



UDC 539.4 : 539.52 : 621.791 : 669.14

# 溶接における急熱急冷熱サイクル途上での鋼の高温延性

田村 博\*

## Hot Ductility of Steel on Rapid Heating and Cooling in Welding

Hiroshi TAMURA

### 1. はし が き

鋼が溶融凝固を含めて急熱急冷熱サイクル過程の高温で時々刻々どのような機械的強度と延性を示すかは、溶接・鋳造・熱間加工・熱処理などの分野でとくに興味あるところであり、その他極限技術としては、ロケットなどの飛翔体が大気圏に再突入時に摩擦熱で急熱急冷される現象があり、米国などで研究されている。

鋳造関係では古くから凝固過程あるいはその近傍で発生するいわゆるキレ (tearing) の現象解明のため、鋼の高温変形特性がとくに関心を強めてきたが<sup>1)2)</sup>、最近鉄鋼生産における連続鋳造時に発生する割れ疵をいかに防止するかが問題となり、これが改めて注目されつつある<sup>3)</sup>。

一方鋼を溶接施工する際、溶接部は図1に示すような

急熱急冷熱サイクルを受けるが、これと収縮ひずみが重畳して溶接金属あるいは熱影響部に鋳物のキレに似た高温割れ (hot cracking) やマイクロフィッシャ (micro fissure) が起こることが知られており、これと関連して急熱急冷熱サイクル途上での高温延性がすでに内外 20 数年間系統的に調べられている<sup>4)</sup>。ここでは、従来から行われてきたこれら溶接熱サイクルにおける高温延性の研究を紹介して現在あるいは今後生じるとされる関連分野の方々の、ご参考に供したい。

### 2. 鋼の溶接高温割れと高温延性

本題に入る前に、高温延性の主目的である鋼の溶接高温割れについて概略を述べる<sup>4)~6)</sup>。鋼の溶接割れはその発生温度から低温割れ (cold cracking) と高温割れに

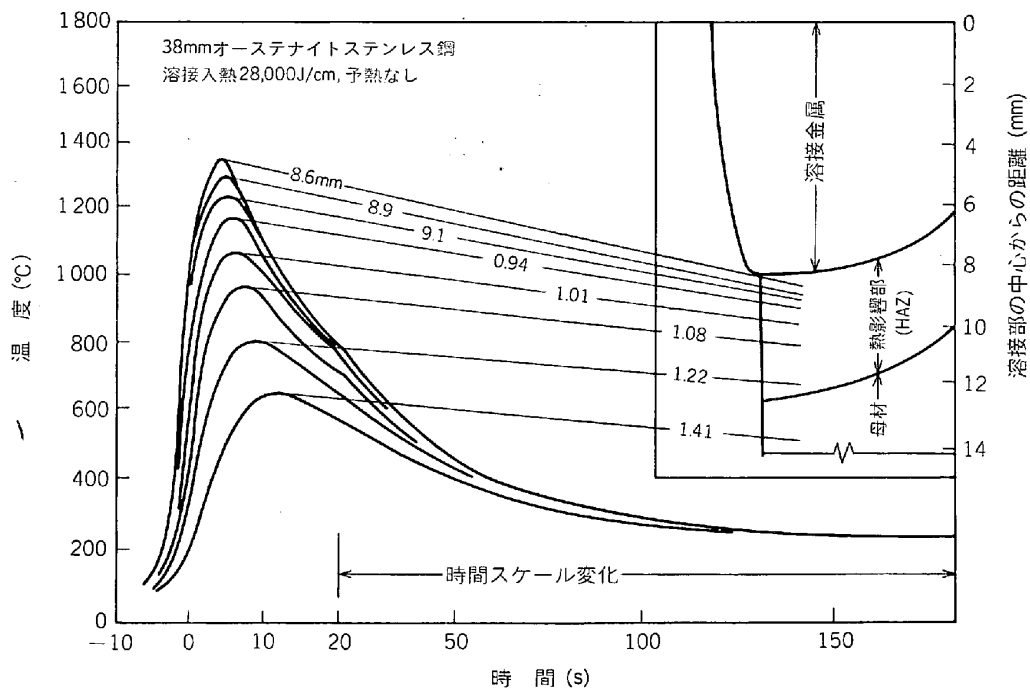


図1 溶接熱サイクル曲線実測例と溶接部の対応 (NIPPES ら)<sup>20)</sup>

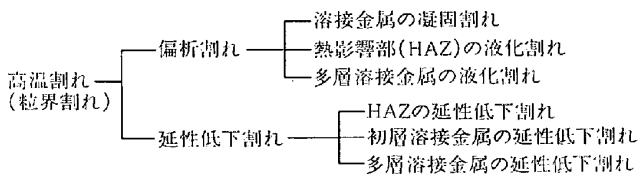
昭和 55 年 12 月 26 日受付 (Received Dec. 26, 1980) (依頼解説)

\* 東京工業大学工学部 工博 (Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku 152)

大別されるが、前者は主に水素に起因するおくれ割れ (delayed cracking) でフェライト鋼ではきわめて重要であるが、ここで採り上げる高温延性とは関係が少ない。

溶接高温割れはオーステナイトステンレス鋼や耐熱合金、あるいはアルミニウムや銅合金などの面心立方金属に起こりやすいので、研究もこれらの材料について多く行われている<sup>9)~5)</sup>。しかし最近では溶接構造用鋼の所要強度もしだいに高くなり、合金量の多い材料が用いられるようになってきているので、フェライト鋼の高温割れもしだいに研究されつつある<sup>7)</sup>。

鋼の溶接高温割れは主に結晶粒界で起こるので溶接粒界割れとも呼ぶことがあるが、これをさらに分類すると次のようになる。



偏析割れ (segregation cracking) のうちの凝固割れ (solidification cracking, 写真 1 a 参照) は鋼溶接金属で凝固の最終段階に残されたわずかな液体が、収縮ひずみに抵抗しきれずにデンドライト 1 次晶粒界などで分離したものである。図 2 はこの状況を説明するため、古くは铸造研究から導かれた Apblett と Pellini のモデルである<sup>8)</sup>。なお鋼の場合、S や P などの不純物が多いと、これらの化合物 (FeS, Fe<sub>3</sub>P など) と地鉄とが低融点共晶を作り、これが低温までフィルム状に残存するため (図 2 の後期フィルム状態) 凝固割れが生じやすくなる。

粒界液化割れ (grain boundary liquation cracking, 写真 1 b) は融合線に近接した熱影響部中の粗大化した結晶粒界が、融点直下で局部溶融を起こしたことによるものである。なお溶接時の急熱急冷熱サイクルによつて鋼中の合金元素が移動し、それが粒界に富化されて粒界液化を起す過程がすでにオーステナイトステンレス鋼<sup>9)</sup>などで観察されている。

これらはいずれも溶融または部分溶融による割れの例であるが、その他溶接熱サイクルにおける再結晶温度直下の中温度域で起こる脆化によつて生じる割れがあり、HEMSWORTH ら<sup>10)</sup>はこれを延性低下割れ (ductility-dip cracking, 写真 1 c) と名付けている (図 7 参照)。

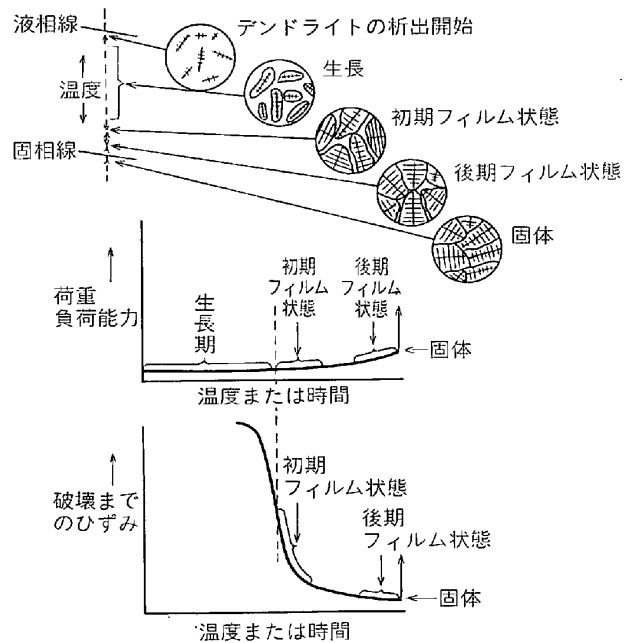
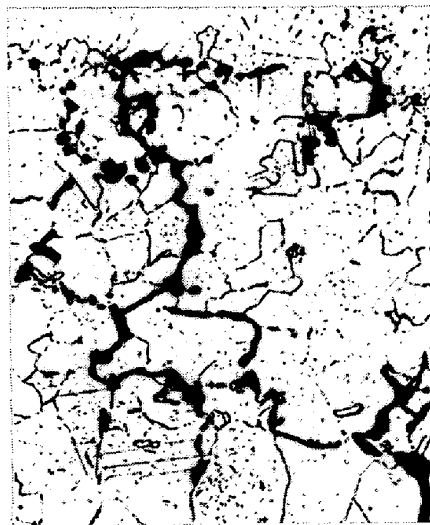


図 2 凝固割れ発生の説明図 (PELLINI ら)<sup>8)</sup>



(a) 凝固割れ (0.2% C-2 1/2 Cr-1 Mo エレクトロslag溶接金属)



(b) 溶接熱影響部の粒界液化割れ (Eshete 1250 オーステナイト鋼, Nb-C-共晶鉄液化)



(c) 溶接熱影響部の延性低下割れ (AISI 304 鋼)

写真 1 高温割れの典型例<sup>10)</sup>

なお多層盛溶接では、あとの溶接熱で下盛溶接金属の中に同じ理由で粒界液化や延性低下割れが起こることがある<sup>5)</sup>。この他溶接後の熱処理や高温使用中の延性低下によつて起こる再熱割れ (reheat cracking) があり、中でも応力除去焼ならしによつて起こるいわゆる SR 割れはよく知られている<sup>4)</sup>。

以上溶接高温割れのうち凝固割れは凝固中、また粒界液化割れや延性低下割れなどは凝固直後とその後の、いずれも急熱急冷熱サイクル途上の材料の強度と延性の变化挙動と密接な関係を持つとの前提のもとに、以下に述べるような高温延性の研究が多数行われている。

### 3. 溶接部の高温延性

溶接における高温延性の研究の発端は、アメリカにおける大容量火力発電用プラント運転中に発生した高温蒸気用 AISI 347 オーステナイトステンレス鋼溶接部の破損事故である<sup>11)</sup>。これらの事故は何れも溶接金属または熱影響部の割れやマイクロフィッシュと関連があるとして、溶接割れを研究する手段として溶接部の高温延性の研究が、主としてオーステナイトステンレス鋼と耐熱合金について始められた。なおこれらの経緯については大森、丸岡の解説<sup>12)</sup>にも触れられている。

#### 3.1 短時間高温引張試験

まず手つ取り早い方法として炉中加熱などによる短時間高温引張試験がいろいろと行われた<sup>13)~17)</sup>。J. Heuschkel は AISI 347 系をはじめ 15 種の溶接棒で溶接した溶接部から 9 mm 径×600 mm 長さの丸棒を切り出して、-184~1216°C の試験温度にし、20 min 保持後約 0.2%/s の速度で引張破断を行つた。この結果では高温ぜい化を示した溶接金属には必ず 982°C (1800°F) 付近で最小延性を示す傾向が見られた。これらの結果から高温延性への化学成分の影響は次の値でまとめられる<sup>13)</sup>。

$$460[29 + \text{Ni} + 19\text{Nb} - 0.75 \text{Cr}] \\ \times [10 \times \text{O}_2 + 1.5\text{N} + \text{C} + \text{Si}]$$

ここで第 1 の括弧内は高温強化に関する項、第 2 の括弧内は粒界をぜい弱にする項で、これらの積で高温延性の低下度を表そうというものである。

この研究によれば、Cr-Ni ステンレス鋼溶接部の高温割れを防ぐには、まず凝固点直下から約 650°C までの温度において適当な最低強度を持つこと、そのためには Ni, Nb を抑え、Mn で強度を調整する。第 2 に粒界ぜい弱化元素の量またはその化合物の分布や形状を変えることが必要となる<sup>13)</sup>。なお図 3 はその後の研究で修正された値と 982°C における伸びの関係を示した<sup>14)</sup>。

PUZAK ら<sup>16)</sup>も 347 ステンレス鋼厚板の溶接で、溶接金属高温割れと同様に母材熱影響部にも散発的な高温割れが起こることを指摘し、この割れが粒界析出物の溶融にもとづくという説を立証するため、347 および 304 鋼板から切り出された 13 mm 径標準試験片を用い、グロ

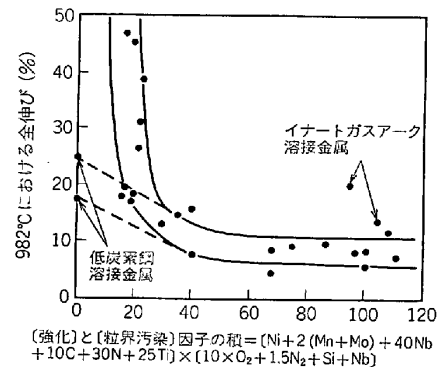


図 3 AISI 300 系溶接金属の高温延性と化学成分の関係 (HEUSCHKEL)<sup>14)</sup>

ーバー炉、アルゴン気中 1150~1430°C での昇温引張試験を行つている。彼らはこの結果から固相線より約 50°C 低い温度で低強度低延性を示した鋼はいずれも高温割れ傾向が高く、固相線より上ではじめてそのような傾向の出る鋼は割れにくいと結論した。なお X 線回折などの結果から 347 鋼の粒界液化の因をなす析出物は、少量の Mn, Si, Fe などを含む NbC と NbN の共晶型の混合物であるとしている<sup>16)</sup>。

HADRILL と BAKER<sup>17)</sup>も完全オーステナイト系 25Cr-20Ni 溶接棒の多層盛溶接で、前述の上盛溶接による加熱で下盛溶着金属\*中に生じたマイクロ割れ発生傾向が、高温引張試験における延性低下とよく一致したと述べている。

#### 3.2 RPI 高温延性

1949 年、NIPPES と SAVAGE<sup>18)</sup>は、アーク溶接の基礎研究を行うため、溶接における急熱急冷熱サイクルを抵抗加熱と電子管式コントロールによつて棒状の試験片に忠実に再生させる溶接熱サイクル再現装置 (愛称 Gleeble) を試作し、数多くの成果を挙げたことは衆知のとおりである。彼らはこの機構に高速引張機構を取り付けて液相線直下までの溶接に類似の熱サイクルを加え、その急熱および急冷途上の任意の温度で丸棒試験片 (13 mm 径×130 mm 長さ) を急速引張破断して、強度と延性を求めることのできる RPI 高温延性試験 (Rensselaer Polytechnic Institute の略) を始めた<sup>19)</sup>。図 4 にその装置の略図を示す。

これによって NIPPES らは SUS 347 をはじめ、各種オーステナイトステンレス鋼および耐熱合金について高温延性を調べている。加熱および冷却サイクル時の最高温度はいずれも 1320~1370°C という溶融直前の高温が選ばれ、加熱および冷却途上の各温度で瞬間的に破断後、強度と延性 (絞り) が求められている<sup>19)20)</sup>。

冷却中の強度と延性の变化挙動は一般に加熱中とは同一にならない。彼らは数多くの結果を図 5 のように大別

\* 母材からの稀釈のないもので、母材も溶かされる溶接金属と区別する。

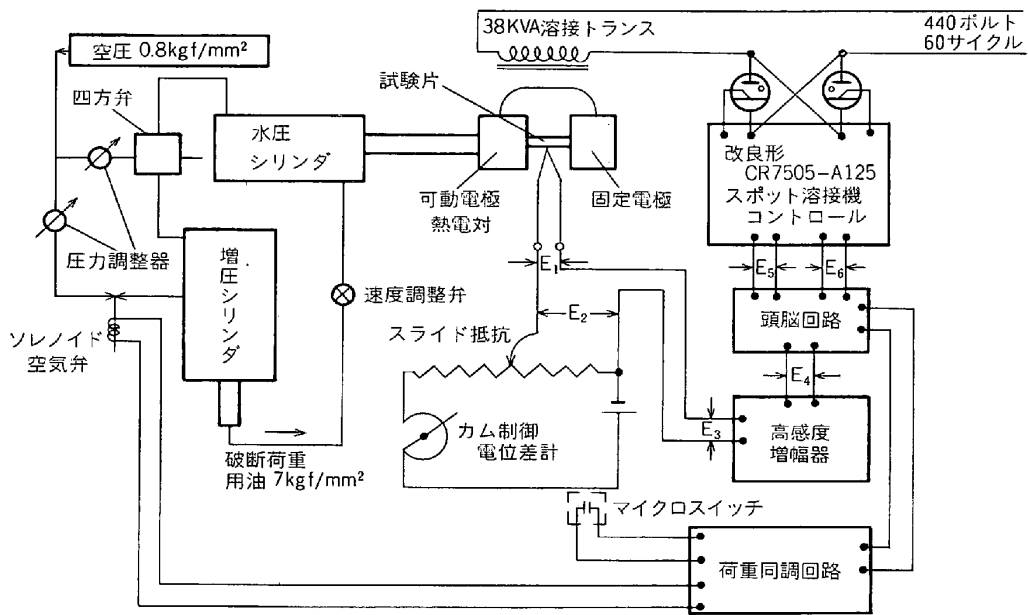
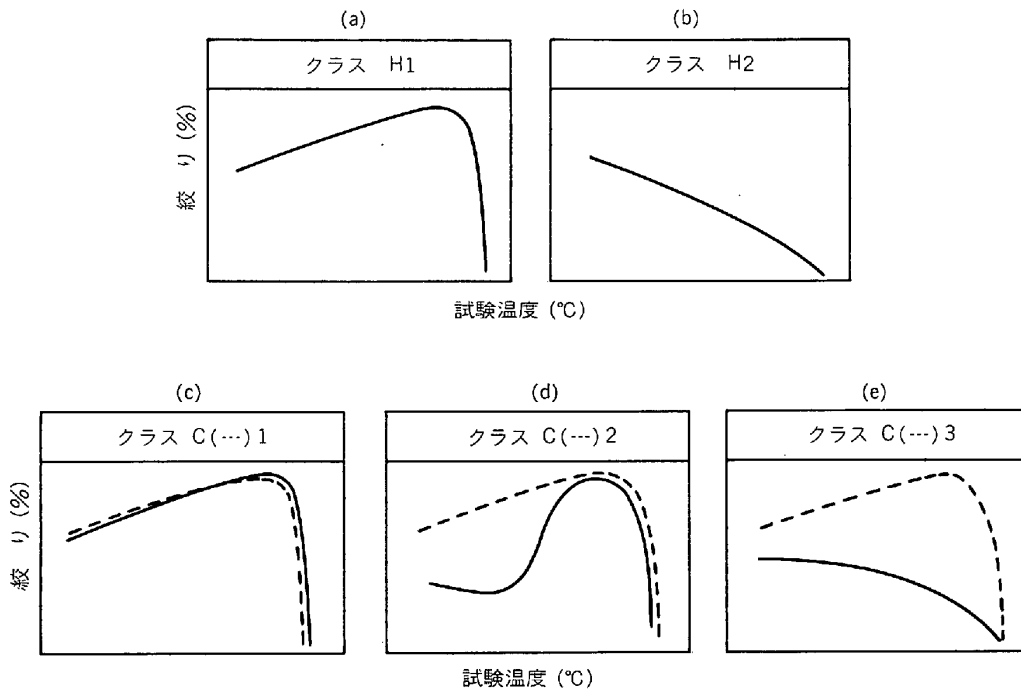


図 4 RPI 高温延性装置の模式図 (NIPPES ら)<sup>18)</sup>



クラス H1, H2 : 加熱途上  
 クラス C1~C3 : 冷却途上 (図中の破線は加熱 H1)

図 5 高温延性曲線の典型的挙動 (NIPPES ら)<sup>20)</sup>

している<sup>20)</sup>。ここでクラス H1 と H2 は加熱途上、同じくクラス C1~C3 は冷却途上 (図中の破線は加熱 H1 を示す) での試験温度と絞り(%)の関係(%)を模式的にあらわしたものである。すなわち H2 や C3 のように融点近く(%)の高温で延性に乏しい材料は溶接中あるいは使用中割れやすい。また H1 と C2 の組み合わせのように加熱時と冷却時で延性の経路が著しく異なるものは割れやすく、H1 と C1 の組み合わせのように経路が一致する材料は割れ

にくいと考えるのである。

347 ステンレス鋼や耐熱合金には加熱時に対して冷却時の延性低下の著しいものが多いが、その理由には次のことが考えられる。まずはじめ分散して存在していた有害な相が、融点近く(%)の高温でオーステナイトに溶解し、冷却時に粒界に網状析出し延性を低下させる。また粒界などに不連続に存在していた低融相も加熱によつて少し組成の異なる連続したネットワークに成長し、融点直下

の液状フィルム段階を引き伸ばすことにより、高温延性に悪影響を与える。

さてこのように求められた高温延性が、実際の溶接高温割れまたは使用中の損傷例と直接関連があるかどうかは、きわめて興味あるところである。SOLDAN<sup>21)</sup>らが主蒸気管に使用して比較的短時間に事故を起こしたものと、長時間無事故の347材2種から試験片を切り出してRPI高温延性を調べた結果では、加熱中は差がなく、一方冷却途上の延性には明らかな差が見られた。なお、この両者の間には微量元素やマイクロ組織にほとんど差がなく、この延性の差の原因は明らかにされていない。なお米国では、高温延性試験が新しい溶接棒の開発<sup>22)</sup>などでオーステナイトステンレス鋼製溶接構造物を安全に使用するための重要な役割を果たしており、当時は溶接棒の購入試験にも用いられていたとも聞いている。

その後、わが国でも火力発電および原子炉工業に用いられる各種オーステナイトステンレス鋼についてRPI高温延性試験が行われている<sup>23)~25)</sup>。異なつた6鋼種についての結果では<sup>23)</sup>、1200または1300°Cでの延性が比較され、次のような、従来の割れ試験結果からみても妥当な評価を得ている。

Croloy 16-8-2Mo, 316, 304L, 304, 347, 310

良 ←-----→ 悪

また、冷却中の1250°Cでの絞り値と化学成分の関係

が次式で示される値を用いることにより直線的に示されている<sup>24)</sup>。

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

なお電子回析結果から、高温延性低下の著しい347鋼は、NbCが不連続に粒界に析出し、 $\gamma$ -Feとの共晶(融点1315°C)による粒界液化を起こしたことが認められている<sup>24)</sup>。

同じくオーステナイトステンレス鋼用溶接棒5種(347型3種, 308L, 316)の溶接金属から切り出した丸棒試験片についての結果<sup>25)</sup>では、冷却途上1200°Cにおける絞り値が、溶接金属中のフェライト量の減少とともに低下しており、同時に行つた高温割れ試験結果ともほぼ一致している。

液化天然ガスを貯蔵する容器に用いられる低温用9%Ni鋼はフェライト鋼であるが、その溶接棒には一般にオーステナイト系高Ni溶接材料が用いられる。したがって溶接金属の高温割れが起こりやすく、そのためにRPI高温延性が検討されている<sup>26)</sup>。図6はインコネル系70Niの他、Ni量を節約した40Ni, 20Ni, および10Ni試作棒で作つた溶接金属について求めた高温延性がピーク温度の上昇とともに著しく低下することが確かめられたので、加熱途上の強度と絞り値がゼロとなる温度( $T_N$ )を求めて、これをピーク温度としている(図6参照)。高温

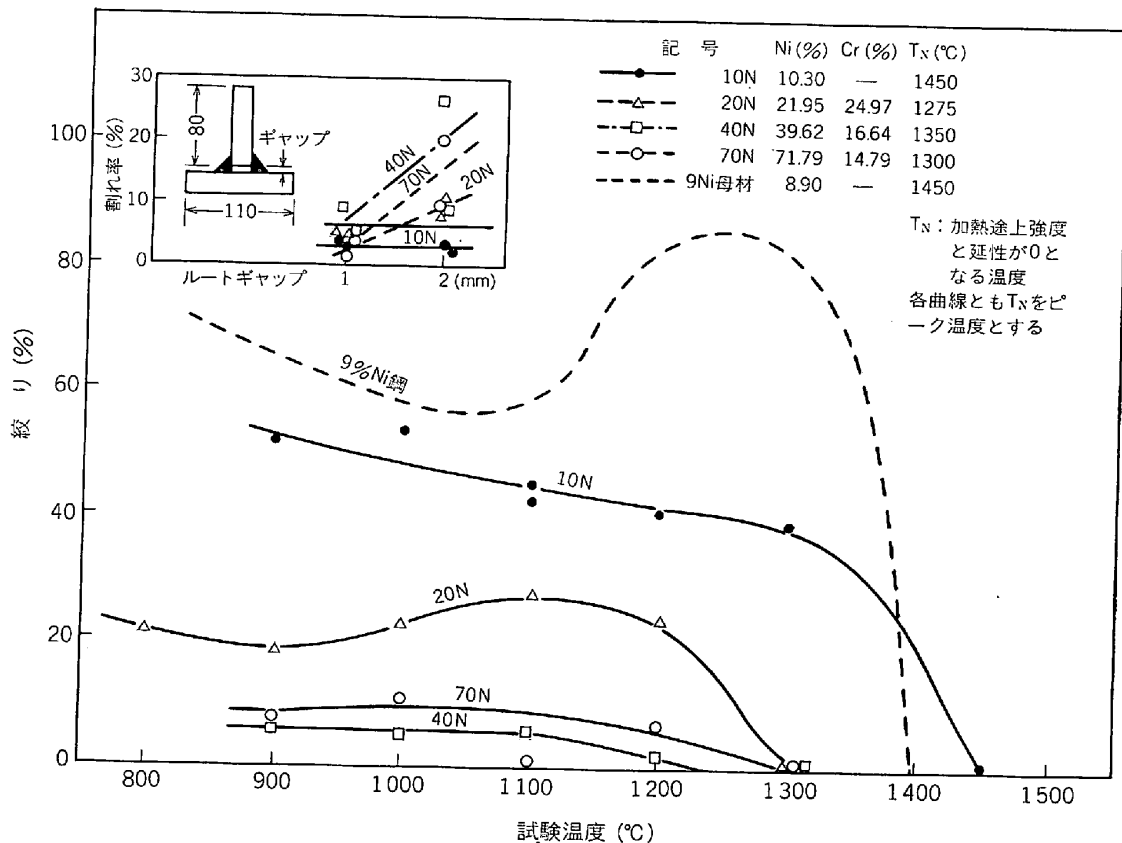


図6 9Ni鋼用高Ni溶接金属の冷却途上のRPI高温延性と溶接割れ(田村ら)<sup>26)</sup>

延性は明らかに Ni 量 (Cr 量も変わっているが)が増すとともに低下し, 40Ni および 70Ni は本実験温度範囲では絞りの回復が見られない. 図 6 には T 型高温割れ試験結果も示したが, 高温延性と割れ率の評価はよく一致している.

#### 4. 高温延性曲線の評価

前述のように, 高温延性は各種オーステナイトステンレス鋼の割れ感受性の比較だけでなく, 時には同じ化学成分の材料の良否の判別も可能にしてくれる. しかしその評価基準としては, ①ある任意の温度での延性, ②冷却途上の延性または強度の回復率など, とはつきりしておらず, 試験条件なども曖昧な点が多い.

##### 4.1 高温延性の評価基準

その後数多くの研究者が RPI 高温延性評価のクライテリオンについて検討を加えている<sup>27)~36)</sup>. これらをまとめると図 7 のようになる. まず加熱途上で延性がゼロになる温度を無延性温度 (nil-ductility temperature, NDT<sup>27)30)33)34)</sup> またはゼロ延性温度 (ZDT<sup>31)32)</sup>, 同様に強度がゼロになる温度を無強度温度 (nil-strength temperature, NST) または ZST と定めて 1 つの指標にする. また冷却途上の延性の回復する温度と固相線温度あるいは液相線温度との差が脆性温度範囲 (Brittle Temperature Range, BTR) またはゼロ延性範囲 (ZDR) と呼ばれ, 以後しばしば液化割れ感受性の目安に用いられている. YENISCAVICH の Ni-Cr-Fe 合金の結果<sup>31)</sup>では, この ZDR がある限界値 (ピーク温度で異なる) を超えるとマイクロフィッシュが顕れている. 一方 1000°C 付近の中温度における延性の窪みは, 延性低下割れに関係して重要と考えられているが<sup>31)</sup>, これには異論がなくもない.

この BTR を利用して RPI 高温延性に及ぼす種々の合金元素の影響が 21Cr-32Ni 鋼 (Incoloy alloy 600 相当) について調べられている<sup>29)30)37)~39)</sup>. 図 8 に Nb<sup>29)</sup> および Ti<sup>37)</sup> の影響を示した. Nb および Ti の添加は BTR を著しく広げる. Nb については, 比較に示したスポットバレストレン高温割れ試験結果\* とよく一致

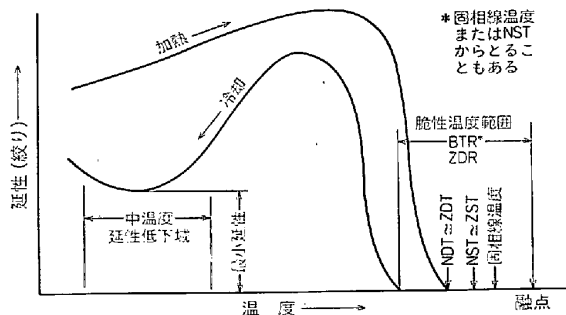


図 7 高温延性評価の模式図

\* 長い溶接ビードに溶接中一定の曲げひずみを与えて高温割れを調べるバレストレン試験 (varestraint test) の変型で, スポット状にアーク溶接する(図 8 参照).

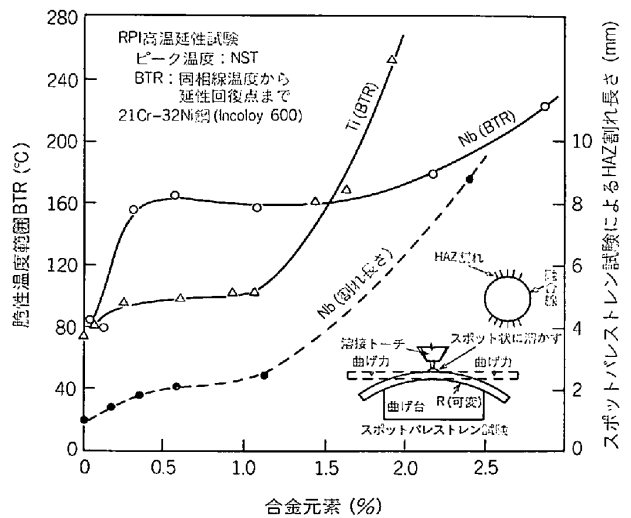


図 8 21Cr-32Ni 鋼の脆性温度範囲と Ti および Nb 量の関係 (斎藤ら)<sup>29)37)</sup>

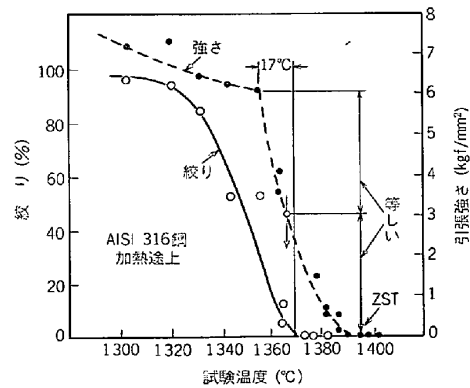


図 9 RPI 高温延性曲線における加熱途上の強さの屈曲点と延性クライテリオン (WILLIAMS)<sup>35)</sup>

しており, BTR クライテリオンが熱影響部の粒界液化割れ感受性評価に妥当なことが知られる. ここでは BTR が 100°C であれば通常の突き合せ溶接で液化割れは起こらないと判断されている. なお, 1000°C 付近に生じる延性低下は, 全体的にみて BTR とは逆の傾向があり, BTR の小さい鋼に大きくあらわれている.

KREISCHER<sup>27)</sup> は高温延性の従来の評価と実際の溶接熱影響部の割れ感受性に食い違いのあつた 347 鍛鋼と, 鉄基超合金 N-155 などの数例を挙げて, さらに高温延性試験結果をよく理解すべきであるとして, 次の点を指適している. 高温延性試験で求めた破断強度は延性と同様に割れ感受性評価に重要で, 高温強度の大きい材料は高温延性に乏しくても割れ抵抗は大きく, 逆に延性は中程度でも強度が低い時は, 割れ傾向が大きい. これについて SOLDON と SCHNABEL<sup>28)</sup> は簡単な hot bend test を提示し, 高温延性のみでもこの結果とはよく一致すると述べ, また MOORE<sup>22)</sup> も実験例を示して, 現状では延性だけで評価するのがよいとしている.

さてここで, 加熱途上の強度対温度曲線上には各材料

とも図9のようにその温度以上で強度が急激に低下する屈曲(ひざ“knee”)が観察される<sup>35)</sup>。またこの屈曲を示す温度とゼロ強度温度 ZST の間隔は大小さまざまであるが、この差の大きい材料は比較的溶接割れ傾向が大きい。すなわちこれは、いいかえれば半凝固状態が長くなると理解してよからう。一方強度曲線の屈曲温度は、ゼロ延性温度とは約 15°C 低い一定した関係を示している。また図9では屈曲点の強度の 1/2 の温度がゼロ延性温度と約 5°C 以内の差で殆んど一致しており、この付近のデータの正当性を評価する上で非常に役立つ。

#### 4.2 熱サイクルパラメータの影響

冷却途上の高温延性試験結果が加熱時のピーク温度で大きく相違することはよく経験されている。ピーク温度はその材料の NDT より NST 温度に設定して延性を評価する必要があることが多くの研究者から提唱されている<sup>26)27)31)33)40)41)</sup>。RPI 高温延性試験でこのピーク温度をはじめ、その温度での停滞時間および加熱冷却速度などの熱サイクルパラメータが高温強度と延性曲線におよぼす影響が YENISCAVICH<sup>31)</sup>、斎藤と高橋<sup>41)</sup>などにより検討されている。

斎藤と高橋の各種オーステナイトステンレス鋼についての実験<sup>41)</sup>では、ピーク温度をそれぞれ①NST の上約 30°C②NST③NDT および④NDT 下約 30°C と選んで高温延性が比較されている。結果の1例を図10に示

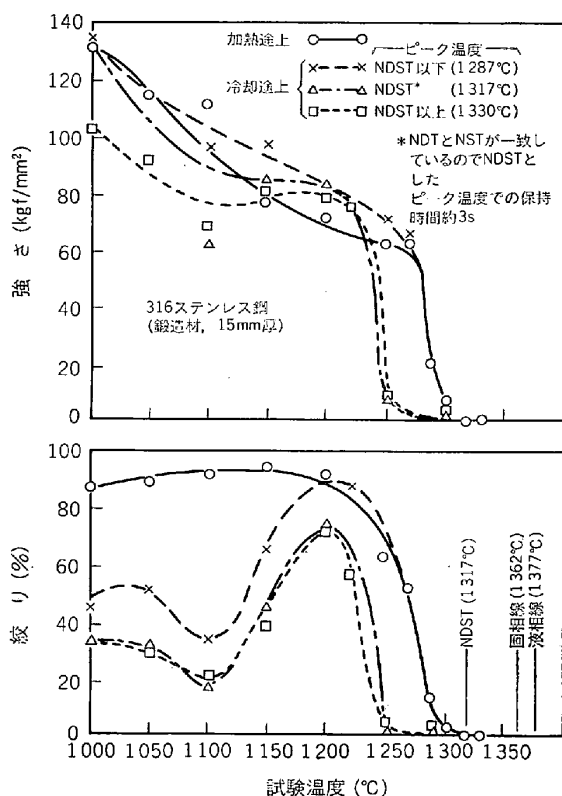


図10 RPI 高温延性に及ぼすピーク温度の影響 (斎藤ら)<sup>41)</sup>

す。一応ピーク温度を NDT 以上にとれば BTR\* は広がり、割れやすい傾向が明瞭に表れている。この傾向はピーク温度を固相線直下の NST 上まで高めてもほとんど変わらず、この点では NDT 以上ならばピーク温度はどの温度でもよいことになる。しかしピーク温度が高くなると、脆性温度範囲は変化しないが、これも割れ評価の目安であるところの延性回復以後の絞り値は低下する<sup>41)</sup>。この傾向は YENISCAVICH の Ni-Cr-Fe 合金 (Alloy 600) についても見られる<sup>31)</sup>。従つて、ピーク温度は高い方が厳格な評価となつて望ましいが、試験実施上の困難をも考慮して NST と規定することが妥当である。

一方ピーク温度における停滞時間を 0, 3, 6 s と変えた結果は冷却途上の延性および強度曲線にほとんど差がない<sup>41)</sup>。ただ保持時間を 10 s に延ばすと、加熱時は変わらないが、冷却時は無延性温度が加熱時のそれまで増加している<sup>31)</sup>、溶接時に合わせて約 3 s と一定にするのがよい<sup>41)</sup>。

熱サイクルの加熱冷却速度も実験範囲内では差はない<sup>41)</sup>。ただし冷却速度は約 10°C/s と極端に遅くすると、高温の延性が顕著に回復している例がある<sup>31)</sup>ので、実際のアーク溶接で起こり得る程度の使用が薦められる。

高温延性試験における引張速度の影響はきわめて重要である。RPI 試験は通常の高引張試験の 982°C の強度を約 15%、絞りを 3~5 倍増加させている<sup>25)</sup>。同じ RPI 試験でもクロスヘッドスピード 5 mm/s を半分に下げると強度が急増している<sup>42)</sup>。しかし同じく 100mm/s から 2.25 mm/s に下げても、加熱時の 704°C 付近の延性には低下が見られたが、冷却時の延性には大きい変化がない結果もある<sup>31)</sup>。引張速度の影響については 5 節でも触れる。

#### 4.3 高温延性曲線の解析

以上、RPI 高温延性試験結果とその評価方法について検討してきたが、これらの試験温度に対する延性曲線の変化が鋼内部の組織等のいかなる変化を表すものかが興味あるところである。次に述べるのはいずれも耐熱合金についての例であるが、もちろん考え方はオーステナイトステンレス鋼にも、また相変態を加えればフェライト鋼にも適用できる。

さきの YENISCAVICH<sup>31)</sup> は、Ni-Cr-Fe 合金の高温延性曲線を図 11 のように解釈している。もちろん、議論は定性的であるが、まず全温度に対して絞り率 50% と固有の延性を仮定し、温度上昇に伴う内部変化によつて生じる延性変化をこれに加算するわけである。すなわち温度とともに再結晶によつてひずみのない金属を供給する可能性は指数関数的にプラスされるが、一方析出硬化と粒界液化がマイナスの寄与をするから、図のような傾向が高温延性曲線として得られる。

またさらに冷却途上の場合、ピーク温度を融点近くの

\* ここでは固相線温度との差が BTR ととられている(図6参照)。

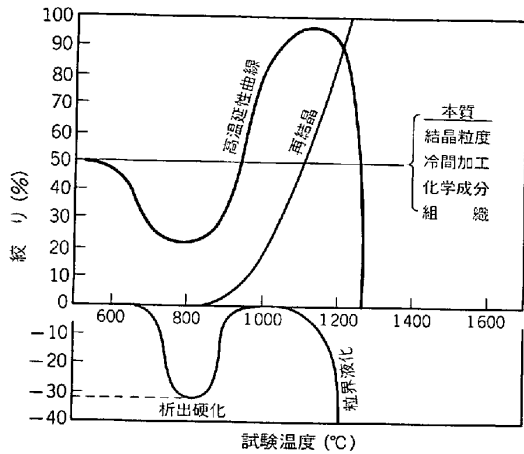


図11 各種要因によって合成された仮想的な高温延性曲線 (YENISCAVICH)<sup>31)</sup>

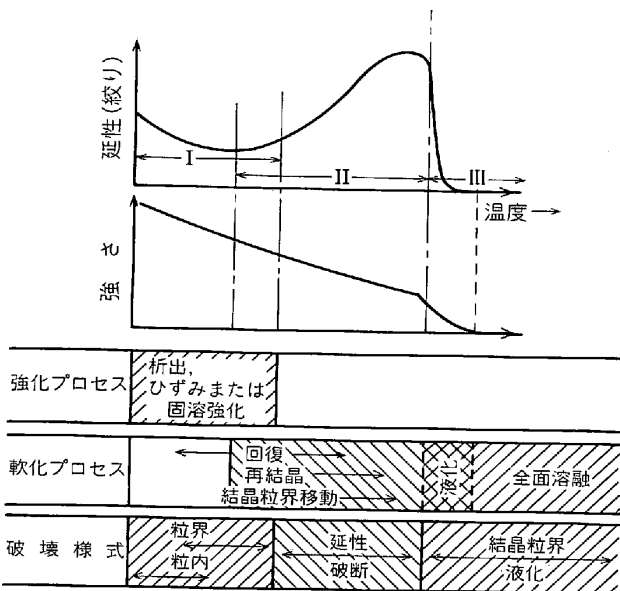


図12 高温延性と高温強さに寄与する各種要因 (WEISS ら)<sup>42)</sup>

高温に加熱することにより、再結晶曲線の高温側へのずれ、粒界液化域の増加、および析出硬化の原因となる化合物の溶解などによる効果で、高温延性曲線の形状がいろいろ変化する過程が示されている<sup>31)</sup>。

図 12 は、同じく Inconel 600 について破面、マイクロ組織変化および成分偏析などを詳細に調べた結果をもとに、WEISS<sup>42)</sup> らが作成したもので、高温延性および強度曲線が 3つの領域に分けられている。領域Ⅰは温度上昇とともに延性が低下する範囲、領域Ⅱは延性がきわめて高い範囲、領域Ⅲは延性が急激に低下する範囲で、一方強度は温度上昇とともに連続的に下り、領域Ⅲでさきの図 9 でみられた不連続的な屈曲が示される。

またそれぞれの領域の挙動は、図の下にあげた種々の強化と軟化過程の要因の競争によつて決まるが、領域Ⅱの開始でみられる延性の凹みはとくに最初のマイクロ組織に依存するため、これを溶接熱影響部割れ傾向と結びつ

ける研究者もいるが、WEISS ら<sup>42)</sup> は、強度さえ十分なら、余り割れには大きな意味を持たないであろうと考えている。領域Ⅱの高温部分はほとんど前組織に依存せず、動的再結晶で代表される種々の軟化機構の支配によるところである。

最も延性の下る領域Ⅲはいわゆる部分溶融が生じるところであるが、これには非平衡的急熱と第 2 相または偏析相の组成的過冷に起因する。WEISS らの観察<sup>42)</sup> では、最小限界厚さ ( $\sim 3 \times 10^2 \text{ \AA}$ ) の粒界フィルム生成に、また無強度温度は数%の量の液体の存在にそれぞれ関連しているようである。

### 5. フェライト鋼の高温延性

前述のようにフェライト鋼はオーステナイト鋼にくらべて溶接高温割れが生じにくく、とくに母材熱影響部の高温割れは、一部の低合金鋼に限られるため、溶接金属の高温延性試験が多く、しかもこれらのほとんどは溶融からの高温延性が調べられている。ここではまず、溶融以外の短時間高温引張試験と RPI 試験とその応用を中心に述べる。

#### 5.1 高温延性試験とその応用

炭素鋼にも溶接熱影響部にホットティアの生じることがある<sup>44)</sup>が、高温延性試験はあまり行われていない。軟鋼溶接金属の昇温引張試験を行つた JONES の結果<sup>45)</sup>では、1000°C の延性と溶接金属割れの関係はあまり明瞭ではない。

造船でよく用いられる片面自動溶接で、継手終端部のビード断面に生じる縦割れは、凝固時 1200°C 以上の高温で発生した割れとして知られているが、軟鋼板にサブマージ溶接した時の溶接割れと溶接金属のデンドライト成長方向の関連が RPI 高温延性試験を利用して検討されている<sup>46)</sup>。

その後フェライト鋼でも HY-80 や T-1 鋼などの低合金鋼では、アーク溶接した熱影響部にマイクロ割れが生じることが米国 Battelle 研究所で明らかにされた。またわが国でも防衛庁艦船用 ND 63 (HY-80 相当)に同様のマイクロ割れが生じることが報告<sup>49)</sup>されて以来、この種の鋼の RPI 高温延性試験が行われている。図 13 にその一例を示した<sup>50)</sup>。AB 2種の HY-80 では、Aの方が溶接割れが多く発生している鋼であつたが、ピーク温度 1350°C では、高温延性に差がみられない。しかしピーク温度を 1450°C にすると、割れ傾向と対応して延性に明瞭な差があらわれている。

WILLIAMS<sup>35)</sup> らも T-1 鋼、HY-80 鋼などの高張力鋼の RPI 高温延性曲線を多数示しているが、NST などをピーク温度とし、それからの冷却過程で延性の回復するまでの温度差 (これも 1種の BTR) が、同時に行つたオーステナイトステンレス鋼や耐熱合金では 55~275°Cを示したのに対し、T-1 鋼など低合金フェライト鋼



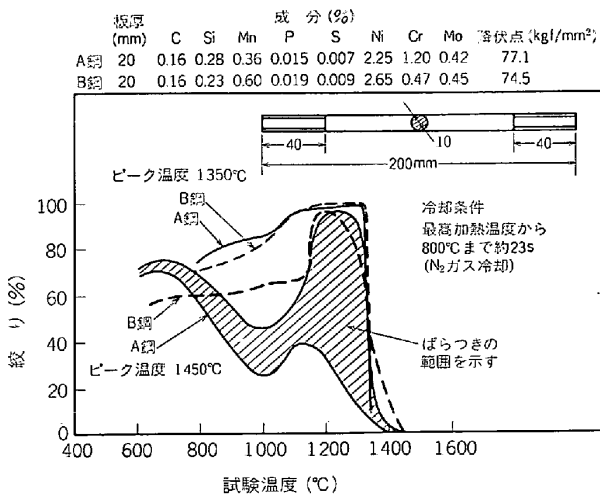


図13 2種のHY-80型高張力鋼のRPI高温延性 (田村, 小林)<sup>50)</sup>

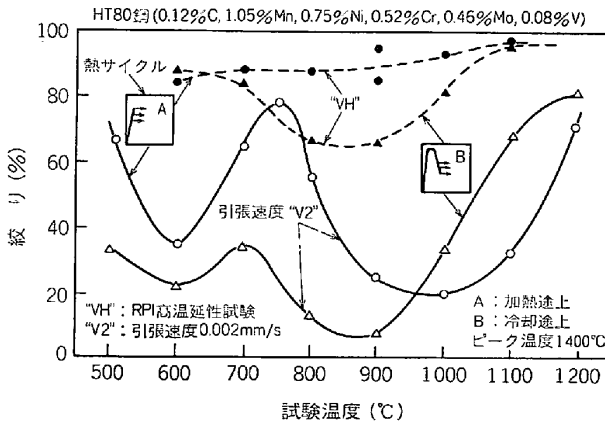


図14 RPI高温延性試験における引張速度の影響 (1次熱サイクル) (田村, 加藤)<sup>51)</sup>

では 25~90°C とはるかに小さい。一方 1000~1100°C 付近の延性の窪みは明瞭に顕れているものが多いが、これがこの種の鋼の一般傾向と考えられる。なおこの種の熱処理鋼を受入れのまま(焼入焼もどし)、焼入れおよび焼ならしと前組織を変えたものを比較したところでは、1100°C 以下の加熱途上に差が生じたほかは、熱処理の影響はきわめて少ない。

RPI 高温延性試験では、10~50 mm/s 前後の高速で引張破断されるが、実際の溶接の熱収縮で加わるひずみ速度はこれより遅い。そこで通常の RPI 高温延性試験でのひずみ速度と強度、絞りおよび破面形態などの関係が、HT 80 高張力鋼などについても検討された<sup>51)</sup>。図14の熱サイクルAは加熱途上、Bはピーク温度 1400°C からの冷却途上の破断絞りである。実線の、極端に緩やかに引張りをを行った場合 [V2 (0.002 mm/s)] は、破線で示す通常の RPI 試験よりはるかに低延性で、また 700~800°C 付近に延性の極大値 ( $T_H$  温度)、その両側にそれぞれ延性低下域 ( $T_{L1}$ ,  $T_{L2}$  温度)が見られる。

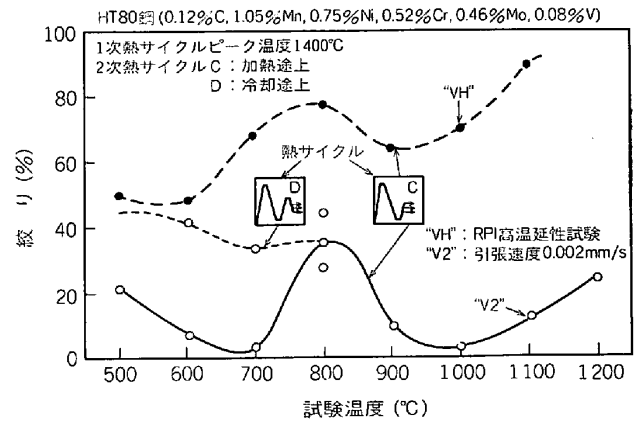


図15 RPI 高温延性試験における引張速度の影響 (2次熱サイクル) (田村, 加藤)<sup>51)</sup>

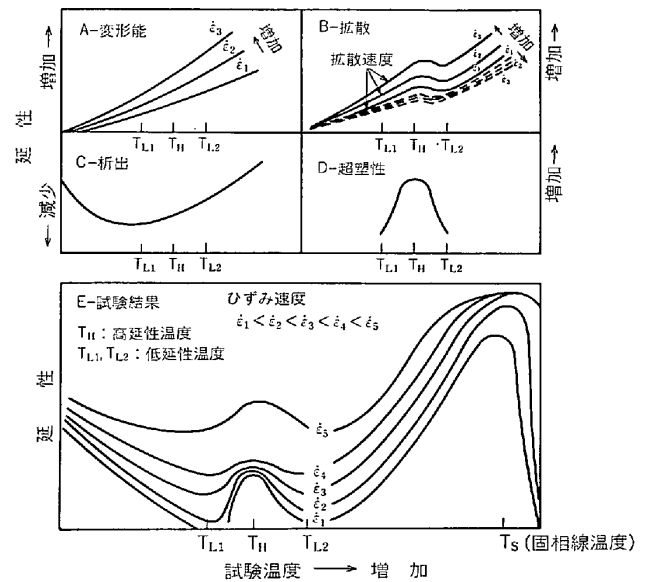
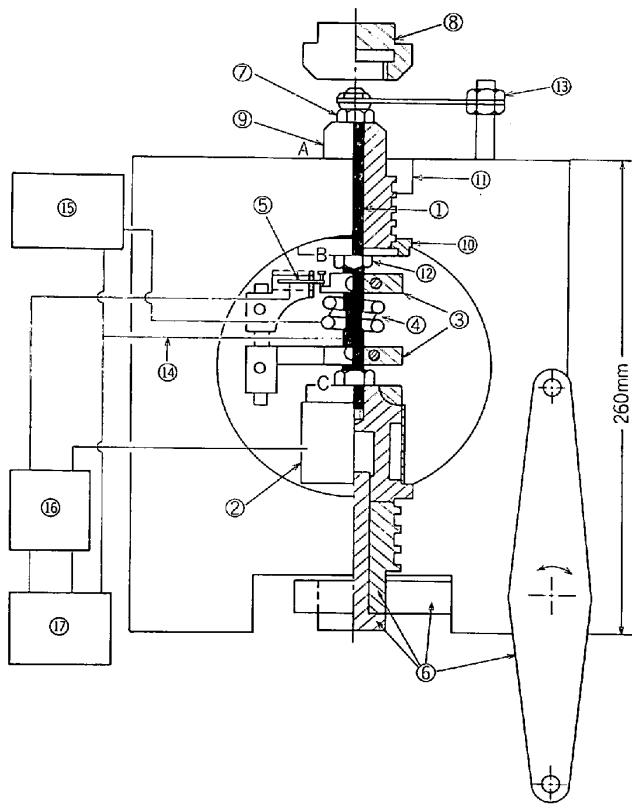


図16 フェライト鋼の高温延性における温度とひずみ速度依存性の定性的説明 (田村, 加藤)<sup>51)</sup>

図 15 は、図 14 のような熱サイクルを受けたのち、さらに繰り返し急熱急冷サイクル途上引張り破断した場合で、とくに低速引張りによつてさらに脆化し、さきの延性低下域では、絞りはほとんど 0 になっている。なお実験では、4種の鋼について引張速度を各4段階に変化させているが、いずれも引張速度減少とともに延性はしだいに低下している。

以上、通常の RPI 試験ではあまり延性低下を示さない鋼でも、引張速度を遅くすると著しい脆化があらわれる。なおここでは引張速度を変化させることを主目的としたため、粒界液化を問題とするようなピーク温度 (1400°C) 付近での実験は不可能なため省略されているが、これらの結果はその後問題となっている溶接熱影響部の応力焼きなまし割れや、多層溶接部の繰り返し熱サイクルによる割れの発生を示唆する現象として注目される。

図 16 は、図 14, 15の高温延性曲線の形状を支配する



- ①試験片
- ②ロードセル
- ③冷却槽
- ④加熱コイル
- ⑤伸び計
- ⑥付加重ユニット
- ⑦⑩ナット
- ⑧拘束用キャップ
- ⑨ネジ
- ⑪⑬ストップ
- ⑫バネ
- ⑭熱電対
- ⑮温度制御器
- ⑯動的ひずみ計
- ⑰ペンレコーダ

図17 溶接熱サイクル拘束再現高温割れ試験装置 (田村ら)<sup>52)</sup>

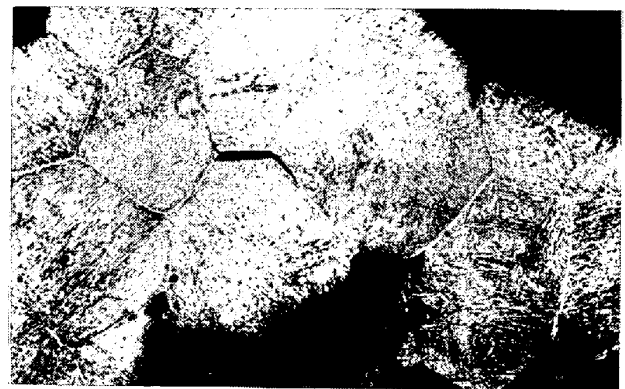


写真2 溶接熱サイクル再現拘束高温割れ試験による熱影響部の粒界割れ(田村ら)<sup>52)</sup>  
 供試鋼 HY-130 相当鋼 (0.31%C, 0.45%Mn, 0.012%P, 0.014%S, 3.40%Ni, 0.99%Cr, 0.31%Mo, Y.S. 104.6 kg/f/mm<sup>2</sup>)

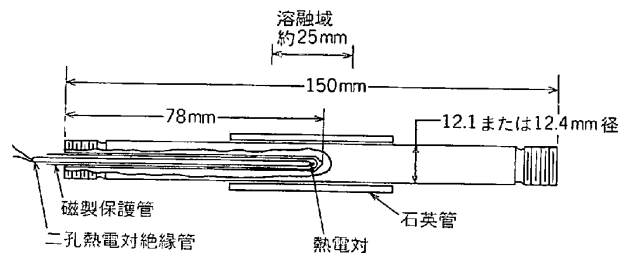


図18 バッテル凝固熱サイクル高温延性試験片 (RIEPPEL ら)<sup>53)</sup>

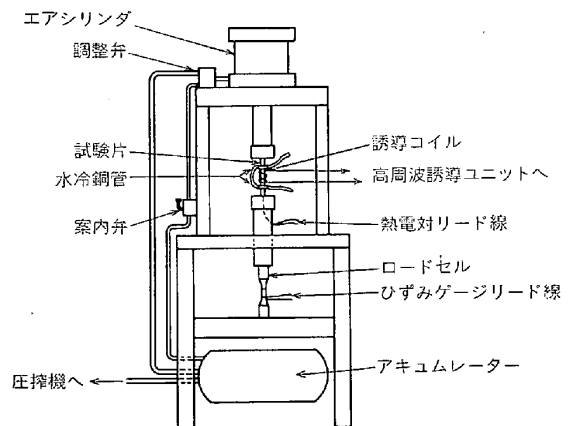


図19 バッテル凝固熱サイクル高温延性装置 (RIEPPEL ら)<sup>53)</sup>

と思われる金属学的要因を種々考察した結果をもとに、その温度ならびにひずみ速度依存性を定性的に説明したものである。図の上は A~D の各要因とその延性への寄与を表したもので、これらを総合すると、同じく下の実測結果になるというものである。なおここではとくにフェライト鋼としての相変態に基づく超塑性による延性向上が加味されている。

次に、溶接熱サイクル再現装置と拘束治具を組み合わせた図17のような試験機によつて、溶接時の熱収縮と似たひずみ速度を加え、熱影響部の高温液化割れを再現させた例を示そう<sup>52)</sup>。図17の試験機は、上部に取付けたネジ⑨の開閉と、下部のレンチ⑥によつて試験片①に急熱急冷中の熱膨張および収縮ひずみを加える時間と大きさを任意にコントロールできる。写真2はHY-130相当鋼で再現された熱影響部の粒界液化割れであるが、本実験からこの割れは熱サイクル時のピーク温度が1350°C以上高いほど出やすく、また1350~1380°Cという狭い温度範囲を拘束した時に発生している。

5.2 溶融凝固熱サイクル高温延性

溶接金属の高温凝固割れを考える場合は、溶融を入れた急熱急冷サイクルを行うことがより適切であり、とく

にフェライト鋼を中心に種々行われている。溶接凝固熱サイクル高温延性試験 (freezing-cycle hot ductility test) が有名で、広く用いられている<sup>53)~56)</sup>。

5.2.1 バッテル凝固熱サイクル高温延性試験

これは前述の Battelle 研究所で開発されたもので<sup>53)</sup>、図18のような丸棒試験片の中央部を高周波誘導加熱で急熱溶融したのち、冷却途上の各温度で急速引張試験を行うものである。試験片には溶融時のとけ落ちを防ぐために、石英管が外挿されている。図19は同じく試験装置の概略を示している<sup>53)</sup>。図20はSOPHERらがSAE

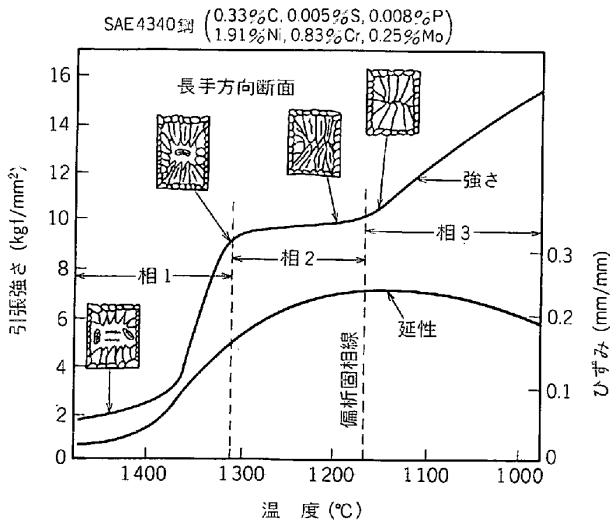


図20 SAE 4340 鋼の典型的な高温延性強度曲線 (SOPHER ら)<sup>54)</sup>

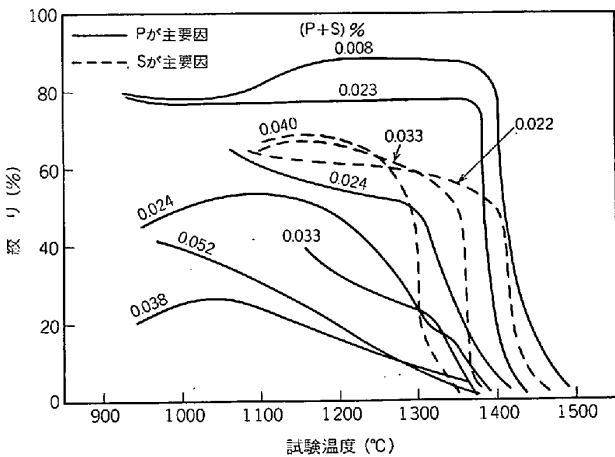


図21 SAE 4340 溶接金属の凝固熱サイクル高温延性に及ぼすSおよびPの影響 (MISHLER ら)<sup>53)</sup>

4340 について求めた高温延性試験の典型例である<sup>54)</sup>。彼らはこれを図の3つの領域に大別しているが、いわゆる高温割れはこの第2相での延性低下がとくに著しい時に生じると考えられている。

図21は、SAE 4340 鋼についてSとPが凝固熱サイクル高温延性に及ぼす影響を示したもので、SとPのわずかな増加により高温延性と強度が低下していることがわかる。溶接金属中のSおよびPは、凝固割れの主因として知られているが、SAE 4340 鋼については本高温延性試験結果から、その許容限がともに0.017~0.020% (それぞれ0.005%S, 0.010%Pの場合)で、 $P+S < 0.025\%$  ならば高温延性は良好であると結論された<sup>54)</sup>。

同じくバッチル試験によつて橋梁用を対象としたT-1鋼とTRI-TENのサブマージ溶接金属の割れ感受性を高めないPとSの限界量が求められる<sup>53)</sup>など、高温延性による評価の有用性が多く示されている。

また、さきに述べた米国のHY-80鋼製潜水艦の船殻

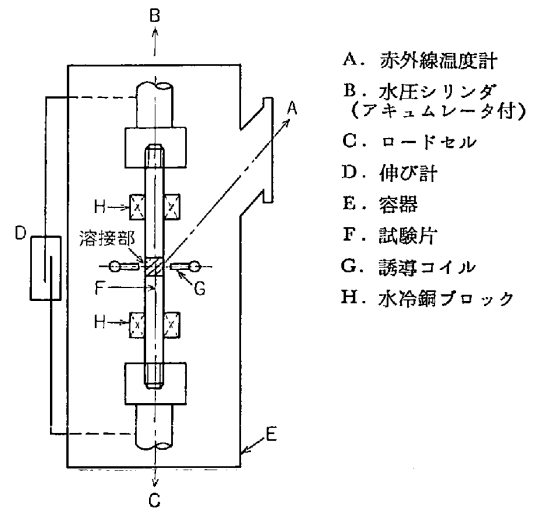


図22 凝固熱サイクル再現試験機の模式図(本間ら)<sup>57)</sup>

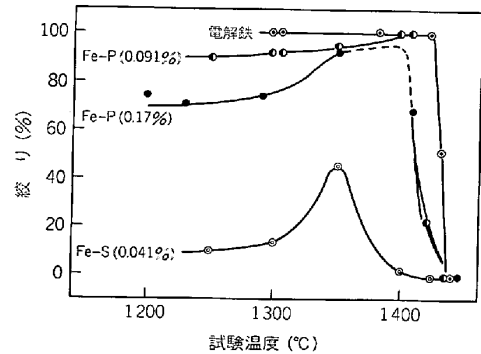


図23 溶融凝固熱サイクル再現試験機による4種の鉄合金の高温延性 (本間ら)<sup>57)</sup>

に発生した溶接熱影響部のマイクロフィッシュに類似の割れが、凝固熱サイクル試験後、約30%以下の小さい絞りで破断したすべての試験片中に見出され、溶接割れの発生メカニズム究明にもバッチル試験は役立つ<sup>48)</sup>。

なおバッチル試験は図19のように試験片が型型であるが、これを横型にし、石英管の上部に窓をつけて溶融の際に発生するガスを放出しやすいように改良した凝固熱サイクル試験装置も作られており<sup>57)</sup>、これによつて炭素鋼の溶接金属凝固割れ感受性に及ぼすP、SおよびCuの影響が調べられている<sup>58)</sup>。

### 5.2.2 新しい凝固熱サイクル高温延性試験

バッチル式その他にしても凝固熱サイクル試験では、溶融時の試験片の垂れ落ちを防ぐために、溶融部分に石英管をかぶせているため、溶融時に発生するガス気泡の問題と、急冷ができないという難点がある。最近本間ら<sup>59)</sup>は、溶融域をそれ自身の表面張力で保持するという新しいアイディアによる凝固熱サイクル高温延性試験を行っている。図22は装置の概念図で、溶融域はとくに狭くとり、器内はアルゴン気中とし、測温には赤外線温度計を使用している。

電解鉄とFe-P、Fe-S合金について求めた凝固熱サイ

クル高温延性曲線を図 23 に示した。この結果では、S がとくに強度 (図省略) と延性挙動を著しく変えており、約 1350°C 以下で強度は、他とは逆に、温度が下がるとともに低下し、延性は著しく低い値を示している。SEM などで観察した結果から、この Fe-S 合金の延性低下は、オーステナイト粒界の中のとくに S の多い部分が局部的に再溶融を起こしたためであることがわかった。本間らはこれをもとに鋼溶接金属の高温割れの S による悪影響が Fe-S 形態図で見られる再融反応 (metatectic reaction) に基づくという考えを提案している<sup>59)</sup>。なおこの他、本装置によるオーステナイトステンレス鋼<sup>59)60)</sup>や、Ni-Cr と Ni-Mo 系超合金に<sup>59)61)</sup>ついての結果も報告されている。

## 6. む す び

溶接時に発生する高温割れの予測に慣用されている高温延性試験とその応用研究を中心に、急熱急冷熱サイクル途上における鋼の高温延性について述べた。

溶接はきわめて短時間のうちに溶融凝固が完了し、その間に熱だけでなく応力やひずみが局部的に複雑に変化する現象であるから、鋼の溶接高温割れひとつを取つても、これを高温延性試験という 1 軸引張りの簡易的な方法でシュミレートすることにはもちろん無理な点もある。しかしこのように高温延性と高温割れとに予想以上の対応が認められていることは、鋼の高温延性が溶接割れ現象の中でいかに重要な役割を演じているかを裏付けるものといえよう。

今後の課題としては、高温延性曲線の一層の解析、とくに中間温度での延性低下と割れとの関連や、高温延性試験法の標準化と利用面の拡大などが挙げられる。

なお最近では、鋼の溶接後熱処理などによる再熱割れや、耐熱合金の溶接割れなどに関連して、高温延性の研究は今後もますます発展する趨勢にある。拙文が何らかの参考ともなれば望外の喜びである。終わりに、引用させていただいた多くの文献の著者の方々に対して、紙上ながら心から御礼申し上げる。

## 文 献

- 1) 高橋良治, 久保義美: 鋳物, 39(1966), p. 1040
- 2) 沖 進: 鋳物, 39(1966), p. 159
- 3) 鈴木洋夫, 中村 泰: 日本金属学会報, 18 (1979), p. 748
- 4) 例えば, 鈴木春義, 田村 博: 溶接全書第 1 巻 (1978) [産報出版]
- 5) 田村 博: 溶接学会誌, 41(1972), p. 127
- 6) 松田福久: 同上, 38(1969), p. 973
- 7) 田村 博: 高圧力, 7(1969), p. 1616 または日本造船学会誌, 499(1971) 1, p. 15
- 8) W. R. APBLETTS and W. S. PELLINI: Welding J., 33 (1954), p. 83 S
- 9) 田村 博, 渡辺健彦: 溶接学会誌, 41(1972), p.

- 194 および 42(1973), p. 489
- 10) B. HEMSWORTH, T. BONISZEWSKI, and N. F. EATON: Metal Const. and Brit. Weld. J., 1 (1969), p. 5
- 11) P. W. EMERSON and R. W. JACKSON: Welding J., 36 (1957), p. 89 S
- 12) 大森仁平, 丸岡秀俊: 溶接学会誌, 27(1958), p. 700
- 13) J. HEUSCHKEL: Welding J., 34 (1955), p. 484 S
- 14) J. HEUSCHKEL: Welding J., 35 (1956), p. 569 S
- 15) J. C. BORLAND and R. N. YOUNGER: Brit. Weld. J., 7 (1960), p. 22
- 16) P. P. PUZAK and H. RICHALL: Welding J., 36 (1957), p. 57 S
- 17) D. M. HADRILL and R. G. BAKER: Brit. Weld. J., 12 (1965), p. 411
- 18) E. F. NIPPES, and W. F. SAVAGE: Welding J., 28 (1949), p. 534 S
- 19) E. F. NIPPES, W. F. SAVAGE, B. J. BASTIAN, and R. M. CURRAN: 同上, 34(1955), p. 183 S
- 20) E. F. NIPPES, W. F. SAVAGE, and G. GROTKE: WRC Bulletin, No. 33, Feb. (1957)
- 21) H. M. SOLDAN and C. R. MAYNE: Welding J., 36 (1957), p. 141 S
- 22) T. J. MOOR: Welding J., 38 (1959), p. 457 S
- 23) 鈴木春義, 馬田豊昭, 中村治方: 溶接学会誌, 28 (1959), p. 786
- 24) 鈴木春義, 馬田豊昭, 中村治方: 同上, 29 (1960), p. 946
- 25) 鈴木春義, 田村 博, 小林卓也: 溶接学会誌, 29 (1960), p. 30
- 26) 田村 博, 加藤 昇, 山口盾雄, 小林卓也: 溶接学会誌, 38(1969), p. 509
- 27) C. H. KREISCHER: Welding J., 42 (1963) 2, p. 49 S
- 28) 同上: discussion, p. 55 S
- 29) 斎藤喜一, 松浦則之, 高橋幸久, 近藤 久, 池田了康: 溶接協会特殊材料溶接委員会資料 (SWR-54-2) 昭和 54 年 7 月
- 30) 同上付録
- 31) W. YENISCAVICH: Welding J., 45 (1966), p. 344 S
- 32) *The Superalloys*, Ed. by C. T. SIMS and W. C. HAGEL: (1972), p. 520 [J. Wiley & Sons., N. Y.]
- 33) W. A. OWCZARSKI, D. S. DUVAL, and C. P. SULLIVAN: Welding J., 45 (1966), p. 145 S
- 34) W. A. OWCZARSKI: Welding J., 46 (1967), p. 63 S
- 35) C. S. WILLIAMS: Welding J., 42 (1963), p. 1 S
- 36) E. C. THOMPSON: Welding J., 48 (1969), p. 70 S
- 37) 斎藤喜一, 高橋幸久: 溶接協会特殊材料溶接委員会資料 (SW-48-11) 昭和 48 年 6 月
- 38) 斎藤喜一, 高橋幸久, 近藤 久: 同上 (SW-50-13) 昭和 50 年 9 月

- 39) 斎藤喜一, 高橋幸久, 宮本信夫: 溶接学会講演概要, 14(1974春), p. 116
- 40) J. A. BROOKS: *Welding J.*, 53 (1974), p. 517 S
- 41) 斎藤喜一, 高橋幸久: 溶接学会溶接冶金研第45回資料, (No. WM-362-71)
- 42) B. WEISS, G. E. GROETKE, and R. STICKLER: *Welding J.*, 49 (1970), p. 471 S
- 43) D. S. DUVALL and W. A. OWCZARSKI: *Welding J.*, 46 (1967), p. 423 S
- 44) T. BONISZEWSKI and F. WATKINSON: *Brit. Weld. J.*, 11 (1964), p. 610
- 45) P. W. JONES: *Brit. Weld. J.*, 6 (1959), p. 269
- 46) 寺井 清, 山田桑太郎, 福永 功, 村上考士: 溶接学会講演概要第5集 (1979 秋), p. 139
- 47) K. MASUBUCHI and D. C. MARTIN: *Welding J.*, 41 (1962), p. 375 S
- 48) 増淵興一: 溶接学会誌, 33(1964), p. 154
- 49) H. TAMURA and T. KOBAYASHI: *Trans. J. W. S.*, 2 (1971), p. 21
- 50) 田村 博, 小林卓也: 未発表
- 51) 田村 博, 加藤 昇: 溶接学会誌, 41(1972), p. 1162
- 52) 田村 博, 加藤 昇, 真鍋正己, 山地睦彦: 同上 38(1969), p. 1124
- 53) H. W. MISHLER, R. E. MONROE, and P. J. RIEPPEL: *Welding J.*, 38 (1961), p. 1 S
- 54) P. P. SOPHER, A. J. JACOBS, and P. J. RIEPPEL: *Welding J.*, 34 (1955), p. 544 S
- 55) M. D. RANDALL, R. E. MONROE, and H. J. NICHOLS: *Welding J.*, 40 (1961), p. 385 S
- 56) M. D. RANDALL, R. E. MONROE, and P. J. RIEPPEL: *Welding J.*, 41 (1962), p. 193 S
- 57) 渡辺 潔, 桐原誠信, 松坂 矯, 吉岡孝利: 溶接学会講演概要第14集, (1974 春), p. 8
- 58) 渡辺 潔, 桐原誠信, 松坂 矯, 吉岡孝利, 木村智明: 同上, 第17集 (1976 秋), p. 88
- 59) 本間弘之, 森 直道, 斎藤昭治: 溶接学会溶接冶金研第72回資料 (WM-694-78)
- 60) 本間弘之, 森 直道, 斎藤昭治: 溶接学会論文概要集第22集 (1978春), p. 72
- 61) 本間弘之, 森 直道, 斎藤昭治: 同上第24集, (1979春), p. 68