

(論文)

# 高Cr系フェライト耐熱鋼溶着金属のPWHT温度と機械性能

## Effects of PWHT Temperature on Mechanical Properties of High-Cr Ferritic Heat-Resistant Steel Weld Metals



谷口元一\*1

Genichi TANIGUCHI



山下 賢\*1

Ken YAMASHITA

Welded joints of high-Cr ferritic heat-resistant steel, ASTM A335 Gr.P91, are subjected to post weld heat treatment, PWHT (Post Weld Heat Treatment), to improve mechanical properties and to reduce the residual stress. We have measured the  $A_{c1}$  of weld metals for Gr.P91 steel, which contain varying amounts of Mn+Ni, and have examined the effects of PWHT temperatures on the mechanical properties of each weld metal. We have also considered the upper limits of the PWHT temperature for the respective weld metals.

まえがき＝高Crフェライト系耐熱鋼は、オーステナイト系耐熱鋼とともに古くから研究・実用化が進められている鋼材である。この鋼材は、オーステナイト系耐熱鋼と比較して熱膨張係数が小さいことや、Nb, V, Nの添加などによって優れたクリープ破断強度を有することから、操業環境が高温・高圧の蒸気下で、電力需要に応じて稼動・停止を繰り返す火力発電プラントに多用されている。ASTM A335 Gr.P91鋼は、高Crフェライト系耐熱鋼の代表的な鋼種であり、火力発電プラントの中で、とくに主蒸気管などの大径肉厚管に適用されている。

Gr.P91鋼の溶接継手には、残留応力の軽減や溶接部の性能改善を目的として、溶接後熱処理 (Post Weld Heat Treatment, 以下PWHTという) が施される。このとき、適切な温度と時間でPWHTが実施された溶接継手は良好な機械的性質を示す。しかしPWHT温度が低すぎる場合は、十分な焼戻し効果が得られないことから溶着金属の靱性 (じんせい) が不十分となり、逆にPWHT温度が高すぎる場合は、過度に焼戻されることから溶着金属の室温・高温引張強度が不十分となる。とくにPWHT温度が溶着金属の $A_{c1}$ 変態点を超えるような場合には、溶着金属が逆変態によって高強度・低靱性のフレッシュマルテンサイトを含むマイクロ組織となることから、溶接継手性能が劣化する。そこでこれらの不具合を避けるため、施工面からはPWHT温度の規制<sup>1), 2)</sup>が、溶接材料面からはMn, Niなど $A_{c1}$ 変態点を下げる化学成分の規制<sup>3)</sup>が設けられている。しかし、溶着金属に対してこれらの規制を適用するにあたって、機械的性質の観点からの検証事例は少ない。

そこで本稿では、主にMn+Ni量の異なる二種類のGr.P91鋼溶着金属を用いて、 $A_{c1}$ 変態点を超える温度でPWHTを実施した場合の機械的性質の変化を調査した。そして、それぞれの溶着金属が許容しうるPWHT温度の

上限について考察を行った。

### 1. 実験方法

#### 1.1 供試材

供試材には、当社のGr.P91鋼用被覆アーク溶接棒である TRUSTARC<sup>TM(注)</sup> CM-9Cb (以下、CM-9Cb という) と TRUSTARC CM-95B9 (以下、CM-95B9 という) の溶着金属を用いた。CM-9Cbは、主に国内火力発電プラントにおいて20年以上の適用実績を有している。一方CM-95B9は、AWS A5.5 E9015-B9:2006規格に合致する被覆アーク溶接棒であり、CM-9Cbよりも溶着金属のMn, Ni量を低く抑えていることが特徴である。以後、CM-9Cbの溶着金属をA、CM-95B9の溶着金属をBとして説明する。

図1に溶接開先形状を示す。試験板にはJIS G3106 SM490Aを用いた。開先面は、母材希釈による溶着金属の化学成分変動を避けるため、あらかじめ供試棒にて3層バタリング溶接を行い、機械加工で平滑に仕上げた。表1に開先内の溶接条件を示す。

#### 1.2 PWHT条件

機械的性質評価用の試験片に対して、溶着金属Aの場合

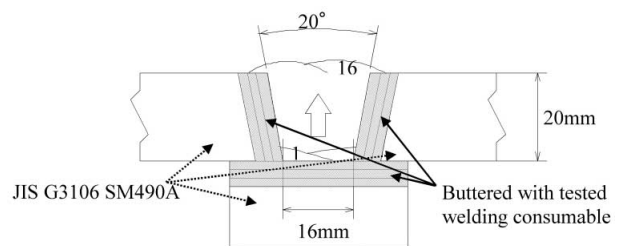


図1 開先形状と積層要領  
Fig. 1 Groove configuration and pass sequences

脚注) TRUSTARC (TRUSTARC<sup>TM</sup>) は当社の商標である。

\*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

表1 溶接条件  
Table 1 Welding conditions

Diameter of core rod	φ 4.0mm
Welding current (Polarity)	150 A (DCEP)
Welding voltage	26~29 V
Welding speed	14~20 cm/min.
Pass sequences	8Layers 16Passes
Preheat and interpass temperature	235~255 °C
Heat input	Avg. 16 kJ/cm
Welding position	Flat

合は 670, 730, 760, 790, 820°C の 5 温度, 溶着金属 B の場合は 720, 760, 800, 850°C の 4 温度で PWHT を行った。PWHT 保持時間は全て 4 h とした。PWHT 温度の制御下限は 300°C とし, 制御下限温度以上の昇温速度, 降温速度はそれぞれ 55°C/h 以下とした。

### 1.3 溶着金属の $A_{c1}$ 変態点測定

$A_{c1}$  変態点の測定には, 溶接のままの溶着金属から, 溶接線方向に平行に, ビード幅中央かつ板厚中央位置から採取した φ 8 × 66mm の円柱状試験片を用いた。 $A_{c1}$  変態点は, 昇温過程においてオーステナイト相が生成し始める温度として定義される。 $A_{c1}$  変態点測定方法には, 相変態に伴う試験片の膨張・収縮を検出する方法<sup>4)</sup>が一般的である。しかし, この種の測定手法では膨張・収縮量の測定方法や測定条件によって精度が左右されるため, 得られる  $A_{c1}$  変態点測定値が大きく異なることがある。そこで, 本稿で採用した  $A_{c1}$  変態点測定方法の妥当性を検証するため, 事前に予備検討を行った<sup>5)</sup>。用いた  $A_{c1}$  変態点測定方法は, 約  $10^{-3}$  Pa の高真空雰囲気下で誘導加熱器を用いて試験片を昇温し, 昇温に伴う試験片直径の変化を非接触式の高精度 LED 発光装置を用いて検出する方法である。試験片の昇温速度は, 600°C に到達するまでは 10°C/min とし, 逆変態が発生すると予測される 650~1050°C の範囲では 5°C/min とした。一方, 標準試料として 0.19mass% C の炭素鋼材を用い, 得られた  $A_{c1}$  変態点測定結果と Fe-C 系状態図からおおよそ読取ることができる  $A_1$  変態点を比較することによって測定結果の妥当性を検証した。

### 1.4 溶着金属の機械的性質評価

機械的性質の評価項目は, 室温における引張強度, 20°C におけるシャルピー衝撃吸収エネルギー, 600°C におけるクリーブ破断時間 (負荷応力: 108MPa, 147MPa) とした。室温引張試験およびシャルピー衝撃試験には, 各 PWHT 後の溶着金属から AWS A5.5 に準拠して採取した試験片を用いた。クリーブ破断試験片には, 溶接線方向に平行に, ビード幅中央かつ板厚中央位置から採取した φ 6.0mm のつば付き試験片を用いた。

### 1.5 炭窒化物析出状態観察と抽出残渣分析

透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いて, PWHT 後の炭窒化物の析出状態を調べた。TEM 観察用試料は, 溶接線方向に垂直な断面のビード幅中央かつ板厚中央位置から採取し, その観察方法は抽出レプリカ法とした。炭窒化物の抽出残渣 (ざんさ) 分析には, TEM 観察用試料と同位置から溶接線方向に平行に採取した φ 8 × 20mm の円柱状試験片を用いた。

## 2. 実験結果および考察

### 2.1 溶着金属の化学成分

表 2 に溶着金属 A と B, 併せて  $A_{c1}$  変態点測定時の標準試料として用いた炭素鋼材の化学成分分析結果を示す。溶着金属の Mn+Ni 量は, A は 2.49mass%, B は 1.38mass% であった。

### 2.2 溶着金属の $A_{c1}$ 変態点

表 3 に  $A_{c1}$  変態点の測定結果を示す。標準試料として用いた 0.19mass% C 炭素鋼の  $A_1$  変態点測定結果は 732°C であった。一方, Fe-C 系状態図から読取れる  $A_{c1}$  変態点は約 727°C であり, 両者は良好な一致をみた。この結果から, 本稿で採用した  $A_{c1}$  変態点測定方法, すなわち高真空雰囲気下で誘導加熱器を用いて試験片を昇温させ, 非接触式の高精度 LED 発光装置で試験片直径の変化を検出する方法は, 十分な信頼性を有するものと判断した。

この測定方法による溶着金属 A および B の  $A_{c1}$  変態点はそれぞれ, 733°C, 785°C であった。以降, これらの測定結果を両溶着金属の  $A_{c1}$  変態点として扱った。

### 2.3 溶着金属の機械的性質に及ぼす PWHT 温度の影響

溶着金属 A および B の PWHT 温度と室温での機械的性質の関係を, それぞれ図 2, 図 3 に示す。各図中には Gr.P91 鋼材の ASTM 規格規定強度も示した。

溶着金属 A の室温引張強度は, PWHT 温度が 760°C までは PWHT 温度の上昇に伴って低下し, PWHT 温度が 760°C を超えると逆に上昇した。一方, 溶着金属 B の室温引張強度は PWHT 温度の上昇に伴って一様に低下し, PWHT 温度が 800°C の場合は鋼材強度規格下限値とほぼ同等, 850°C の場合は室温 0.2% 耐力が鋼材強度規格下限値を下回った。

溶着金属 A の吸収エネルギーは, PWHT 温度が 760°C までは PWHT 温度の上昇に伴って増大し, 760°C を超え

表 2 供試材料の化学成分分析結果

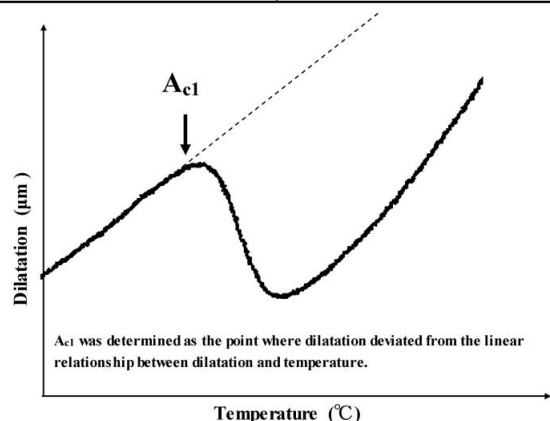
Table 2 Chemical compositions of testing materials

Testing materials	Chemical compositions (mass%)									
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Mn+Ni
Weld metal A	0.07	0.35	1.57	0.92	8.86	1.02	0.24	0.025	0.028	2.49
Weld metal B	0.11	0.23	0.85	0.53	9.01	1.01	0.25	0.034	0.027	1.38
Carbon steel	0.19	0.10	0.03	-	-	-	-	-	-	0.03

表 3  $A_{c1}$  変態点の測定結果

Table 3 Measuring results of  $A_{c1}$

Weld metal A	733 °C
Weld metal B	785 °C
Carbon steel with 0.19mass% C	732 °C



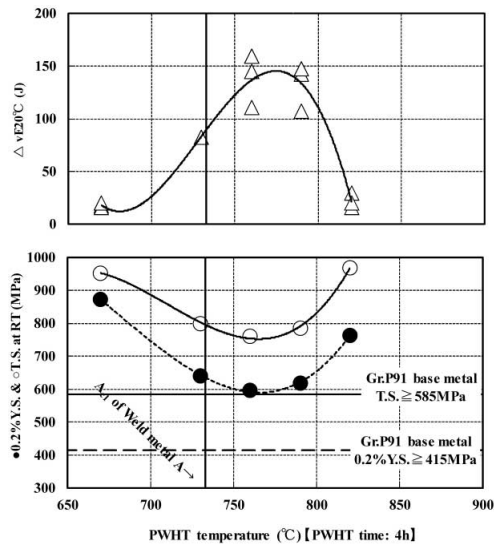


図2 溶着金属AのPWHT温度と室温における機械的性質の関係  
Fig. 2 Relationship between PWHT temperature and mechanical properties of weld metal A at RT

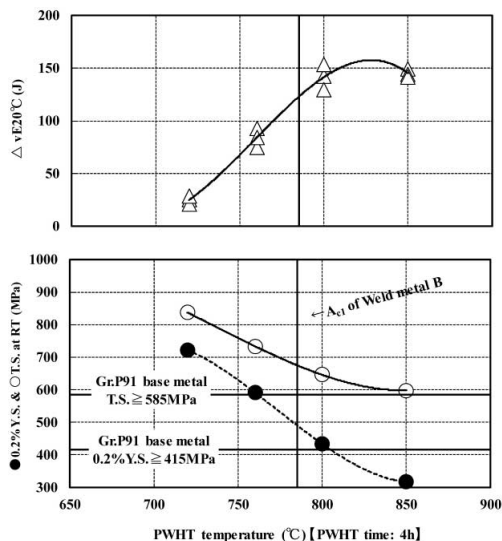


図3 溶着金属BのPWHT温度と室温における機械的性質の関係  
Fig. 3 Relationship between PWHT temperature and mechanical properties of weld metal B at RT

ると逆に低下した。一方、溶着金属Bの吸収エネルギーは、PWHT温度の上昇に伴って増大し、PWHT温度が800℃から850℃の間で最大値を有すると推測された。

図4に、溶着金属AとBのPWHT温度とクリープ破断時間の関係を示す。低負荷応力（108MPa）の場合、溶着金属AとBのクリープ破断時間は、ともにPWHT温度の上昇に伴って短くなり、溶着金属Bのクリープ破断時間はPWHT温度が800℃を超えると急激に低下した。高負荷応力（147MPa）の場合、溶着金属Aのクリープ破断時間は、PWHT温度が790℃までは温度の上昇に伴って短くなり、790℃を超えると逆に長くなった。一方、溶着金属Bのクリープ破断時間はPWHT温度の上昇に伴って短くなり、PWHT温度が760℃を超えると急激に低下した。

溶着金属Aでは、あるPWHT温度を境にして室温引張強度、吸収エネルギー、および高負荷応力時のクリープ破断時間の各機械的性質が逆転する現象が認められた。これは、PWHT温度が $A_{c1}$ 変態点を越えたことに起因し

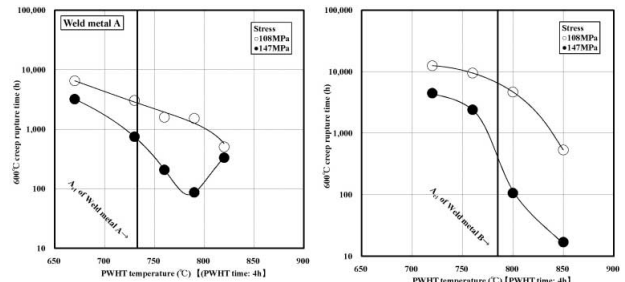


図4 溶着金属AとBのPWHT温度と600℃におけるクリープ破断時間の関係  
Fig. 4 Relationship between PWHT temperature and 600°C creep rupture time of weld metal A and B

たフレッシュマルテンサイトの析出によるものと推測される。フレッシュマルテンサイトは、 $A_{c1}$ 変態点を越えることで生じた高温域のオーステナイト相が降温過程でマルテンサイト変態を起こして形成されたものである。PWHT本来の目的である焼戻しを受けていないことから、高強度・低靱性な性質を有している。これが機械的性質の逆転現象の理由と推測される。

ここで着目すべき二つの事実がある。第1の事実は、溶着金属Aの機械的性質の逆転現象が、 $A_{c1}$ 変態点よりもさらに高いPWHT温度領域で生じたことである。これは、逆変態率によっておおむね説明することができる。図5に溶着金属AとBの $A_{c1}$ 変態点測定時に得られた温度-膨張・収縮曲線から求めた逆変態率を示す。溶着金属A、Bともに、 $A_{c1}$ 変態点直上の温度域ではオーステナイト相への逆変態率は微小であるため、降温過程におけるフレッシュマルテンサイトの析出量が少なく、結果として機械的性質の逆転現象を引起すまでには至らない。しかし、PWHT温度の上昇に伴って逆変態率が大きくなり、高強度・低靱性のフレッシュマルテンサイト析出量が増加するに伴って前述の逆転現象が引起こされるものと推測される。一方、溶着金属Bの機械的性質について、PWHT温度が $A_{c1}$ 変態点を大きく超えて逆変態率が十分大きくなっても溶着金属Aのような機械的性質の逆転現象が認められなかったことは、逆変態率だけでは説明ができない。これについては、低Cフレッシュマルテンサイトの析出、あるいはフェライト相の析出<sup>6)</sup>という二つの仮説が考えられる。とくに前者は、溶着金属BのMn+Ni量が溶着金属Aと比較して少ないことから想起したもので、Mn+Ni量が低い場合、逆変態で生じるオーステナイト相の固溶C量が少なく、その結果、降温過程では比較的軟質な低Cフレッシュマルテンサイトが析出するのではないかと推測される。

これらの仮説を検証するために、以下の実験を実施した。溶接のままの溶着金属AとBより $A_{c1}$ 変態点測定用試験片を採取し、それぞれの $A_{c1}$ 変態点より約30℃高い温度で1h保持した後、2℃/minの冷却速度で試験片を降温し、降温過程における温度-膨張・収縮曲線を測定して析出相を確認した。図6にその結果を示す。溶着金属Aでは、フレッシュマルテンサイトの生成を示唆する線膨張挙動が約400℃で確認された。一方、溶着金属Bでは、約750℃において第三相の析出を示唆する膨張挙動が確認された。図7に本試験後の溶着金属AとBのミク

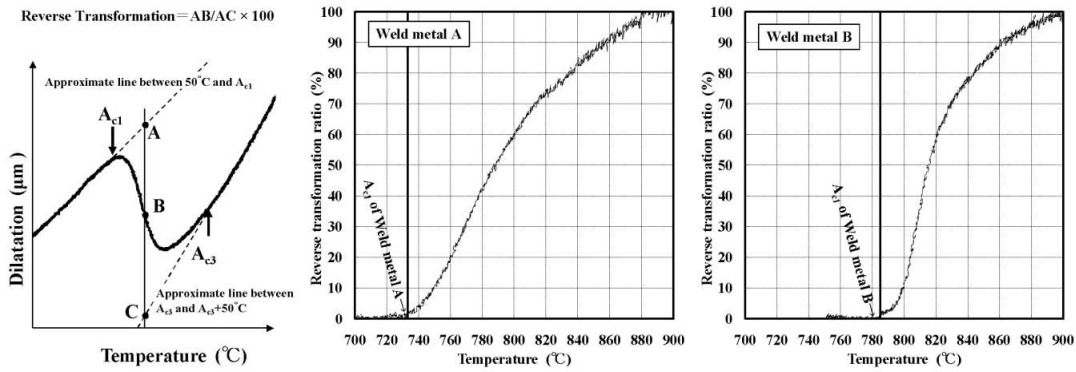


図5 溶着金属AとBの温度と逆変態率の関係

Fig. 5 Relationship between temperature and reverse transformation ratio of weld metal A and B

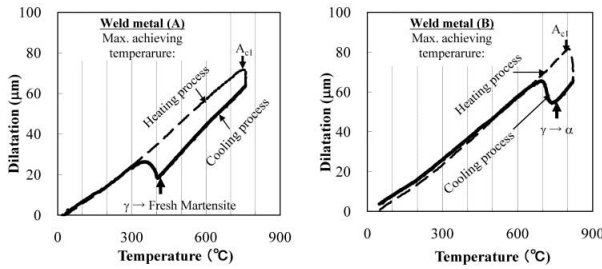


図6 溶着金属AとBの冷却時相変態温度解析結果

Fig. 6 Phase transformation temperature of weld metal A and B at cooling process

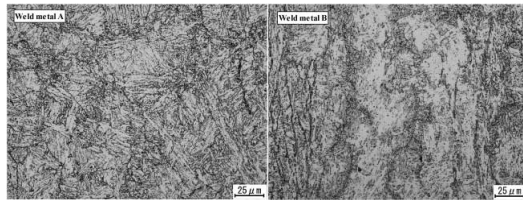


図7 相変態温度解析試験後の溶着金属AおよびBのマイクロ組織  
Fig. 7 Microstructures of weld metal A and B after phase transformation temperature analysis

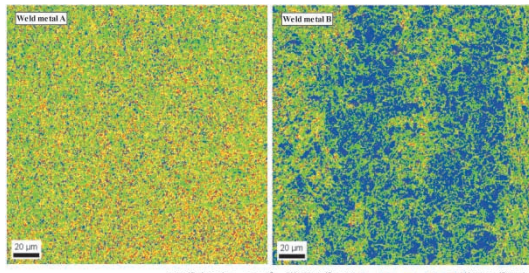


図8 相変態温度解析試験後の溶着金属AおよびBのKAM像  
Fig. 8 KAM images of weld metal A and B after phase transformation temperature analysis

口組織を、図8にそれぞれの視野におけるKAM (Kernel Average Misorientation) 像を示す。KAM像は電子線後方散乱回折 (EBSD) 解析法により得られるもので、KAMは結晶方位差あるいは格子ひずみの尺度を表す。KAM像では、像中の1ピクセルとその最近接ピクセル間の平均的な結晶方位差が示され、測定視野中の結晶方位差の分布が表される。マルテンサイトはその結晶格子中に大きな格子ひずみを有するため、このKAM像より組織中のフェライトとマルテンサイトを識別することができる。図7の溶接金属AとBを比較すると、溶接金属Bのマイクロ組織には写真中央部の上下方向に粗大な白色組織が認められる。一方、この白色組織は図8に示した溶

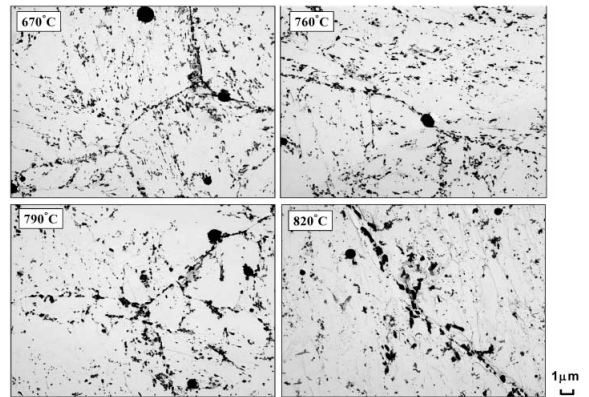


図9 各PWHT後の溶着金属AのTEM像

Fig. 9 TEM images of weld metal A after PWHT at different temperature

着金属BのKAM像青色集中部に該当し、この部分の格子ひずみは周囲の組織に比べて著しく小さいことが示された。すなわち、溶着金属Bに認められる白色組織はフェライトである可能性が示唆される。今後、この析出相の同定をさらに進めて行く予定である。

つぎに、着目すべき第2の事実は、溶着金属Aのクリープ破断試験において、高応力下ではPWHT温度とクリープ破断時間の関係に逆転現象が認められたが、低応力下ではこれが認められなかったことである。これは、高応力および低応力下でのクリープ破断試験片の変形挙動の違い<sup>7)</sup>に起因するものと推測される。すなわち、高応力下では試験片全体に変形が生じることから、結晶粒内に高密度の転位を有するフレッシュマルテンサイトがクリープ破断時間の長寿命化に寄与する。一方、低応力下においては旧オーステナイト粒界近傍の領域で優先的に変形が生じることから、フレッシュマルテンサイトがクリープ破断時間の長寿命化に寄与しなかったものと推測される。

以上から、 $A_{c1}$ 変態点の高低とは別に機械的性質の観点から、許容するPWHT温度の上限が変化することを確認した。

#### 2.4 溶着金属の炭窒化物析出状態と炭窒化物組成に及ぼすPWHT温度の影響

溶着金属Aについて、炭窒化物析出状態とその組成に及ぼすPWHT温度の影響を調査した。図9に各PWHT後の溶着金属AのTEM像を示す。炭窒化物の析出量と分布状態は、670°Cおよび760°CのPWHT温度では有意差が

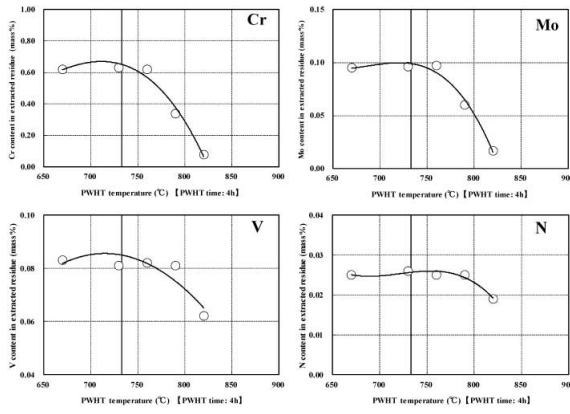


図10 各PWHT後の溶着金属Aの抽出残渣分析結果  
Fig.10 Analysis on extracted residues of weld metal A after PWHT at different temperatures

認められない。しかし790°Cでは明らかに粒内の炭窒化物の析出が希薄化しており、820°Cではラス粒界炭化物自体の粗大化が認められた。

さらに、それぞれのPWHT温度下における炭窒化物の析出量を定量的に比較するため、抽出残渣分析を行った。図10に分析結果を示す。PWHT温度が760°Cを超えると、Cr, Mo, V, Nのいずれも急激に減少することが確認された。これは、PWHT温度の上昇による炭窒化物の溶解、マトリックスへの再固溶が進行したことに起因すると推測される。

### 3. 各溶着金属の許容するPWHT温度の上限

溶着金属AとBの $A_{c1}$ 変態点測定結果は、それぞれ約730°C、および780°Cである。仮に、PWHT温度を $A_{c1}$ 変態点以下とする施工面の規制に準ずるならば、溶着金属AとBのPWHT温度の上限はそれぞれ約730°C、および780°Cとなる。しかし、溶着金属AのPWHT温度を730°Cとした場合、溶着金属の焼戻しが不十分となって所定の機械的性質が得られない。一方、溶着金属BについてはPWHT温度を780°Cとした場合、室温引張強度がGr.P91鋼材規格の下限値とほぼ同等であることから、規格に対して裕度が小さくなることが懸念される。すなわち、PWHT温度の選定は、単純に $A_{c1}$ 変態点だけで決定することは現実的ではなく、機械的性質を総合的に考慮して決定することが重要と考える。

図11に、溶着金属AとBのクリープ破断強度を、Gr.P91鋼溶接継手のクリープマスターカーブと共に示す。これらの結果から、今、溶着金属に対して溶接継手

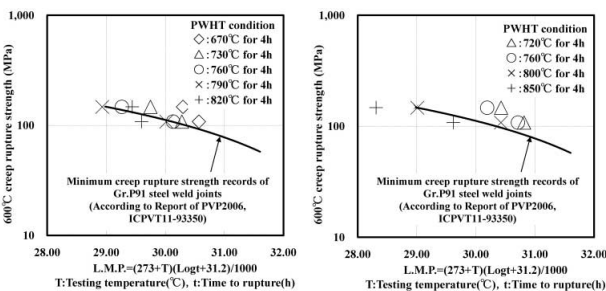


図11 各PWHT後の溶着金属AおよびBのクリープ破断強度  
Fig.11 Creep rupture strengths of weld metals A and B after PWHT at different temperatures

と同等以上のクリープ破断強度を求めると仮定した場合、溶着金属AとBのPWHT温度の上限はそれぞれ760°C、および800°Cとなる。

溶着金属AのPWHT温度を760°Cとした場合、溶着金属は良好な靱性を有し、その室温引張強度特性もGr.P91鋼材規格を十分に満足する。溶着金属BのPWHT温度を800°Cとした場合も溶着金属は良好な靱性を示すが、前述のとおり、その室温引張強度特性はGr.P91鋼材規格に対して裕度が小さい。

以上の結果から、溶着金属の機械的性質を総合的に判断して、溶着金属AとBのPWHT温度の上限はそれぞれ760°C、および800°Cと結論付けられる。

むすび=当社のASTM A335 Gr.P91鋼用被覆アーク溶接棒であるCM-9Cb、およびCM-95B9を用い、主にMn+Ni量の異なるこれら二種類のGr.P91鋼溶着金属に対して、 $A_{c1}$ 変態点を超える温度でPWHTを実施した場合の溶着金属の機械的性質への影響を調査するとともに、それぞれの溶着金属が許容するPWHT温度の上限について考察を行った。その結果、CM-9Cb溶着金属のMn+Ni量は2.49mass%、 $A_{c1}$ 変態点は733°Cであることから、PWHT温度が $A_{c1}$ 変態点以下とする施工面の規制に準じた場合、PWHT温度の上限は730°Cとすべきであるものの、機械的性質の評価結果からはPWHT温度は760°Cまで許容されると判断された。

同様に、CM-95B9溶着金属のMn+Ni量は1.38mass%、 $A_{c1}$ 変態点は785°Cであることから、上記と同様の規制に準じた場合、PWHT温度の上限は780°Cとすべきであるものの、機械的性質の評価結果からはPWHT温度は800°Cまで許容されると判断された。

以上の知見から、高Cr系フェライト系耐熱鋼溶着金属のPWHT温度は、単純にそのMn+Ni量や $A_{c1}$ 変態点のみから決定するべきではなく、あくまでクリープ破断性能も含めた機械的性質を考慮して決定するべきである。

本稿では、溶着金属にのみ注目してPWHT温度の上限を検討した。しかし、実際の溶接継手評価においては、母材および母材熱影響部を含めた総合的な検討を進めることが必要と考える。

### 参考文献

- 1) ASME B31.1. POSTWELD HEAT TREATMENT. 2001, 132.1, p.87.
- 2) 社団法人火力原子力発電技術協会. 発電用火力設備の技術基準 省令及び解釈 [第10章 溶接部] [解説] (平成19年改訂版). 2009, p.159.
- 3) AWS A5.5/A5.5M : 2006. p.8.
- 4) ASTM 1033-4. Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations.
- 5) Chen Liang et al. Effect of PWHT temperature and mechanical properties of High-Cr ferritic heat-resistant steel weld metal. Welding in the World. 2012, Vol.56, January-February (1-2).
- 6) 徳永辰也ほか. Gr.91 フェライト鋼の $A_{c1}$ 温度近傍における相変態挙動. CAMP-ISIJ. 2008, Vol.21, p.1066.
- 7) 九島秀昭ほか. 改良 9Cr-1Mo鋼の長時間クリープ変形に伴う材質劣化. 鉄と鋼. 1999, Vol.85, No.11, p.57.