

鉄鋼材料の溶接における高温割れ

松田 福久*

Hot Cracking in Welded Joint of Steels
Fukuhisa Matsuda

Synopsis: Hot cracking that may occur in fusion welding is described with respect to its mechanism and prevention for carbon, low alloy and stainless steels, and heat resisting alloys.

keywords: Welding; hot cracking; carbon steel; low alloy steel; stainless steel; solidification cracking; liquation cracking; segregation cracking; ductility-dip cracking; vareststraint test; submerged arc welding; critical ductility curve; critical strain rate for temperature drop; solidification brittleness temperature range.

1. はじめに

近時、新しい鋼種、鋼材が次々に試作、生産されてきている。これらの材料は特殊な目的鋼以外は一般に溶接手法によって構造体化される。一方、溶接技術も次々に新しい熱源、施行法などの手法が改良、開発されてきており、今後、これらの手法の活用が期待されている。しかし、溶接技術は熔融溶接（融接）を適用する限り、加熱—熔融—凝固—冷却（急冷）の熱サイクルをたどる。このため、熔融溶接時に発生し易い欠陥は、手法の種類により発生形態、発生量に多少の違いはあるが、どの手法においてもほぼ同様なメカニズムで発生する。

溶接欠陥の内、最も溶接継手の信頼性に危険視されているのは溶接割れである。ここでは溶接施工時に起こり易い溶接割れの内、溶接熱により高温時に発生する“高温割れ”についてその基礎となる現象とメカニズム的なものを中心に述べてみた。

2. 溶接割れについて

溶接割れは、材質が何らかの理由によって劣化し、これに外力または内力が組合された結果発生する。

溶接割れを分類すると

- ①発生場所から・・・溶接ビード（金属）割れ、熱影響部（HAZ）割れと母材割れ
- ②ビードの方向から・・・縦割れと横割れ
- ③発生温度から・・・高温割れ、低温（冷間）割れ（ラメラアを含む）と再熱割れ（一部SR割れ）
- ④サイズから・・・マクロ割れとミクロ割れ

⑤組織から・・・粒内割れと粒界割れなどとなる。

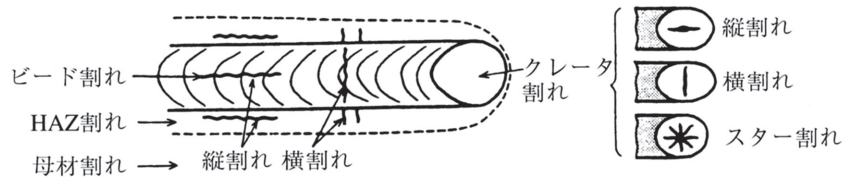
これらのうち、代表的なものでしばしば経験する割れをスケッチで示すとFig.1のようになる。

高温割れはステンレス鋼、耐熱合金、非鉄合金および特殊高合金鋼などにおもに発生する。低温割れは低・中合金高張力鋼、中・高炭素鋼などにおもに発生する。高張力市販構造用鋼材は、一般に炭素、低合金高張力鋼などが多いため、これらの溶接割れはおもに低温割れ、とくに水素による遅れ割れが多い。このため、構造用鋼の“溶接割れ”は一般に低温遅れ割れと考えられがちになる。中・高炭素鋼では低温割れのうちでもマルテンサイト変態に起因する焼割れとなることが多い。しかし、低炭素鋼や高張力鋼などでも、サブマージアーク溶接（SAW）の終端割れやCO₂溶接部の梨形割れなどは高温割れである。また電子ビームやレーザ溶接金属における割れも高温割れである場合が多い。このため、割れはその材料のみで高、低温割れの判断をすることは危険である。その正確な判断は仲々むづかしい処があるが、割れ破面のSEM観察による方法が最も正確であると思われる。

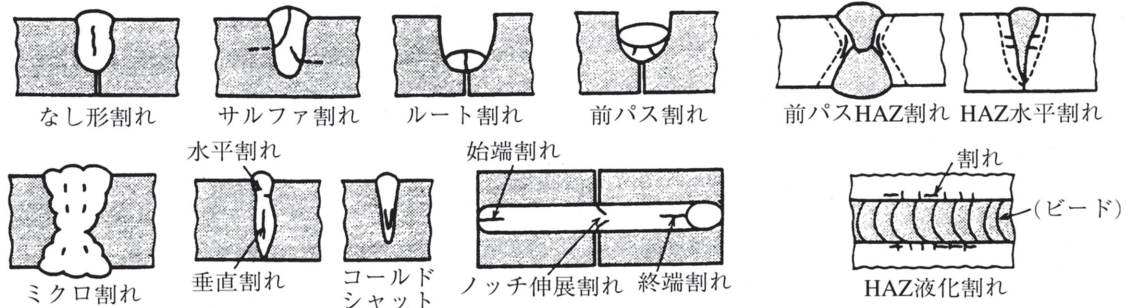
3. 高温割れの分類、特徴

高温割れは溶接中または溶接直後の高温 [一般に $T_m/2$ 以上の温度と考える。 T_m ・・・融点 (K)] 時において溶接部の自己収縮および外部変形などによる主として引張りずみによって引き起こされるものである。高温割れを大きく分類すると、固相線温度以上 (super-solidus) と以下 (sub-solidus) で起こる割れになる。前者はおもに固相線

* 大阪大学名誉教授、現（財）発電設備技術検査協会、工博



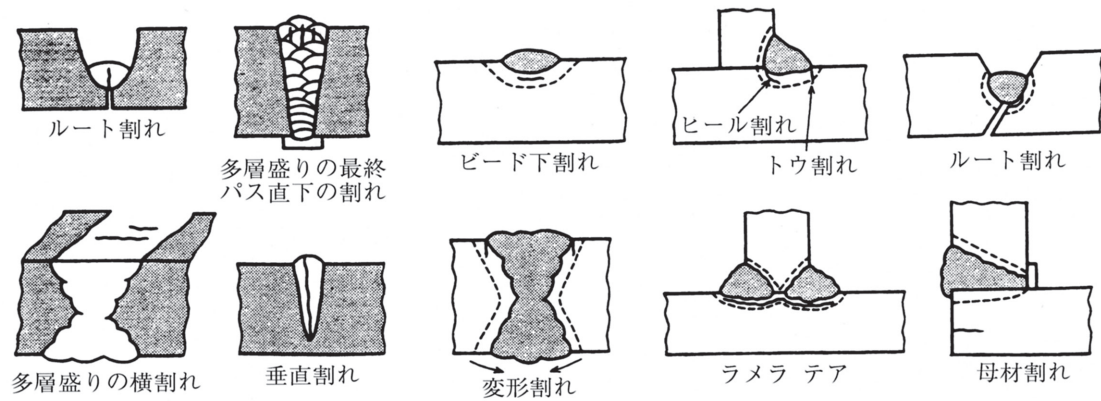
(1) 割れの形状分類.



(a) ビード割れ

(b) HAZ割れ

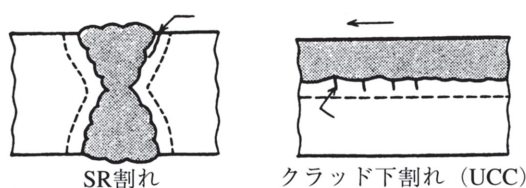
(2) 高温割れ



(a) ビード割れ

(b) HAZ割れ

(3) 低温割れ



(4) 再熱割れ

Fig.1. Schematic illustrations of typical welding cracks.

近辺の温度で粒界に残留する液体の挙動に原因し、後者は粒界における固相の成分偏析、析出物および転位などの挙動に原因するものと考えられる。なお、固相線温度以下の割れでも、割れ部に低融点化合物による融液が存在する材料では、公称の固相線温度以下でも固相線温度以上の割れと考えるべきである。そしてこの場合の固相線温度とは低融点化合物の最終凝固温度が真の意味の固相線温度ということになる。このため、固相線温度は公称固相線温度（大部分の液体の凝固が完了する温度で、熱分析で得られる固相線温度、bulk solidus）と真固相線温度（残留している低融点相が完全に凝固する温度、

true solidus）に分けて考えるべきであり、高温割れを取り扱う場合は真固相線温度のほうを固相線温度と考えるべきである。

Hemsworthら¹⁾は金属の凝固中および凝固後の延性曲線の典型例であるFig.2を利用して高温割れをTable 1のように分類した。すなわち凝固脆性温度範囲（solidification brittleness temperature range, BTR）で粒界の偏析膜に原因するタイプI型“偏析割れ”と、固相線以下において再結晶にともなう新結晶粒界の延性低下温度範囲（ductility-dip temperature range, DTR）で起こるタイプII型“延性低下割れ”である。

Table 1. Classification of hot crackings.

| | |
|---|---|
| Segregation cracking, I (resulted from segregation films) | 1. Solidification cracking of weld metal 2. Liquation cracking of HAZ 3. Liquation cracking of welding(multi-layer welding) |
| Ductility-dip cracking, II (resulted from ductility-dip of grain boundaries at new grains without films) | 1. Ductility-dip of weld metal 2. Ductility-dip of HAZ 3. Ductility-dip of reheated weld metal(multi-layer welding) |

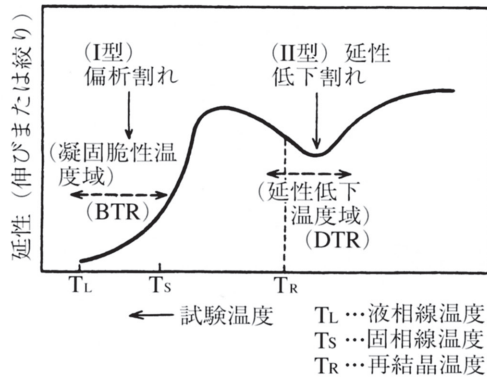


Fig.2. Schematic illustration of a ductility curve of metal and occurrence of brittleness at elevated temperatures.

高温割れの特徴をあげると、一般につきのとおりである。
①割れは、一般に結晶粒界の粒界割れである。凝固割れは樹枝状晶の粒界であり、破面はデンドライト状を示す。また、延性低下割れは凝固後に粒界移動や再結晶によって新しく形成された結晶粒界に発生し、破面は粒界破面を示す。Fig.3は、完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310Sのガス・タングステンアーク (GTA) 溶接金属部にみられた凝固割れ (a)、その割れ破面全面 (b) と各部の拡大 (c) 写真であるが²⁾、高温部ではデンドライト状であることが明瞭に分かる。割れの低温部ではデンドライト状はしだいに不明瞭となり平坦となっていくが、一部に残留融液が存在していたと思われるくぼみ部などがみられ、このことから凝固割れであることが見分けられる。Fig.4は同上の鋼の溶接金属中のやや低温部で見られた延性低下割れの破面である。低倍率では平坦な粒界割れであるが、高倍率でみると、粒界に小さな析出物が多数みられる。この場合の析出物はクロム炭化物系が主であった。

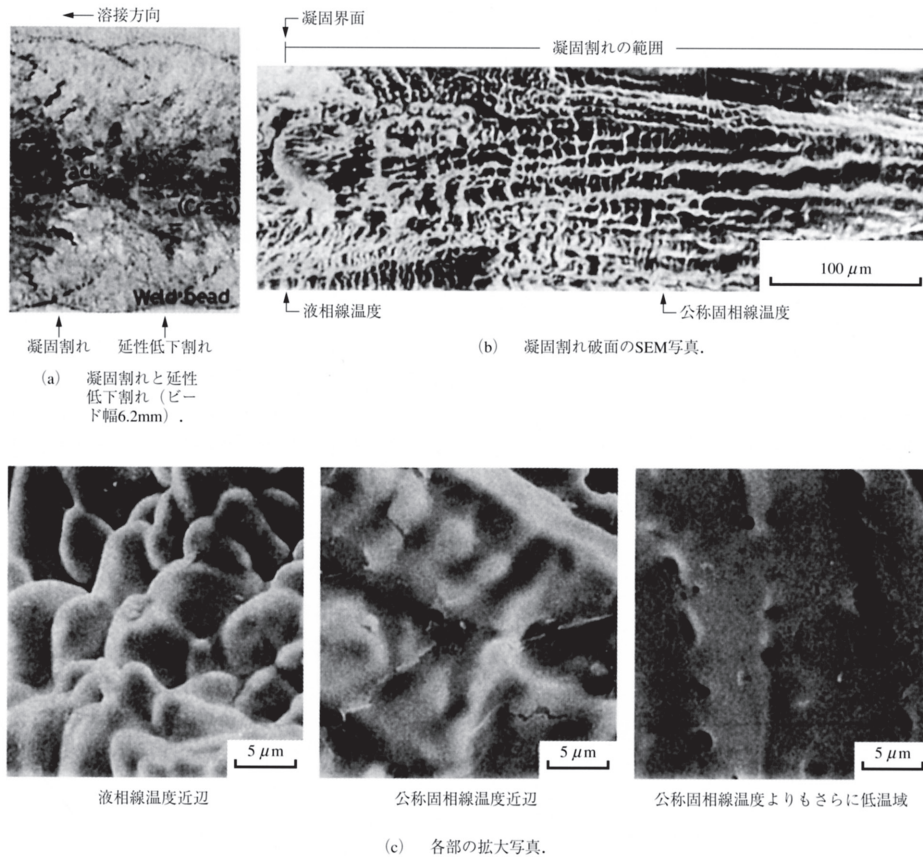


Fig.3. Cracking occurred in trans-varestraint test of SUS310S.

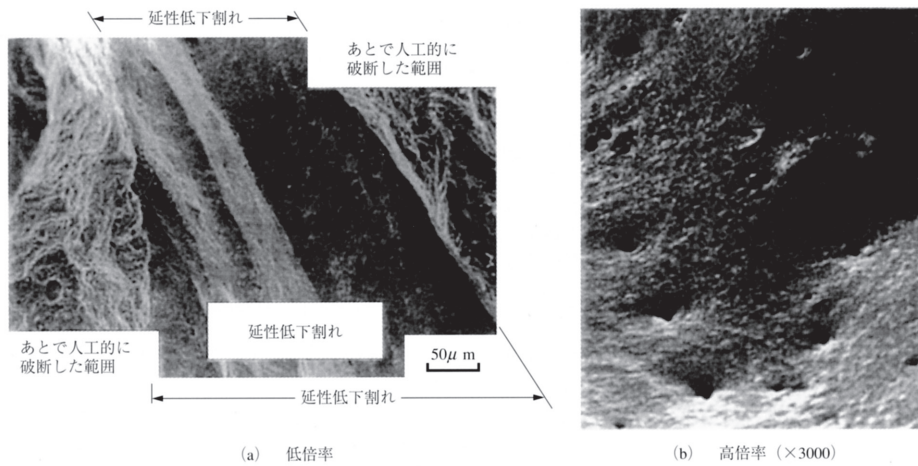


Fig.4. SEM photographs of fracture surface of ductility-dip cracking of SUS310S.

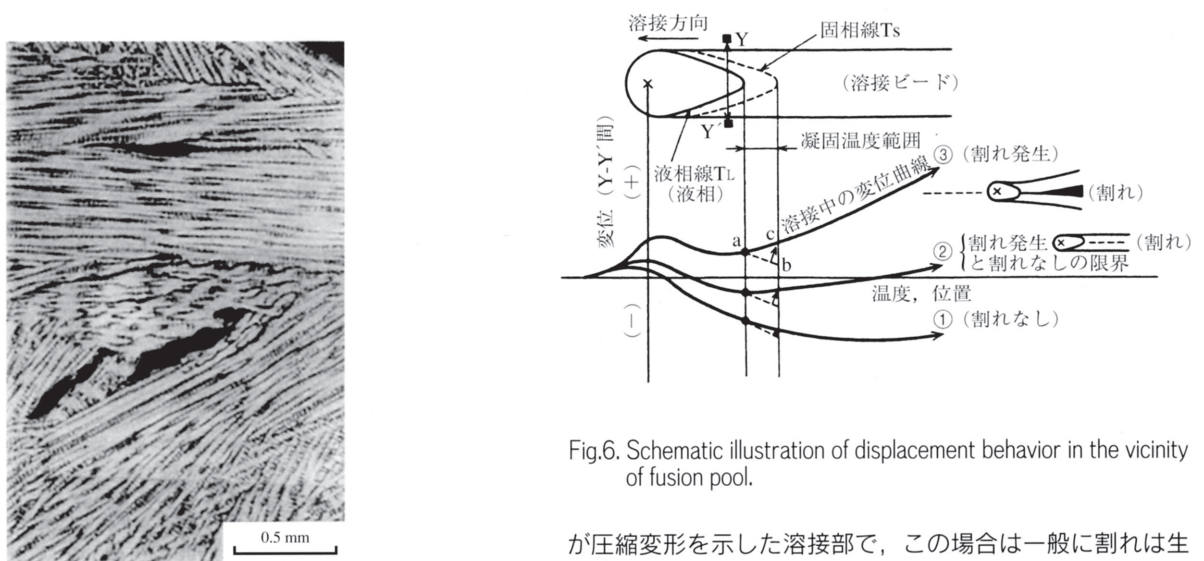


Fig.5. Microstructure of solidification cracking of SUS310S.

②割れの先端は一般にシャープではなく、やや丸味を帯びていることが多い。Fig.5はSUS310SのGTA溶接金属において発生した凝固割れの顕微鏡写真である。

③割れは、表面に達したものであれば大気によって酸化され、着色していることが多い。しかし、開口していないものは、酸化されず銀白色である。

4. 高温割れの発生メカニズム

4・1 凝固割れ (Solidification Crack)

凝固割れは、材料の凝固中に起こる低延性（脆性）と溶接中に起こる変形（変位）挙動との組み合わせによって発生する。Fig.6は溶接ビードの溶接中の凝固近辺のスケッチ（上図）と³⁾、溶接線に直角方向でビード幅に近い距離 $Y-Y'$ 間の変位挙動を時間に関して示している（下図）。変位曲線を3種類（①、②、③）示しているが、①は外部から圧縮を受けている場合または溶接ビードの収縮によって試験板自体

Fig.6. Schematic illustration of displacement behavior in the vicinity of fusion pool.

が圧縮変形を示した溶接部で、この場合は一般に割れは生じない。薄板で狭い板幅の試験板上をGTA溶接をして割れが発生していない場合には、一般にこのような挙動を示す。

また、②は外的にほぼ完全拘束を受けている場合で、この場合の溶接金属は自己の収縮によってのみ引張変位を受けていることになる。厚板で広幅の試験板上をGTA溶接でビード溶接したときの変形挙動がこのようになる。

したがって、この場合には一般に割れが発生しないが、溶接金属がきわめて低延性で脆弱な場合は割れが発生する。

③は外的に引張力を受けているが、溶接によって試験板が開口変位を示した場合の溶接部である。溶接金属には自己の収縮以外に外部変位の引張変位が加わり、曲線の右に図示するように割れが連続的に生じることが多い。

また、溶接線の始端、終端での回転変形を受けた場合もこのような挙動を示す。これは凝固が開始する液相線温度 (T_L) においてa点であったものが、凝固が完了する固相線温度 (T_s) では、本来自由収縮でb点に移るはずであったものが、外部からの強制引張力などによりc点に引き伸ばされているのである。そして、この材料では凝固時の凝固脆性温度領域 (BTR) における延性値がbc間より少ない（低い）ために割れが発生してしまうのである。

したがって、割れ発生の有無の条件は次のように示すことができる。

$$D_N + D_E \geq D \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 $>$ ・・・割れ発生、 $<$ ・・・割れ発生せず、 $=$ ・・・割れ発生の有無の限界、ここで D_N ・・・自由収縮変位、 D_E ・・・外部変位、 D ・・・凝固中の限界延性値である。

このことを図示するとFig.7となる。下の図は溶接ビード表面の柱状晶の成長形態を示している。上の図は T_L - T_S 間の変位曲線を直線①、②、③で近似的に示している。また T_L - T_S 間に、割れ発生までの限界延性曲線を示している。

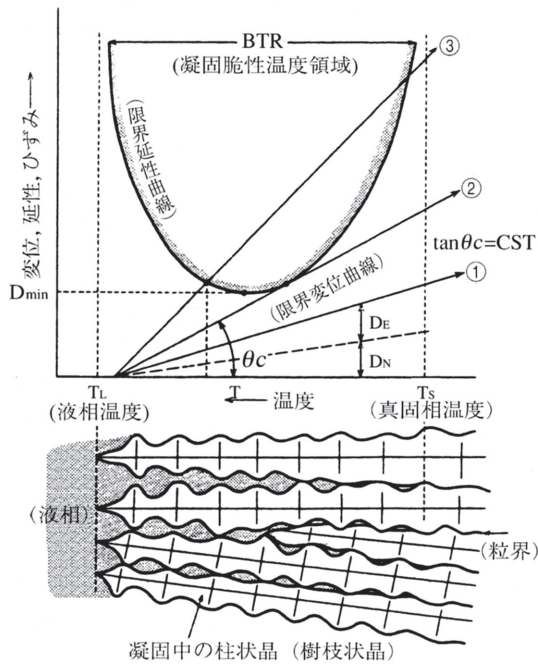


Fig.7. Explanation of solidification cracking mechanism.

斜線の範囲がBTRでの延性の低下を示す。①は延性曲線と交差しないので割れは発生せずに凝固が完了する。しかし③では温度 T で交差するので、この温度で割れが発生し、溶接アークの移動とともに割れは進展していく。また②は割れ発生の限界を示す限界変位曲線である。そこでこの接線の勾配を θ_c とすれば、 $\tan \theta_c$ はこの材料の凝固割れに対する限界の変位速度を示すことになり、材料の凝固割れ感受性を示す値となる。このため、この $\tan \theta_c$ を限界変位率(CST値, critical strain rate for temperature drop)とよび、この値で割れ感受性を評価しようとしている⁴⁾。すなわちCST値の大きい材料ほど凝固割れが発生しにくい良好な材料ということになる。

なお、本来、延性曲線は種々の変位速度をもつ変位を与えて作製すべきであるが、一般には凝固割れは変位速度依存性がないか比較的少ないといわれているため⁵⁾、高変位速度で求めた延性曲線で代用している。このため、バレストレイン割れ試験法⁶⁾などにより延性曲線を求めている

ことが多い。

つぎに割れ発生時期に関して従来からの諸説の内、strain theory⁷⁾について簡単に紹介する。

金属の凝固の段階をFig.8の上図のように考え、これに対し中図に各段階における耐荷重能力を、下図に破断までの変形能力を示した。このうちの、液膜段階は薄い液体の膜によって固体が分離されている状態であり、耐荷重能力も弱く変形能力も最小であるので、割れはこの段階において起こる。したがって、粒界の薄膜の期間が長いほど割れやすくなる。これは、たとえば低融点の偏析物をつくるような合金元素が含まれていると顕著に長くなる。この考え方は凝固割れに対してのみではなく、次に述べる液化割れ機構に対しても考えられるのである。

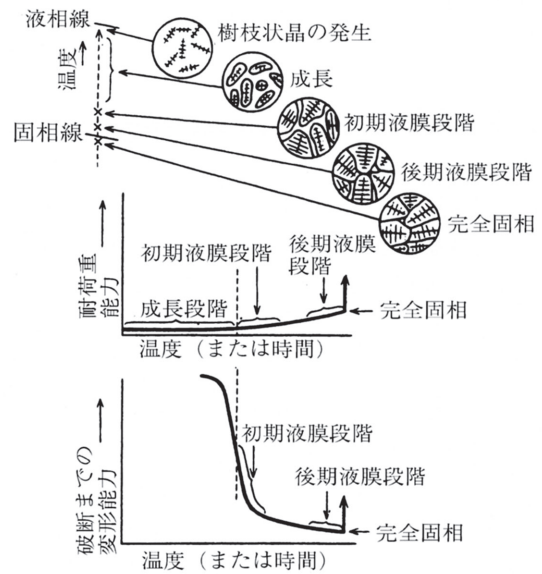


Fig.8. Solidification stages and properties by strain theory.

4・2 液化割れ (Liquation Crack)

HAZの液化割れについては、すでにstrain theoryによって広く説明されている。すなわち、Ruzakらは⁸⁾ Fig.9に図解するように、HAZは最初溶接金属の熱膨張により圧縮応力を受けるが、アーク通過直後からしだいに引張応力が負荷されるようになる。これは溶融点温度近辺に、加熱されたHAZが冷却にともない収縮しようとするが、それがその外側の母材の加熱膨張などにより阻止されるためである。したがって、このように引張応力がはたらいっているときに、ちょうど結晶粒界の偏析または低融点の析出物などが溶融して液膜段階にあれば割れが発生するのである、すなわち、割れが発生するのは、粒界偏析または粒界析出物などの融点が低く、Fig.9 (c)の曲線①に示すように、応力が圧縮から引張りに変化した場合でもなお液相が存在するときである。もし、③のように粒界の偏析または析出物の融点が高い場合は、一度溶融した液相も圧縮応力の期間中に再凝固してしまい、引張応力になった場合にはもはや液相が粒界に存在しなくなっているため割れは発生しない。

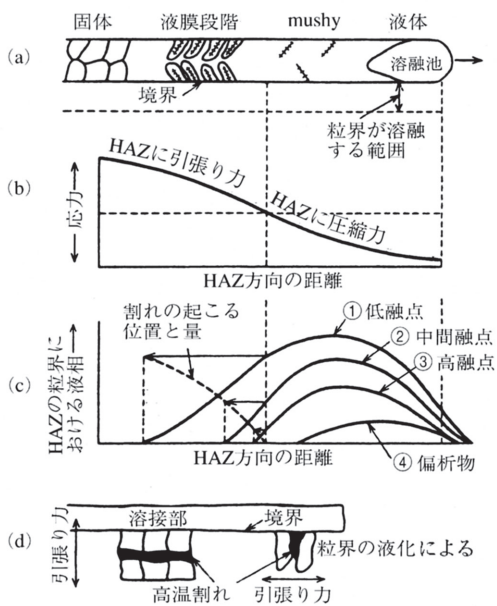


Fig.9. Schematic diagrams of HAZ liquation cracking mechanism.

この機構により割れはFig.9 (d) に示すような横と縦のいずれにも発生することが考えられる。一方、横割れでは、溶接金属の液相量が多い時期に発生すると液相がこの割れに流入し、これを“充てん”することがある。この機構はアーク溶接部ばかりでなく電子ビーム溶接部のHAZの水平割れなどにも適用できるのである。

なお、液化割れの起点となる粒界の液化現象は、結晶粒界に偏析や低融点析出物がある場合に起こることは当然であるが、これ以外に粒界析出物が高融点であっても、合金によっては組成的液化 (constitutional liquation) 現象によって固相線温度以下の低温度で発生することがある¹⁴⁾。この現象は析出物が分散している耐熱合金などで起こることがあり、つぎのように説明されている。すなわち、Fig.10の状態図で平均組成Coなる合金を考えると、常温ではCo組成のマトリックス α 中に A_mB_n の析出物が粒内、粒界に散在する状態である。これが熱サイクルにより加熱を受けると、本来ゆっくりした加熱であれば T_L において A_mB_n が α 中に完全に固溶し、

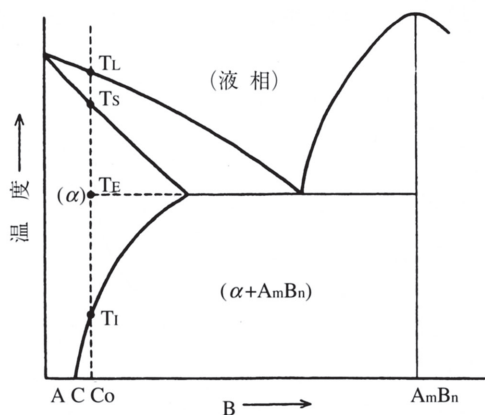


Fig.10. Explanation of constitutional liquation phenomenon.

この合金は T_s まで加熱されて始めて粒界液化が開始するはずである。しかし急速加熱の場合 T_L では A_mB_n はほとんど α に固溶せず、残留したままの状態 T_E にまで加熱される。そして T_E で α と A_mB_n の界面で共晶反応が起こり、これにより低温度で液化する。このように急速加熱では T_s より低い温度 T_E で液化が起こるのである。一方、 T_E でもし長時間保持されると、 A_mB_n の析出物が界面で液化したあと、マトリックス中に次第に固溶していくため、小さな析出物が消失し、ふたたび全部が固体となる。したがって、この現象は急速加熱時の過渡現象として起こるのである。つぎに液相が粒界に存在すると、粒界がすべりを起こし、それが割れにつながるという考えかたをgrain-boundary sliding theory⁹⁾とっているが、この考え方はHAZの液化割れのメカニズムの説明にも使われているがここでは省略する。

5. 高温割れの防止

溶接中に凝固割れ (液化割れも含む) を起こさせないためには、Fig.7よりつぎの2方面から検討することが必要となる。すなわち、①施工面の検討・・・溶接中の凝固時または高温時における変位曲線をBTRの延性曲線と交差させないように低くする。②材質面の検討・・・材料の凝固延性特性の改善、すなわちBTRを狭くし、限界変位値 (D_{min}) を大きくする。つぎにこの両面についてそれぞれ述べてみる。

5.1 施工面からの検討と防止策

すでにFig.7で述べた自由収縮と外部変位量などの和で表される変位曲線をできるだけ低くすることが、凝固割れなどを防止するうえで大切なことである。現用の通常の構造用鋼の溶接では、溶接材料そのもののBTRは狭くて高温割れ感受性は比較的低いが、それでも大入熱のサブマージアーク溶接 (SAW) や CO_2 アーク溶接で溶接条件の選定をあやまると、溶接金属の柱状晶会合部に高温割れを起こすことがある。

溶接ビード断面の形状がいわゆる梨の実形になるような条件では高温割れが生じやすい。断面形状をあらゆるパラメータとして、溶接金属の深さ H と幅 W の比 H/W がある値以上になると高温割れが発生し易い。AWS structural welding code part III-submerged arc weldingでは高温 (凝固) 割れ防止の見地から、ビードの深さおよび最大断面ビード幅をこえてはならないと規定している。自動溶接条件の選定にあたっては、 H/W 値が1附近のある限界値をこえない適正な範囲で決定することが必要である。

さらに、高速度溶接部で溶接ビード表面が涙滴形溶融池となると、ビード中央部が最終凝固線となる。このようなビードでは最終凝固のひずみがビード中央部に集中するため、この部分に凝固割れが発生しやすい。このような場合には溶接速度を遅くし、だ円形溶融池形状になるよう溶接条件を選定することが必要である。

5・2 材質面からの検討と防止対策

凝固の最終段階では、少量の低融点の液相が固相間の結晶粒界に存在し、これに外力がかかり変位となり割れとなる。したがって、最後に残留する液相の性質によって割れやすさが決まることになる。実験結果では、BTRの最低温度は、残留融液の真の凝固完了温度 T_s にはほぼ近いことがわかっている。液相線温度 T_L は同一でも、低融点の液相を作る不純物などが混入している材料では、混入していない材料より、BTRが広くなりCST値が低く割れやすくなる。

つぎに、割れ発生までの限界変位量である D_{min} （または ϵ_{min} ）は凝固の最終段階における残留融液の分布や形態にもかなり依存するようである。この残留融液がいつまでも結晶粒界において“ぬれやすい”状態になっていると D_{min} は低く、球状化していると高くなって割れにくくなることが考えられる。

つぎに、二、三の実用材料について、その凝固延性の特性について述べる。

5・2・1 炭素鋼および低合金鋼

一般にFe-X系（X：任意の元素）の2元系状態図においてFeの凝固温度幅（ T_L -公称 T_s 間）を広げる元素を検討するとFig.11のようになり、温度幅を広げる元素の順序はS, B, P, C, As, Mn, Nb, Sn, Zr, Tiなどとなる。このなかでも、少量で温度幅をとくに広げ、BTRにも悪影響を及ぼす元素には、S, B, P, Cなどが考えられる。

Fig.12は低炭素鋼の種々のSAWの溶接金属の凝固延性曲線をトランスバレストレイン（trans-varestraint）割れ試験法で求めた結果を示す。

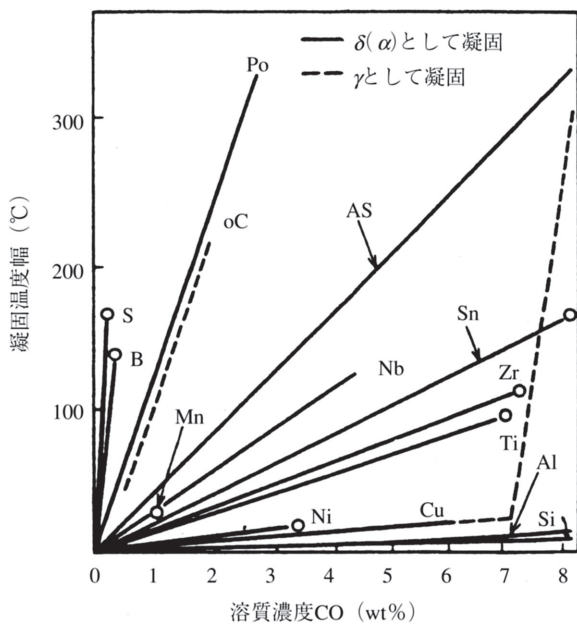


Fig.11. Relation between solute content and solidification temperature range in Fe binary phase diagram.

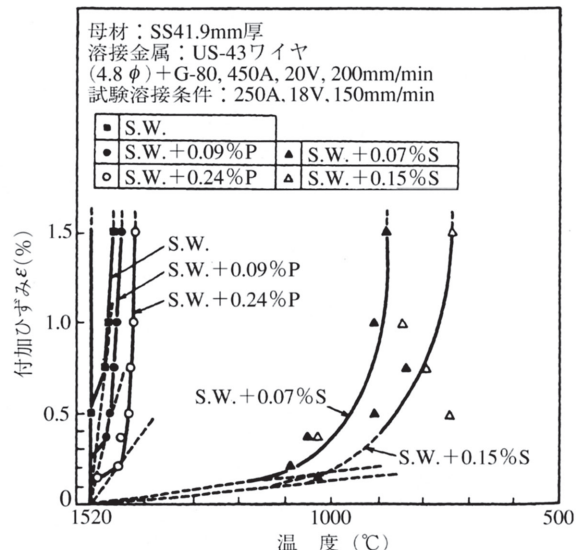


Fig.12. Effect of S and P on solidification brittleness in trans-varestraint of SAW weld metal (S.W.) . (S.W.--- 0.12%C, 0.19%Si, 0.61%Mn, 0.018%P, 0.02%S)

T_L はいずれも約1520°Cで、 T_s はとくに不純物を含ませない現在の溶接金属（S.W.）では約1480°Cとなり、BTRは約40°Cである。また限界ひずみ量 ϵ_{min} も0.5%以上と高い。しかしこの溶接金属にSが0.07%含まれると、 T_s は約900~1000°Cにまで低下し、BTRは約500~600°Cときわめて広くなる。また、Sが0.15%と多くなっても T_s はやや低下するがそれほど低下せずほぼ上記の値となっている。これに対し、Pはこのような低炭素鋼（C：0.12%）の場合、多少添加されても、BTR および ϵ_{min} をSほど極度に悪くさせることはないようである。Fe-S系状態図によれば、FeにSが0.013%以上含まれると、Fe-FeSの共晶をつくり、 T_s は約1000°Cにまで低下することが知られている。このように溶接金属中にSを添加した溶接金属では低融点共晶が凝固組織の粒界に存在する。このため、このようなSの有害効果を防止するため一般にMnを添加している。MnはFe-FeSのFeSをMnS系の形に置きかえ、Fe-Mn-S系としてその共晶温度を高める。Mn量が充分多いと、その共晶温度は1500°C近くにまで高くなり、BTRは20~30°Cにまで狭くなる。このようになると、凝固割れはきわめて起こりにくい。

このため凝固割れを防止するためのMnとSとの量的な関係についての研究はきわめて多い。Fe-Mn-S系の状態図と実験による検討結果によれば¹⁰⁾、 $C < 0.12\%$ 程度の実用低炭素鋼の凝固割れを防止するためには $Mn^3/S > 6.7$ 、 $C > 0.12\%$ の炭素鋼または低ニッケル合金鋼などでは、 $Mn^5/S > 370$ の単純な指標によって凝固割れ防止の限界値も検討されている。Fig.13は凝固割れ防止に関して従来から実験的に求められているMn/SについてFe-C系状態図の高温側についてまとめて示したものである。これらの結果では、パラツキはあるが、 $C < 0.1\%$ では $Mn/S > 22$ 、 $C \cdot 0.1 \sim 0.125\%$

でMn/S>30, C・0.125~0.155%でMn/S>59, さらにCが高いとMn/Sを大きくするのみでは割れは防止することができず, Pなどを低下させることが必要となる。これは初晶がδ相よりもγ相が多くなるため, Sに対すると同時にPに対する偏析も大きくなるためと考えられている。

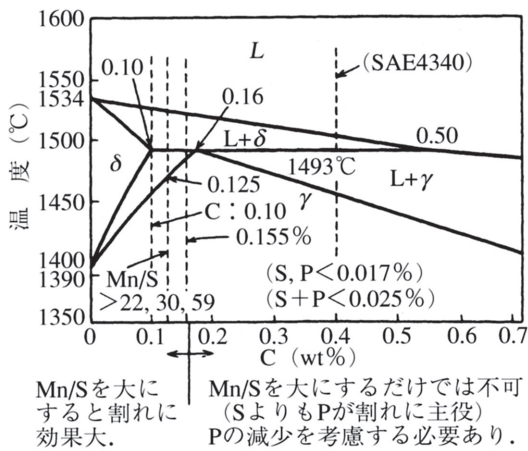


Fig.13. Fe-C phase diagram at high temperature region and Mn/S, and S and P contents necessary to prevent occurrence of cracking.

さらに, 1%CrMo鋼では, (S+P) < 0.007/C (%) で割れが防止できるといわれている¹¹⁾。さらに2%CrMo鋼の SMAWの溶接部では, 硫化物の形成を防ぐためにMn > 0.75%であることが推奨されている¹²⁾。またニッケル低合金鋼 (Ni・0.4, C・0.14, Si・0.3, Mn・0.9%, 板厚12.5mm) の GTA溶接部 (10パス) で割れを防止するためには, フィラメタル中のニッケルが4%のものでは (S+P) < 0.025%, 6%のものでは (S+P) < 0.020%であることが必要であるといわれている¹³⁾。

Fig.14は電子ビーム (EB) 溶接部に発生するビード内の水平割れの発生限界を炭素鋼や低合金鋼中のC量とS+PおよびMn/Sの関係で整理して示したものである¹⁴⁾。この結果によっても, Cが0.2%以下と0.3%以上では大きな差が認められている。C<0.2%ではMn/S>30で割れを防止することができ, また (S+P) < 0.04%と比較的多くのS+Pが許容されるが, C>0.3%では割れ防止のためのMn/Sはきわめて大きくなり, またS+Pも0.02%以下ときわめて少なくすることが必要である。

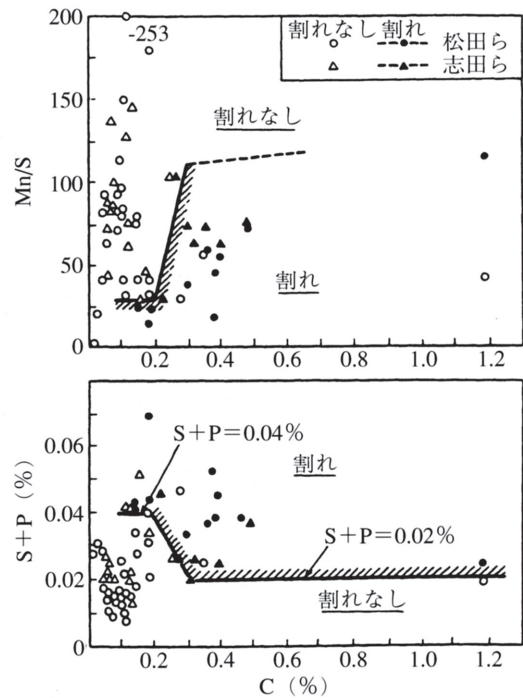


Fig.14. Example of Mn/S, S and P contents necessary to prevent occurrence of horizontal cracking (solidification cracking) in carbon steels.

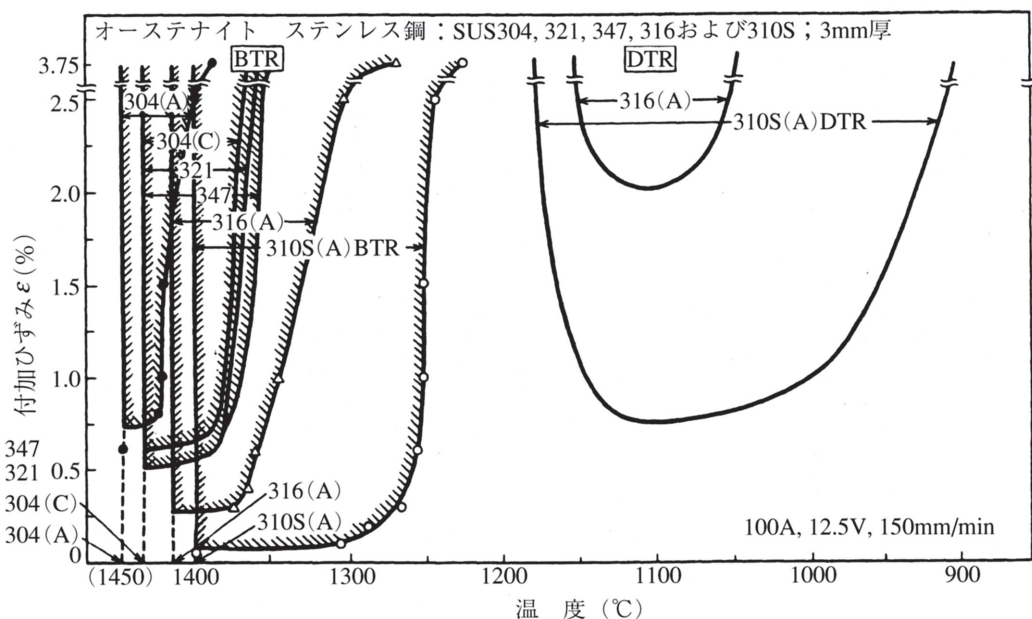


Fig.15. Example of solidification ductility and ductility-dip of commercial austenitic stainless steel.

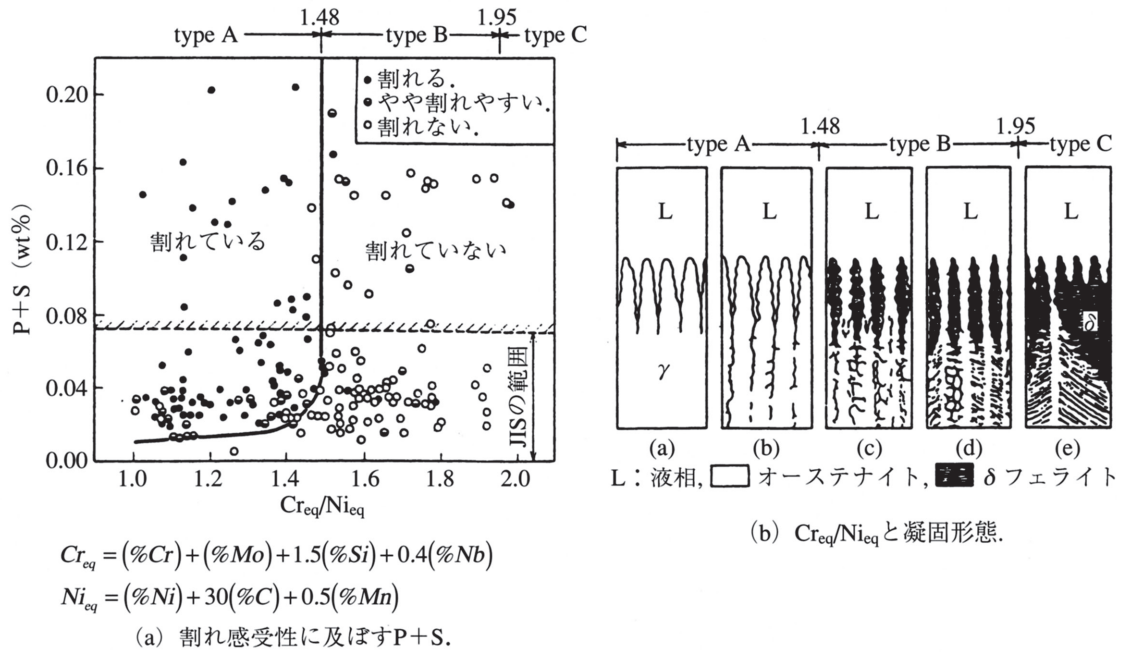


Fig.16. Relation between Cr_{eq}/Ni_{eq} and P+S affecting on sensitivity of solidification cracking and solidification mode of stainless steels.

さらに、炭素鋼や低合金鋼の溶接部に酸素が含まれていると耐割れ性が良好となるといわれている¹⁵⁾。これは主にMnS系介在物の共晶形態が酸素が入ることにより球状化するためと考えられている。

5・2・2 オーステナイト系ステンレス鋼

完全オーステナイト系ステンレス鋼の溶接時に、しばしば高温割れが発生する。Fig.15は数種のオーステナイト系ステンレス鋼のGTAビード溶接部の凝固時の延性特性をトランスバレストレイン割れ試験法で比較して示したものである¹⁶⁾。BTRは斜線の領域であるが、SUS310S（完全オーステナイト系ステンレス鋼）はSUS304（ δ 相を含むオーステナイト系ステンレス鋼）に比べて、BTRは広く、最低延性値も低くなっており、凝固割れ感受性が高いことがわかる。又SUS310SとSUS316では延性低下温度領域(DTR)が約1100℃前後にみられる。

SUS304がSUS310Sに比べて割れにくい材料であるおもな理由としては、不純物元素であるS, Pが δ 相に入りやすいため、 δ と γ 相が2相になると粒界面積が増加し不純物が分散するなどとされている。しかし、最近、これ以外に初晶が δ 相の場合、初晶の粒界上に存在していた低融点生成物が、つぎに変態する γ 相の結晶粒内に入ることにより、凝固割れの進展が阻止されるという実験結果が報告されている¹⁷⁾。

SUS310Sのような材料を完全オーステナイトの形態で凝固割れを防止する対策としては、現在SとPを低くすることが最良と考えられている。実験結果では、 $P+S < 0.01\%$ とするとSUS310Sでも割れ感受性はきわめて改善される¹⁸⁾。

凝固割れ感受性に及ぼすP+SとSchaeffler組織図の Cr_{eq}/Ni_{eq} の関係については、Suutalaらが総合的に報告している¹⁹⁾。Fig.16 (a) はそれらの結果を示したものであるが、 Cr_{eq}

$/Ni_{eq} > 1.48$ では割れ感受性に及ぼすP+Sの悪効果はほとんどなくなる。これに対して1.48以下ではその効果はきわめて大きく、 $P+S$ は Cr_{eq}/Ni_{eq} の減少とともに低下させなければならない。そして1.0付近では $P+S < 0.01\%$ としなければならない。そしてこれらの合金の凝固形態を検討した結果では、凝固形態はtype A, B, Cに分類できる。その形態を図示するとFig.16 (b) となる。黒い部分は δ 相初晶である。

すなわちtype BおよびCのような初晶が δ 相により凝固が開始される $Cr_{eq}/Ni_{eq} (> 1.48)$ では割れはP+Sにほとんど影響されなくなる。現在市販のSUS310SのすべてとSUS316の大部分はtype Aであり、SUS316の一部とSUS304はtype Bに属する。さらにtype A, B, Cを従来のSchaeffler組織図に示すとFig.17となる。高 Cr_{eq} , Ni_{eq} 側では従来のSchaeffler組織図とやはずれていることが分かる。

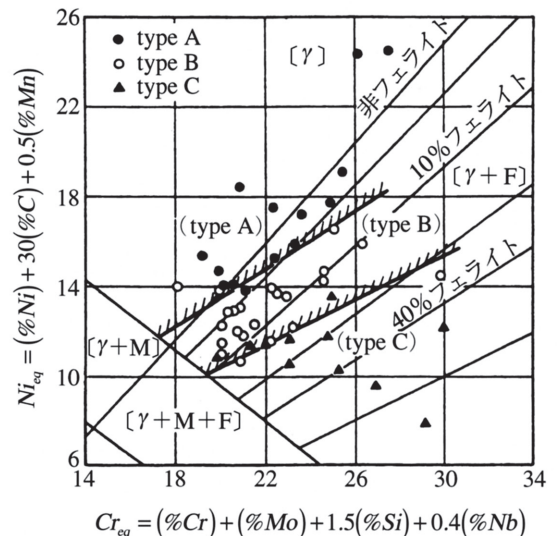


Fig.17. Solidification mode and Schaeffler phase diagram.

SUS310Sなどの溶接凝固割れに及ぼすMnの効果についての検討結果では、Mnが3~6%程度の添加で割れは減少するという報告と²⁰⁾、あまり効果がないという報告がある²¹⁾。これらはその後検討がなされているが²²⁾、その結果ではSの比較的高い(S>0.015%)材料ではMnの効果は認められるが、Sの低い(S<0.01%)材料では効果は認められないようである²⁰⁾。

また、Siは一般に0.3%以下に減少させることが必要である²⁰⁾。これはけい酸塩のフィルムが粒界に形成されること、Siに富む低融点の残留液体の形成によりBTRを広げるためといわれている^{20, 21)}。

さらに、SUS310Sに及ぼすNbの効果については、Nbは一般に高温割れを助長するようであるが、多量に添加すると割れ防止に役立つようである。また、Cの効果についてはCが0.43%以上では延性低下(DTR)がみられなくなり、0.53%ではBTRも狭くなり割れにくくなることが分かっている²¹⁾。これは凝固時にM₇C₃とγ相の共晶が多量に形成するためであるといわれている。

また、SUS310S鋼中へのLaまたはmish metalの添加は高温割れ感受性を著しく改善する。これはLaによる脱硫と同時に高融点のリン化物を形成するためである。しかし、過剰の添加は逆に割れを増大させる。

つぎに、古くから溶接金属の凝固割れを防止するために、実用的には約5%以上のδフェライトを室温で残留する溶接金属組織にすることが好ましいとされている。Fig.18は溶接金属部のδフェライト量とロンジ式バレストレイン割れ試験(4%負荷ひずみ)による全割れ長さとの関係を示している。鋼種にかかわらず、上記の考えが妥当であることがわかる²³⁾。

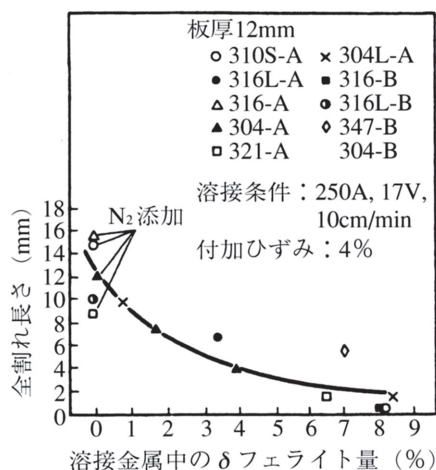


Fig.18. Relation between crack length in longi-varestraint and δ ferrite amounts.

つぎに、溶接時のHAZの液化割れ特性を検討する方法に、従来から熱サイクル再現延性試験方法が行われている。Fig.19は従来報告されているSUS310, 316および304の延性特性をまとめて示したものである²⁴⁾。加熱途上での高温延性

特性は一般に良好であるが、NDT (nilductility temperature) に加熱後の冷却途上での延性特性は一般に低いことが分かる。とくにSUS310では低延性値が低い温度まで続いている。これは多分、前掲のFig.15の延性低下温度領域の下限温度までの延性値を測定していることになるためであろう。最高加熱温度を1340℃に設定し、加熱後1250℃での絞りを化学組成により示した結果では、つぎの関係が得られている²⁵⁾。

$$\text{高温延性指数 } I_{hd} = 100 - (500C + 100Ta + 50Nb + Cr - 10Mo) \% \cdots (2)$$

なお、347鋼ではNbCが析出し、NbCとγ-Feの共晶(融点1315℃)で粒界液化し高温延性指数は著しく低下するといわれている。

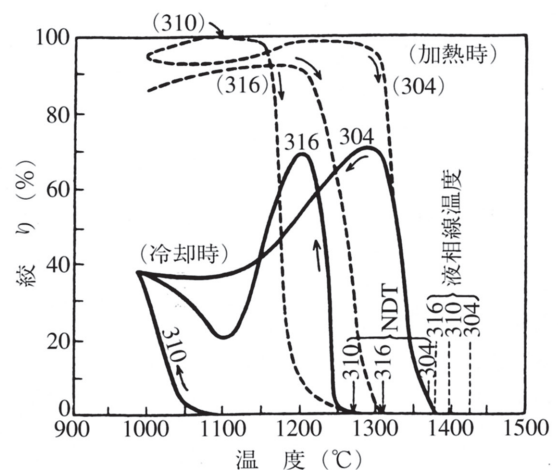


Fig.19. Hot ductility in thermal cycle simulation test of austenitic stainless steels. (Maximum Heating temperature:NDT)

5・2・3 耐熱合金

鉄(Fe)とニッケル(Ni)基耐熱合金の高温割れの防止について述べる²⁶⁾。

まずFe基耐熱合金についてであるが、水素製造装置の反応管などに使用されているHK-40, Incoloy800²⁷⁾, IN-519などは比較的高温割れ感受性が高い²⁶⁾。HK-40に発生する高温割れは、ビード縦割れおよびクレータ割れが主であり、オーステナイト系ステンレス鋼と同様、PおよびS、とくにP含有量を減らすことにより高温割れ感受性を改善することができる²⁶⁾。また、低入熱で溶接することも高温割れを防止するうえで有効である²⁶⁾。

その他、Si含有量を低減することもHK-40の高温割れ感受性を改善するうえで効果が認められている。IN-519は、HK-40よりも高温における良好な機械的性質を確保するため、24%Cr-24%Ni-0.3%C鋼にNbを1.5%程度添加した遠心铸造用耐熱合金であるが、HAZの液化割れが問題となる。液化割れ感受性は、基本的にはNbとC含有量に左右され、Fig.20²⁸⁾に示すように、Nb/C (NbとCの原子パーセント比)がほぼ1のときに液化割れ感受性がもっとも低下する。Nb/Cが1よりもかなり低くなると、低融点の、Cr炭化物と

オーステナイト固溶体との共晶が形成されるため、液化割れ感受性が增大する²⁸⁾。一方Nb/Cの値が1以上になるとラーベス相[(Fe, Cr, Ni)2Nb]とオーステナイト固溶体との低融点の共晶が形成されるため、かえって液化割れ感受性は増加する²⁸⁾。したがって、液化割れを防止するには、IN-519の組成範囲で、Nb含有量を増加させ、C含有量を低減することが必要である。その他、P含有量をできるだけ減らすこと (<0.02%)、また、Si含有量も0.8%以下にすることが、IN-519の高温割れを防止するうえで重要となる²⁹⁾。

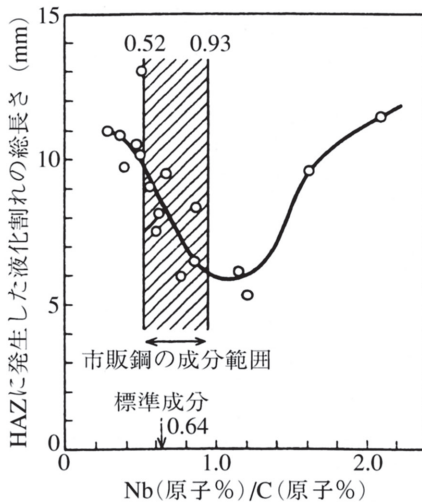


Fig.20. Effect of Nb/C ratio (atomic % ratio) on sensitivity to liquation cracking of IN-519. (spot-varestraint test results)

γ' 相 [Ni₃(Al,Ti)]の析出により強化されているFe基耐熱合金、A-286の高温割れの主原因はオーステナイト固溶体とFe₂Bとの低融点の共晶であることから、B含有量を0.001%以下にすることが、高温割れを防止するうえで有効であることが示されている³⁰⁾。その他、Ti, Mn, Si含有量を減らすこともA-286の高温割れ感受性を改善するうえでの効果が認められている³⁰⁾。

つぎに、Ni基耐熱合金は、固溶体強化および炭化物などの析出により強化されている弱析出型の合金と、主として γ' 相の析出により強化されている強析出型の合金とに大別できる。代表的な弱析出型の合金であるHastelloyXは比較的溶接性が良好であるが、溶接金属中の粒界、サブストラクチャの境界、HAZの粒界において高温割れが発生する場合がある。S含有量を減らすこと、Mn含有量を増加させること(約0.9%)がHastelloyXの高温割れ感受性を改善するうえで有効とされている³¹⁾。

Inconel 718は強析出型Ni基耐熱合金のなかでも比較的溶接性の良好な合金であるが、HAZの粒界において液化割れの発生することが報告されている³²⁾。

Inconel 718の高温割れ感受性を改善するには、比較的低い溶体化処理温度を採用すること(約1313K³²⁾)、粒径を微細

にすること³³⁾が必要である。Nimonic 80AおよびNimonic 90の場合には、Bを0.001%以下に、また、Zrを0.02%以下に低減することが高温割れを防止するうえで有効とされている³⁴⁾。強析出型耐熱鋳造合金であるInconel 713C³⁵⁾やB-1900³⁶⁾では、C含有量を増加させることが高温割れを防止するうえで必要となる。

6. おわりに

ここでは溶接時に発生しやすい割れの内、高温割れについて焦点を当てて述べてみた。簡単にいえば、高温割れとは材料中の不純物元素などが急速凝固中に低融点化合物相を形成し、このため液相線—真の固相線間温度幅を広げてしまうために起こる現象といえる。もちろん、これ以外の要因も入るが、この点が最も重要なポイントといえる。このため、いかにして真の固相線温度を上昇させるかが、その防止にとって重要となる。このことは鉄鋼材料ばかりでなく非鉄材料の溶接においても言えることである。材料の開発研究者はつねにこの点を注意しておく必要がある。

最後に本講が今後の材料開発にいささかなりともお役に立てば幸である。

文 献

- 1) B. Hemsworth : Metal Const. & BWJ, 2 (1962), 5
- 2) 松田 福久 : Trans.JWRI, 7 (1978), 1, 59
- 3) 松田 福久 : Trans.JWRI, 9 (1980), 2, 83
- 4) 仙田 富男ほか : Trans.JWS, 2 (1971), 2
- 5) 荒田 吉明, 松田 福久 : Trans.JWRI, 6 (1977), 2, 37
- 6) 佐藤 邦彦編 : 溶接強度ハンドブック, (1988) 3-28, 理工学社
- 7) たとえば, A.R.E. Singer : J. Inst. Metal, 74 (1947), 197
- 8) たとえば, P. P. Ruzak : W.J., 35 (1956), 9S
- 9) たとえば, C. Zener : An Elasticity of Metals, Chicago Univ. Press, (1953)
- 10) 中川 博二ほか : Trans.JWRI, 5 (1974), 2, 134, 6 (1975) 1, 3
- 11) F.J. Wilkinson : Weld. & Metal Fab., 5 (1958), 171
- 12) D.A. Wolstenholme : Weld. & Metal Fab., 5 (1958), 59
- 13) N. Kenyon : W.J., 50 (1971), 465
- 14) 松田 福久 : 日本鉄鋼協会第65・66回西山記念技術講座, (1980), 36
- 15) E.J. Morgan-Warren : Metal Tech., (1974), 6, 271
- 16) 松田 福久ほか : Trans.JWRI, 13 (1982), 2, 41
- 17) 松田 福久ほか : Trans.JWRI, 8 (1979), 1, 105
- 18) 松田 福久ほか : Trans.JWRI, 7 (1978), 2, 21
- 19) たとえば, Suutalaら : Metall Trans., 10A (1979), 4, 512
- 20) T.G. Gooch : Metal Const., 3 (1975), 146
- 21) 荒田 吉明ほか : Trans.JWRI, 6 (1977), 1, 105
- 22) 松田 福久 : Trans.JWRI, 11 (1982), 2, 79
- 23) 荒田 吉明ほか : Trans.JWRI, 3 (1974), 1, 79
- 24) 鈴木 春義ほか : 溶接学会誌, 32 (1963), 11, 1059

- 25) 鈴木 春義ほか: 溶接学会誌, 32 (1963), 12, 1149
- 26) 栗山 良員ほか: 石川島播磨技報, 10 (1970), 2, 125
- 27) 榊原 瑞夫ほか: 学振123委研究報告, 20 (1979), 1, 87
- 28) 中尾 嘉邦ほか: 溶接学会誌, 51 (1982), 12, 989
- 29) INCO, IN-519 Cast Chromium-niobium heat-resisting steel, (1976)
- 30) J.A. Brooks and W.J., 53 (1974), 11, 517S
- 31) W.F. Savage and B.M. Krants: W.J., 45 (1966), 1, 13S
- 32) J.Gordine: W.J., 50 (1971), 11, 480S
- 33) E.G. Thompson: W.J., 48 (1969), 2, 70S
- 34) N. Stephenson: British W.J., 9 (1962), 5, 301
- 35) 井川 博ほか: 溶接学会誌, 39 (1970), 12, 1273
- 36) 井川 博ほか: 溶接学会誌, 43 (1974), 5, 458

