

700°C 級先進超々臨界圧 (A-USC) プラント実現へ向けた ボイラ技術開発

Development of Boiler Technology for 700°C A-USC Plant

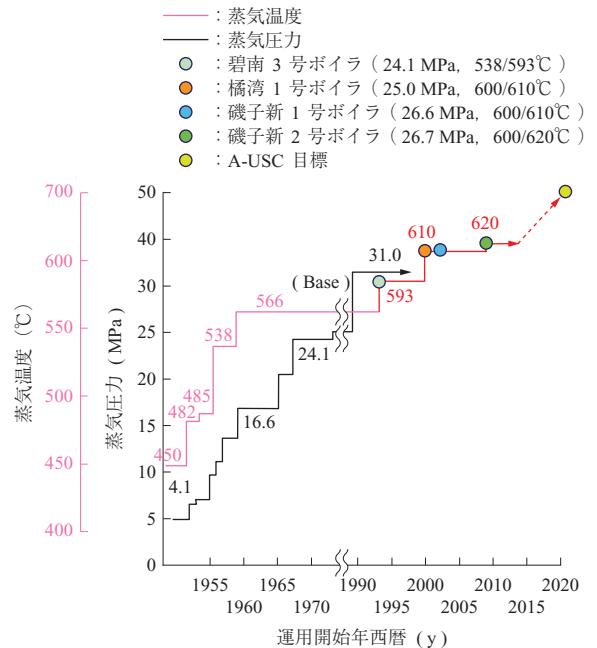
久布白 圭 司	技術開発本部基盤技術研究所材料研究部 主査 博士 (工学)
野 村 恭 兵	技術開発本部基盤技術研究所材料研究部 博士 (工学)
松 岡 孝 昭	技術開発本部生産技術センター溶接技術部 主査
中 川 博 勝	エネルギー・プラントセクターエネルギーシステムセンターボイラ設計部 部長
室 木 克 之	エネルギー・プラントセクターエネルギーシステムセンターボイラプロジェクト統括部 主査

当社では、700°C 級先進超々臨界圧 (A-USC) 発電技術の実用化に向けて、2008 年から 2013 年までボイラ要素技術開発を実施してきた。特に、候補材料である Ni 基合金配管の溶接技術および曲げ加工技術について検討した。その結果、材料間において溶接条件は異なるものの、すべての候補材料について溶接手法を確立した。また冷間曲げなどの曲げ加工技術についても、加工条件を確立した。確立した条件で、管寄せおよびループ管のモックアップを製作し、実機を想定した施工が可能であることを確認した。溶接部については、高温長時間における信頼性を検証するため、100 000 h を目指したクリープ破断試験を実施中である。

For the purpose of putting 700°C Advanced-Ultra Super Critical (A-USC) power generation technology into practical use, IHI developed fundamental technologies for boilers from 2008 to 2013. In particular, IHI examined the welding technology and bending technology of Ni-based alloy piping of the candidate materials. In the end, IHI established welding methods for every candidate material, even though the welding conditions are different for each material. Regarding bending technologies including cold bending, IHI also established the optimal machining conditions. Based on these conditions, IHI manufactured mockups of header pipes and loop pipes and verified that construction of an actual machine was possible. 100 000 h creep rupture tests are being conducted on welded parts to verify their long-term durability at high temperatures.

1. 緒 言

近年、二酸化炭素 (CO₂) などの温室効果ガス排出削減の観点から、石炭火力発電の高効率化が強く望まれている。これまで国内では、発電効率の向上を目的に世界に先駆けて蒸気温度の向上を実現させてきた。第 1 図に国内における火力発電技術の蒸気条件の変遷を示す。1990 年代に入り、まず蒸気温度 593°C を実現し⁽¹⁾、その後さらなる蒸気温度の向上を実現させ、2009 年には 620°C まで到達した。この蒸気温度は商用のボイラとして、当時世界最高温度であり、現在も破られていない⁽²⁾。石炭火力の発電効率向上は、ここ 20 年で飛躍的に向上したにも関わらず、ほかの発電技術と比べると CO₂ 排出量が高いことから、さらなる高効率化、CO₂ 回収技術が求められている。そのさらなる高効率化を実現する方法の一つとして、700°C 級先進超々臨界圧 (Advanced-Ultra Super Critical : A-USC) 発電技術が注目されている^{(3)~(5)}。本技術は、



第 1 図 日本における火力発電技術の蒸気条件の変遷
Fig. 1 The trend in the development of steam conditions in Japan

現用の 600℃ 級 USC 発電技術をベースに蒸気温度を 100℃ 向上させた技術である。そのため、新規発電プラントのみならず、既存施設の改造もしくはリプレースにも適用可能な技術として期待されている。また、現用の USC 技術と比べ、発電効率が 4% 以上向上すると予想されることから、CO₂ 排出量の 10% 程度の削減が期待できる技術である。

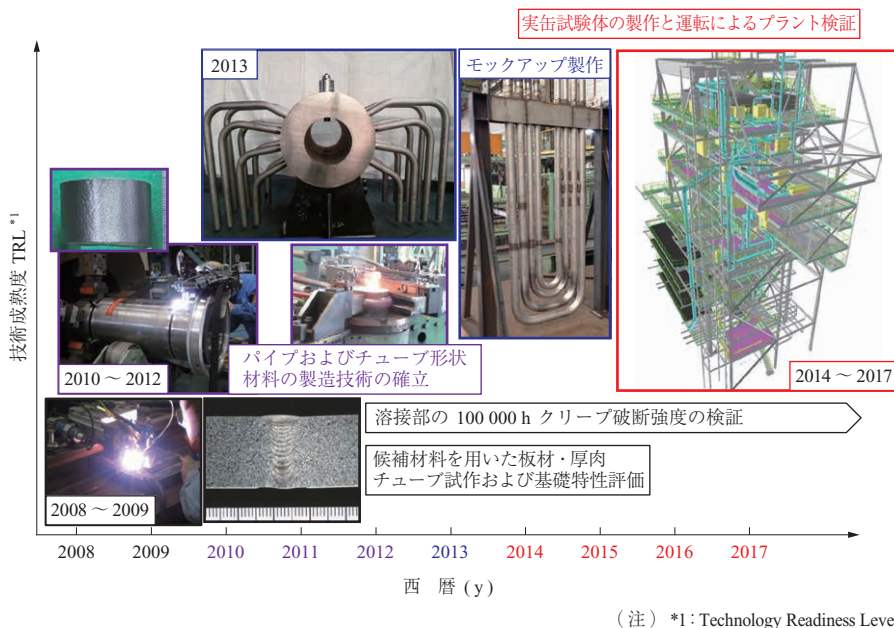
A-USC 技術は、ヨーロッパにおいて 1998 年から開発がスタートし、近年ではアメリカ、インド、中国、ロシアなど世界中で開発が活発に行われている^{(6)~(9)}。特にヨーロッパおよびアメリカにおいては、実缶試験などもすでに着手されており、先行しているといえる。インドおよび中国においては、現在要素技術開発の段階である。ロシアにおいては、独自の材料開発などを進めているものの、実缶試験までの開発にはまだ時間が掛かるものと予想される。国内においても、2008 年から経済産業省・資源エネルギー庁の補助事業として「先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発」が開始され、国内の材料メカ、タービンメカ、弁メカおよびボイラメカが参画している。当社は、ボイラメカとして参画し、ボイラ要素技術の開発を実施してきた。A-USC 要素技術の開発プランを第 2 図に示す。A-USC 技術には、ボイラ配管として Ni 基合金を適用することから、溶接技術、加工技術の確立が必要となる。これら製造技術の確立に向けて、2008 年から 2013 年まで取り組んできた。2014 年からは、実缶

試験に向けた設計・製造および運転を実施している。また、ボイラ材料の高温での長時間信頼性が重要となることから、2010 年から部材の長時間クリーブ破断強度の検証を継続して実施している。A-USC の設計技術の動向については、既報⁽¹⁰⁾で報告したとおりである。

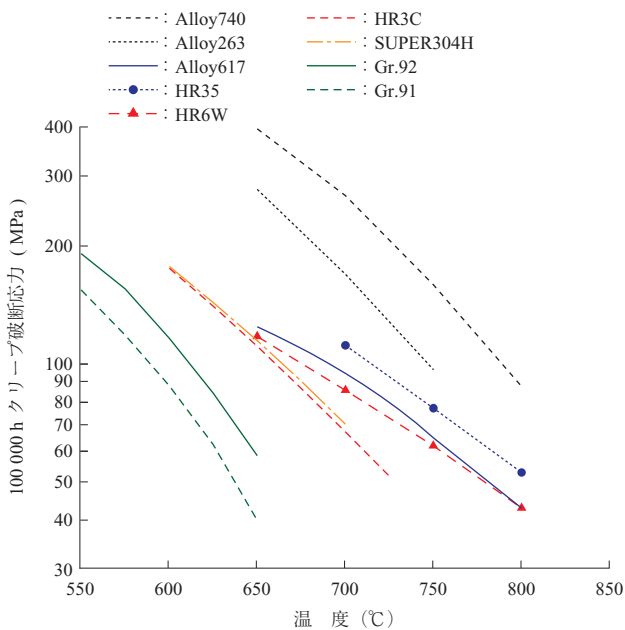
本稿では、要素技術として開発してきた Ni 基合金の溶接施工および曲げ加工技術に重点を置き報告する。併せて、溶接部および曲げ部のクリーブ破断強度についても検証中の結果を報告する。溶接技術については、まず板材などのサンプル材を用い、溶接条件の検討を実施した。その後実機相当規模での施工技術を開発し、最後に実機モックアップによって検証した。

2. A-USC 候補材料の特徴

まず、A-USC 候補材料の特徴について述べる。ボイラ材料の 100 000 h 破断強度を第 3 図に示す。併せて USC 技術で適用されている材料についても示す。現状の USC 発電の高温域では、大径管にフェライト鋼 (Gr.91, Gr.92)、伝熱管にステンレス鋼 (SUPER304H, HR3C) を用いている。これらの高温強度は、600℃ から 650℃ 近傍で 100 MPa 程度を示す。材料の特徴として、フェライト鋼は焼戻しマルテンサイト組織であり、高温強度を高めるために、微細な炭・窒化物を析出させている。この高い高温強度を得るためには、使用前に熱処理で調整することが特徴である。また、オーステナイトステンレス鋼 (SUPER304H, HR3C)



第 2 図 A-USC 要素技術の開発プラン
Fig. 2 The development plan of A-USC technology



第3図 ボイラ材料の100 000 h 破断強度
Fig. 3 100 000 h creep rupture strength of boiler materials

は、固溶化熱処理を施した材料であり、使用中に微細な炭・窒化物を析出させて高温強度を得ている。すなわち、運転中に高温強度が得られる組織に変化していく材料である。

一方、A-USC 候補材料である Ni 基合金 (Alloy740, Alloy263, Alloy617, HR35, HR6W) の 100 000 h 破断強度は、650℃ から 750℃ 近傍で 100 MPa 程度であり、フェライト鋼およびオーステナイト鋼に比べ、ボイラ材料として使用温度を 100℃ 向上させることが可能となる。これらの合金は、金属間化合物相を強化相として用いることで高い高温強度を得ていることが特徴であり、高温強度が高い合金ほど金属間化合物の体積率が高い。一般に金属間化合物は、熱処理中の析出が早いものが多いこと、室温強度を著しく向上させるため溶接および加工性を低下させることが予想される。このように A-USC 候補材料は、現用の USC 材料と強度も異なるのはもちろんのこと、材料の強化機構も異なることから、その特徴を十分に理解したうえで適用することが求められる。次にここで示した候補合

金である HR6W⁽¹¹⁾、HR35⁽¹²⁾、Alloy617、Alloy263、Alloy740H⁽¹³⁾ について、溶接性および加工性を検討した結果を報告する。

3. 溶接技術の確立

3.1 溶接施工技術の検討

溶接性を確認するとともに溶接条件を確立するため、板材および鍛造管を用いて、溶接施工試験を実施した。その結果を第1表に示す。継手の確認試験は、溶接部の側曲げ試験、引張試験、シャルピー衝撃試験を実施した。また、溶接継手のクリープ破断強度を確認するため、最大 10 000 h のクリープ破断試験を実施した。代表例として、HR6W 溶接継手の断面マクロ写真を第4図に示す。いずれの合金においても、側曲げ試験から溶接時の溶接欠陥などがないこと、ミクロ組織観察からも溶接部に微細な割れがないことを確認した。ボンド部および溶接熱影響部 (HAZ) のシャルピー衝撃値は、いずれの合金においても 100 J/cm² と高い値を示した。また、引張強さはいずれの合金についても母材と同等であることを確認した。溶接継手のクリープ破断強度は、約 10 000 h の試験において、母材と同等であることを確認した。以上の結果、板材および鍛造管で確立した溶接条件が問題ないと判断し、次に実サイズの配管について溶接性を検証する。

3.2 配管の溶接施工技術の確立

母材のクリープ破断強度および配管の製造性の観点から、A-USC の大径管候補材料として Alloy617、HR6W、HR35 の 3 合金を選定した。また、小径管候補材料として Alloy617、HR6W、HR35、Alloy263、Alloy740H の 5 合金を選定した。これらの合金について配管を用いた溶接施工試験を実施した。その結果をまとめて第2表に示す。

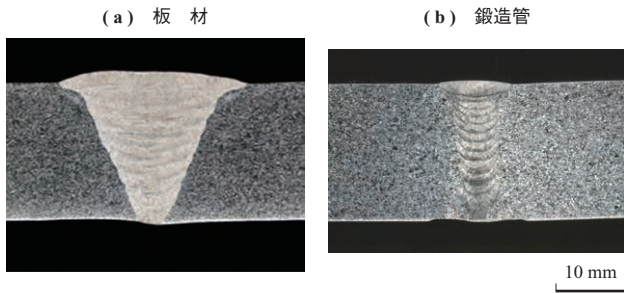
溶接方法は、GTAW および SMAW である。SMAW による溶接試験は、HR6W 大径管のみ実施した。Alloy617

第1表 板材および鍛造管の溶接試験結果

Table 1 List of welding tests for plates and forged pipes for A-USC boilers

試料形状 (mm)	材質	溶接材料	溶接方法	溶接部の割れ ミクロおよび曲げ試験	シャルピー特性 ボンド部、HAZ (J/cm ²)	引張強さ (室温、高温)	クリープ強度
・板材 t (厚さ) = 25 ・鍛造穴ぐり管 φ 80 × 20 (t)	HR6W	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	100 以上	母材と同等	母材と同等
	HR35	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	100 以上	母材と同等	母材と同等
	Alloy617	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	100 以上	母材と同等	母材と同等
	Alloy263	NIMONIC Filler Metal 263	GTAW	なし	100 以上	母材と同等	母材と同等
	Alloy740H	NIMONIC Filler Metal 263	GTAW	なし	100 以上	母材と同等	母材と同等

(注) GTAW : Gas Tungsten Arc Welding



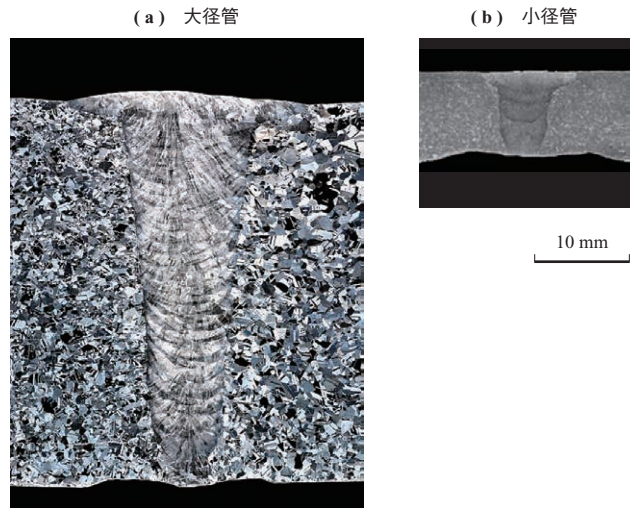
第 4 図 HR6W 溶接継手の断面マクロ写真
Fig. 4 Cross-section of the macrostructure of HR6W welds

大径管については、B（ほう素）添加量の調整によってクリープ強度が異なるとの報告もあるため⁽¹⁴⁾、クリープ強度に及ぼす B の影響についても検討した。溶接後の継手の評価は、シャルピー衝撃試験、曲げ試験、引張試験およびクリープ破断試験を実施した。併せて、大径管溶接部については、SR（Stress Relieving：応力除去焼なまし）処理についても検討した⁽¹⁵⁾。

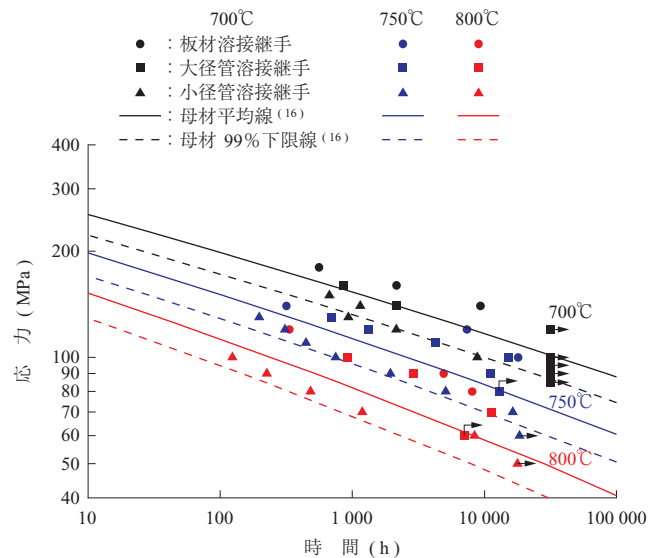
代表として、HR6W 配管について溶接後の断面マクロ観察結果を第 5 図に示す。

側曲げ試験およびミクロ組織観察から、B 添加量が高い Alloy617 大径管についてのみ高温割れが一部発生していることが明らかになった。よって Alloy617 大径管については、溶接性の観点から B 量を含めた微量元素を調整した Alloy617 を選定するか、溶接可能な条件を再選定する必要がある。そのほかの大径管および小径管については、いずれの合金においても側曲げ試験およびミクロ組織観察結果からも溶接部に割れが発生していないことを確認した。

クリープ破断強度については、代表例として、HR6W 溶接継手部のクリープ破断強度試験結果を第 6 図に示す。この結果は、3.1 節で実施した板材のクリープ破断試験結



第 5 図 HR6W 溶接継手の断面マクロ写真
Fig. 5 Cross-section of the macrostructure of HR6W welds



第 6 図 HR6W 溶接継手部のクリープ破断強度
Fig. 6 Creep rupture strength of HR6W welds at 700, 725 and 800°C at stresses from 50 to 180 MPa

第 2 表 大径管および小径管の板材および鍛造管の溶接試験結果
Table 2 List of welding tests for A-USC boiler pipes and tubes

試料形状 (mm)	材質	溶接材料	溶接方法	溶接部の割れ	引張強さ	クリープ特性評価
大径管 φ 350 × 40 (t)	HR6W	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	母材と同等	試験中
	HR6W	WEL117	SMAW	なし	母材と同等	試験中
	HR35	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	母材と同等	試験中
	Alloy617 (高 B)	NIMONIC Filler Metal 263	GTAW	高温割れ	母材と同等	母材と同等
	Alloy617	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	母材と同等	試験中
小径管 φ 45 × 8.8 (t)	HR6W	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	母材と同等	試験中
	HR35	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	母材と同等	試験中
	Alloy617	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	なし	母材と同等	試験中
	Alloy263	NIMONIC Filler Metal 740H	GTAW	なし	母材と同等	試験中
	Alloy740H	NIMONIC Filler Metal 740H	GTAW	なし	母材と同等	試験中

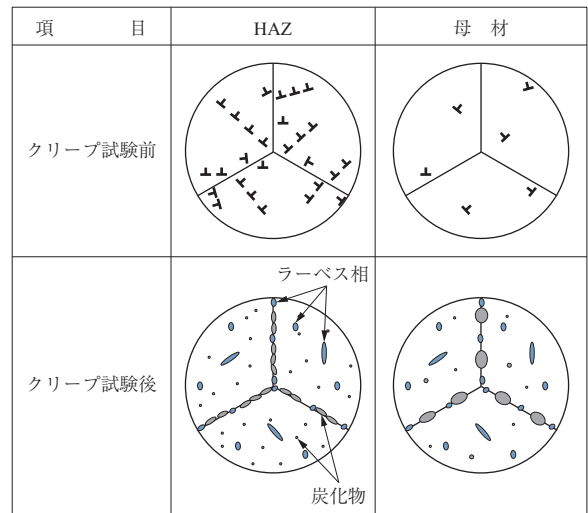
(注) SMAW：Shielded Metal Arc Welding

果も含まれている。実線で母材の平均クリープ破断強度、破線で母材の 99% 下限強度を示す⁽¹⁶⁾。

溶接継手のクリープ破断データは、すべて母材の強度の範囲内にプロットされる。小径管の溶接継手が 10 000 h 未満で母材の平均強度よりも低かった理由は、短時間における小径管母材のクリープ破断強度が低いためである。10 000 h 以上では、小径管材の溶接継手においても、母材の平均強度とほぼ同じ強度が得られている。現在 10 000 h 破断強度を検証するため、試験を継続中である。

次に、板材溶接継手についてクリープ破断後の断面マクロ観察結果を第 7 図に示す。温度 700 ~ 800℃ において 300 ~ 18 000 h で破断した試験結果である。いずれの破断材においても、溶接ボンド部から 10 mm 以上離れた領域で破断していた。すなわち、溶接金属および HAZ で破断せず、母材で破断していた。野村⁽¹⁷⁾らは破断したサンプルを詳細にマイクロ観察し、HAZ ではマイクロクラックおよびクリープポイドについても発生していないことを確認している。よって、HR6W 溶接部のクリープ破断強度は、いずれの条件においても溶接金属 > HAZ > 母材となると考えられる。

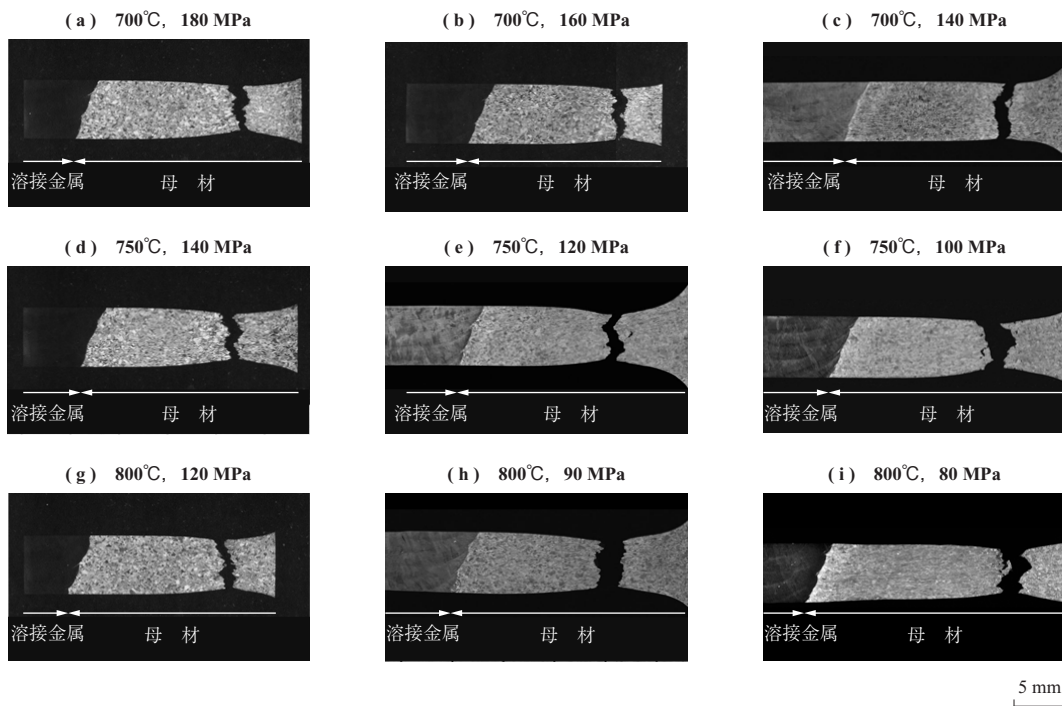
溶接金属の強度が高い理由は、溶接金属に Alloy617 を用いており、HR6W よりも高温強度が高いためである。HAZ が母材よりクリープ破断強度が高かった原因については、マイクロ組織の違いによって第 8 図⁽¹⁷⁾に示す模式



第 8 図 HAZ と母材におけるクリープ前後のマイクロ組織の模式図
Fig. 8 Schematic illustrations showing the precipitates of HR6W welds before and after creep

図のように説明できる。

クリープ試験前は、ボンド部近傍の HAZ やボンド部から 10 mm 離れた母材でも析出物は観察されず、硬さおよび転位密度のみ異なっていた⁽¹⁸⁾。クリープ破断後の組織を観察したところ、HR6W のクリープ強度を向上させるラーベス相の大きさは、結晶粒内、粒界ともにボンド部からの距離によらず一定であった。一方、HR6W のもう一つの強化相である $M_{23}C_6$ 炭化物は、HAZ の結晶粒内および粒界ともに、母材に比べ微細に析出していた。結晶粒内



第 7 図 板材 HR6W 溶接継手クリープ破断材の断面マクロ観察結果
Fig. 7 Cross-sections of the macrostructure of ruptured specimens in HR6W welds

に着目すると、ボンド部から約 10 mm 離れた領域では、 $M_{23}C_6$ 炭化物はほぼ同じであったが、ボンド部に近づくほど、微細化していた。結晶粒界では、ボンド部から 10 mm 以上離れた領域に比べ、HAZ では結晶粒界に $M_{23}C_6$ 炭化物が多く析出していた。このように、析出物の分布が HAZ と母材では異なり、これら結晶粒内および粒界での $M_{23}C_6$ 炭化物の析出の違いが HAZ および母材のクリープ強度に現れたと考えた。よって、フェライト鋼で生じる溶接部のクリープ強度の低下⁽¹⁹⁾ および HAZ による破壊^{(20)~(23)} は、HR6W では生じないと予想される。

4. 曲げ加工技術の確立

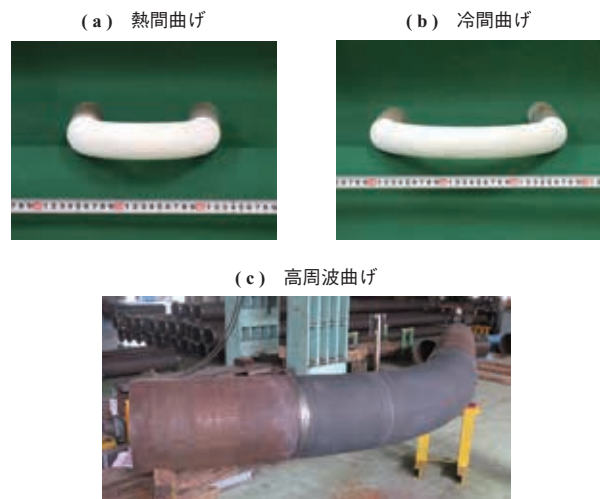
ボイラ製造時には、多数の曲げ加工が施される。小径管については加工度に応じて、熱間曲げおよび冷間曲げが選定される。また、大径管については高周波曲げが選定される。そこで小径管については、候補合金として HR6W, HR35, Alloy617, Alloy263, Alloy740H について冷間曲げおよび熱間曲げ特性を検証した。大径管候補材料である HR6W, Alloy617, HR35 の 3 合金については、高周波曲げ特性を評価した。

熱間曲げと高周波曲げを施した部位は、一般的に曲げ加工時の熱によってクリープ破断強度が低下するため、曲げ施工後にクリープ強度を回復させる熱処理を施す。一方、冷間加工した部位については、クリープ強度が低下しない加工度であればそのまま使用することができる。よって、

熱間曲げおよび高周波曲げした後に、熱処理を施した部位についてクリープ破断強度を検証する必要がある。冷間加工については、加工度とクリープ破断強度の関係を明らかにする必要がある。そこで、高周波曲げ後の合金については曲げ後に熱処理した合金のクリープ破断強度を、小径管については、冷間加工後のクリープ強度を評価した。

4.1 曲げ加工試験

HR6W 曲げ加工後の外観を第 9 図に示し、大径管および小径管の曲げ試験結果を第 3 表に示す。ここでは、代表的な HR6W の曲げ後の写真を示している。小径管では、すべての合金において熱間曲げおよび冷間曲げは、従来の製造設備で曲げ施工が可能であることを確認した。曲げ後



第 9 図 HR6W 曲げ加工後の外観
Fig. 9 Appearance of an HR6W bent pipe and tubes

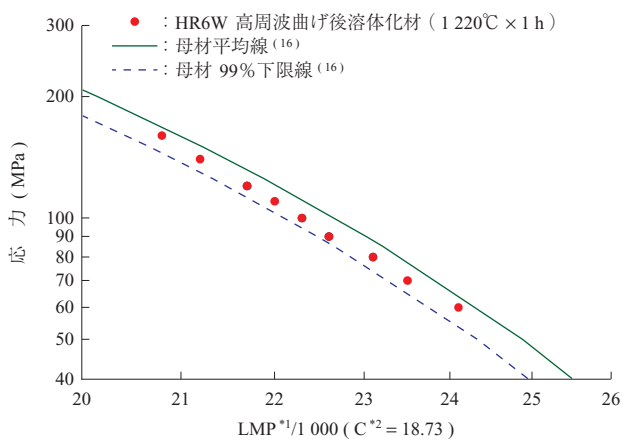
第 3 表 大径管および小径管の曲げ試験結果
Table 3 List of bending tests for A-USC boiler pipes and tubes

試料形状 (mm)	材質	曲げ施工方法	曲げ角度 (度)	曲げ R (DR)	曲げ特性	クリープ強度評価
小径管 φ 45 × 8.8 (t)	HR6W	熱間曲げ	180	1.7	良好	-
	HR35		180	1.7	良好	-
	Alloy617 (高 B)		180	1.7	良好	-
	Alloy263		180	1.7	良好	-
	HR6W	冷間曲げ	180	2.8	良好	冷間加工によってクリープ強度向上
	HR35		180	2.8	良好	冷間加工によってクリープ強度向上
	Alloy617 (高 B)		180	2.8	良好	冷間加工によってクリープ強度向上
	Alloy263		180	2.8	良好	冷間加工の影響なし
	Alloy740H	-	-	-	7.5% 以上でクリープ強度低下	
大径管 φ 350 × 40 (t)	HR35	高周波曲げ	90	4	良好	母材と同等
大径管 φ 510 × 40 (t)	HR6W		60	3	良好	実施中
大径管 φ 350 × 40 (t)	HR6W		30	4	良好	実施中
大径管 φ 350 × 72 (t)	Alloy617		30	4	良好	実施中

の寸法計測および断面調査によって、曲げ後のだ円化率、へん平率および肉厚などが許容範囲内であることを確認した。大径管の高周波曲げについても、現状の設備の範囲内で加工を実施し、曲げ後のだ円化率およびへん平率などが許容範囲内であることを確認した。また、大径管のサイズおよび肉厚が異なる配管においても、問題なく加工できることを検証した。

4.2 HR6W 大径管の曲げ加工後のクリープ破断強度

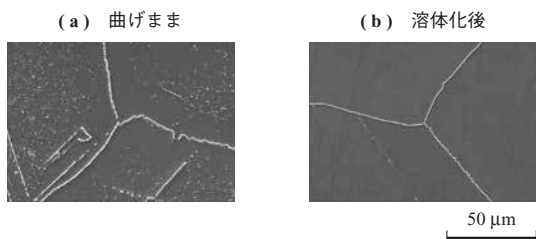
次に高周波曲げを実施した後、溶体化処理を施した HR6W のクリープ破断強度を第 10 図に示す。曲げ後の HR6W のクリープ破断強度は、HR6W の平均強度と 99% 下限強度の範囲内であった。現在、最大 100 000 h の検証を継続して実施中である。このように曲げ後の熱処理を施すことによってクリープ破断強度が母材の平均強度を示した理由は、第 11 図に示すように曲げ加工中に析出した炭化物が、曲げ後の熱処理によってすべて固溶したためである。よって、クリープ強度を低下させる粗大な析出物が消失し、新たにクリープ中に微細な炭化物が析出したため、強度が回復したと考えられる。



(注) *1: ラーソンミラーパラメータ値
*2: ラーソンミラーパラメータ定数

第 10 図 HR6W のクリープ破断強度

Fig. 10 Creep rupture strength of an HR6W bent pipe following the solution heat treatment

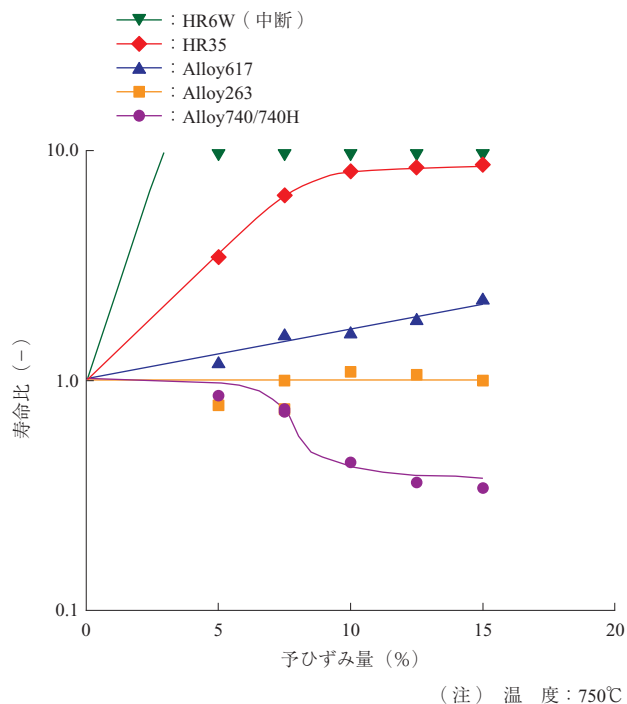


第 11 図 HR6W の高周波曲げ後のマイクロ組織
Fig. 11 SEI image of HR6W

4.3 クリープ破断強度に及ぼす冷間加工の影響

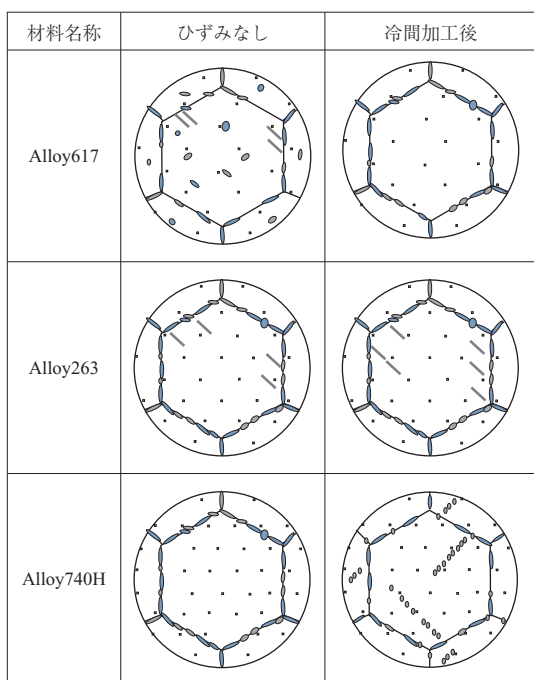
次にクリープ破断強度に及ぼす冷間加工の影響を明らかにするため、予ひずみとクリープ破断強度の関係を調査した。予ひずみとクリープ破断強度の関係を第 12 図に示す⁽²⁴⁾。縦軸は、予ひずみなしのクリープ破断時間を基準とした寿命比であり、横軸に予ひずみ量を示した。クリープ破断強度に及ぼす予ひずみの影響は、合金によって大きく異なる。HR6W, HR35 および Alloy617 のクリープ破断強度は、予ひずみの増加とともに増加した。Alloy263 のクリープ破断強度は、予ひずみによらずほぼ一定であった。一方、Alloy740/740H のクリープ破断強度は、予ひずみが 5% までは一定であるが、7.5% 以上では約 1/3 にまで低下した。これらクリープ破断強度に及ぼす冷間加工の影響の違いは、材料のマイクロ組織の違いに起因する。

HR6W は、岡田らの報告⁽²⁵⁾にあるように、加工度が増加するとともに Cr 炭化物が粒内に微細析出するため、クリープ破断強度が増加する。HR35 についても同様であると考えられる。Alloy617, Alloy263, Alloy740/740H の冷間加工度に対するクリープ破断強度の変化は、結晶粒界近傍のマイクロ組織の違いに起因すると考えられる。第 13 図に結晶粒界の析出物の違いを模式的に示す。Alloy617 については、冷間加工を施すと、粒界における Mo 系炭化物および Cr 炭化物が増加する。一般的に粒界の析出物



(注) 温度: 750°C

第 12 図 小径管候補材料のクリープ強度に及ぼす冷間加工の影響
Fig. 12 The effect of cold work on the creep rupture strength of A-USC boiler tubes



第13図 冷間加工によるクリープ破断後のマイクロ組織の違い
 Fig. 13 Schematic illustrations showing the precipitates of cold worked Ni alloys after creep

が増加するとクリープ強度は上昇すると考えられているため、加工度の増加によって炭化物の増加に伴い、クリープ破断強度が増加したと考えられる。Alloy263については、冷間加工度によらず、粒界炭化物量は一定である。そのため、クリープ強度も一定であったと考えられる。Alloy740については加工度7.5%以上では、粒界の炭化物が大きく減少していた。この粒界炭化物の低下がクリープ強度を低下させたと考えられる⁽²⁶⁾。

現在、Alloy617 および Alloy263 については、加工度

30%まで施した際の強度について評価中である⁽²⁷⁾、⁽²⁸⁾。Alloy263 については、冷間加工を施すとわずかに加工無に比べクリープ強度が増加した。これは、粒内析出物である γ' が加工で導入された転位によって微細析出したためである。今後は、長時間においても強度低下が生じないか長時間クリープ試験によって検証を進めていく。

5. 実機モックアップ試験

前項までは、溶接施工および曲げ加工技術を確立し、施工後のクリープ破断強度について検証してきた。これまで確立した施工法が実機を想定した部材製作において有効か確認するため、実機モックアップを製作した。製作したモックアップは、ループ管、主蒸気管管寄せおよび再熱器管管寄せである。モックアップ材料の仕様と溶接方法および曲げ加工条件を第4表、第5表に示す。また、モックアップ製作時の様子を第14図に示す。モックアップに使用した材料は、候補材料の一つであるHR6Wである。モックアップ製作後の外観を第15図に示す。非破壊検査の結果、曲げ施工および溶接部はすべて合格であった。配



第14図 モックアップ製作時の様子
 Fig. 14 Preparing for the mock up trial

第4表 主蒸気管管寄せおよび再熱器管管寄せモックアップ材料の仕様と溶接方法

材質	大径管 (mm)	溶接金属	溶接方法	小径管 (mm)
HR6W	$\phi 558 \times 138 (t)$	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	$\phi 50.8 \times 11.5 (t)$
HR6W	$\phi 635 \times 72 (t)$	WEL-AUTO-TIG-617	GTAW	$\phi 63.5 \times 11.5 (t)$

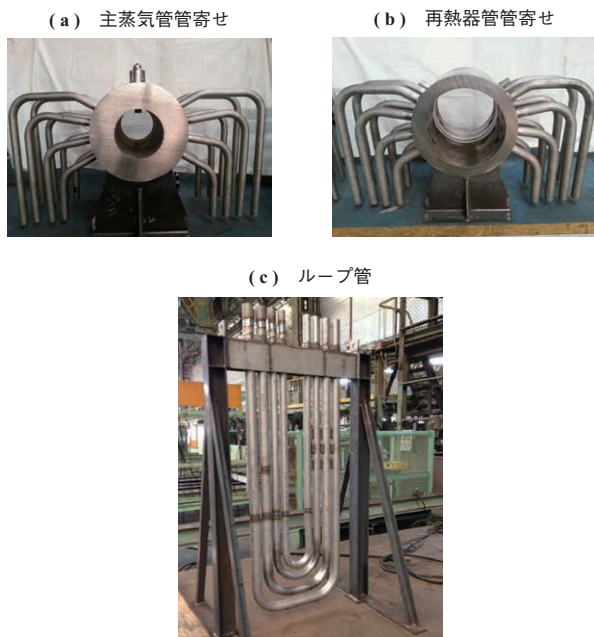
(注) SH: Superheat
 RH: Reheat

第5表 ループ管、主蒸気管管寄せおよび再熱器管管寄せモックアップ材料の仕様と曲げ加工条件

Table 5 The mock up materials and bending conditions used for SH and RH header and loop

材質	モックアップ	形状 (mm)	曲げ方法	曲げ角度 (度)	曲げR (DR)
HR6W	ループ管	小径管 $\phi 50.8 \times 11.5 (t)$	熱間曲げ	180	1.7, 2.4, 2.9
HR6W	主蒸気管管寄せ	小径管 $\phi 50.8 \times 11.5 (t)$	冷間曲げ	30, 60, 80, 90, 100	2.5
HR6W	再熱器管管寄せ	小径管 $\phi 63.5 \times 11.5 (t)$	冷間曲げ	30, 60, 80, 90, 100	2.4

(注) SH: Superheat
 RH: Reheat



第 15 図 モックアップ製作後の外観
Fig. 15 Appearance of the mockups

管溶接部の断面マクロ写真を第 16 図に示す。主蒸気管サイズである 138 mm まで溶接可能であることを確認できた。

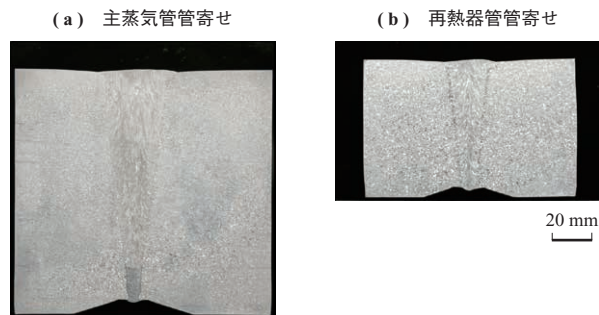
6. 結 言

A-USC ボイラ実現に向けて、配管候補材料の Ni 基合金について、大径管および小径管の曲げ加工および溶接技術を確立した。

大径管候補合金については、GTAW および SMAW による溶接方法の確立、高周波曲げ加工技術の確立を行った。また、Alloy617 については、溶接性に及ぼす B の微量成分の違いについても明らかにした。すべての合金について、溶接部のクリープ破断強度を検証した。今後は 100 000 h を目指したクリープ破断試験を継続して実施していく。

小径管候補合金については、GTAW による溶接方法の確立、冷間曲げおよび熱間曲げ手法の確立を行った。また、冷間加工後のクリープ破断強度についても調査し、合金ごとに冷間加工の影響を明らかにした。

以上の確立した施工技術について、実缶試験の製作を実施し、2015 年 4 月 29 日に、三川発電所（福岡県）において実缶試験をスタートさせた。現在蒸気温度 700℃で運転中であり、2016 年度には、抜管後サンプル調査を実施する予定である。



第 16 図 モックアップ管寄せ周溶接部の断面マクロ写真
Fig. 16 Cross-section of the macrostructure of HR6W circumferential welds

参 考 文 献

- (1) 馬木秀雄, 梶谷一郎, 国広孝徳, 戸塚丈博, 中代雅士, 桑 亮一: Super9Cr 鋼大径板巻溶接鋼管の 700 MW 石炭専焼ボイラへの適用 石川島播磨技報 第 31 巻 第 5 号 1991 年 9 月 pp. 339 - 345
- (2) 牧野啓二: 電力エネルギーにおける石炭火力の重要性 火力原子力発電 第 65 巻 第 10 号 2014 年 10 月 pp. 713 - 721
- (3) K. Nicol: Status of advanced ultra-supercritical pulverised coal technology IEA CCC/229, ISBN978-92-9029-459-5 (2013. 12)
- (4) 福田雅文ほか: A-USC 先進超々臨界圧火力発電技術 火力原子力発電 第 62 巻 第 10 号 2011 年 10 月 pp. 731 - 741
- (5) M. Fukuda, E. Saito, H. Semba, J. Iwasaki, S. Izumi, S. Takano, T. Takahashi and T. Sumiyoshi: Advanced USC technology development in Japan Proceeding the 7th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (2013. 10) pp. 24 - 40
- (6) J. Shingledecker, R. Purgert and P. Rawls: Current status of the U.S. DOE/OCDO A-USC materials technology research and development program. Proceeding the 7th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (2013. 10) pp. 41 - 52
- (7) A. Mathur, O. P. Bhutani, T. Jayakumar, D. K. Dubey and S. C. Chetal: India's national A-USC mission - plan and progress Proceeding the 7th International Conference on Advances in Materials

- Technology for Fossil Power Plants (2013. 10) pp. 53 - 59
- (8) R. Sun, Z. Cui and Y. Tao : Progress of china 700°C USC development program Proceeding the 7th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (2013. 10) pp. 1 - 8
- (9) V. Skorobogatykh. Martensitic and Austenitic steels for Application in A-USC Thermal Power Plants. 2nd AUSC Workshop (2014. 10) presentation only
- (10) 高野伸一, 青木 裕, 久布白圭司, 富山信勝, 中川博勝 : 700°C級先進超々臨界圧 (A-USC) ボイラ技術の開発 IHI 技報 第 49 巻 第 4 号 2010 年 2 月 pp. 185 - 191
- (11) 仙波潤之, 岡田浩一, 浜口友彰, 石川茂浩, 吉澤満 : 先進超々臨界圧 (A-USC) 発電用ボイラ鋼管の開発 新日鉄住金技報 第 397 号 2013 年 11 月 pp. 71 - 77
- (12) H. Semba, H. Okada, M. Igarashi, H. Hirata and M. Yoshizawa : Development of Fe-Ni and Ni-base alloys without γ' strengthening for Advanced USC boilers Proceeding of 9th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering (2010. 9) pp. 360 - 369
- (13) B. A. Baker and R. D. Golluhue : Optimization of INCONEL®740 for Advanced Ultra Supercritical Boilers Proceeding the sixth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (2010. 3) pp. 96 - 109
- (14) D. Tytko, P. Choi, J. Klöwer, A. Kostka, G. Inden and D. Raabe : Microstructural evolution of a Ni-based superalloy (617B) at 700°C studied by electron microscopy and atom probe tomography Acta Materialia 60 (2012. 2) pp. 1731 - 1740
- (15) K. Kubushiro, K. Nomura, K. Tokuda and H. Nakagawa : Effect of Stress-Relief Treatments on Microstructure and Mechanical Properties in Weld Joints of 23Cr-45Ni-6W alloy (HR6W) Proceeding 3rd International ECCO Conference (2014. 5)
- (16) 発電設備技術検査協会 : 平成 22 年度火力関係設備効率化技術調査報告書 2011 年 2 月
- (17) 野村恭兵, 久布白圭司, 中川博勝, 村田純教 : 23Cr-45Ni-7W 合金溶接継手のクリープ破断強度 日本金属学会誌 第 79 巻 第 7 号 2015 年 7 月 pp. 348 - 355
- (18) 野村恭兵, 久布白圭司, 中川博勝, 村田純教 : EBSD 法および XRD 法を用いた HR6W 溶接継手のひずみ評価 日本鉄鋼協会第 170 回秋季講演大会概要集 2015 年 9 月 p. 912
- (19) K. Kimura, M. Tabuchi, Y. Takahashi, K. Yoshida and K. Yagi : Long-term Creep Strength and Strength Reduction Factor for Welded joints of ASME Grades 91, 92 and 122 Type Steels Proceeding of the IIW International Conference (2008. 7) pp. 51 - 58
- (20) S. J. Brett, D. J. Oates and C. Johnston : In-Service Type IV Cracking in a Modified 9Cr (Grade91) Header Proceeding of ECCO Creep Conference (2005. 9) pp. 563 - 572
- (21) A. Shibli : Performance of Modern High Strength Steels (P91, P92) in High Temperature Plant Proceedings of CREEP8 (2007. 7) CREEP2007-26058
- (22) K. Yoshida : Regulatory Review Results on Allowable Tensile Stress Values of Creep Strength Enhanced Ferritic Steels Proceedings of CREEP8 (2007. 7) CREEP2007-26512
- (23) J. Parker and S. Brett : Creep performance of a grade 91 header International Journal of Pressure Vessels and Piping (2013. 11 - 12) pp. 82 - 88
- (24) K. Kubushiro, K. Nomura and H. Nakagawa : Effect of Cold Work on Creep Strength of Nickel-Base Alloys Proceedings of the "10th Conference on Materials for Advanced Power Engineering" (2014. 9)
- (25) 岡田浩一, 仙波潤之, 石川茂浩, 吉澤満 : 23Cr-45Ni-7W 合金のクリープ特性に及ぼす冷間加工の影響 日本鉄鋼協会第 163 回春季講演大会概要集 2012 年 3 月 p. 405
- (26) K. Kubushiro, K. Nomura, S. Takahashi, M. Takahashi and H. Nakagawa : Effect of Pre-strain on Creep properties of Alloy740 Proceeding the sixth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (2010. 8)

pp. 164 - 170

(27) 環野直也, 久布白圭司, 野村恭兵, 中川博勝: 冷間加工を施した Alloy263 のクリープ変形挙動 日本鉄鋼協会第 169 回春季講演大会概要集 2015 年 3 月 p. 259

(28) 環野直也, 久布白圭司, 野村恭兵: 予ひずみを導入した Alloy263 のクリープに伴う組織変化 日本鉄鋼協会第 170 回秋季講演大会概要集 2015 年 9 月 p. 908