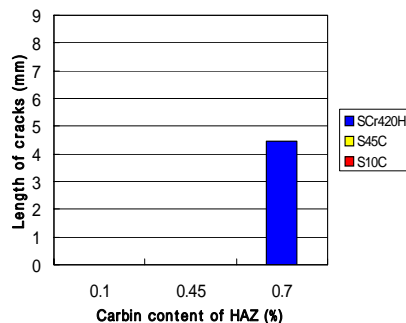


(b) 0.75m/min

図5 炭素量と溶接金属の割れ長さ



(a) 0.25m/min



(b) 0.75m/min

図6 炭素量と熱影響部の割れ長さ

Type 2は溶接金属中に発生し、デンドライトを横切るように結晶粒を貫通する低温割れである。Type 3は溶接金属の中央線やデンドライト晶間の凝固割れである。Type 4はHAZに発生する低温割れを示す。これらの割れ長さとは推定される溶接金属の

炭素量との関係を図5に示す。溶接速度 0.25m/min では、炭素量が0.28%以上でType 3の割れが認められ、0.58%を超えると、Type 1及び2の割れが発生した。溶接速度 0.75m/min では、炭素量が 0.4%以上で Type 3の割れが認められ、溶接速度 0.25m/min と同様に0.58%を超えると、Type 1および2の割れが発生した。

図6に炭素濃度とType4の熱影響部での割れ長さの結果を示す。溶接速度 0.25m/min では、炭素濃度が 0.45%以上で、0.75m/min では、0.7%以上で、Type4の割れが認められた。溶接速度が遅い場合は、溶融部の面積が大きく発生応力が大きい為に、低い側の炭素濃度で割れが発生したと考えられる。S10C材では、割れは認められず、SCr420Hは0.7%の高C%で割れが認められた。

3.2 炭素濃度と溶接部の硬度分布

図7に炭素濃度と溶接金属のビッカース硬さを示す。溶接速度 0.25,および0.75m/min で共に割れが認められた炭素量 0.58%以上では、溶接金属の硬さが700HVを超えており、マルテンサイト変態誘起低温割れと考えられる。

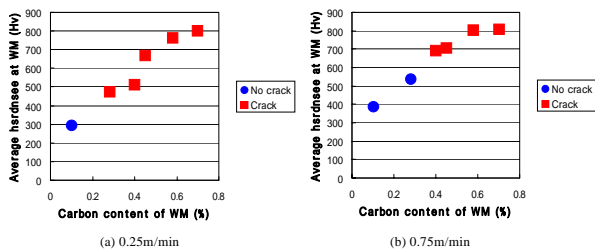


図7 炭素量と溶接金属の硬さ

3.3 割れ発生機構

(1) Type 1の割れ

図8に継手 JC(0.7%C)で溶接速度:0.25m/min のとき生じたType 1の割れの光学顕微鏡写真及びSEM写真を示す。図8(a)に示すように溶接金属中央で縦に大きな割れが認められた。この割れ破面のSEM写真を(b)図に示す。塑性変形が少ない破面を呈しており、柱状のセル状デンドライトの粒界で破壊しており、さらにその柱状のセルデンドライトの横断面が破断する形で割れが生じている。これらの事より、高温割れや水素誘起低温割れでなく、マルテンサイト変態時に内部応力が誘起され、その応力により延性低下しているデンドライトの会合部である中央線に近いところ

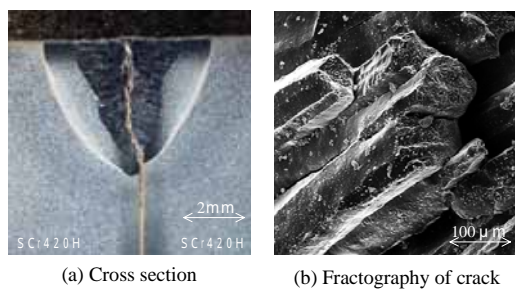


図8 Type1割れでの光学顕微鏡写真及びSEM写真
ろでその断面が破断したような低温割れと考えられる。

(2) Type 2の割れ

図9に、継手JC(0.7%C)の溶接速度:0.25m/minで発生したType 2の割れの光学顕微鏡写真を示す。溶接金属中で、結晶粒内で割れが発生しており、組織は高炭素マルテンサイト組織であることが確認できた。また、溶接金属の硬さは、800HVと著しく硬化していた。図10にType 2の割れのSEM写真を示す。結晶粒界と結晶粒内での割れが認められた。また顕微鏡観察から、割れは一部で発生していた。強制破断した試験片の破面をSEM観察した結果、全面でType 1と同様の破面を呈しており、塑性変形と溶融のない破面であることから、マルテンサイト変態誘起の

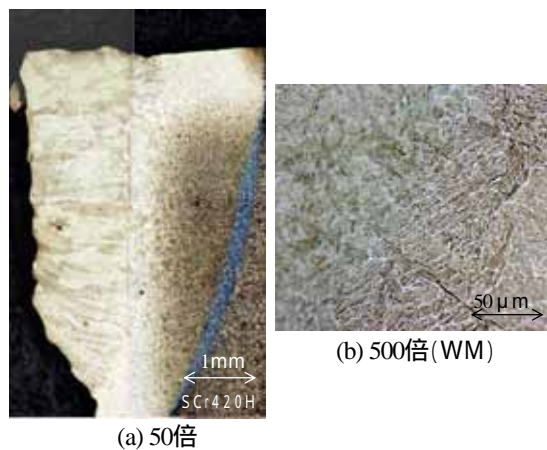


図9 Type2割れでの光学顕微鏡写真

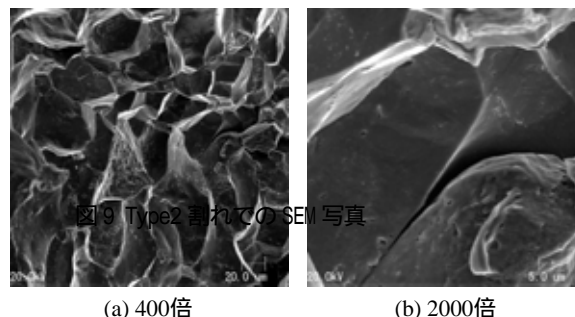


図10 Type 2の割れ破面のSEM写真

(3) Type 3の割れ

図11に、継手JE(0.4%C)の溶接速度:0.75m/minで生じた

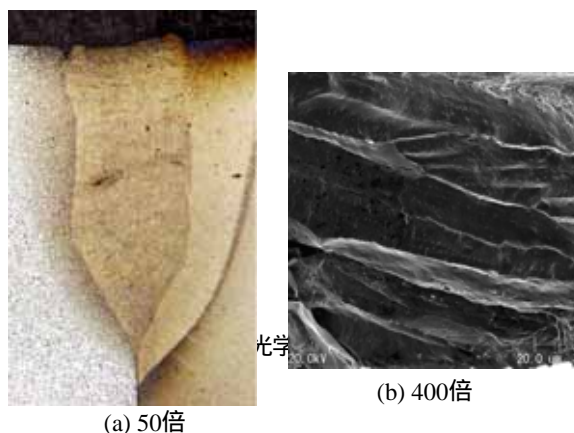


図11 継手JEに生じたType 3の割れ
低温割れと考えられる。

Type3の凝固割れの発生状況を(a)図にその破面のSEM写真

を(b)図を示す。デンドライトとデンドライト晶の粒界に生じる割れインターデンドライト割れ(Interdendrite crack)である。SEM写真はその凝固界面を示している。

さらに図12にこの割れのSEM写真を高倍率で示す。一部溶融した表面張力により丸くなった破面を呈しており、他のTypeの割れと明らかに異なる破面であった。このように凝固粒界が認められるので凝固割れと思われる。

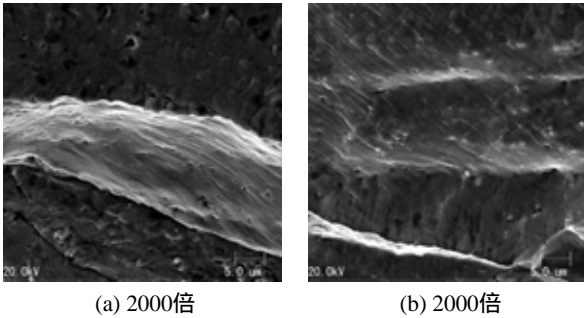


図12 Type3の割れ破面のSEM写真

(4)Type 4の割れ

図13に継手JD(0.28%C)の溶接速度:0.25m/minでの試験片で観察されたType4の割れの顕微鏡写真を示す。S45C材での熱影響部、ルート部で割れが認められた。割れは、結晶粒界で発生し、変形と溶融のほとんどない破面を呈していた。これらの事より、水素誘起低温割れではなく、マルテンサイト変態誘起の低温割れと考えられる

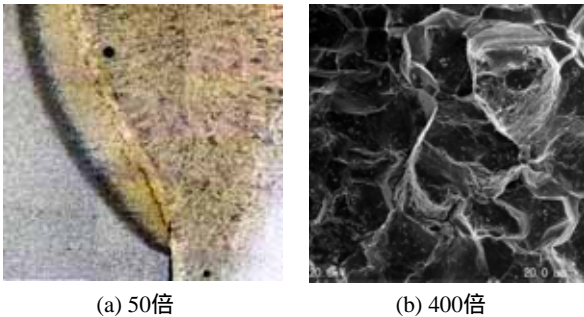


図13 Type4割れでの光学顕微鏡写真

図14に同Type4での割れのSEM写真を示す。結晶粒界と一部で結晶粒内で割れが認められた。変形と溶融のない破面を呈している。マルテンサイト組織であり、ラス間でも

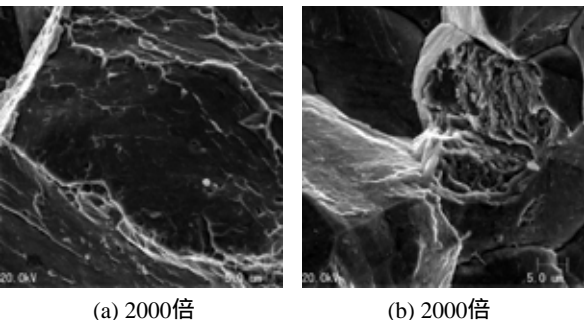


図14 Type4の割れのSEM写真

割れが発生していることが確認でき、マルテンサイト変態誘起低温割れと考えられる。

3.4 ハイブリッド溶接による割れの防止

レーザ・アークハイブリッド溶接(以下ハイブリッド溶接と呼ぶ)を用い、溶接金属の炭素量を低下させる方法はこのような高炭素鋼のレーザ溶接には有効である。予備的に検討したレーザ照射位置をオフセットする溶接法では、炭素含有量が高い浸炭材SCr420H鋼側へレーザ照射位置をオフセットすることで、炭素量の高い浸炭部で発生するType4の割れを防止することができた。すなわち、S10C-SCr420H異材突合せ溶接をする時、レーザ照射位置を突合せ面から、炭素量の高い浸炭材SCr420H鋼側へオフセットして溶接を行うことで、熱影響部に発生するType4の変態誘起低温割れを防止することができた。しかし、溶接金属では、浸炭部を多く溶融したことで、溶接金属の炭素量が上昇し、割れが増加した。そこで、ハイブリッド溶接法を用いることで、低炭素のフィラーワイヤを溶融し、溶接金属の炭素量を0.3%C以下に低減させ、溶接金属に発生しているType3の凝固割れ防止する方法をここでは検討した。

本実験で用いた供試材は、表1に示した組成の浸炭材SCr420H鋼及びS10C鋼を用いた。MAG用ワイヤは、日鐵住金溶接工業製の直径0.9mmのYGW12を使用した。

(1)オフセット量の影響

図15にオフセット溶接の結果としてマクロ断面写真を示す。オフセット量がプラスになるに従って、レーザが照射された位置で溶込みが深くなっていることがわかる。また熱影響部の割れ長さは減少し、プラス0.5mmオフセットして溶接を行った時、熱影響部でのType4の割れの発生がなくなった。

レーザ照射位置を、プラスにオフセットすることで、ハイブリッド溶接においても、熱影響部で発生するType4の割れを防止することができた。熱影響部は、溶接時に溶融しないので、割れ防止の為に低炭素のフィラーワイヤを溶融するなどの割れ対策を講じることができない。そのため、レーザ熱源及びMAG熱源をSCr420H鋼側にオフセットして突合せ溶接することで、熱影響部に発生するType4のマルテンサイト変態誘起低温割れを防止法できた。

(2)溶接電流による変化

図16に各実験条件でピードマクロ断面写真を示す。 $D_{LA} = 2$ mm、溶接電流50~100Aの結果を示している。溶接電流の上昇に伴って、溶接金属に溶融されるフィラーワイヤの量が増加することで、溶接金属の炭素量が低減し、割れ発生量が減少している。さらに $D_{LA} = 0$ mmで溶接電流を110から140Aに増加すると、溶接電流の上昇にもかかわらず、溶接金属の割れ長さが低減しなかった。溶接電流が100Aの時に最も割れ長さが減少した。これは、MAG熱源が2mm先行したことで、レーザ溶接が安定して行われ、溶接金属中で低炭素のフィラーが均一に分布したためと考えた。110Aを超える溶接電流でも、割れ長さが減少した。しかし、割れを完全には防止できなかった。これらは、溶融する低炭素のフィラーワイヤ供給量が過剰で、溶融部の上部と下部にてフィラーが十分に攪拌せず、溶接金属下部の炭素量が低減されなかったため、割れ発生量の増加につながったと考えられる。

(3)溶接条件の最適化

さらに、開先加工、焦点はずし距離 (Df) 及びセンターシールドガス流量を最適化する必要がある。開先加工を施すことで、溶接金属の余盛高さを低くでき、レーザー照射位置を炭素量の高い浸炭材 SCr420H 鋼側にオフセットすることで、HAZ での割れ発生を防止することができた。溶接電流が 140A の時、溶接金属の割れ発生長さが最も減少し、0.2mm となった。開先加工などを施すことで、溶接金属の下部にて、フィラーが均一に混ざりやすくなったためと考えられる。また、センターシールドガス流量を低減したことでブローホールの発生量も低減した。

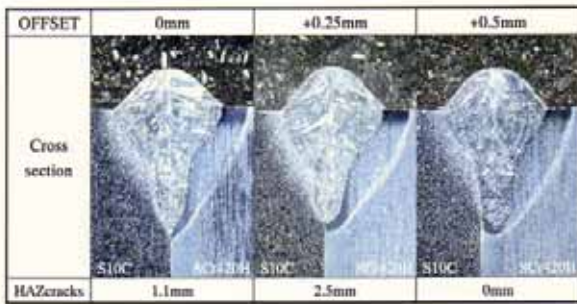


図 15 ハイブリッド溶接における割れ長さに及ぼすオフセット量の影響

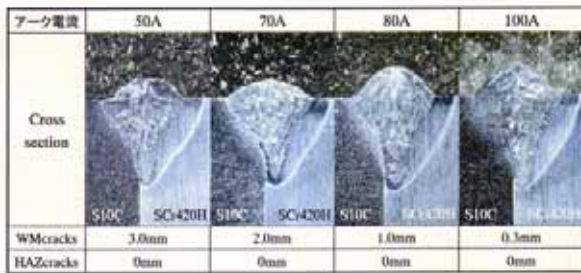


図 16 ハイブリッド溶接における割れ長さに及ぼす溶接電流の影響

4. 結論

中、高炭素鋼を急熱のレーザー溶接時に生じる高温、及び低温割れ評価の基礎実験により、割れ形態を 4Type に分類し、下記結果を得た。

- (1) 溶接金属の炭素量が 0.58% を超えると、センターライン近傍にセル状デンドライト粒界およびその横断面に発生する割れが観察された。この溶接金属はピッカース硬さが 700 Hv を超えており、マルテンサイト変態誘起低温割れ (Type 1 の割れ) と考えられる。
- (2) さらに溶接金属のピッカース硬さが 800Hv の時、デンドライト晶の粒内にも低温割れが観察され、マルテンサイト変態誘起の低温割れ (Type 2 の割れ) と考えられる。
- (3) 溶接金属の炭素量が 0.28% を超えると、溶接金属に凝固割れ (Type 3 の割れ) の発生も見られた。
- (4) SCr420H 浸炭材溶接熱影響部の浸炭部及び S45C 材の溶接熱影響部でも低温割れが観察された。700 Hv 以上の硬さおよび SEM 観察結果よりマルテンサイト変態誘起低温割れ (Type 4 の割れ) と考えられる。

(5) ハイブリッド溶接においてレーザー照射位置を浸炭材 SCr420H 鋼側にオフセットして突合せ溶接を行うと、オフセット量を +0.5mm とすると、HAZ に発生する Type 4 の変態誘起低温割れを防止することができた。

(5) ハイブリッド溶接において、溶接電流を 50 から 140A に変化したとき、溶接電流が 100A の時、最も割れ長さが低減し、0.3mm となった。

参考文献

- 1) 松田, 上山: 溶接学会論文集 11-1(1993), P95
- 2) 坂端, 渋谷, 中島, 峰久: 溶接学会論文集 4-1(1986), P131
- 3) 沓名, 町田: 溶接学会全国大会講演概要第 72 集 (2003) P138

著者紹介

沓名 宗春

Muneharu KUTSUNA

生年月日, 昭和 20 年 1 月 3 日

学歴, 名古屋大学 大学院工学科研究科博士課程満了

学位 工学博士, (名古屋大学, 1974)

職歴 昭和 47 年 4 月 川崎重工業, 入社

昭和 57 年 3 月 川崎重工業 退社

昭和 57 年 4 月 名古屋大学 助手

昭和 60 年 4 月 同 講師

平成 4 年 12 月 同 助教授

専門や研究内容: 金属工学、溶接工学、レーザー加工工学

受賞歴: 1982 年 日本溶接協会技術賞、

1999 年 軽金属溶接構造協会 論文賞

所属学協会など 溶接学会、レーザー学会、金属学会

米国溶接学協会、米国レーザー学会

E-mail: kutsuna@numse.nagoya-u.ac.jp

TEL & FAX: (052) 789-3365