

Title	ボイラ配管用ニッケル基合金Ni-23Cr-7Wの高温疲労特 性に関する研究
Author(s)	野口, 泰隆
Citation	大阪大学, 2019, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/72396
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

ボイラ配管用ニッケル基合金 Ni-23Cr-7W の 高温疲労特性に関する研究

野口泰隆

2019年1月

大阪大学大学院工学研究科

目次

第1章 緒論	1
1.1 研究背景	1
1.1.1 地球温暖化防止のための発電部門の取り組み	1
1.1.2 A-USC 発電の開発	2
1.1.3 ボイラ配管用ニッケル基合金 Ni-23Cr-7W	4
1.2 技術課題	8
1.2.1 A-USC 発電ボイラへの Ni-23Cr-7W 合金適用の課題	8
1.2.2 Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価の課題	9
1.3 本研究の目的と構成	12
1 章の参考文献	15
第2章 Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性の検討	19
2.1 緒言	19
2.2 供試材	19
2.3 クリープ疲労試験方法	20
2.4 Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 のクリープ疲労寿命	23
2.5 クリープ疲労寿命支配因子の検討	28
2.5.1 クリープひずみの影響	28
2.5.2 クリープ疲労破壊形態	33
2.6 結言	37
2 章の参考文献	37
第3章 Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労特性の検討	39
3.1 緒言	39
3.2 供試材	39
3.3 熱疲労試験, 等温疲労試験および Bithermal fatigue 試験方法	41
3.4 熱疲労試験, 等温疲労試験および Bithermal fatigue 試験結果	48
3.4.1 疲労寿命	48
3.4.2 破壞形態	50
3.4.3 応力-ひずみ応答	52
3.5 熱疲労寿命に及ぼすクリープひずみの影響の検討	56
3.6 結言	60

3章の参考文献	60
第4章 Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性に及ぼす時効の影響	62
4.1 緒言	62
4.2 供試材	62
4.3 クリープ疲労試験方法	65
4.4 クリープ疲労試験結果	66
4.4.1 クリープ疲労寿命に及ぼす時効の影響	66
4.4.2 破壊形態に及ぼす時効の影響	69
4.4.3 繰返し応力-ひずみ関係に及ぼす時効の影響	70
4.5 非時効材と時効材の繰返し負荷前後の組織観察	74
4.6 結言	76
4 章の参考文献	76
第5章 熱疲労寿命評価法の提案	78
5.1 緒言	78
5.2 熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法	78
5.2.1 従来手法	78
5.2.2 本研究の提案手法	81
5.3 ひずみ範囲分割法を用いた熱疲労寿命評価法	82
5.4 提案法による熱疲労寿命評価の手順と必要なデータ	83
5.5 結言	84
5 章の参考文献	85
	00
第6章 提案した熱疲労寿命評価法の適用性の検討	86
6.1 緒言	86
6.2 提案法による熱疲労寿命評価に必要な Ni-23Cr-7W 合金のデータ取得	86
6.2.1 熱疲労負荷中の応力とひずみのヒステリシス	86
622 熱疲労負荷の最高温度における繰返し応力ーひずみ曲線	90
623 熱疲労負荷の最高温度における非確性ひずみ範囲と寿命の関係式	92
	96
	07
0.7 成本はこ 低不位の が 成 力 対 即 町 画 相反の 地 戦	91 07
0.4.1 W本伝し () C () () () () () () () () () () () () ()	97 00
	99
6.5 至いすみ範囲基準のひすみ範囲分割法による寿命評価精度の検証	101

6.5.1 寿命評価式	101
6.5.2 寿命評価に使用する材料定数の決定	102
6.5.3 寿命評価結果	104
6.6 最高温度を高めた熱疲労負荷への提案法の適用性検討	105
6.7 クリープ疲労特性のばらつきを考慮した熱疲労寿命評価	107
6.8 結言	108
6 章の参考文献	109
第7章 結論	110
Appendix	113
A1. ひずみ範囲分割法	113
A2. 全ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法	117
Appendix の参考文献	118
謝辞	119
本研究に関連する公表論文	120

第1章 緒論

1.1 研究背景

1.1.1 地球温暖化防止のための発電部門の取り組み

地球温暖化に関する世界会議が 1985 年に初めて開催されてから 30 年以上が経過した.それ以 降,1994年に発行された気候変動枠組条約,1997年の第3回気候変動枠組条約締約国会議(COP3) で採択された京都議定書,2015年の第21回気候変動枠組条約締約国会議(COP21)におけるパリ 協定などを通じて,大気中の温室効果ガスの濃度安定化に向けて国際的な努力がなされてきた. しかしながら,各国で種々の努力がなされているにも関わらず,世界の温室効果ガス排出量は増 加し続けている^{1),2)}.地球温暖化が進むと,海面水位の上昇,農作物の収穫量減少,熱帯性の感 染症の発生範囲拡大,砂漠化・洪水・高潮などの異常気象など,我々の生活に甚大な影響を与え る^{3),4)}.このため,今後益々の温室効果ガスの排出量削減が必要であり,日本国内においても代 表的な温室効果ガスである CO₂の排出量のさらなる削減に向けた多くの取り組みがなされている.

日本国内の部門別 CO₂排出量は Fig. 1-1 に示すように,発電などのエネルギー産業が最も多く, 次に製造業及び建設業,運輸と続く⁵⁾. CO₂排出量が多い発電分野においてはその排出量の削減 に精力的に取り組んでおり,例えば,風力,太陽光,バイオマスなどの再生可能エネルギーの活 用,火力発電の高効率化,CO₂の回収・貯蔵技術の開発が進められている^{6,7)}.各種発電の中で も CO₂排出量が多い火力発電の高効率化は重要であり,さらに火力発電の中でも CO₂排出量が多 い石炭火力発電の高効率化は極めて重要である.



Fig. 1-1 Trends of CO₂ emissions in each sector in Japan.

石炭を燃焼させて発電する石炭火力発電は,液化天然ガスを燃焼させる天然ガス発電に比べて 温室効果ガスの排出量が大きいという問題があるものの,石炭は資源が豊富であり,原料調達の 地政学的リスクが化石燃料の中で最も低く,熱量当たりの単価も化石燃料の中で最も安いことか ら,安定供給性や経済性に優れた重要な電源として使用されている^{8),9)}.2018年7月に閣議決定 された第5次エネルギー基本計画⁹⁾では,2030年のエネルギーミックスについては3E+Sの原則, すなわち安全性(Safety)を前提とした上で,エネルギーの安定供給(Energy Security),経済効率 性の向上(Economic Efficiency),環境への適合(Environment)を図り,徹底した省エネルギー, 再生可能エネルギーの最大限の導入,火力発電の高効率化,原発依存度の可能な限りの低減とい う基本方針を堅持することが示され,石炭火力発電については,高効率化・次世代化を推進する ための技術開発をさらに進めることが示された.

石炭火力発電の高効率化・次世代化のための新技術としては、タービン入口における蒸気温度 を従来から大幅に高める A-USC(Advanced Ultra Super Critical:先進超々臨界圧)発電、石炭をガ ス化してガスタービンを回し、その排熱で蒸気タービンを回す IGCC(Integrated Coal Gasification Combined Cycle:ガス化複合)発電の開発が進められている^{8),10)~12)}.また、発電で排出された CO₂を分離、回収し地下に貯蔵する CCS(Carbon dioxide Capture and Storage)技術の開発も進めら れている^{13)~15)}.

1.1.2 A-USC 発電の開発

石炭火力発電の蒸気温度と蒸気圧力の変遷⁷⁾を Fig. 1-2 に示す.石炭火力発電では発電効率の 向上を目的に,過去数十年に亘って蒸気の温度と圧力の向上に取り組まれており,現状の USC (Ultra Super Critical:超々臨界圧)発電では蒸気温度の最高が 620℃,その圧力が 25MPa まで高 められてきた^{16),17)}.この蒸気温度,圧力を一気に 700℃,35MPa まで高める A-USC 発電の技術 開発が日本で進められている^{18)~23)}.石炭火力発電の高効率化と CO₂排出量削減は,蒸気の温度 と圧力の上昇によって実現され,700℃級 A-USC 発電が実用化すれば,発電効率は既存の SC(超 臨界圧)発電の約 39%,USC 発電の約 42%に対して,46~48%にまで向上できる^{19),24)}.A-USC 発電において USC 発電から発電効率が 4%向上すると,CO₂排出量は約 10%削減される¹⁷⁾.海外 でも A-USC 発電の開発は進められており,欧州では商用機プラントによって 700℃の蒸気を生成 した実缶試験が実施されたことがあり²⁵⁾,中国においても 700℃級の A-USC 発電の検討が進め られている²⁶⁾.また,米国では蒸気温度 760℃,圧力 35MPa への高効率化技術開発が検討されて おり,実現すれば米国の標準的な SC 発電に比べて,CO₂を含む全排出量が 20~25%削減される見 込みである^{27),28)}.



Fig. 1-2 Transition of steam condition in coal-fired power boiler.

A-USC 発電プラントの主たる構成要素としては, Fig. 1-3 に示すようにボイラと蒸気タービンが ある. A-USC 発電ではボイラで石炭を燃焼させて小径の伝熱管内を流れる蒸気を 700℃, 35MPa まで上昇させた後,大径の主蒸気管を通して蒸気を超高圧タービンへ送り発電する. 次に,超高 圧タービンから出た蒸気を再熱し高圧タービンで発電した後,さらに,高圧タービンから出た蒸 気をもう一度再熱し低圧タービンで発電する. このように,従来の USC 発電では最高 620℃, 25MPa の蒸気を用いて1段再熱するのに対して,A-USC では2段再熱することによって発電効率 を向上させている. A-USC 発電を実現するために,700℃の温度に耐え得る蒸気タービン^{29)~33)}や ボイラ^{34)~38)}の開発が進められており,特に耐熱材料の開発がその鍵を握っている. ボイラ配管 用材料としては,高温強度や耐酸化性の観点から従来の USC 発電で使用されてきたフェライト系 耐熱鋼やオーステナイト系ステンレス鋼に変わり,ニッケル基合金の適用が検討されている.

ニッケル基合金はガスタービンや化学プラントの耐熱,耐食部材に使用されてきたが,これら は比較的薄肉で小さな部材であるため,A-USC 発電プラントの実現のためにはボイラの主蒸気管 のような厚肉で大きな部材にも適用できるニッケル基合金が必要である.現在,A-USC 発電のボ イラ配管用ニッケル基合金の候補材料としては,Alloy 617 (Ni-22Cr-12Co-9Mo-Ti-Al 合金)や Ni-23Cr-7W 合金 (HR6W: ASTM B167 (UNS N06674), ASME SB-167 CC2684) などが挙げられて いる^{17),18),39),40)}. Alloy 617 は析出強化型の薄板合金として開発された材料であり,その後ガスタ ービンの燃焼筒や熱交換器の構成部品などに使用されてきた既存材料である. これをボイラ配管 へ適用するための製造,加工技術の開発が進められている.一方,Ni-23Cr-7W 合金はボイラ配管 用に開発されたニッケル基合金である. A-USC 発電などの次世代の高効率発電のボイラ配管用材 料として,その実用化のために各種評価が進められている.以下では,Ni-23Cr-7W 合金の成分設 計やボイラ配管への適用のためにこれまでに検討されている内容について詳細に説明する.



(a) USC.

(b) A-USC.

Fig. 1-3 Schematic diagrams of power generation plant configuration¹⁸).

1.1.3 ボイラ配管用ニッケル基合金 Ni-23Cr-7W

Ni-23Cr-7W 合金はオーステナイト系ステンレス鋼の延長線上で開発された材料である⁴¹⁾. Alloy 617 などの高強度ニッケル基合金は γ [']相(Ni₃(Al,Ti))の析出強化を活用しているのに対し, Ni-23Cr-7W 合金は従来の耐熱鋼の強化に活用されてきた M₂₃C₆炭化物や Laves 相(FeW₂)の析出 により強化している⁴²⁾. Ni-23Cr-7W 合金の組成は 0.08C-45Ni-23Cr-7W-0.1Ti-0.2Nb-B であり,残 部の 20 数%が Fe である. Alloy 617 などのニッケル基合金に比べて, Ni-23Cr-7W 合金は安価な Fe を多く含むため材料コスト面で有利である. また, Alloy 617 などのニッケル基合金は 2 次溶解を 必要とするのに対して,本合金はマクロ偏析が生じ難く 2 次溶解が不要であるため,製造コスト 面でも有利であるという特長がある.

(a) Ni-23Cr-7W 合金の成分設計

(Cr 量)

耐食性を確保する観点では、Cr 含有量を高めたほうが有利である.また、ボイラ配管用材料で は高温強度の確保も必要である. 0.08C-45Ni-7W-0.1Ti-0.2Nb 合金において、700°Cにおける平衡析 出相を計算すると、Cr 量 23%付近で Laves 相と $M_{23}C_6$ の析出量が最大になる $^{42),43)}$. これらの析出 強化による高温強度向上と耐食性の確保を両立するため、Cr 量は 23%に決定されている.

(W量)

固溶強化および Laves 相の析出強化により高温強度を向上させる元素として、Mo と W の活用 が考えられる. Mo と W を比較すると、Mo の添加は高温強度向上に有効ではあるものの、Cr 量 が 20%以上では脆化相である σ 相の析出が避けられない⁴⁴⁾. 一方、W の添加は Cr 量 20%以上では Laves 相を安定させ、かつ適量の Ni 添加で σ 相が析出しなくなる^{42),45)}. このため、Cr-Ni-Fe-Mo 系では 700~750℃で1万時間を超える長時間クリープ負荷を与えると、 σ 相が多量に析出してクリ ープ強度・延性が著しく劣化するのに対し、Cr-Ni-Fe-W 系では Mo 添加材よりクリープ強度が高 く, 靭性も優れる. このため, Ni-23Cr-7W 合金の強度向上には Mo ではなく W が活用されている.

Ni-23Cr-7W 合金では、W は約 3%が固溶し、残りが Laves 相や $M_{23}C_6$ の析出に寄与する⁴²⁾. このため、W 量を 3%と 7%で比較すると、7%のほうが高クリープ強度が得られる⁴⁶⁾.また、W 量を約 3~7%で変化させたときの 700℃、10 万時間のクリープ破断応力を比較すると、W 量が 6.0%以下の低強度グループとそれ以上の高強度グループに分かれ²⁷⁾、W 量を 6.0%以上とすることで十分な Laves 相の析出強化が得られる.さらに、W 量 5.5%と 7.2%の合金を 700℃で長時間時効すると、7.2%合金のほうが Laves 相の析出量が多い⁴²⁾. これらの検討結果から、W 量は 7%に決定されている.

(その他の元素量)

オーステナイト鋼に Nb と N を添加すると, NbCrN の析出強化と N の固溶強化によりクリープ 強度が向上する⁴²⁾.しかしながら,高 N を含有するオーステナイト鋼に W を添加して更なるク リープ強度の向上を狙っても,逆に長時間クリープ強度が低下する.これは,W は塊状窒化物(π 相) 析出を促進し,長時間クリープ破断強度と靱性を低下させるためである.このため, Ni-23Cr-7W 合金は N を添加せず,Ni によってオーステナイト安定化を図っている⁴¹⁾.

Ni-23Cr-7W 合金には、Ti, Nb, B も少量添加される. これらの元素は $M_{23}C_6$ の均一分散に効果 がある. すなわち, クリープ変形の初期段階において、TiC, NbC の周囲に形成された転位が、微 細な $M_{23}C_6$ の均一な分散析出を強める ^{42), 45)}. B は Laves 相の析出に影響を及ぼし、B の添加によ り Laves 相の析出時期が早まる ⁴⁷⁾. 適量の B 添加により Laves 相を長時間析出させ、長時間まで クリープ強度を安定させることができる ⁴⁸⁾.

このようにして成分設計された Ni-23Cr-7W 合金の ASME 登録規格(ASME SB-167 CC2684)成 分を Table 1-1 に示す.

С	Si	Mn	Cr	Fe	W	Ti	Nb	В	Ν	Ni
≦0.10	≦1.0	≦1.50	21.5 - 24.5	20.0 - 27.0	6.0 - 8.0	0.05 - 0.20	0.10 - 0.35	0.0005 - 0.006	≦0.02	Remainder

 Table 1-1
 Chemical compositions of Ni-23Cr-7W alloy in ASME standard.

(mass%)

(b) Ni-23Cr-7W 合金の析出相,組織安定性

高温で長時間使用されるボイラ配管では,長時間使用後も性能が大きく劣化することがないように,材料の組織安定性を確保する必要がある.また,組織安定性は後述するクリープ特性とも密接に関係する.Ni-23Cr-7W 合金は M₂₃C₆と Laves 相の析出強化を活用しているため,これらの析出挙動や安定性が重要になる.

Ni-23Cr-7W 合金にクリープ負荷を与えると、微細な $M_{23}C_6$ がクリープ中に析出し、クリープ強度向上に寄与する⁴⁹⁾. 700℃では、 $M_{23}C_6$ の析出は 10h 程度で確認されるのに対して、Laves 相の析出が確認されるのは 3000h 程度であり、Laves 相の析出は $M_{23}C_6$ の析出より数百倍遅い⁵⁰⁾. Laves 相は析出開始が遅いだけではなく、長時間に亘って微細に析出し続けるため、長時間に亘ってLaves 相の析出強化の効果が得られる^{45),51)}.

また, クリープ後には α -Cr 相が観察されるとの報告がある^{27), 49)}. Ni-23Cr-7W 合金の組成では, 本来 α -Cr 相は析出しないが, Laves 相内の Cr 量が 17%程度と母相より低いため, 母相と Laves 相 の界面に Cr が排出されて濃度が増し, 界面では α -Cr が安定になったと考えられている. また, ク リープ後には, 96%W-4%Cr の組成である α -W の棒状の粒子も確認されているが⁴⁹⁾. これらの析 出物が Ni-23Cr-7W 合金の諸特性に及ぼす影響はまだ明らかでない.

(c) クリープ強度

高温・高圧の蒸気を発生させ、移送するボイラ配管には内圧により発生する応力が高温で長時 間負荷されるため、クリープ特性はボイラ配管用材料に要求される特性の中で最も重要なもので ある.クリープ強度が高い材料は管の肉厚を小さくすることができるため、設備を小型化できた り、溶接が容易になったり、熱応力が低減され疲労負荷が軽減されたりする利点が生じる.

Ni-23Cr-7W 合金のクリープ強度は長時間側で急激に低下するようなことはない⁴⁵⁾.これは,時間の経過とともに析出する微細な Laves 相がクリープ強度の安定化に寄与するためである⁵²⁾. Ni-23Cr-7W 合金は,大径厚肉のボイラ配管に適用されたことがあるオーステナイト系ステンレス 鋼 316H に比べてクリープ強度が大幅に高い^{53),54)}. Alloy 617 と比較すると,700~750℃では Ni-23Cr-7W 合金のほうがクリープ強度が低いが,800℃ではその差が小さくなる.これは, Ni-23Cr-7W 合金の強化相である Laves 相は800℃でも析出する⁵⁵⁾のに対し,Alloy 617 の強化相で あるγ'相は温度の上昇に伴い析出量が急減し,約800℃でほぼすべてが固溶するためである⁴²⁾. また,固溶化熱処理温度を1190℃と1230℃とした Ni-23Cr-7W 合金では,1230℃のほうがクリー プ強度が高くなる⁵⁶⁾.

ボイラ設備の製造時には、ボイラ配管が冷間曲げ加工される場合があるため、冷間加工がクリープ強度に及ぼす影響も評価されている。冷間加工で転位が導入されることにより微細な炭化物が析出し、クリープ強度が向上する^{57),58)}.

(d) 加工性

ボイラ配管を製造するために必要な熱間加工性の評価も実施されている⁵³⁾. Ni-23Cr-7W 合金の 熱間加工性は Alloy 617 より優れ,900~1200℃の温度域では 316H と同等である. 材料が延性を失 うゼロ延性温度は Ni-23Cr-7W 合金のほうが 316H より低いため,316H よりは熱間加工性に劣るも のの,Ni-23Cr-7W 合金はボイラ配管用材料として十分な熱間加工性を有しており⁴²⁾,従来のボイ ラ用鋼と同様にエルハルト・プッシュベンチ法によるプレス押抜き製管で大径厚肉管の製造が可 能である³⁶⁾. Fig. 1-4 には,エルハルト・プッシュベンチ法により製管された Ni-23Cr-7W 合金の 大径厚肉管を示す.また,ボイラ設備の製造時に必要となる冷間加工性についても,Ni-23Cr-7W 合金の冷間曲げ加工時の楕円率,肉厚減少率はともに従来のボイラ用オーステナイト鋼管と同等 であり,ボイラ配管として十分な特性を有している⁵⁹.



Fig. 1-4 Appearance of thick-wall pipe of Ni-23Cr-7W alloy (Outside diameter=635 mm, Wall thickness=72 mm).

(e) 溶接性

ボイラ設備の製造において溶接は不可欠であり、また、メンテナンスの観点からも溶接補修が 必要になるため、Ni-23Cr-7W 合金の溶接法の開発、溶接継手の性能評価が実施されている^{60,61)}. Ni-23Cr-7W 合金や Alloy 617 などのニッケル基合金では、溶接金属もニッケル基合金となる.これ らの合金では、溶接中の Al, Ti の酸化消耗による溶着金属のクリープ強度低下が予想されるため、 通常、TIG 溶接が採用される.また、狭開先 TIG 溶接による Ni-23Cr-7W 合金厚肉管の溶接手法が 確立されている⁶²⁾.

Ni-23Cr-7W 合金は, Alloy 617 用溶接金属を用いて TIG 溶接することで, 欠陥がない継手が作製 でき, 溶接部は十分な引張強度, クリープ強度を確保できる⁵⁹⁾.また, 溶接継手の単軸クリープ 試験^{63),64)} および内圧クリープ試験⁶⁵⁾ では, 溶接部ではなく母材から破断する.

高強度ニッケル基合金は、高温での使用中に溶接残留応力が緩和する過程で生じる SR 割れ (Stress Relaxation Cracking)が問題になる場合がある. SR 割れ感受性は、応力緩和が生じる高温 での材料の延性と密接に関連している. SR 割れのような遅いひずみ速度の高温変形能を確認する ための極低ひずみ速度(1.0×10⁻⁶/s)引張試験では、650~750℃の実用温度域において、Ni-23Cr-7W 合金は均一に粒内変形するため高い破断延性を示す⁶⁶⁾.これに対し、Alloy 617 はγ'相の析出強化 により粒内はほとんど変形せず、ひずみを加えると粒界が割れるため低い延性を示し、Ni-23Cr-7W 合金のほうが Alloy 617 より高い SR 割れ抵抗を示す^{45),67)}.また、Ni-23Cr-7W 合金に適する SR 処理温度は 900~950℃であり、この SR 処理温度であれば、SR 処理後の溶接継手はクリープ試験 において溶接部ではなく母材にて破断する⁶⁸⁾.

Ni-23Cr-7W 合金の溶接金属に Alloy 617 用溶接金属を用いた研究例が多いが,溶接金属中で生じ る応力緩和割れを防止するために共金系溶接金属の開発も進められている^{69)~71)}.溶接部の特性 は,溶接方法・条件,および,その品質管理の影響を受けるため一概には言えないが,Ni-23Cr-7W 合金は従来のボイラ鋼と同様のプロセスで溶接することができる材料であり,適正なプロセス管 理によりボイラ配管として十分な溶接性を有する.また,Ni-23Cr-7W 合金は高温時効後の溶接性 も Alloy 617 より優れる⁷²⁾.

1.2 技術課題

1.2.1 A-USC 発電ボイラへの Ni-23Cr-7W 合金適用の課題

前述のとおり,Ni-23Cr-7W 合金の A-USC 発電への適用に向けて種々の評価が進められ,実機 モックアップの製作も行われている¹⁷⁾.しかしながら,ボイラ配管に要求される特性の一つであ る疲労特性については高温の一定温度下で三角波形³⁵⁾や引張保持を加えた台形波形^{73)~75)}のひ ずみを負荷する試験が僅かに行われているのみである.ボイラ配管では,設備の起動・停止時の 温度変動に伴う熱膨張・収縮が拘束されることによって繰返し熱応力が負荷されるが,Ni-23Cr-7W 合金の温度変動下の疲労特性,すなわち熱疲労特性に関する検討は行われておらず,また,ボイ ラ配管として長期間使用したときの疲労特性に関する検討も行われていない.

Ni-23Cr-7W 合金のようなニッケル基合金はフェライト系耐熱鋼より線膨張率が高いため、従来 フェライト鋼が使用されてきた主蒸気管などの大径厚肉管にニッケル基合金を適用すると、肉厚 方向の温度差に起因して発生する熱応力、熱ひずみが大きくなり、その結果、熱応力・熱ひずみ の繰返しによる熱疲労損傷が従来より大きくなることが懸念される.このように、Ni-23Cr-7W 合 金のボイラ配管への適用にあたっては、従来以上に熱疲労特性の評価が重要になる.

また近年,風力や太陽光などの再生可能エネルギーの活用が急速に増加しているが,これらの エネルギーは気象条件の影響を受け,出力が大きく変動する.この出力変動に対応するため,こ れまで昼夜を問わず連続して稼働させるベースロード電源として使用されてきた石炭火力発電に おいても負荷調整機能が求められ,過度の起動・停止や大きな出力変化が必要になったり,電力 需要が落ち込む時期は発電所を停止せざるを得ない状況になったりしている^{76),77)}.このように, 発電量の調整機能としての石炭火力発電の役割がこれまで以上に重要となるため,高頻度の起 動・停止が行われ,ボイラ配管には多数の温度変動とそれに伴う熱応力が負荷されるようになっ ており,今後益々ボイラ配管の疲労特性評価が重要になる^{78)~80)}.

以上の理由により, A-USC 発電のボイラ配管に Ni-23Cr-7W 合金を適用するためには, 高温にお ける疲労特性を評価し, Alloy 617 などの他の A-USC 発電のボイラ配管用候補材との得失を明確に することが課題である.また, Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労特性の評価と寿命評価法を確立すること も重要である.

8

1.2.2 Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価の課題

ボイラ配管用材料では、高温の一定温度で繰返し負荷を受けた場合の疲労特性に加えて、発電 プラントの起動・停止に伴う温度変動下で繰返し負荷を受けた場合の熱疲労特性の確保が必要で ある.熱疲労特性はその温度変動範囲のすべての温度における材料特性の影響を受けるため、例 えば、温度変動範囲内に脆化温度域などの疲労特性を悪化させる因子がある場合には熱疲労寿命 が低下する.このため、当該温度の材料特性のみの影響を受ける一定温度下の疲労寿命に比べて 熱疲労寿命は評価・予測が難しい⁸¹⁾.一般に、高温で繰返し負荷を受ける際にクリープひずみが 加わると疲労寿命は低下するが、温度、応力、ひずみが連続的に変化する熱疲労条件下では材料 に負荷されたクリープひずみを定量的に求めることが難しいことも、熱疲労寿命の評価・予測を 難しくしている要因である.

クリープと疲労の重畳によるクリープ疲労条件下の寿命評価法としては、負荷の繰返し数から 疲労損傷を、負荷時間からクリープ損傷をそれぞれ求め、両者を足し合わせてクリープ疲労損傷 を評価する基本形かつ古典的な線形損傷則が広く使用されている.線形損傷則では引張クリープ による損傷と圧縮クリープによる損傷の差を評価することはできないが、引張クリープによる損 傷のほうが圧縮クリープによる損傷より大きい材料が多い⁸¹⁾.この引張と圧縮のクリープひずみ による損傷の差を考慮することができるクリープ疲労寿命評価法として、ひずみ範囲分割法⁸²⁾が 提案されている.ひずみ範囲分割法は引張と圧縮のクリープひずみによる損傷の差を考慮するこ とができる寿命評価法であり、かつ、熱疲労寿命評価にも適用可能である⁸³⁾.ひずみ範囲分割法 は各種の材料、機器、構造物、溶接継手などのクリープ疲労寿命評価に適用され、精度良く寿命 評価できることが示されている^{84)~93)}.

ひずみ範囲分割法では塑性ひずみとクリープひずみが引張側と圧縮側で繰り返されるとき、材料に繰り返し負荷される非弾性ひずみの組み合わせは Fig. 1-5 に示す4種類であり、非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ はこの4種類の非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \epsilon_{ij}$ (ij = pp, cp, pc, cc)に分割できると考える. すなわち、 $\Delta \epsilon_{in}$ と $\Delta \epsilon_{ij}$ の関係は以下の式で表すことができる.

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = \Delta \varepsilon_{\rm pp} + \Delta \varepsilon_{\rm cp} + \Delta \varepsilon_{\rm pc} + \Delta \varepsilon_{\rm cc}$$

(1-1)

ここで、 $\Delta \varepsilon_{pp}$ は引張塑性ひずみと圧縮塑性ひずみの繰り返し、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ は引張クリープひずみと圧縮塑 性ひずみの繰り返し、 $\Delta \varepsilon_{pc}$ は引張塑性ひずみと圧縮クリープひずみの繰り返し、 $\Delta \varepsilon_{cc}$ は引張クリー プひずみと圧縮クリープひずみの繰り返しによる非弾性ひずみ範囲成分である。そして、これら4 つの非弾性ひずみ範囲成分に対応した材料固有の疲労寿命 N_{ij} (ij = pp, cp, pc, cc)が存在すると考 え、材料の寿命 N_{f} は以下の損傷則で評価する.

$$\frac{1}{N_{\rm f}} = \frac{1}{N_{\rm pp}} + \frac{1}{N_{\rm cp}} + \frac{1}{N_{\rm pc}} + \frac{1}{N_{\rm cc}}$$
(1-2)



Fig. 1-5 Inelastic strain range components of strain range partitioning.

ひずみ範囲分割法を用いれば、多くの材料や機器のクリープ疲労寿命を精度良く評価すること が可能であるが、熱疲労寿命評価への適用には課題がある. それは、温度、応力、ひずみが連続 的に変化する熱疲労負荷中に生じるクリープひずみを定量的に求めることである. 高温一定温度 下において、疲労負荷中のクリープひずみ量を求める実験手法としては、Manson ら⁹⁴⁾が Rapid loading 法を提案している. Rapid loading 法では,疲労負荷中に高速ひずみを挿入し,疲労負荷中 と高速ひずみ挿入時の応力--ひずみ応答の差からクリープひずみ量を求める. その具体的な方法 を Fig. 1-6 (a)を用いて以下に説明する.疲労負荷中の応力-ひずみ関係を閉曲線 ABCDE とする. 引張負荷中に応力が 0 になった時点(図中の B 点)でクリープひずみの発生を無視できる高い速 度でひずみを挿入し、クリープひずみの影響が含まれない応力--ひずみ曲線 BF を得る.曲線 BF 上において,疲労試験中の最大ひずみ負荷時(D点)の応力が発生する点を D'とする.疲労負荷 中にクリープひずみが生じなければ応力--ひずみ関係は曲線 BD'となっていたものが、クリープ ひずみが生じたことで曲線 BCD になったと考えることができるため, D 点と D'点のひずみの差を クリープひずみと定義する. Fig. 1-6 (a)は引張の高速ひずみを挿入して疲労負荷中の引張クリープ ひずみを求める例であるが、圧縮クリープひずみを求める場合は圧縮負荷中に応力が 0 になる E 点から圧縮の高速ひずみを挿入し、疲労負荷中と圧縮高速ひずみ挿入時の応力-ひずみ応答の差 から圧縮クリープひずみ量を求める.



Fig. 1-6 Inelastic strain range components of strain range partitioning.

このように、Rapid loading 法を用いれば一定温度下で疲労負荷中に生じるクリープひずみを求め ることが可能である.この手法を温度とひずみが同時に変化する熱疲労負荷中のクリープひずみ 評価に適用しようとすると、高速ひずみを挿入する際に、同時に温度も高速で変化させる必要が ある.しかしながら、試験片内の温度を一様に保ったまま、クリープひずみの発生を無視できる ほどの短時間で温度変動させることは困難なことが多い.また、仮に高速で温度変動させながら ひずみを挿入できたとしても、熱疲労負荷では最大ひずみ負荷時 (D点)の温度と高速負荷の応 カーひずみ曲線上で最大ひずみ負荷時の応力が発生する点 (D'点)の温度が異なることになる. 温度が異なると材料の応カーひずみ曲線は変化するため、異なる温度の応カーひずみ応答の差か らクリープひずみを求めることはできない.このように、Rapid loading 法を熱疲労負荷中のクリー プひずみ評価に適用することはできない.

一方,同じく Manson ら⁹⁴⁾ が疲労負荷中のクリープひずみ評価法として提案している Step stress 法は熱疲労負荷への適用も可能である. Fig. 1-6 (b)に示すように, Step stress 法では疲労負荷中に 応力保持してクリープ速度を求めるステップを複数の応力レベルで挿入し,疲労負荷中の応力と クリープ速度の関係を求める. 次に,この応力とクリープ速度の関係を用いて,疲労負荷中の応 力から各時点のクリープ速度を求め,それを時間で積分して疲労負荷1 サイクル中に生じるクリ ープひずみを算出する. Step stress 法では疲労負荷中の各時点におけるクリープ速度を試験で求め るため,疲労負荷中に温度が変動しても各時点のクリープ速度を得ることができる.このため, Step stress 法は熱疲労負荷中のクリープひずみ評価にも適用できる.

このように、Step stress 法は熱疲労負荷中のクリープひずみ評価に適用可能であるが、試験が複 雑であるうえ、複数回の応力保持が必要であるため多大な試験時間を要する.また、高温で保持 することによる金属組織変化や保持中に生じる本来は負荷されないクリープひずみが疲労寿命に 影響を及ぼすと考えられるため、実用的な手法とは言えない. Step stress 法にはこのような幾つか の問題点があるが、一定温度下で実施された 316SS 鋼の高温疲労試験において Step stress 法により 疲労試験中の応力と定常クリープ速度の関係を求めたところ、別途実施したクリープ試験で求め た応力と定常クリープ速度の関係と同等であったことが報告されている⁹⁴⁾.この結果を受けて、 桑原ら⁹⁵⁾ はクリープ試験で求めた応力とクリープ速度の関係を用いて、熱疲労負荷中の応力から クリープひずみを求める簡易手法を提案し、SUS304 鋼の熱疲労寿命評価に適用している.この手 法により、低温(最高 550°C)の熱疲労条件では高精度に寿命評価できることが示されている.し かしながら、高温(最高 600°C)の熱疲労条件では必ずしも満足できる評価精度ではないことが示 されており、また SUS304 鋼以外への適用可否も明らかでない.

このように、熱疲労負荷中のクリープひずみ量を定量的に求めることが難しいこともあり、材料の熱疲労寿命を評価・予測することは難しいが、Ni-23Cr-7W 合金を A-USC 発電のボイラ配管に 適用するためには同合金の熱疲労特性を明らかにし、熱疲労寿命評価法を確立することが必要で ある.そのためには、熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法を確立し、熱疲労寿命の評価精度を 高めることが課題である.

1.3 本研究の目的と構成

本研究の主たる目的は以下の2つである.1つ目は Ni-23Cr-7W 合金の高温疲労特性を評価し, A-USC 発電用ボイラ配管への適用性を検討することである.A-USC 発電ではボイラ配管は 700℃ の温度に曝されるため,Ni-23Cr-7W 合金に 700℃で繰返し負荷が与えられた場合の疲労特性,お よび,発電プラントの起動・停止に伴う最高温度 700℃の熱サイクルが与えられた場合の熱疲労特 性を評価する.さらに,発電プラントは高温で長期間使用されるため,700℃に長時間曝された後 の高温疲労特性を評価する.

2 つ目の目的は Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価法の確立である. 温度が変動する熱疲労負荷 中のクリープひずみ評価法を検討し,熱疲労寿命の評価精度向上を図る.

本論文の構成を Fig. 1-7 に示し,各章の詳細を以下に述べる.

第2章では、Ni-23Cr-7W 合金の基本的な高温疲労特性を明らかにするために、A-USC 発電での 使用が検討されている 700℃の一定温度下で実施したクリープ疲労試験の結果をまとめた. 負荷ひ ずみと疲労寿命の関係の評価や破壊形態の観察に加えて、クリープひずみが疲労寿命に及ぼす影 響を検討した. さらに、Ni-23Cr-7W 合金と同様に A-USC 発電のボイラ配管候補材である Alloy 617 のクリープ疲労特性を評価して Ni-23Cr-7W 合金と比較することで、疲労特性の観点から A-USC 発電のボイラ配管に適する材料について検討した. 第3章では,Ni-23Cr-7W合金の温度変動下の疲労特性を明らかにするために,最高温度を700℃ とした熱疲労試験の結果をまとめた.熱疲労条件下の寿命や破壊形態を明らかにし,熱疲労寿命 の支配ひずみについて検討した.さらに,熱疲労試験結果を700℃一定の等温疲労試験結果と比較 し、Ni-23Cr-7W合金の熱疲労寿命と等温疲労寿命の関係について検討した.

第4章では、Ni-23Cr-7W 合金が高温に長時間曝されたときの疲労特性を明らかにするために、 700℃で最長 5000h 時効した材料を用いてクリープ疲労試験を実施した結果をまとめた.高温時効 が Ni-23Cr-7W 合金の疲労寿命や破壊形態に及ぼす影響,および,応力-ひずみ応答に及ぼす影響 を検討した.

第5章では、熱疲労寿命評価法を提案した.第4章までの検討において、Ni-23Cr-7W 合金の高 温疲労寿命はクリープひずみの影響を大きく受けることが明らかになったため、熱疲労負荷中に 材料に生じるクリープひずみを評価する新しい手法を考案し、その手法とひずみ範囲分割法を用 いた熱疲労寿命評価法を提案した.そして、提案法による寿命評価手順と熱疲労寿命評価に必要 なデータをまとめた.

第6章では,第5章で提案した熱疲労寿命評価法の適用性を検討した.Ni-23Cr-7W 合金の熱疲 労寿命評価精度を検証するため,評価に必要な熱疲労負荷の最高温度における繰返し応力-ひず み曲線,および,非弾性ひずみ範囲と寿命の関係式を求めた後,熱疲労試験を対象に寿命評価を 行った.提案法により精度良く熱疲労寿命を評価できること,および,従来法より精度が高いこ とを示した.さらに,異なる温度条件下の熱疲労寿命評価への提案法の適用性と,クリープ疲労 特性のばらつきを考慮した熱疲労寿命評価法について検討した.

第7章では、本論文で得られた結果をまとめ、今後の課題を述べた.

13

ボイラ配管用ニッケル基合金 Ni-23Cr-7W の高温疲労特性に関する研究



Fig. 1-7 Structure and flow of this work.

1章の参考文献

- 1) 経済産業省, "温室効果ガス排出量の現状等について" (2015)
- 2) World Meteorological Organization (気象庁訳), "WMO 温室効果ガス年報" (2017)
- 3) 環境省,"世界における地球温暖化の脅威"(2008)
- 4) 環境省, "温暖化から日本を守る 適応への挑戦" (2009)
- 5) 国立環境研究所, "日本国温室効果ガスインベントリ報告書 2018 年" (2018)
- 6) 新エネルギー・産業技術総合開発機構, "NEDO 再生可能エネルギー技術白書 第2版" (2014)
- 7) 小野崎正樹, "高効率石炭火力の将来展望", JCOAL ワークショップ (2013)
- 8) 経済産業省、"火力発電について"、総合資源エネルギー調査会 第13回基本問題委員会資料7 (2012)
- 9) 経済産業省、"エネルギー基本計画" (2018)
- 10) 新エネルギー・産業技術総合開発機構,"火力発電技術(石炭,ガス)の技術開発の現状"次 世代火力発電協議会 第1回会合資料 2-1 (2015)
- 11) 宮池潔, 東芝レビュー, Vol. 63, No. 9, pp. 2-7 (2008)
- 12) 佐藤幹夫, 日本燃焼学会誌, Vol. 53, No. 165, pp. 159-164 (2011)
- 13) 経済産業省, "CCS を取り巻く状況", CCS の実証および調査事業のあり方に向けた有識者検
 討会 資料 5 (2018)
- 14) 薛自求, 中尾信典, 地学雑誌, Vol. 117, No. 4, pp. 722-738 (2008)
- 15) 新エネルギー・産業技術総合開発機構,"我が国のクリーンコール技術開発の今後と展開"第9回日中エネルギー・環境総合フォーラム (2015)
- 16) 木村肇, 佐藤恭, C. Bergins, 今野晋也, 齋藤英治, 日立評論, Vol. 93, No. 08, pp. 526-531 (2011)
- 17) 久布白圭司,野村恭兵,松岡孝昭,中川博勝,室木克之, IHI 技報, Vol. 55, No. 4, pp. 81-91 (2015)
- 18) 福田雅文, 日本機械学会誌, Vol. 114, No. 1109, pp. 22-25 (2011)
- 19) 福田雅文, スマートプロセス学会誌, Vol. 3, No. 2, pp. 78-85 (2014)
- 20) M. Fukuda, T. Yoshida, A. Iseda, H. Semba, E. Saito, M. Kitamura, T. Dohi, H. Aoki, K. Muroki, H. Fukutomi, K. Seto, K. Takahashi, N. Saito, Y. Hirakawa, T. Nishii, T. Takahashi, T. Takano, Y. Matsubara, Y. Yagi, Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants Proceedings from the Eighth International Conference, pp. 12-23 (2016)
- 21) 大熊善朋, 青木裕, 室木克之, 高井幸心, 久布白圭司, IHI 技報, Vol. 58, No. 3, pp. 38-46 (2018)
- 24) 五十嵐正晃, 仙波潤之, 岡田浩一, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 37, No. 2, pp. 60-66 (2009)
- 22) 福田雅文,火力原子力発電, Vol. 69, No. 10, pp. 545-550 (2018)
- 23) 高橋武雄, 火力原子力発電, Vol. 69, No. 10, pp. 551-557 (2018)
- 25) 齊藤英治, 季報エネルギー総合工学, Vol. 37, No. 3, pp. 3-11 (2014)
- 26) Z. Liu, Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants Proceedings from the Eighth

International Conference, pp. 24-34 (2016)

- J.P. Shingledecker, N.D. Evans, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 87, pp. 345-350 (2010)
- 28) R. Romanosky, V. Cerdo, III, R. Purgert, J. N. Phillips, H. Hack, P. Weitzel, J. Pschirer, J. Claeys, Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants Proceedings from the Eighth International Conference, pp. 1-11 (2016)
- 29) 高澤孝一, 三木一宏, 日本製鋼所技報, No. 65, pp. 1-8 (2014)
- 30) 高橋武雄,高橋亨,沖田信雄,東芝レビュー, Vol. 65, No. 8, pp. 7-11 (2010)
- 31) 須賀威夫, 高橋武雄, 今井潔, 東芝レビュー, Vol. 63, No. 9, pp. 8-11 (2010)
- 32) 倉田征児, 植田茂紀, 野田俊治, 山本隆一, 角屋好邦, 中野隆, 田中良典, 馬越龍太郎, 電 気製鋼, Vol. 79, No. 3, pp. 239-244 (2008)
- 33) 須賀威夫,火力原子力発電, Vol. 69, No. 10, pp. 572-579 (2018)
- 34) 張聖徳, 高橋由起夫, 平成 26 年火力原子力発電大会論文集, pp. 52-56 (2014)
- 35) 高野伸一,青木裕,久布白圭司,富山信勝,中川博勝, IHI 技報, Vol. 49, No. 4, pp. 185-191 (2009)
- 36)伊勢田敦朗,仙波潤之,岡田博一,浜口友彰,平田弘征,栗原伸之佑,樋口淳一,田中克樹, 平成28年火力原子力発電大会論文集,pp.35-42 (2016)
- 37) 橋本憩太,齋藤伸彦,駒井伸好,東海林剛,清水大,北村雅樹,久布白圭司,野村恭平,大 熊善朋,仙波潤之,火力原子力発電,Vol. 69, No. 10, pp. 566-571 (2018)
- 38) 大熊善朋, 久布白圭司, 北村雅樹, 立和名義秀, 村上和生, 火力原子力発電, Vol. 69, No. 10, pp. 587-593 (2018)
- 39) F. Abe, Engineering, Vol. 1, Issue 2, pp. 211-224 (2015)
- 40) 仙波潤之, 張聖徳, 火力原子力発電, Vol. 69, No. 10, pp. 558-565 (2018)
- 41) 椹木義淳, 寺西洋志, 伊勢田敦朗, 吉川州彦, 住友金属, Vol. 42, No. 4, pp. 260-271 (1990)
- 42) H. Semba, H. Okada, M. Igarashi, Proceedings of the Fifth International Conference of Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, pp. 168-184 (2008)
- 43) 椹木義淳, 吉川州彦, 鉄と鋼, Vol. 72, No. 5, pp. S672 (1986)
- 44) 仙波潤之,五十嵐正晃,伊勢田敦朗,山寺芳美,椹木義淳,材料とプロセス, Vol. 16, No. 3, pp. 522 (2015)
- 45) 仙波潤之, 岡田浩一, 浜口友彰, 石川茂浩, 吉澤満, 新日鉄住金技報, No. 397, pp. 71-77 (2013)
- 46) 椹木義淳,吉川州彦,久保田稔,鉄と鋼, Vol. 173, No. 5, pp. PS570 (1987)
- 47) 岡田浩一, 仙波潤之, 石川茂浩, 吉澤満, 材料とプロセス, Vol. 25, No. 2, pp. 1192 (2012)
- 48) 岡田浩一,石川茂浩,仙波潤之,吉澤満,耐熱金属材料 123 委員会研究報告, Vol. 53, No. 3, pp. 399-408 (2012)
- 49) T. Tokairin, T. Sato, K.V. Dahl, H.K. Danielsen, F.B. Grumsen, J. Hald, Materials Science Engineering

A, Vol. 565, pp. 285-291 (2013)

- 50) 井和丸新, 寺田芳弘, 日本金属学会講演概要, Vol. 157, pp. P145 (2015)
- 51) 仙波潤之, 岡田浩一, まてりあ, Vol. 55, No. 10, pp. 453-456 (2016)
- 52) 仙波潤之,岡田浩一,五十嵐正晃,材料とプロセス, Vol. 20, No. 1, pp. 259 (2007)
- 53) H. Okada, M.Igarashi, Y.Noguchi, K. Ogawa, 超鉄鋼ワークショップ, Vol. 9, pp. 254-255 (2005)
- 54) 岡田浩一, 野口泰隆, 五十嵐正晃, 小川和博, 山本里己, 松尾洋, 材料とプロセス, Vol. 20, No. 6, pp. 1237 (2007)
- 55) H. Semba, M. Igarashi, A. Iseda, Y. Yamadera, Y. Sawaragi, 超鉄鋼ワークショップ, Vol. 7, pp. 494-495 (2003)
- 56) 岡田浩一,五十嵐正晃,小川和博,野口泰隆,松尾洋,山本里巳,材料とプロセス, Vol. 19, No. 6, pp. 1230 (2006)
- 57) 岡田浩一, 仙波潤之, 石川茂浩, 吉澤満, 材料とプロセス, Vol. 25, No. 1, pp. 405 (2012)
- 58) N. Sato, N. Komai, K. Hashimoto, Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants Proceedings from the Eighth International Conference, pp. 419-429 (2016)
- 59) 佐藤恭, 包剛, 福田祐治, 材料とプロセス, Vol. 20, No. 3, pp. 451 (2007)
- 60) 野村恭兵, 久布白圭司, 中川博勝, 村田純教, 材料とプロセス, Vol. 28, No. 1, pp. 260 (2015)
- 61) 野村恭兵, 久布白圭司, 中川博勝, 村田純教, 材料とプロセス, Vol. 28, No. 2, pp. 347 (2015)
- 62) 包剛, 佐藤恭, 福田祐治, 原田英政, 材料とプロセス, Vol. 21, No. 2, pp. 1347 (2008)
- 63) 野村恭兵, 久布白圭司, 中川博勝, 村田純教, 日本金属学会誌, Vol. 79, No. 7, pp. 348-355 (2015)
- 64) K. Nomura, K. Kubushiro, H. Nakagawa, Y. Murata, Materials Transactions, Vol. 57, No. 12, pp. 2097-2103 (2013)
- 65) K. Kubushiro, K. Tokuda, K. Nomura, Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants Proceedings from the Eighth International Conference, pp. 169-180 (2016)
- 66) 松尾洋, 岡田浩一, 平田弘征, 仙波潤之, 火力原子力発電大会論文集, Vol. 2011, pp. 77-81 (2011)
- 67) 平田弘征,小川和博,岡田浩一,吉澤満,伊勢田敦朗,溶接学会全国大会講演概要, pp. 79-80 (2010)
- 68) 久布白圭司,高橋聰,中川博勝,材料とプロセス, Vol. 24, No. 2, pp. 997 (2011)
- 69) 平田弘征,小川和博,岡田浩一,宮原整,伊藤正,斎藤貞一郎,三五哲也,小川典仁,溶接 学会全国大会公演概要, Vol. 2009s, pp. 320-321 (2009)
- 70) 平田弘征, 浄徳佳奈, 小川和博, 吉澤満, 伊勢田敦朗, 小川典仁, 三五哲也, 溶接学会全国 大会講演概要, pp. 116-117 (2012)
- 71) H. Hirata, H. Okada, K. Jotoku, H. Ogawa, M. Yoshizawa, T. Ono, A. Iseda, Proceedings of 3rd International ECCC Conference (2014)
- 72) 平田弘征, 浄徳佳奈, 小川和博, 岡田浩一, 吉澤満, 伊勢田敦朗, 溶接学会全国大会講演概要, pp. 184-185 (2013)

- 73) 久布白圭司,吉澤廣喜,伊藤拓哉,中川博勝,高温強度シンポジウム前刷集, Vol. 45, pp. 11-13 (2007)
- 74) Keiji Kubushiro, Hiroki Yoshizawa, Takuya Itou and Hirokatsu Nakagawa, ASME 2007 Pressure Vessels and Piping Conference, Eighth International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, CREEP2007-26568, pp. 275-279 (2007)
- 75) 片渕紘希,本田尊士,時吉巧,北村雅樹,野村恭兵,久布白圭司,福田雅文,高温強度シン ポジウム講演論文集, Vol. 55, pp. 38-42 (2017)
- 76) 船橋信之,火力・原子力発電, Vol. 66, No. 6, pp. 376-385 (2015)
- 77) 樋口康二郎, 火力・原子力発電, Vol. 69, No. 9, pp. 479 (2018)
- 78) Electric Power Research Institute (EPRI), "Electric Power System Flexibility: CHALLENGES AND OPPORTUNITIES" (2016)
- 79) C. Henderson, "Increasing the flexibility of coal-fired power plants", IEACCC/242, IEA Clean Coal Centre (2014)
- J. Cochran, D. Lew, N. Kumar, "Flexible Coal Evolution from Baseload to Peaking Plant", NREL/BR-6A20-60575 (2013)
- 81) 日本材料学会高温強度部門委員会, "高温強度の基礎・考え方・応用", 9.6 節, pp. 256 (2008)
- 82) S.S. Manson, G.R. Halford, M.H. Hirschberg, Proc. of Symposium on Design for Elevated Temperature Environment, pp. 12-28 (1971)
- 83) G.R. Halford, S.S. Manson, Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612, pp. 239-254 (1976)
- 84) 日本材料学会 高温強度部門委員会 非弾性解析法調査作業グループ,材料, Vol. 39, No. 440,
 pp. 476-482 (1990)
- 85) 森田喜保,時政勝行,鉄と鋼, Vol. 72, pp. 210-217 (1986)
- 86) 横幕俊典, 小織満, 野原章, 材料, Vol. 38, No. 425, pp. 154-160 (1989)
- 87) 岡崎正和, 武藤睦治, 矢田俊夫, 山口正夫, 材料, Vol. 36, No. 410, pp. 1239-1245 (1987)
- 88) 岡崎正和, 武藤睦治, 池田裕二, 材料, Vol. 38, No. 425, pp. 168-174 (1989)
- 89) 種田元治, 奥康浩, 上西研, 日本機械学会論文集 (A 編), Vol. 58, No. 549, pp. 669-675 (1992)
- 90) 木村恵, 小林一夫, 山口弘二, 圧力技術, Vol. 40, No. 5, pp. 262-269 (2002)
- 91) 早川弘之, 宮原光雄, 金谷章宏, 岡村一男, 材料, Vol. 48, No. 6, pp. 604-609 (1999)
- 92) 野口泰隆, 宫原光雄, 今西憲治, 齋藤晃, 岸根申尚, 材料, Vol. 53, No. 7, pp. 795-800 (2004)
- 93) 宫原光雄,外山和男,時政勝行,栗原重幸,材料, Vol. 46, No. 1, pp. 47-52 (1997)
- 94) S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtigall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM X-71737 (1975)
- 95) 桑原和夫,新田明人,材料, Vol. 28, No. 308, pp. 88-94 (1979)

第2章 Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性の検討

2.1 緒言

火力発電プラントのボイラ配管には管の内外面の温度差や支持部による熱膨張・収縮の拘束な どによって、クリープ変形が生じるような高温域で熱応力、熱ひずみが繰り返し負荷される.こ のため、ボイラ配管にはクリープと疲労が重畳したクリープ疲労条件下の疲労特性が要求される. そこで本章では、ボイラ配管への適用性を検討するための Ni-23Cr-7W 合金の基本的な疲労特性を 把握するため、A-USC 発電での使用が検討されている 700℃におけるクリープ疲労条件下の疲労 特性を評価する.また、比較材として Ni-23Cr-7W 合金とともに A-USC 発電のボイラ配管候補材 であるニッケル基合金 Alloy 617 のクリープ疲労試験を実施し、両材料のクリープ疲労条件下の寿 命を比較することで Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性の特長とクリープ疲労寿命の支配因子 について検討する.

2.2 供試材

本章のクリープ疲労試験に用いた Ni-23Cr-7W 合金と比較材 Alloy 617 の化学組成を Table 2-1 に 示す. Ni-23Cr-7W 合金は Table 2-1 に示した成分の残部として 20%強の Fe を含有する. このため, Ni-23Cr-7W 合金は材料コスト面で Alloy 617 より有利という特長がある. 両材料とも真空溶解後, 熱間鍛造,熱間圧延で厚さ 20mm の板材とした後,1220℃で1時間保持後水冷の固溶化熱処理を 施した.供試材の Ni-23Cr-7W 合金は管材ではないが,ボイラ管製造を模擬した条件で作製してお り,別途実施した試験において管材と同等のクリープ強度を有することを確認している^{1), 2)}.供 試材の組織写真を Fig. 2-1 に示す. 結晶粒度番号は Ni-23Cr-7W 合金が 2.0, Alloy 617 が 1.7 であ る. Table 2-2 には,引張試験で求めた室温と 700℃における機械的特性を示す. なお,引張試験 には直径 6mm,平行部長さ 40mm の丸棒試験片を使用し,標点間距離は 30mm とした.0.2%耐力, 引張強さは Alloy 617 のほうが高いのに対して,絞りは Ni-23Cr-7W 合金のほうが大きい.

	С	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Со	Ti	Nb	Sol. Al	Fe
Ni-23Cr-7W	0.08	0.20	1.02	45.0	23.6	-	7.1	-	0.10	0.21	0.033	bal.
Alloy 617	0.07	0.48	0.52	bal.	22.1	9.0	-	12.7	0.32	-	1.19	1.52

Table 2-1 Chemical compositions of Ni-23Cr-7W alloy and Alloy 617 tested. (mass%)



Fig. 2-1 Optical microstructure of alloys tested.

Material	Temperature (°C)	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Ni-23Cr-7W	25	270	666	57	66
	700	167	459	57	49
Alloy 617	25	355	760	72	64
	700	226	494	49	39

Table 2-2 Mechanical properties of Ni-23Cr-7W alloy and Alloy 617 tested.

2.3 クリープ疲労試験方法

クリープ疲労試験は、直径 10mm、平行部長さ 30mm の丸棒試験片を用いて、高周波誘導加熱 装置付き電気油圧サーボ式疲労試験機で実施した.試験片平行部の表面は軸方向に研磨し、試験 片加工時の旋盤による周方向の加工痕を除去した後に試験に供した.試験片の温度は R 型熱電対, ひずみは標点間距離 25mm の伸び計で計測した.試験は大気中、700℃一定の温度下で、ひずみ制 御で実施した.ひずみ波形は Fig. 2-2 に示すように、完全両振り三角波形の PP(fast-fast)波形, CC(slow-slow)波形および CP(slow-fast)波形とした.ひずみ速度は高速(P)負荷を 0.8%/s, 低速(C)負荷を 0.01%/s とした.ここで、クリープ疲労試験法の規格である ASTM E2714³⁾には、 時間の増加とともに発生量が大きくなるクリープひずみの影響をなくすために 0.1%/s のひずみ速 度がよく使用されると記載されている.また、日本材料学会の高温低サイクル疲労試験法標準⁴⁾に おいても、同目的でひずみ速度 0.1%/s が推奨されている.0.8%/s はそれより十分に高いひずみ速 度であるため、高速負荷中に生じるクリープひずみは無視できる程度である.従って、Fig. 2-2 中 に示したように、PP 波形では引張、圧縮ともにクリープひずみは負荷されず、負荷される非弾性 ひずみは塑性ひずみのみと考えることができる.一方、CC 波形では引張、圧縮とも塑性ひずみに 加えてクリープひずみが負荷され、CP 波形では引張は塑性ひずみとクリープひずみ、圧縮は塑性 ひずみのみが負荷される.

実機のボイラ配管には管の内外面の温度差や支持部による熱膨張・収縮の拘束などによって熱応力が発生する.その熱応力は管の温度分布や支持方法,管の曲げ形状などによって引張応力となる箇所と圧縮応力になる箇所が生じる.高温で引張応力となる箇所には引張クリープひずみ,高温で圧縮応力となる箇所には圧縮クリープひずみが生じるため,引張,圧縮の両方のクリープ ひずみが疲労寿命に及ぼす影響を検討する必要がある.しかしながら,オーステナイト組織の材料では引張クリープひずみが加わると,圧縮クリープひずみが加わる場合より大きく疲労寿命が低下することが知られている^{5),6)}.そのため,本章ではNi-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性として,引張クリープひずみが負荷される場合に着目し,CC 波形および CP 波形を用いてクリープ 疲労試験を実施した.

CC 波形および CP 波形の試験では、Rapid loading 法(Half-cycle rapid load-unload method)⁷⁰を用 いて、低速ひずみ負荷中に導入されたクリープひずみ量を求めた. Fig. 2-3 (a)には、CP 波形の試 験を例に Rapid loading 法によるクリープひずみ量の決定法を示す. ひずみを繰り返し与え、応力 ーひずみ応答が安定したサイクルにおいて、引張過程の低速ひずみ負荷中に応力がゼロになった 時点(図中のO点)でひずみ速度を高速に切り替え、高速ひずみ波形を挿入する.本章の試験で は、ひずみ速度 0.8%/s の高速ひずみ波形を挿入したが、これは前述のとおりクリープひずみの発 生を無視できるひずみ速度である.高速ひずみ波形を挿入する前のヒステリシスループの最大ひ ずみ負荷点をA点、その時の応力を σ_A とし、高速ひずみ波形挿入時の応力一ひずみ曲線上で応力 が σ_A になる点をB点とする.クリープひずみが生じない条件で応力 σ_A を負荷すると、曲線 OB の 応力ーひずみ曲線になるが、低速ひずみ負荷中にクリープひずみが生じたために曲線 OA の応力 ーひずみ曲線になったと考える.そして、A点とB点のひずみ差を低速ひずみ負荷中に生じたク リープひずみと定義する.CP 波形下では引張クリープひずみのみが発生するため、高速ひずみ波 形は引張方向にのみを挿入したが、CC 波形下では引張クリープひずみに加えて、圧縮クリープひ ずみも発生するため、Fig. 2-3 (b)に示したように、引張方向と圧縮方向の両方に高速ひずみを挿入 して試験中に導入されたクリープひずみを求めた.

試験では一定間隔で高速ひずみ波形を挿入して負荷されているクリープひずみを求め,寿命 N_fの 1/2 に最も近いサイクルで求めたクリープひずみを代表値として,その試験で負荷されたクリープひずみとした.また,試験では各サイクルにおける最大引張応力を記録し,1 サイクル中の最大引張応力が寿命中期の値から 25%低下した繰返し数を寿命 N_fと定義した.

21



Fig. 2-2 Strain waveforms and applied strain in creep-fatigue test.



(a) Under CP type of strain waveform.

(b) Under CC type of strain waveform.

Fig. 2-3 Creep strain defined by rapid loading method.

2.4 Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 のクリープ疲労寿命

クリープ疲労試験で求めた Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 の 700℃における全ひずみ範囲Δ₄と寿 命 *N*_fの関係を Fig. 2-4 に示す. Fig. 2-3 に示したように、Δ₄ は試験片に負荷したひずみの変動幅 である. Δ₄が同じである場合, Ni-23Cr-7W 合金では PP 波形下の寿命が最も長く, CP 波形下の 寿命が最も短い. CC 波形下の寿命は PP 波形下と CP 波形下の間であり、Δ₄が大きい条件では PP 波形下の寿命に近く、Δ₄が小さい条件では CP 波形下の寿命に近い. Alloy 617 においても、寿命 が長い側から PP 波形下, CC 波形下, CP 波形下の順であり、この順序は Ni-23Cr-7W 合金と同じ であるが、PP 波形下の寿命と CC および CP 波形下の寿命の差が大きい. すなわち、Alloy 617 で はクリープひずみが負荷されない条件とクリープひずみが負荷される条件の寿命差が大きく、ク リープひずみによって寿命が大きく低下する. Ni-23Cr-7W 合金はクリープひずみによる寿命低下 が Alloy 617 より小さい.

Fig. 2-5 には、Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 の PP, CC, CP 波形下の寿命をそれぞれ比較して示 す. クリープひずみが負荷されない PP 波形下では、両材料の寿命は同等である.一方、クリープ ひずみが負荷される CC 波形下, CP 波形下では、Ni-23Cr-7W 合金のほうが Alloy 617 より長寿命 であり、ひずみ波形やひずみ範囲にも依るが Ni-23Cr-7W 合金のほうが 2~5 倍長寿命である. こ のように、Ni-23Cr-7W 合金はクリープひずみが負荷される場合の疲労寿命、すなわちクリープ疲 労寿命が Alloy 617 より優れる.



⁽a) Ni-23Cr-7W alloy.

Fig. 2-4 Total strain range – life ($\Delta \varepsilon_{\rm f} - N_{\rm f}$) relations of Ni-23Cr-7W alloy and Alloy 617.





Fig. 2-4 Continued.





Fig. 2-5 Comparison of $\Delta \varepsilon_t - N_f$ relations between Ni-23Cr-7W alloy and Alloy 617.



(b) CC type of strain waveform.



(c) CP type of strain waveform.

Fig. 2-5 Continued.

Ni-23Cr-7W 合金の 700℃におけるクリープ疲労特性を明確にするため、全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{c}$ と寿命 N_{f} の関係を定式化した. $\Delta \epsilon_{t}$ は弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{e}$ と非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ の和であるため、まず $\Delta \epsilon_{e}$ と N_{f} , $\Delta \epsilon_{in}$ と N_{f} の関係をそれぞれ求めた. Fig. 2-6 には、寿命中期の応力とひずみのヒステリ シスループから求めた Ni-23Cr-7W 合金の 700℃における $\Delta \epsilon_{e}$ および $\Delta \epsilon_{in}$ と N_{f} の関係を示す. $\Delta \epsilon_{e}$, $\Delta \epsilon_{in}$ と N_{f} の関係を以下の式で表し、データを最小二乗近似することにより式中の材料定数 A_{e} , A_{in} , m_{e} , m_{in} を決定した.

$$\Delta \varepsilon_{\rm e} = A_{\rm e} N_{\rm f}^{-m_{\rm e}} \tag{2-1}$$

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = A_{\rm in} N_{\rm f}^{-m_{\rm in}} \tag{2-2}$$

決定した材料定数を Table 2-3 に示す.なお, Fig. 2-6 (a), (b)中の直線は, $\Delta \varepsilon_e \ge N_f$, $\Delta \varepsilon_in \ge N_f$ の関係を Table 2-3 の材料定数を用いて式(2-1),式(2-2)でそれぞれ近似した線である.

 $\Delta \epsilon_{t}$ は $\Delta \epsilon_{e}$ と $\Delta \epsilon_{in}$ の和であるため、 $\Delta \epsilon_{t}$ と N_{f} の関係は以下の式で表すことができる.

$$\Delta \varepsilon_{\rm t} = \Delta \varepsilon_{\rm e} + \Delta \varepsilon_{\rm in}$$
$$= A_{\rm e} N_{\rm f}^{-m_{\rm e}} + A_{\rm in} N_{\rm f}^{-m_{\rm in}}$$
(2-3)

Fig. 2-4 (a)中の曲線は式(2-3)で $\Delta \epsilon$ と N_f の関係を近似した線である.

このように、Ni-23Cr-7W 合金の 700°Cにおける PP、CC、CP 波形下の $\Delta \varepsilon_{t}$ 、 $\Delta \varepsilon_{e}$ および $\Delta \varepsilon_{in}$ と N_{f} の関係は、Table 2-3 の材料定数を用いて式(2-1)~(2-3)で表すことができる.



(a) $\Delta \varepsilon_{\rm e} - N_{\rm f}$ relation.

Fig. 2-6 Elastic strain range – life $(\Delta \varepsilon_e - N_f)$ and inelastic strain range – life $(\Delta \varepsilon_{in} - N_f)$ relations.



Fig. 2-6 Continued.

Strain waveform	A _e	m _e	A _{in}	m _{in}
PP	0.00790	0.0762	0.365	0.630
CC	0.00773	0.0939	0.871	0.760
СР	0.01032	0.1462	0.281	0.643

Table 2-3 Material constants in Eqs. (2-1) and (2-2) of Ni-23Cr-7W alloy tested at 700°C.

2.5 クリープ疲労寿命支配因子の検討

2.5.1 クリープひずみの影響

クリープ疲労寿命に及ぼすクリープひずみの影響を検討するため、クリープ疲労寿命評価法で あるひずみ範囲分割法⁶⁾を用いて非弾性ひずみを塑性ひずみ成分とクリープひずみ成分に分割し、 塑性ひずみとクリープひずみ、および、それらの引張と圧縮の組み合わせが疲労寿命に及ぼす影 響を評価した.なお、ひずみ範囲分割法の詳細は Appendix に記載している.ひずみ範囲分割法を 適用するために Rapid loading 法によりクリープ疲労試験中に生じているクリープひずみを求め、 非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{n} \epsilon \Delta \epsilon_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{cc}$ 、 $\Delta \epsilon_{cp}$ の非弾性ひずみ範囲成分に分割し、各 $\Delta \epsilon_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{cc}$ 、 $\Delta \epsilon_{cp}$ に 対応する寿命 N_{pp} , N_{cc} , N_{cp} との関係を求めた結果を Fig. 2-7 に示す. Ni-23Cr-7W 合金では、 $\Delta \epsilon_{ij}$ (ij=pp, cc, cp)が同じ場合、引張、圧縮とも塑性ひずみの繰返しである $\Delta \epsilon_{pp}$ 下の寿命が最も長く、引張クリ ープひずみと圧縮塑性ひずみの繰返しである $\Delta \epsilon_{cp}$ 下の寿命が最も長く、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下の寿命は、 $\Delta \epsilon_{pp}$ 下と $\Delta \epsilon_{cp}$ 下の寿命の間である. Alloy 617 では、 $\Delta \epsilon_{pp}$ 下の寿命が最も長く、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下の寿命差は小さい.

Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 の $\Delta \epsilon_{ij} \ge N_{ij}$ の関係を比較して Fig. 2-8 に示す. $\Delta \epsilon_{ij} \ge N_{ij}$ の関係では, pp, cc, cp のいずれの非弾性ひずみ範囲成分においても, Ni-23Cr-7W 合金の寿命は Alloy 617 よ り長い. Manson 6⁸⁾ は, $\Delta \epsilon_{ij} \ge N_{ij}$ の関係は材料の延性と相関があり, 延性が高い材料のほうが長 寿命になると報告している. このため, Ni-23Cr-7W 合金は Alloy 617 より延性に優れるため, $\Delta \epsilon_{ij}$ $\ge N_{ij}$ の関係が長寿命であると考えられる. 材料の破断延性(破断時の真ひずみ)は絞り ϕ を用い て, -ln(1- ϕ)で求められる. Table 2-2 に示した Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 の 700°Cにおける引張 破断絞り 49%, 39%から引張破断延性を求めると, それぞれ 0.67, 0.49 であり, Ni-23Cr-7W 合金 のほうが引張破断延性が高い. また, 700°Cのクリープ破断延性についても五十嵐ら⁹⁾ が Ni-23Cr-7W 合金のほうが Alloy 617 より高いことを報告している.

PP 波形下の寿命に着目すると、Fig. 2-5 に示したΔ*ε*と寿命の関係はNi-23Cr-7W 合金と Alloy 617 で同等であるのに対し、Fig. 2-8 に示したΔ*ε*pp と寿命の関係ではNi-23Cr-7W 合金のほうが長寿命 である. これは、Ni-23Cr-7W 合金のほうが耐力が低いため、Δ*ε* が同じ試験では発生する塑性ひ ずみ、すなわちΔ*ε*pp が大きくなるものの、Ni-23Cr-7W 合金は延性が高くΔ*ε*pp に対する寿命が Alloy 617 より長いため、結果として両材料の寿命が同等になったと考えられる. CC 波形下と CP 波形 下についても、Ni-23Cr-7W 合金のほうが Alloy 617 よりクリープ強度が低いため、発生するクリ ープひずみは大きくなるが、Δ*ε*cc、Δ*ε*cp に対する寿命が Ni-23Cr-7W 合金のほうが遥かに長いため、 Δ*ε* と寿命の関係においても Ni-23Cr-7W 合金が長寿命になったと考えられる.

このように, Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 はともにクリープひずみの負荷によって疲労寿命が 低下するものの, Ni-23Cr-7W 合金は Alloy 617 よりクリープ破断延性に優れるため, クリープひ ずみによる寿命低下が小さい材料といえる.

28



(a) Ni-23Cr-7W alloy.



(b) Alloy 617.

Fig. 2-7 Partitioned strain range – life ($\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ (ij=pp, cc, cp)) relations of Ni-23Cr-7W alloy and Alloy 617.



(a) PP type of strain waveform.



(b) CC type of strain waveform.

Fig. 2-8 Comparison of partitioned strain range – life ($\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ (ij=pp, cc, cp)) relations determined by strain range partitioning method between Ni-23Cr-7W alloy and Alloy 617.



(c) CP type of strain waveform.

Fig. 2-8 Continued.

Manson らは^{7),10)},塑性変形下では結晶粒内のすべり,クリープ変形下では結晶粒界のすべり および空洞が生じ,クリープ疲労条件下ではそれらが相互に作用すると説明している. Fig. 2-9 に 示すように、塑性ひずみの繰返しである $\Delta \epsilon_{cp}$ 下の引張過程と圧縮過程では、それぞれ反対方向に 粒内すべりが生じ、クリープひずみの繰返しである $\Delta \epsilon_{cc}$ 下の引張過程と圧縮過程では、それぞれ 反対方向に粒界すべりが生じる.このように、 $\Delta \epsilon_{pp}$ 下と $\Delta \epsilon_{cc}$ 下ではそれぞれ粒内,粒界の可逆変形 が生じる.一方、 $\Delta \epsilon_{pc}$ 下では引張過程において粒内すべり、圧縮過程において粒界すべり、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下では引張過程において粒界すべり、圧縮過程において粒内すべりというように、異なる場所が 変形するため非可逆変形となり、ひずみの繰返し負荷によりそれぞれの変形が蓄積する.特に、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下では引張過程で生じる粒界すべりや空洞の蓄積により、引張過程で粒界が開口し易くなる ため寿命が短くなりやすい.大谷¹¹⁾は、SUS304 鋼の試験結果をもととに、 $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{cc}$ のように引張 と圧縮方向に対称な変形よりも、 $\Delta \epsilon_{cp}$ のように非対称な変形を与えた時のほうが、引張方向と圧 縮方向に変形様式が異なる不可逆的変形が蓄積して早期にき裂が発生することを報告している. また、平川ら⁵⁾はSUS304 鋼、SUS321 鋼の試験結果をもとに、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下では圧縮過程において粒界突出し 部に粒界空洞が形成されるため、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下の粒界空洞の生成が速いことを報告している. $\Delta \epsilon_{pp}$ 下の
寿命が最も長く, 続いて $\Delta \varepsilon_{cc}$ 下の寿命, $\Delta \varepsilon_{cp}$ 下の寿命の順になる傾向は, 上記の SUS304 鋼, SUS321 鋼に加えて, Type 316 鋼¹²⁾ やボイラ鋼管にも使用される 347H 鋼¹³⁾ などのオーステナイト系ステ ンレス鋼でもみられる. Ni-23Cr-7W 合金においても, 寿命が長い順に $\Delta \varepsilon_{pp}$ 下, $\Delta \varepsilon_{cc}$ 下, $\Delta \varepsilon_{cp}$ 下の 順になっており, その傾向はこれらのオーステナイト系ステンレス鋼でみられるものと同じであ る. Ni-23Cr-7W 合金においても同様の理由で, $\Delta \varepsilon_{cp}$ 下の寿命が最も短くなったと考えられる.

Ni-23Cr-7W 合金のΔ*ε*_{ij} (ij=pp, cc, cp)と *N*_{ij}の関係を下式で表したときの材料定数 A_{ij}, m_{ij}を Table 2-4 に示す.

$$\Delta \varepsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}} \tag{2-4}$$

Fig. 2-7 (a)の直線は, Table 2-4 の材料定数を用いて式(2-4)で Ni-23Cr-7W 合金の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を近似した線である.



Fig. 2-9 Schematic illustration of cyclic deformation model under $\Delta \varepsilon_{ij}$ (ij = pp, cc, pc, cp)⁸⁾.

 A_{pp}
 m_{pp}
 A_{cc}
 m_{cc}
 A_{cp}
 m_{cp}

 0.365
 0.630
 0.369
 0.681
 4.968
 1.198

Table 2-4 Material constants in Eq. (2-4) of tested Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.

2.5.2 クリープ疲労破壊形態

Ni-23Cr-7W 合金と Alloy 617 のクリープ疲労試験後の試験片破面を SEM (走査型電子顕微鏡) 観察した結果を Fig. 2-10 に示す.疲労寿命が最も長かった PP 波形の試験,および,寿命が最も 短かった CP 波形の試験後の破面を示し,いずれも低倍率と高倍率の観察結果を示している.さ らに,高倍率については,試験片表面近傍と表面から内部に約 2mm 入った位置の観察結果を示し ている. PP 波形下の破面は Ni-23Cr-7W 合金, Alloy 617 とも比較的平坦であり,破面の一部には 結晶粒内をき裂が進展したことを示すストライエーションと考えられる縞状の模様が観察される. 一方, CP 波形下の破面は比較的凹凸が大きく,Ni-23Cr-7W 合金, Alloy 617 とも粒界割れした部 分が観察される. Ni-23Cr-7W 合金では,粒界割れした部分に加えて粒内をき裂が進展したと考え られる箇所も観察されるのに対し, Alloy 617 では破面のほぼ全面が粒界割れを呈している.

き裂の発生箇所および進展経路をより明確にするため、PP 波形下と CP 波形下の試験後の丸棒 試験片を縦割りにし、その割断面に存在した副き裂を観察した結果を Fig. 2-11 に示す. Fig. 2-11 には副き裂の全体像とき裂先端付近の拡大観察結果を示している. Fig. 2-11 (a)に示した PP 波形下 の試験片では、Ni-23Cr-7W 合金、Alloy 617 とも、試験片表面に発生したき裂が、結晶粒内を通っ て内部に進展している. Fig. 2-11 (b)に示した CP 波形下の Ni-23Cr-7W 合金では、き裂が粒内と粒 界の両方を通って内部に進展している. また、観察したき裂では、先端付近に粒界を進展してい る部分が多く観察される. き裂が粒界を進展した部分では、粒界に沿ってき裂が分岐して 2 方向 に進展した後、一方は途中で進展が止まり、もう一方が深くまで進展している部分が観察される. Fig. 2-10 (b)に示した破面写真において、破面上に割れが観察されるのは、このように分岐したき 裂が存在するためと考えられる. CP 波形下の Alloy 617 では、き裂は粒界に沿って大きく屈曲し ながら進展している. また、試験片表面から繋がったき裂の先端より前方に粒界割れが観察され る. このように、CP 波形下の Alloy 617 では粒界割れした部分を連結するようにき裂が進展する ため、き裂進展が早く、クリープ疲労寿命が短くなるものと考えられる.また、Alloy 617 はγ'(Ni₃Ti, Ni₃Al)の析出により粒内を強化した材料であるため、相対的に粒界の強度が低く、クリープひず みを負荷したときに粒界割れし易いものと考えられる.



(a) PP type of strain waveform.



INI-25CF-/W alloy	near specimen surface
REE	
2 Strand /	2mm inside from specimen surface
Imm	Secondary cracking 100μm
Alloy 617	near specimen surface
	Ι 100μm
	$ \hline 100\mu m $ $ \hline 50\mu m $ $ \hline 2mm inside from specimen surface $

(b) CP type of strain waveform.





(a) PP type of strain waveform.



(b) CP type of strain waveform.



2.6 結言

本章では、ボイラ配管用ニッケル基合金 Ni-23Cr-7W の基本的な疲労特性を把握するため、 A-USC 発電での使用が検討されている 700℃においてクリープ疲労試験を実施した. さらに、 Ni-23Cr-7W 合金とともに A-USC 発電のボイラ配管候補材である Alloy 617 のクリープ疲労試験を 実施し、疲労寿命や破壊形態を比較した. 本章で得られた主な結果を以下にまとめる.

- (1) Ni-23Cr-7W 合金の全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_n$,弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_e$, 非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_n$ と疲労寿命の 関係を明らかにした.さらに、ひずみ範囲分割法を用いて、塑性ひずみとクリープひずみ、お よび、それらの引張と圧縮の組み合わせの影響を考慮し、非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{cc}$, $\Delta \epsilon_{cp}$ と寿命 N_{pp} , N_{cc} , N_{cp} の関係をそれぞれ求めた.
- (2) Ni-23Cr-7W 合金の疲労寿命は、クリープひずみの負荷によって低下する. クリープひずみに よって疲労寿命が低下するのは、347H 鋼などのボイラ配管としても使用されているオーステ ナイト系ステンレス鋼と同じ傾向である.
- (3) Ni-23Cr-7W 合金の疲労寿命は、クリープひずみが負荷されない条件では Alloy 617 と同等であ るが、クリープひずみが負荷される条件では Alloy 617 より長い. 引張クリープひずみが負荷 される CP 波形下において、Ni-23Cr-7W 合金では粒界破壊した箇所に加えて粒内破壊した箇所 も存在したのに対し、Alloy 617 では全面が粒界破壊した. Ni-23Cr-7W 合金は、Alloy 617 に比 べてクリープひずみ負荷時に粒界破壊し難いため、クリープひずみによる疲労寿命低下が小さ い.

また,Ni-23Cr-7W 合金は非弾性ひずみ負荷時の疲労寿命が Alloy 617 より長い.これは,Ni-23Cr-7W 合金の引張破断延性およびクリープ破断延性が Alloy 617 より優れていることと対応している.

(4) Ni-23Cr-7W 合金は Alloy 617 よりクリープ強度は低いものの、クリープ疲労寿命の観点では
 Alloy 617 より優れた材料である.

第2章の参考文献

- 1) 岡田浩一,五十嵐正晃,小川和博,野口泰隆,松尾洋,山本里巳,材料とプロセス, Vol. 19, No. 6, pp. 1230 (2006)
- 2) H. Okada, M. Igarashi, Y. Noguchi, K. Ogawa, 超鉄鋼ワークショップ, Vol. 9, pp. 254-255 (2005)
- 3) ASTM E2714 13, "Standard Test Method for Creep-Fatigue Testing"
- 4) 日本材料学会高温強度部門委員会編, "高温低サイクル疲労試験法標準", JSMS-SD, 7-03 (2003)
- 5) 平川賢爾, 時政勝行, 材料, Vol. 30, No. 328, pp. 65-71 (1981)
- S.S. Manson, G.R. Halford, M.H. Hirschberg, Proc. of Symposium on Design for Elevated Temperature Environment, pp. 12-28 (1971)
- 7) S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtigall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM

X-71737 (1975)

- 8) S. S. Manson, Fatigue at Elevated Temperatures. ASTM STP 520, pp. 744-782 (1973)
- 9) 五十嵐正晃, 仙波潤之, 岡田浩一, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 37, No. 2, pp.60-66 (2009)
- 10) S. S. Manson, G. R. Halford, Fatigue and Durability of Metals at High Temperatures, ASM international, pp. 47 (2009)
- 11) 大谷隆一, 日本金属学会会報, Vol. 22, No. 3, pp. 190-196 (1983)
- 12) K. Yamaguchi, K. Kanazawa, Metallurgical Transactions A, Vol. 11A, pp. 2019-2027 (1980)
- 13) 時政勝行, 材料, Vol. 38, No. 432, pp. 1060-1066 (1989)

第3章 Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労特性の検討

3.1 緒言

火力発電プラントにおけるボイラ配管では、管内を流れる蒸気の温度変化に伴い、ボイラ配管の温度が変動する.特に、プラントの起動時や停止時には大きく温度変動するため、管の内外面に温度差が生じ、その結果、内外面の熱膨張差に起因して熱応力が発生する.このため、ボイラ 配管では温度変動下における疲労特性、すなわち熱疲労特性の確保が必要である.第2章では Ni-23Cr-7W 合金の高温一定温度下のクリープ疲労特性を評価したが、実機の温度変動範囲内に脆 化温度域など材料の疲労特性を悪化させる因子があった場合、一定温度下の試験のみではその影 響を含んだ特性を評価することはできない.そこで、本章では温度変動下の熱疲労特性を明らか にすることを目的とする.そのために、A-USC 発電での使用が検討されている 700℃を最高温度 とする温度サイクル、および、ひずみサイクルを同時に負荷する熱疲労試験を実施する.さらに、 比較試験として 700℃一定の温度で実施する等温疲労試験、および、熱疲労試験と同様に温度変 動させるものの、ひずみは最高温度と最低温度のみで負荷する Bithermal fatigue 試験¹⁾を実施し、 Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命の支配因子を検討する.

3.2 供試材

本章の試験に用いた Ni-23Cr-7W 合金は,真空溶解後,エルハルト・プッシュベンチ法により熱 間鍛造した後,1190℃で1時間保持後水冷の固溶化熱処理を施した外径 335.6mm,肉厚 37.5mm の大径管である.その化学組成を Table 3-1 に,組織写真を Fig. 3-1 に示す.直径 6mm,平行部長 さ 40mm,標点間距離 30mm の丸棒試験片を用いて引張試験で求めた室温から 750℃の機械的特性 を Fig. 3-2 に,室温,100℃および 700℃における 0.2%耐力,引張強さ,伸び,絞りの各値を Table 3-2 に示す. 0.2%耐力と引張強さは温度上昇に伴い低下するものの,伸び,絞りは室温から 750℃ まで大きな変化はみられない.

			-						
	С	Si	Mn	Ni	Cr	W	Ti	Nb	Fe
Ni-23Cr-7W	0.09	0.29	0.92	44.6	22.8	6.9	0.09	0.18	bal.

Table 3-1 Chemical compositions of Ni-23Cr-7W alloy tested. (mass%)



Fig. 3-1 Optical microstructure of Ni-23Cr-7W alloy tested.



(a) 0.2% proof stress, tensile strength.

Fig. 3-2 Mechanical properties of Ni-23Cr-7W alloy tested.



(b) Elongation, reduction of area.

Fig. 3-2 Continued.

Table 3-2 Mechanical properties of Ni-23Cr-7W alloy tested.

Temperature (°C)	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
25	280	670	46	64
100	234	625	44	63
700	190	440	48	52

3.3 熱疲労試験,等温疲労試験および Bithermal fatigue 試験方法

熱疲労(TMF: Thermo-mechanical fatigue)試験と比較試験の等温疲労(ITF: Isothermal fatigue) 試験, Bithermal fatigue (BTF) 試験における温度・ひずみサイクル負荷と本研究におけるこれら の試験目的を Table 3-3 に示す. TMF 試験は温度とひずみを同時に変動させる試験であり, ボイラ 配管として温度変動下で使用される Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労特性を評価するために実施した. ITF 試験は高温一定温度下で繰返しひずみを与える試験であり,TMF 試験との比較により Ni-23Cr-7W 合金の疲労特性に及ぼす温度変動の影響を検討するために,TMF 試験の最高温度にお いて疲労試験を実施した.BTF 試験は TMF 試験のように温度変動させるものの,ひずみは温度変 動させた最高温度と最低温度に保持した状態でのみ負荷する試験であり,温度変動させながら連 続的にひずみを負荷する TMF 試験との比較により,ひずみを負荷する温度が Ni-23Cr-7W 合金の 疲労特性に及ぼす影響を検討するために実施した.

TMF 試験, ITF 試験および BTF 試験は,いずれも外径 12mm,肉厚 1.45mm の円筒試験片を使用した.試験片は供試材である大径管の肉厚中央部から,試験片の軸方向が大径管の長手方向と一致するように採取した.すべての試験は高周波誘導加熱装置付き電気油圧サーボ式疲労試験機を用いて,大気中で実施した.試験片の温度は R型熱電対,標点間のひずみは伸び計で計測した.ここで,一定温度で実施する ITF 試験では平行部長さ 30mm の試験片を用いて標点間距離を 25mm としたが,温度変化を与える TMF 試験,BTF 試験では,温度変化時の標点間の温度差が大きくならないようにするために,平行部長さ 25mm の試験片を用いて標点間距離を ITF 試験より短い 12mm とした.各試験で負荷した温度サイクルとひずみサイクルを Fig. 3-3 に模式的に示す.また,Table 3-6 には試験条件の詳細を示す.

	TMF test	ITF test	BTF test	
Temperature cycle	2, 700 100 Time	A Constant Constant G G G G G G G G G S Constant	Lemberature, of Temperature, o	
Strain cycle	uizur Time	Strain Strain	in the second se	
Test purpose	To evaluate the TMF life of the Ni-23Cr-7W alloy.	To investigate the effect of temperature change on the fatigue life of Ni-23Cr-7W alloy.	To investigate the effect of strain applying temperature on the fatigue life of Ni-23Cr-7W alloy.	

Table 3-3 Temperature and strain cycle applied in TMF, ITF and BTF test and purpose of those tests.



Fig. 3-3 Schematic diagram of temperature and strain loading of TMF, ITF and BTF tests.



(c-1) BTF test, PP strain waveform.



(c-2) BTF test, CP strain waveform.

(c-3) BTF test, PC strain waveform.

Fig. 3-3 Continued.

Phase	Temperature (°C)		Heating time (s)	Cooling time (s)		Mechanical strain range, $\Delta \varepsilon_t$	
	Min.	Max.	100-700 °C	700-250 °C	250-100 °C	(%)	
In-phase (IP)	100	700	05	105	110	0.5, 0.7, 1	
Out-of-phase (OP)	100	700	85	105	110	0.5, 0.7, 1	

Table 3-4 Thermo-mechanical fatigue (TMF) test conditions.

Table 3-5 Isothermal fatigue (ITF) test conditions.

Strain	Temperature	Total strain range, $\Delta \varepsilon_t$	Strain rate (%/s)		
waveform	(°C)	(%)	Tension	Compression	
PP	700	0.4, 0.5, 0.7, 1.0, 1.5	1.0	1.0	
CC		0.5, 0.7, 1.0, 1.5	0.01	0.01	
СР		0.4, 0.5, 0.7, 1.0, 1.5	0.01	1.0	
PC		0.4, 0.5, 0.7, 1.0, 1.5	1.0	0.01	

Table 3-6 Bithermal fatigue (BTF) test conditions.

Phase Strain waveform	C turn in	Total strain	Straining				
	Strain	range, $\Delta \varepsilon_t$	At 100	°C	At 700 °C		
	wavelonn	(%)	Direction	Rate (%/s)	Direction	Rate (%/s)	
In-phase	PP	0.5, 1.0	Compression	1.0	Tension	1.0	
In-phase	СР	0.5, 1.0	Compression	1.0	Tension	0.01	
Out-of-phase	PC	0.5, 1.0	Tension	1.0	Compression	0.01	

TMF 試験は,温度と機械ひずみの両方を制御して実施した.ここで,機械ひずみとは伸び計で 計測した試験片の見かけ上のひずみから,熱膨張によるひずみを引いたものである.試験前に, 荷重をゼロに保持した状態で熱サイクルを与えて試験片の線膨張率を求め,試験中には熱電対で 測定した温度と線膨張率から熱膨張ひずみを算出し,計測した見かけ上のひずみから熱膨張ひず みを引いて機械ひずみを求めた.

TMF 試験の最高温度 T_{max} は 700℃,最低温度 T_{min} は 100℃とした. T_{max} は開発が進められている 700℃級 A-USC 発電への Ni-23Cr-7W 合金の適用性を検討するため、その蒸気温度である 700℃ に設定した.火力発電ボイラでは定期点検などで停止した際に室温まで温度が低下するが、本試験では T_{min} を 100℃に設定した.700℃のような高温では Fig. 3-2 (a)に示したように僅かな温度上昇でも引張強さが大きく低下したり、クリープ変形速度が大きく高まったりするため、温度変化

に敏感であるのに対し、室温~100℃の温度域では強度変化は大きくなく、かつクリープ変形がほ とんど生じない温度域であるため、*T*_{min}を室温にしても 100℃にしても Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労 特性を評価するうえでは特に問題はない.また、試験片の冷却過程において、高温では雰囲気温 度である室温との温度差が大きいため試験片は容易に冷却されるのに対し、試験片が室温に近く なるにつれて雰囲気との温度差が小さくなるため冷却され難くなる.このため、試験片の冷却時 間を短くし、試験を効率的に進める目的でも *T*_{min}を室温ではなく 100℃に設定した.また、Fig. 3-3 (a) および Table 3-4 に示したように、250℃を境に高温側と低温側で冷却速度を変化させたのも、 250℃以下では、試験片内を一様温度に保った状態で 250℃より高い温度と同等の速度で冷却でき なかったためである.ただし、250℃以下はクリープひずみがほとんど生じない温度域であるため、 ひずみ速度が遅くなった影響はほとんどないと考えられる.

TMF 試験は温度サイクルと機械ひずみサイクルの位相が等しい同位相(IP: In-phase)条件と位 相が反対の逆位相(OP: Out-of-phase)条件で実施した.同位相条件では高温で引張,低温で圧縮 の機械ひずみが負荷され,逆位相条件では高温で圧縮,低温で引張の機械ひずみが負荷される. 従って、高温で引張ひずみが負荷される同位相条件では引張クリープひずみが生じ、高温で圧縮 ひずみが負荷される逆位相条件では圧縮クリープひずみが生じる. 実機プラントを想定すると, 両端の変形を拘束された直管では温度上昇時に熱膨張が拘束されて圧縮ひずみが負荷され、温度 降下時に熱収縮が拘束されて引張ひずみが負荷されるため、逆位相条件となる、一方、両端の曲 げが拘束された U 字状の管では、その U 字部の外側には温度上昇時に引張、温度降下時に圧縮の ひずみが負荷され,同位相条件となる²⁾.このように,ボイラ配管では使用される部位や拘束条 件によって同位相条件の負荷を受けたり、逆位相条件の負荷を受けたりするため、ボイラ配管用 材料では両条件下の疲労特性を明らかにしておく必要がある.このため、本章では同位相、逆位 相のそれぞれの条件で試験した.試験は初期温度を 100℃とし、同位相条件では温度上昇ととも に引張機械ひずみ,逆位相条件では温度上昇とともに圧縮機械ひずみを与えた.ひずみ比 R_e(= 最小ひずみ Emin/最大ひずみ Emax) は同位相条件でゼロ, 逆位相条件で-∞である. 寿命 Nfは1サイ クル中の最大引張応力 σ_{max} が寿命中期の定常状態における σ_{max} から 25%低下した繰返し数と定義 した.

ITF 試験は、TMF 試験の *T*_{max} と同じ 700℃一定の温度でひずみ制御下で実施した.ひずみ波形 は PP(fast-fast)、CC(slow-slow)、PC(fast-slow)および CP(slow-fast)波形とし、ひずみ比 *R*_ε は-1 とした.ひずみ速度は高速(P)負荷を 1.0%/s、低速(C)負荷を 0.01%/s とした.第2章で も述べたとおり、1.0%/s はクリープひずみの発生を無視できるひずみ速度である.また、第2章 の試験では疲労寿命低下に大きな影響を及ぼす引張クリープひずみを導入する CC 波形と CP 波形 を用いたが、TMF 試験の逆位相条件では圧縮クリープひずみが生じることから、TMF 試験との比 較を目的に実施した本章の ITF 試験では圧縮クリープひずみを与える PC 波形の試験も実施した. クリープひずみの負荷という視点からは、引張クリープひずみを与える TMF 試験の同位相条件と ITF 試験の CP 波形が対応し、圧縮クリープひずみを与える TMF 試験の逆位相条件と ITF 試験の PC 波形が対応する.

CC, PC および CP 波形下の ITF 試験では, 第2章の試験と同様に Rapid loading 法³⁾を用いて, 低速ひずみ負荷中に導入されたクリープひずみ量を求めた. 試験では各サイクルの σ_{max} を測定し, σ_{max} が寿命中期の定常状態における値から 25%低下した繰返し数を寿命 N_{f} と定義した.

ITF 試験は一定温度下でひずみのみを制御するため、温度とひずみを同期させて制御する TMF 試験より試験が簡単である.このため,ボイラ配管用材料を含め,これまでに取得されている高 温の疲労試験データは TMF 試験より ITF 試験のものが圧倒的に多い.そして,ITF 試験の結果か ら TMF 寿命を推定する試みが多くなされてきた⁴⁾⁻⁷⁾. TMF 寿命を ITF 試験結果から推定しよう とする場合, ITF 試験では1温度のみでしか試験できないため, TMF 試験の最高温度や平均温度 で ITF 試験を実施することが多い.しかしながら、TMF 負荷の温度変動範囲内に脆化温度域が含 まれている場合や最高温度と最低温度で材料の特性が大きく異なる場合などは、それらの影響を 考慮できないなど,ITF 試験結果から TMF 寿命を推定するには限界がある.BTF 試験は,TMF 試験の温度とひずみを同期させて制御する難しさと ITF 試験の 1 温度の影響しか評価できないと いうそれぞれの欠点を補うために提案された熱疲労特性を評価するための試験法である.BTF 試 験では、Fig. 3-3 に示したように試験片の温度を変動させるものの、ひずみは最高温度 Tmax と最低 温度 Tmin に保持した状態で負荷する. ひずみを負荷した後, 応力ゼロまで除荷し, 応力ゼロの状 態で温度変動させる.このため、温度とひずみまたは荷重を同期させて変動させることは不要に なり、一方を保持した状態でもう一方のみを変動させればよい. 温度サイクルとひずみサイクル を同期させて変動させる TMF 試験では、両者の位相を揃えたり、温度変動中に試験片の標点間の 温度を常に一様に保ったりする必要があるなど試験精度の確保が難しいが,BTF 試験では応力ゼ ロに保持したまま温度変動させるため、温度変動中に標点間に多少の温度差が生じてもひずみを 負荷する T_{max}と T_{min}で試験片の温度が一様になっていれば良いなど、試験精度確保の面で利点が ある.BTF 試験では,TMF 試験の同位相条件のように高温で引張,低温で圧縮のひずみを負荷し たり, 逆位相条件のように高温で圧縮, 低温で引張のひずみを負荷したりすることが可能であり, また, ITF 試験の CP 波形のように, 高温で低速引張ひずみを負荷して引張クリープひずみを導入 したり, PC 波形のように高温で低速圧縮ひずみを負荷して圧縮クリープひずみを導入したりする ことも可能である.本章では,TMF 試験,ITF 試験に加えて BTF 試験も実施し,3 つの試験結果 を比較した.

BTF 試験は温度, 荷重, ひずみを制御して実施した. $T_{max} \ge T_{min}$ は TMF 試験と同じ 700℃と 100℃ にした.また, $T_{max} \ge T_{min}$ で負荷するひずみ速度は ITF 試験と同様に高速負荷を 1.0%/s, 低速負荷を 0.01%/s とし, 温度変動後, T_{max} または T_{min} で 30s 保持した後に機械ひずみを負荷した. T_{max} で引張, T_{min} で圧縮の機械ひずみを与える TMF 試験の同位相条件に相当する試験と T_{min} で引張, T_{max} で圧縮の機械ひずみを与える TMF 試験の逆位相条件に相当する試験を実施した.同位相条件では, T_{max} , T_{min} でともに高速のひずみを与える ITF 試験の PP 波形に相当する試験と, T_{max} で低速引張, T_{min} で高速圧縮のひずみを与える ITF 試験の CP 波形に相当する試験を実施した.逆位相

条件では、 T_{max} で低速圧縮、 T_{min} で高速引張のひずみを与える ITF 試験の PC 波形に相当する試験 を実施した. CP 波形、PC 波形の試験では、Rapid loading 法を用いて、材料に負荷されたクリー プひずみ量を求めた.寿命 N_{f} は TMF 試験、ITF 試験と同様に、 σ_{max} が寿命中期の定常状態におけ る値から 25%低下した繰返し数と定義した.

3.4 熱疲労試験,等温疲労試験および Bithermal fatigue 試験結果

3.4.1 疲労寿命

TMF 試験, ITF 試験, BTF 試験で求めた全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon$ と寿命 N_f の関係を Fig. 3-4 に示す. TMF 試験では,同位相(IP)条件のほうが逆位相(OP)条件より寿命が短い.同一のΔgの下では,同 位相条件の寿命は逆位相条件の寿命の 1/3 程度である.オーステナイト組織をもつステンレス鋼 やニッケル基合金の熱疲労寿命に関しては, Taira ら⁴⁾が SUS304 鋼の 300~700℃の TMF 試験, Guth ら⁸⁾ が Alloy 617 の 100~850℃の TMF 試験を実施し, Ni-23Cr-7W 合金と同様に同位相条件 の寿命が逆位相条件の寿命より短いことを報告している.一方,同じ Alloy 617 でも張ら⁹ は 300 ~700℃のTMF試験を実施し, Δ κ が 1.0%のときは同位相条件のほうが短寿命であるが, Δ κ が 0.5% のときは同位相条件のほうが僅かに寿命が長いと報告している. また, Holländer ら¹⁰⁾ はニッケ ル基合金 IN738Lの770~850℃の TMF 試験では同位相条件の寿命が逆位相条件の寿命より長いと 報告している.このように、同位相条件と逆位相条件の寿命の長短は材料、温度、ひずみ条件や それらの組み合わせの影響を受ける.桑原ら¹¹⁾は、材料や試験条件によって同位相条件と逆位相 条件の寿命の長短には種々のタイプがあり,低ひずみ側で同位相条件の寿命が短いタイプ (I), 低ひずみ側で逆位相条件の寿命が短くなるタイプ(O),同位相条件と逆位相条件の寿命がほぼ等 しいタイプ(E), 高ひずみ側では同位相条件と逆位相条件の寿命に差があるが, 低ひずみ側では ほぼ等しいタイプ(E')の4タイプに分類されると報告している.本章の試験範囲内では, Ni-23Cr-7W 合金は同位相条件の寿命が常に短く、これらの4 タイプのいずれにも属していない. ただし、さらに高ひずみ側または低ひずみ側のデータを追加すると、I タイプや E'タイプになる 可能性はある.

ITF 試験では,第2章の試験結果と同様に,PP 波形下の寿命が最も長く,CP 波形下の寿命が最 も短い.CC 波形下と PC 波形下の寿命は PP 波形下の寿命と CP 波形下の寿命の間である.BTF 試験においても,PP 波形下の寿命が最も長く,CP 波形下の寿命が最も短い.PC 波形下の寿命は PP 波形下と CP 波形下の寿命の間であるが,PP 波形下の寿命に近い.

TMF, ITF, BTF の各試験において, 同位相条件および CP 波形下の寿命がそれぞれ最も短いが, これらはいずれも引張クリープひずみが負荷される条件である.一方, 圧縮クリープひずみが負 荷される逆位相条件および PC 波形下の寿命は, 同位相条件および CP 波形下の寿命より長い.す なわち, いずれの試験においても, 引張クリープひずみが負荷された条件のほうが圧縮クリープ ひずみが負荷された条件より寿命が短い.

48



(a) TMF test.



(b) ITF test.

Fig. 3-4 Total strain range – life $(\Delta \varepsilon_t - N_f)$ relations.



Fig. 3-4 Continued.

3.4.2 破壊形態

TMF, ITF, BTF 試験後に試験片の破面を SEM 観察した結果を Fig. 3-5 に示す. TMF 試験では, 同位相(IP)条件の破面には粒界割れした部分が観察される.一方,逆位相(OP)条件の破面に は結晶粒内をき裂が進展したことを示すストライエーションと考えられる縞状模様が観察される. ITF 試験, BTF 試験では, CP 波形下の破面には粒界割れした部分が観察され, PC 波形下の破面 にはストライエーションと考えられる縞状模様が観察される.

Fig. 3-6 には、試験後に円筒試験片を縦割りし、その割断面に存在した副き裂を観察した結果を 示す. TMF 試験の同位相条件では、複数の粒界割れが観察される.割れの長さは数結晶粒に及ん でいることから、粒界に発生した割れが成長し、それらが合体しながらき裂が主に粒界を進展し たと考えられる.一方、逆位相条件ではき裂が表面から結晶粒内を通って、内部に進展している. ITF 試験、BTF 試験の CP 波形下では、き裂が粒界を進展している部分が観察される.き裂が粒内 を進展している部分も観察されるが、粒界に沿ってき裂の進展方向を大きく変えながら、ジグザ グにき裂が進展している部分が多い.一方、PC 波形下では、CP 波形下のき裂に比べて直線的に、 主に粒内をき裂が進展している.

以上の破面および断面観察結果から, 引張クリープひずみが負荷された TMF 試験の同位相条件 および ITF 試験, BTF 試験の CP 波形下では, いずれも主に粒界をき裂が進展し, 圧縮クリープ ひずみが負荷された TMF 試験の逆位相条件および ITF 試験, BTF 試験の PC 波形下では, いずれ も主に粒内をき裂が進展した. このように, 試験の種類が異なっても, 引張クリープひずみが負 荷された条件と圧縮クリープひずみが負荷された条件では, それぞれ破壊形態が同様であった.



50µm

Fig.3-5 Fracture surface of specimen after TMF, ITF and BTF test with total strain range, $\Delta \epsilon_{t}$ =1%.



Fig.3-6 Fatigue crack path observed on cross section of specimen after TMF, ITF and BTF test with the total strain range, $\Delta \epsilon_i = 1\%$.

3.4.3 応力-ひずみ応答

TMF 試験では温度の変動に合わせて機械ひずみを負荷するため、その結果として材料に応力が 発生する. TMF 試験で材料に発生した応力を明らかにするため、負荷した機械ひずみと応力の関 係を評価した. Fig. 3-7 には、TMF 試験の1サイクル目と寿命中期における応力と機械ひずみの ヒステリシスループを示す. また、比較のために実施した ITF 試験の応力とひずみのヒステリシ スループを Fig. 3-8 に示す. いずれの図においても、破線は1サイクル目のループであり、実線は 寿命中期のループである. TMF 試験のループをみると、1サイクル目より寿命中期のほうが応力 が高く、繰返し硬化したことが分かる. 繰返し硬化するのは ITF 試験でも同じである. ITF 試験 ではループの最大応力と最小応力の絶対値の差が小さいのに対し、TMF 試験では最大応力と最小 応力の絶対値に差がみられる. 同位相条件では *T*_{max} における引張応力に比べて、*T*_{min} における圧 縮応力のほうが絶対値が大きい. これは、*T*_{min} の 100℃より *T*_{max} の 700℃のほうが材料の強度が低 下することや、クリープひずみが生じて応力の上昇が抑制されることが原因である. 逆位相では 同じ理由で、*T*_{max} における圧縮応力に比べて、*T*_{min} における引張応力のほうが絶対値が大きい.

TMF 試験と ITF 試験の応力を比較すると、TMF 試験のほうが応力が高い. 引張クリープひずみ が負荷される TMF 試験の同位相条件における T_{max} (700°C) での引張応力は、同じく引張クリー プひずみが負荷される 700°Cの ITF 試験の CP 波形下における最大引張応力より高い. また同様に、 TMF 試験の逆位相条件における T_{max} (700°C) での圧縮応力は、同じく圧縮クリープひずみが負 荷される 700°Cの ITF 試験の PC 波形下における最小応力より絶対値が大きい. このように、TMF 試験では ITF 試験より高い応力が高温で負荷されていることが明らかになった. TMF 試験では、 高温より材料強度が高い低温の状態からひずみが負荷され、高い応力が発生した状態で高温にな るため、高温での応力が ITF 試験より高くなるものと考えられる.

Fig. 3-9 には、TMF 試験と ITF 試験の繰返し数と最大応力 σ_{max} ,最小応力 σ_{min} の関係を示す.前述のとおり、いずれの試験においても繰返し数の増加に伴い σ_{max} と σ_{min} の絶対値が大きくなり、繰返し硬化挙動を示している.繰返し硬化した後、 σ_{max} と σ_{min} はほぼ一定の値になり、その後、き裂が発生して応力が急減し、破断に至る.実線で示した TMF 試験の σ_{max} , σ_{min} のほうが破線で示した ITF 試験の σ_{max} , σ_{min} より絶対値が大きく、全ひずみ範囲によらず TMF 試験では高い応力が発生していたことが分かる.

52



(a) IP condition.



(b) OP condition.

Fig.3-7 Hysteresis loops of stress and strain at 1st cycle and steady state cycle in TMF tests with total strain range, $\Delta \varepsilon_i=0.5$ and 1%.



(a) CP strain waveform.



(b) PC strain waveform.

Fig.3-8 Hysteresis loops of stress and strain at 1st cycle and steady state cycle in ITF test with total strain range, $\Delta \epsilon_i = 0.5$ and 1%.



(a) IP condition in TMF test and CP strain waveform in ITF test.



(b) OP condition in TMF test and PC strain waveform in ITF test.

Fig.3-9 Cyclic hardening curves on TMF and ITF tests with total strain range, $\Delta \varepsilon_{t}=0.5$ and 1%.

3.5 熱疲労寿命に及ぼすクリープひずみの影響の検討

TMF, ITF, BTF 寿命はクリープひずみによって短くなること、および、圧縮クリープひずみよ り引張クリープひずみのほうが寿命低下に大きな影響を及ぼすことが明らかになった.そこで、 ひずみ範囲分割法¹²⁾を用いて、材料に負荷された非弾性ひずみを塑性ひずみ成分とクリープひず み成分に分割し、クリープひずみが疲労寿命に及ぼす影響を定量的に検討した.ここで、一定温 度下でひずみを負荷した ITF 試験と BTF 試験では、Rapid loading 法を用いて低速ひずみ負荷中の クリープひずみ量を求めることができたが、温度、ひずみを連続的に変化させた TMF 試験では負 荷中のクリープひずみ量を求めることができなかった.そこで、まずクリープひずみを定量化で きた ITF 試験と BTF 試験の結果を比較した.ひずみ範囲分割法を使用して求めた非弾性ひずみ範 囲成分 $\Delta \epsilon_{ij}$ (ij=pp, cp, pc) と寿命 N_{ij} の関係を Fig. 3-10 に示す.700℃一定でひずみを負荷した ITF 試験の $\Delta \epsilon_{j} = N_{ij}$ 関係と、100℃と 700℃の 2 温度で交互にひずみを負荷した BTF 試験の $\Delta \epsilon_{j} = N_{ij}$ 関係は、100℃と 700℃の 2 温度で交互にひずみを負荷した BTF 試験の $\Delta \epsilon_{pp} = N_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{pp} = N_{pc}$ の関係はそれぞれ良く一 致している.これは、温度やひずみの負荷方法が異なっても、ひずみ範囲分割法によってクリー プひずみの影響を考慮すれば、 $\Delta \epsilon_{ij} = N_{ij}$ 関係を用いて Ni-23Cr-7W 合金の疲労寿命を整理できるこ とを示している.

次に、ITF 試験,BTF 試験とTMF 試験の結果を比較した.比較にあたっては、ITF 試験,BTF 試験はひずみ範囲分割法を使用して求めた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を用いたが、TMF 試験では負荷中のクリ ープひずみ量を求めることができなかったため、非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ -寿命 N_f 関係を用いた. Fig. 3-11 にその比較結果を示す.TMF 試験と ITF 試験を比較した Fig. 3-11 (a)をみると、TMF 試 験の同位相条件と ITF 試験の CP 波形下の関係が良く一致しており、TMF 試験の逆位相条件と ITF 試験の PC 波形下の関係が良く一致している.TMF 試験と BTF 試験を比較した Fig. 3-11 (b)におい ても、TMF 試験の同位相条件と BTF 試験の CP 波形下の関係が良く一致しており、TMF 試験の同位相条件に おける $\Delta \epsilon_{in} - N_f$ 関係と ITF 試験,BTF 試験の $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係、および、TMF 試験の逆位相条件にお ける $\Delta \epsilon_{in} - N_f$ 関係と ITF 試験,BTF 試験の $\Delta \epsilon_{cp} - N_{pc}$ 関係を比較した結果を Fig. 3-12 に示す.同位 相条件の $\Delta \epsilon_{in} - N_f$ 関係と $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係、および、TMF 試験の逆位相条件にお ける $\Delta \epsilon_{in} - N_f$ 関係と $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係、および、 $\Delta \epsilon_{in} - N_f$ 関係と $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係、および、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{pc}$ 関係はよく 一致している.

前述の通り、TMF 試験では負荷中に導入されるクリープひずみ量を求めることができなかった ため、Fig. 3-11、Fig. 3-12 ではひずみ範囲分割後の $\Delta \epsilon_{ij}$ を用いて ITF 試験や BTF 試験の結果と比較 することはできなかった.しかしながら、Fig. 3-9 に示したように、TMF 試験では ITF 試験や BTF 試験より高い応力が負荷されていたため、大きなクリープひずみが発生していたものと考えられ る.TMF 試験で負荷された非弾性ひずみの大部分がクリープひずみであったと仮定すると、TMF 試験の $\Delta \epsilon_{in}$ は同位相条件では $\Delta \epsilon_{cp}$ 、逆位相条件では $\Delta \epsilon_{pc}$ と同等となり、引張クリープひずみが負荷 された TMF 試験の同位相条件と ITF 試験、BTF 試験の CP 波形下、および、圧縮クリープひずみ が負荷された TMF 試験の逆位相条件と ITF 試験, BTF 試験の PC 波形下の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係がそれぞ れ良く一致することになる.また, Fig. 3-5, Fig. 3-6 に示したように, TMF 試験の同位相条件と ITF 試験, BTF 試験の CP 波形下ではいずれも主に粒界破壊, TMF 試験の逆位相条件と ITF 試験, BTF 試験の PC 波形下ではいずれも主に粒界破壊, TMF 試験の逆位相条件と ITF 試験, BTF 試験の PC 波形下ではいずれも粒内破壊し,引張クリープひずみが負荷された条件と圧縮ク リープひずみが負荷された条件で試験方法が異なっても破壊形態は同様であった.新田¹³ は破壊 形態に差がなければ, TMF 寿命はその最高温度における ITF 寿命とほぼ等しいと述べている.こ のことから, TMF 試験の同位相条件と ITF 試験, BTF 試験の CP 波形下,および, TMF 試験の逆 位相条件と ITF 試験, BTF 試験の PC 波形下は破壊形態が同じであったために, $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係が良 く一致したともいえる.これらの結果は, TMF 負荷の T_{max} における ITF 試験や TMF 負荷と T_{max} , T_{min} が等しい BTF 試験で求めた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係をもとに,ひずみ範囲分割法を用いて TMF 寿命を予 測できる可能性があることを示している.



Fig.3-10 Relationships between partitioned strain range – life ($\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ (ij = pp, cc, cp, pc)) in ITF and BTF tests determined by strain range partitioning method.



(a) TMF test vs. ITF test.



(b) TMF test vs. BTF test.

Fig.3-11 Relationships between inelastic strain range – life ($\Delta \varepsilon_{in} - N_f$) relation in TMF test and partitioned strain range – life ($\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ (ij = pp, cp, pc)) in ITF and BTF test.



Fig. 3-12 Comparison of inelastic strain range – life ($\Delta \varepsilon_{in} - N_f$) relation in TMF test and partitioned strain range – life ($\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$) relations in ITF and BTF test.

ひずみ範囲分割法に関しては、SUS304 鋼のような高延性材の寿命評価には有効であるが、IN738、 IN939 のような高強度のニッケル基合金には適用できないことが報告されている¹⁴⁾. Ni-23Cr-7W 合金はニッケル基合金ではあるが、IN738 や IN939 のように γ [']相(Ni₃(Al, Ti))の析出で強化した 合金ではなく、耐熱鋼と同様に M₂₃C₆炭化物や Laves 相の析出により強化した材料である. この ため、SUS304 鋼などの従来のオーステナイト鋼と同様に、Ni-23Cr-7W 合金の等温疲労寿命と熱 疲労寿命の評価にひずみ範囲分割法が適用できる可能性があると考えられる.

以上の結果は、Ni-23Cr-7W 合金を温度変動下で使用した際の TMF 寿命を TMF 試験より試験が 簡単な ITF 試験の結果から予測できることを示唆するものである. TMF 試験中のクリープひずみ 量の推定方法と TMF 寿命評価法については第5章で詳細に検討する. 3.6 結言

本章では、Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労特性を明らかにするために、A-USC 発電での使用が検討さ れている最高温度 T_{max} が 700℃の条件で熱疲労(TMF)試験を実施し、700℃一定温度下の等温疲 労(ITF)試験および T_{max} =700℃とした Bithermal fatigue(BTF)試験の結果と比較した.本章で得 られた主な結果を以下にまとめる.

(1) Ni-23Cr-7W 合金の TMF 寿命は、同位相条件のほうが逆位相条件より短かった.本章で実施した T_{max}=700℃, T_{min}=100℃の温度条件で全ひずみ範囲(機械ひずみ範囲)Δ₆が 0.5~1.0%の試験では、Δ₆によらず同位相の寿命は逆位相の寿命の 1/3 程度であった.

TMF 試験では引張クリープひずみが負荷される同位相条件の寿命が圧縮クリープひずみが 負荷される逆位相条件の寿命より短く,また,ITF 試験と BTF 試験においても引張クリープひ ずみが負荷される CP 波形のほうが圧縮クリープひずみが負荷される PC 波形より寿命が短か った.従って,温度とひずみの負荷方法に依らず,引張と圧縮のクリープひずみの負荷方向と 大きさが疲労寿命に大きな影響を及ぼす.

- (2) 引張クリープひずみを負荷した条件では,TMF,ITF,BTF のいずれの試験においても Ni-23Cr-7W 合金は主に粒界破壊を呈した.一方,圧縮クリープひずみを負荷した条件では,い ずれの試験においても主に粒内破壊を呈した.温度やひずみの負荷方法に依らず,引張と圧縮 のクリープひずみの負荷方向が破壊形態に影響を及ぼす.
- (3) ひずみ範囲分割法を用いて圧縮と引張のクリープひずみの方向と大きさを影響を考慮して寿命評価すれば、TMF 試験の寿命を ITF 試験の結果から予測できる可能性がある. TMF 負荷中のクリープひずみ量を求めることは出来なかったが、TMF 試験のΔε_{in} N_f 関係と ITF 試験のΔε_{ij} N_{ij} 関係は良く一致しており、TMF 試験において高温で負荷された非弾性ひずみの大部分がクリープひずみであれば両試験のΔε_{ij} N_{ij} 関係が良く一致することになる.また、TMF 試験では高い応力が負荷されていたため、負荷された非弾性ひずみの大部分がクリープひずみであった可能性がある.

3章の参考文献

- G. R. Halford, M. A. McGaw, R. C. Bill, P. D. Fanti, Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942, pp. 625-637 (1988).
- 2) 岡崎正和, 材料, Vol. 56, No. 2, pp. 190-196 (2007)
- S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtigall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM X-71737 (1975)
- 4) S. TAIRA, M. Fujino, R. Ohtani, Fatigue of Engineering Materials and Structures, Vol. 1, pp. 495-508 (1979)
- 5) G. R. Halford, S. S. Manson, NASA TECHNICAL MEMORANDUM NASA TM X-71829 (1975)

- 6) 桑原和夫,新田明人,北村隆行,材料, Vol. 32, No. 357, pp. 657-661 (1983)
- M. Ramesh, H. J. Leber, K. G. F. Janssens, M. Diener, R. Spolenak, International Journal of Fatigue, Vol. 33, pp. 683-691 (2011)
- 8) S. Guth, K. H. Lang, International Journal of Fatigue, Vol. 99, pp. 286-294 (2017)
- 9) 張聖徳, 高橋由紀夫, 電力中央研究所報告 Q15005 (2016)
- D. Holländer, D. Kulawinski, M. Thiele, C. Damm, S. Henkel, H. Biermann, U. Gampe, Materials Science and Engineering: A, Vol. 670, pp. 314-324 (2016)
- 11) 桑原和夫,新田明人,北村隆行,材料, Vol. 32, No. 356, pp. 570-576 (1983)
- 12) S.S. Manson, G.R. Halford, M.H. Hirschberg, Proc. of Symposium on Design for Elevated Temperature Environment, pp. 12-28 (1971)
- 13) 新田明人, 材料, Vol. 56, No. 1, pp. 90-96 (2007)
- A. Nitta, K. Kuwabara, T. Kitamura, Proceedings of the 1983 Tokyo International Gas Turbine Congress, Vol. 3, pp. 765-772 (1983)

第4章 Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性に及ぼす時効の影響

4.1 緒言

ボイラ配管は火力発電プラントにおいて高温で長時間使用されるため、ボイラ配管用材料においては高温に長時間曝された後の疲労特性確保も必要である.そこで、本章では高温に曝された後のNi-23Cr-7W 合金の疲労特性を明らかにすることを目的に、A-USC 発電プラントでの使用が検討されている 700℃での高温時効材を作製してクリープ疲労試験を実施し、疲労寿命や繰返し応力---ひずみ関係に及ぼす時効の影響を評価する.

オーステナイト鋼やニッケル基合金の疲労特性に及ぼす高温時効の影響については多くの研究 例があり、例えば、平川ら¹⁾は650℃で時効した Type 304 鋼,700℃で時効した Type 321 鋼の低 サイクル疲労特性、すなわちクリープひずみが負荷されない条件での疲労特性を評価し、時効材 の疲労寿命は非時効材の寿命より長いことを報告している.さらに平川らは、クリープ疲労条件 下では引張保持時間が短いと時効材の寿命は非時効材より長く、引張保持時間が長くなると時効 材の寿命は非時効材より短いと報告している.また、藤田ら²⁾は600℃と650℃で時効した Type 316 鋼のクリープ疲労寿命は非時効材より長いことを報告している.ニッケル基合金に関しては、Ren ら³⁾が Alloy 617 の 538℃から871℃における低サイクル疲労特性は時効の影響をあまり受けない と報告している.このように、時効が高温疲労特性に及ぼす影響は材料や時効条件、負荷条件に よって異なる.このため、本章では700℃で最長 5000h 時効した Ni-23Cr-7W 合金を用いて、クリ ープひずみが負荷される条件と負荷されない条件で疲労特性を評価する.

4.2 供試材

本章のクリープ疲労試験に用いた Ni-23Cr-7W 合金の化学組成を Table 4-1 に示す. 試験には, 真空溶解後,熱間鍛造,熱間圧延により厚さ 50mm とした後,1220℃で1時間保持後水冷の固溶 化熱処理を施した板材を使用した.供試材の組織写真を Fig. 4-1 に示す. この板材を 700℃で 1000h, 3000h, 5000h 時効した材料を作製し,非時効材とともに試験に供した. 岡田ら⁴⁾は,Ni-23Cr-7W 合金の析出挙動を観察し,700℃ではおおよそ 1000h で $M_{23}C_6$ 炭化物の析出が完了することを明ら かにしている. このため,Ni-23Cr-7W 合金の主たる析出物である $M_{23}C_6$ 炭化物の時効による析出 が疲労特性に及ぼす影響を明らかにする目的では,700℃における時効時間は 1000~5000h で十分 であると考えられる.

供試材のシャルピー吸収エネルギーの測定結果を Fig. 4-2 に示す.シャルピー衝撃試験は JIS Z 2242⁵⁾ に準拠し,幅 10mm×高さ 10mm×長さ 50mm の V ノッチ試験片を用いて 0°Cで実施した. Ni-23Cr-7W 合金のシャルピー吸収エネルギーは時効により低下する.特に,時効時間 *t=*0h (非時 効材)から 1000h の低下が大きく,1000h から 5000h の間の低下は小さい.各時効時間で 3 本ず つ測定したシャルピー吸収エネルギーの平均値は,*t=*0h で 262J,1000h で 161J,5000h で 113J で

62

ある.このように、シャルピー吸収エネルギーの低下は時効の初期段階において顕著である.

Fig. 4-3 には, 引張試験で求めた非時効材と時効材の機械的特性を示す. 引張試験には直径 6mm, 平行部長さ 40mm の丸棒試験片を使用し,標点間距離は 30mm とした. Ni-23Cr-7W 合金は時効に よって 0.2%耐力,引張強さは上昇し,伸び,絞りは低下する. それぞれの変化は, Fig. 4-2 に示 したシャルピー吸収エネルギーの変化と同様に,時効時間 *t*=0h から 1000h で大きく, 1000h から 5000h の間では小さい.

このように,時効時間が 1000h から 5000h の間ではシャルピー吸収エネルギーと機械的特性に 大きな変化はみられなかったことから,以下の疲労試験は非時効材に加えて 1000h および 5000h 時効材を対象に実施した.

С Si Ni W Ti Nb Mn Cr Fe 0.07 0.15 1.02 45.2 23.4 7.5 0.09 0.18 bal.

Table 4-1 Chemical compositions of Ni-23Cr-7W alloy tested. (mass%)



Fig. 4-1 Optical microstructure of Ni-23Cr-7W alloy.



Fig. 4-2 Relationship between aging time and Charpy absorbed energy of Ni-23Cr-7W alloy tested.



(a) 0.2% proof stress. (b) Tensile strength.

Fig. 4-3 Mechanical properties of non-aged and aged Ni-23Cr-7W alloys tested.



(c) Elongation.

(d) Reduction of area.

Fig. 4-3 Continued

4.3 クリープ疲労試験方法

疲労試験の方法は、第3章で実施した PP(fast-fast)および CP(slow-fast)波形の等温疲労試 験と同じである. 試験は直径 10mm, 平行部長さ 30mm の丸棒試験片を用いて、高周波誘導加熱 装置付き電気油圧サーボ式疲労試験機で実施した. 試験片平行部の表面は軸方向に研磨し, 試験 片加工時の旋盤による周方向の加工痕を除去した後に試験に供した. 試験片の温度は R 型熱電対, ひずみは標点間距離 25mm の伸び計で計測した. 試験は大気中,700℃一定の温度下で,ひずみ制 御で実施した. ひずみ波形は Fig. 4-4 に示すように、完全両振り三角波形の PP(fast-fast)波形お よび CP(slow-fast)波形とし、ひずみ比 R_{ε} (=最小ひずみ ϵ_{min} /最大ひずみ ϵ_{max})は-1とした. ひず み速度は高速 (P) 負荷を 1.0%/s、低速 (C) 負荷を 0.01%/s とした. 第3章でも述べたとおり, 1.0%/s はクリープひずみの発生を無視できるひずみ速度であるため、PP 波形ではクリープひずみ は負荷されず, CP 波形では引張クリープひずみが負荷される.

CP 波形の試験では Rapid loading 法⁶⁾を用いて、低速ひずみ負荷中に導入されたクリープひず み量を求めた. 試験では各サイクルの最大応力 σ_{max} を測定し、 σ_{max} が寿命中期の定常状態におけ る値から 25%低下した繰返し数を寿命 $N_{\rm f}$ と定義した.



Fig. 4-4 Strain waveforms used in fatigue test for non-aged and aged Ni-23Cr-7W alloys.

4.4 クリープ疲労試験結果

4.4.1 クリープ疲労寿命に及ぼす時効の影響

クリープ疲労試験で求めた全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_i$ と寿命 N_f の関係を Fig. 4-5 に示す. Fig. 4-5 (a)に示 した PP 波形下の試験結果をみると、時効材の寿命は非時効材の寿命より若干短い. また、1000h 時効材と 5000h 時効材の間には明瞭な差はみられない. Fig. 4-5 (b)に示した CP 波形下の試験結果 をみると、本章で実施した試験で最も $\Delta \epsilon_i$ が大きい $\Delta \epsilon_i$ =1%の条件では時効材のほうが非時効材よ り短寿命であるものの、それより低い $\Delta \epsilon_i$ では時効材と非時効材の寿命は同等かむしろ時効材のほうが長寿命である.

Fig. 4-6 には、寿命中期における応力とひずみのヒステリシスループの開口幅から求めた非弾性 ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{n}$ と寿命 N_{f} の関係を示す. PP 波形下、CP 波形下のいずれにおいても $\Delta \epsilon_{n}$ が小さい領 域では非時効材の寿命が時効材より若干短い傾向がみられるものの、非時効材と時効材の $\Delta \epsilon_{n}$ と N_{f} の関係に大きな差はみられない.また、1000h 時効材と 5000h 時効材では、 $\Delta \epsilon_{n}$ と N_{f} の関係に 明瞭な差はみられない.



(a) PP type of strain waveform.



(b) CP type of strain waveform.

Fig. 4-5 Total strain range – life ($\Delta \varepsilon_{t} - N_{f}$) relations of non-aged and aged Ni-23Cr-7W alloys.


(a) PP type of strain waveform.



(b) CP type of strain waveform.

Fig. 4-6 Inelastic strain range – life $(\Delta \varepsilon_{in} - N_f)$ relations of non-aged and aged Ni-23Cr-7W alloys.

4.4.2 破壊形態に及ぼす時効の影響

クリープ疲労試験後の試験片破面を SEM (走査型電子顕微鏡) 観察した結果を Fig. 4-7 に示す. いずれも破壊起点近傍の低倍率写真と破壊起点から約 2mm 試験片内部に入った箇所の高倍率写 真を示している.非時効材,時効材とも,クリープひずみが負荷されない PP 波形下の破面には結 晶粒内をき裂が進展したことを示すストライエーションと考えられる縞状の模様が観察される. 一方,非時効材,時効材とも,引張クリープひずみが負荷された CP 波形下の破面には粒界割れ した部分が観察される.

このように、クリープひずみ負荷の有無によって破壊形態が変化するものの、PP 波形下、CP 波形下のいずれにおいても、非時効材と時効材の間には破壊形態の差異はみられない.



Fig. 4-7 Fracture surface of specimens after creep-fatigue test with total strain range, $\Delta \varepsilon_{t} = 0.5\%$.

4.4.3 繰返し応力-ひずみ関係に及ぼす時効の影響

第3章に示したように、Ni-23Cr-7W 合金は繰返し硬化挙動を示す.そこで、非時効材と時効材 の繰返し硬化特性を評価した.多数試験片法⁷⁾を用いて、各試験の寿命 N_fの 1/2 の繰返し数にお ける最大ひずみと最大応力、および、最小ひずみと最小応力(応力とひずみのヒステリシスルー プの引張側および圧縮側の先端)をプロットして求めた繰返し応力-ひずみ関係を Fig. 4-8 に示す. また、図中には比較のために引張試験で求めた静的応力-ひずみ曲線を示す.なお、圧縮側の静 的-応力ひずみ曲線は、引張側と圧縮側の応力-ひずみ応答は同じであるものと仮定して、引張 試験で求めた応力-ひずみ曲線を原点を中心に 180°回転させたものである.

非時効材,時効材とも,静的応力--ひずみ曲線より繰返し応力--ひずみ関係のほうが高応力で あり,いずれも繰返し硬化挙動を示している.静的応力--ひずみ曲線は非時効材が最も低強度で あるのに対し,繰返し応力--ひずみ関係は非時効材が最も高強度である.ひずみ-0.5%~0.5%の範 囲では,非時効材の繰返し応力--ひずみ関係は静的応力--ひずみ曲線より2~3倍高い応力である. このように,疲労試験によるひずみの繰返し負荷前は,非時効材より時効材のほうが高強度であ るにも関わらず,繰返し負荷後は非時効材のほうが高強度になった.

繰返し負荷前後で非時効材と時効材の強度の順序が入れ替わったため、繰返し負荷中の材料の 硬化挙動を評価した. Fig. 4-9 には、全ひずみ範囲が最も大きい条件と最も小さい条件、すなわち PP 波形では 1%と 0.5%、CP 波形では 1%と 0.4%の試験における 1 サイクル中の最大応力 σ_{max} と繰 返し数の関係を示す.前述のとおり、非時効材、時効材とも繰返し硬化挙動を示し、 σ_{max} は繰返 し数の増加に伴い増加した後ほぼ一定の値となり、その後、き裂が発生すると急減して破断に至 る. 非時効材は初期の σ_{max} に対して 2~3 倍まで著しく硬化したのに対し、時効材の硬化は小さい. その結果、初期は非時効材のほうが σ_{max} が低いのに対し、繰返し負荷後は非時効材のほうが σ_{max} が高くなる.非時効材と時効材の σ_{max} の大小関係が入れ替わるのは、非時効材の寿命の 10%程度 の繰返し数までの試験初期であり、試験中の大部分の期間は非時効材のほうが高強度になってい る.

繰返し負荷後の応力が非時効材のほうが時効材より高くなるのは、全ひずみ範囲が 0.4%, 0.5% でも 1% でも同じであり、また、PP 波形下でも CP 波形下でも同じである. 1000h 時効材と 5000h 時効材を比較すると、1000h 時効材のほうが若干繰返し硬化が大きいものの、大きな差はみられない.

70



(a) PP type of strain waveform.



(b) CP type of strain waveform.

Fig. 4-8 Static stress-strain curves and cyclic stress-strain responses of non-aged and aged Ni-23Cr-7W alloys.



(a) PP type of strain waveform, $\Delta \varepsilon_t = 1\%$.



(b) CP type of strain waveform, $\Delta \varepsilon_t = 1\%$.

Fig. 4-9 Relations between maximum stress, σ_{max} and number of cycles in creep-fatigue test of non-aged and aged Ni-23Cr-7W alloys.



(c) PP type of strain waveform, $\Delta \varepsilon_t = 0.5\%$.



(d) CP type of strain waveform, $\Delta \varepsilon_t = 0.4\%$.

Fig. 4-9 Continued.

4.5 非時効材と時効材の繰返し負荷前後の組織観察

Fig. 4-8, Fig. 4-9 に示したように、非時効材と時効材では繰返し硬化挙動に大きな差が生じた. この原因を検討するため、繰返し負荷を与えていない材料と疲労試験後の試験片を TEM (透過型 電子顕微鏡) 観察し、繰返し負荷前後の組織を観察した. Fig. 4-10 には、非時効材と 1000h 時効 材の繰返し負荷を与えていないサンプルと疲労試験後の試験片の平行部から採取したサンプルの 明視野像を示す. 非時効材は固溶化熱処理材であるため、疲労試験前の初期状態では析出物がほ とんど観察されないのに対し、疲労試験後には試験中に生成された転位上に微細かつ均一に多数 の析出物が観察される. Ni-23Cr-7W 合金の 700℃における主たる析出物は $M_{23}C_6$ 炭化物である⁸⁾ た め、これらは $M_{23}C_6$ 炭化物であると考えられる. 一方、時効材では時効中に粗大な $M_{23}C_6$ 炭化物のが出はみら れない. 岡田ら⁴⁾ が報告しているように、Ni-23Cr-7W 合金の $M_{23}C_6$ 炭化物の析出は、700℃では おおよそ 1000h で完了するため、1000h 時効材は時効処理により $M_{23}C_6$ 炭化物がほぼすべて析出 し、疲労試験で 700℃の高温にさらに曝されても新たな $M_{23}C_6$ 炭化物の析出がほとんど無かった ものと考えられる.



(a) Non-aged alloy before fatigue test.



(b) Non-aged alloy after fatigue test. (PP strain waveform, $\Delta \varepsilon_i=0.5\%$)



(c) Alloy aged for 1000 h before fatigue test.



(d) Alloy aged for 1000 h after fatigue test. (PP strain waveform, $\Delta \varepsilon_t=0.5\%$)

Fig. 4-10 Bright field TEM images of Ni-23Cr-7W alloy before and after fatigue test.

Fig. 4-11, Fig. 4-12 には,非時効材と時効材の疲労試験前後の M₂₃C₆炭化物の析出状態を観察した TEM 暗視野像を示す.非時効材は固溶化熱処理材であり,疲労試験前の初期状態では析出物が ほとんどないため,非時効材については疲労試験後のみ観察した.非時効材の疲労試験後には M₂₃C₆炭化物が微細かつ均一に析出していることが確認される.また,時効材は時効によって析 出した粗大な M₂₃C₆炭化物が疲労試験前に存在し,疲労試験後も M₂₃C₆炭化物の数は増加せず粗 大な M₂₃C₆炭化物が確認される.

これらの TEM 観察結果から,非時効材では初期の析出物が少ないため初期強度は低いものの, 疲労試験中に M₂₃C₆ 炭化物が微細かつ均一に析出し,それらが転位の移動の障壁となって著しく 硬化したこと,および,時効材は 700℃での時効によって粗大な M₂₃C₆ 炭化物が析出し,その後 の疲労負荷中に新たな析出がなかったため,ほとんど硬化しなかったことが明らかになった.そ の結果,疲労試験前後で非時効時と時効材の強度が逆転したと考えられる.



Fig. 4-11 Dark field TEM image showing precipitated $M_{23}C_6$ carbides in non-aged alloy after fatigue test under PP type of strain waveform with total strain range, $\Delta \varepsilon_t = 0.5\%$.



(a) Before fatigue test.







4.6 結言

本章では、Ni-23Cr-7W 合金が高温に長時間曝された後の疲労特性を明らかにすることを目的に、 本合金の主たる析出物である M₂₃C₆炭化物が疲労特性に及ぼす影響を検討するため、700℃で最長 5000h 時効した材料のクリープ疲労試験を実施し、非時効材の試験結果と比較した.本章で得ら れた主な結果を以下にまとめる.

(1)時効は繰返し応カーひずみ関係に大きな影響を与える.時効によって炭化物が析出して高強度になるため、繰返し変形を与える前は時効材のほうが非時効材より高強度であるが、非時効材は時効材に比べて繰返し硬化が大きいため、繰返し変形を与えた後は非時効材のほうが高強度になる.本章で試験したひずみ-0.5~0.5%の範囲では、非時効材は繰返し変形後の応カーひずみ関係が繰返し変形前の2~3倍高応力になった.

時効材は時効中に粗大な M₂₃C₆炭化物が析出し,その後高温で疲労負荷を与えても新たな炭 化物の析出はほとんどなかった.これに対し,非時効材は固溶化熱処理材であるため疲労負荷 前は炭化物の析出がほとんどなく,疲労負荷を与えると転位上に M₂₃C₆炭化物が微細かつ均一 に析出した.この微細均一な M₂₃C₆炭化物が転位の移動の障壁となり,非時効材は大きく繰返 し硬化した.

- (2) クリープひずみを負荷しない PP 波形下では非時効材に比べて時効材の寿命が若干短くなった ものの、その差は大きくなかった.また、引張クリープひずみを負荷した CP 波形下では全ひ ずみ範囲Δαが大きい領域では時効材のほうが非時効材より寿命が若干短く、Δαが小さい領域 では時効材と非時効材の寿命は同等かむしろ時効材のほうが寿命が長くなる傾向がみられた.
- (3) 非時効材と時効材の PP 波形下と CP 波形下の破壊形態に差はみられなかった.いずれも, PP 波形下では粒内破壊を呈し, CP 波形下では粒界破壊を呈する箇所が確認された.
- (4) 以上のように、時効は繰返し硬化挙動に大きな影響を及ぼすものの、疲労寿命に及ぼす影響は 小さいことが明らかになった.実機のボイラ配管は、クリープひずみが生じる条件で使用され、 また、過度に大きな繰返しひずみが発生しないように設計される.クリープ疲労負荷である CP 波形下の低ひずみ域では、Ni-23Cr-7W 合金は時効材のほうが非時効材より寿命が長くなる 傾向があるため、ボイラ配管適用時の疲労寿命に及ぼす時効の影響は小さいと考えられる.

第4章の参考文献

- 1) 平川賢爾, 時政勝行, 外山和男, 鉄と鋼, Vol. 65, No. 7, pp. 916-922 (1979)
- 2)藤田展弘,中澤崇徳,小松肇,加口仁,金子英明,植田浩義,鉄と鋼, Vol. 82, No. 6, pp. 538-543 (1996)
- 3) W. Ren, R. Swimdeman, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 131, pp. 024002-1-15 (2009)
- 4) 岡田浩一, 石川茂浩, 仙波潤之, 吉澤満, 耐熱金属材料 123 委員会研究報告, Vol. 53, No. 3 (2012)
- 5) JIS Z 2242, 金属材料のシャルピー衝撃試験方法 (2005)

- S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtigall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM X-71737 (1975)
- 7) 日本材料学会編, "疲労設計便覧", 養賢堂, pp. 125 (1995)
- H. Semba, H. Okada, M. Igarashi, Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants Proceedings from the Fifth International Conference, pp. 168-184 (2007)

第5章 熱疲労寿命評価法の提案

5.1 緒言

熱疲労寿命評価法の確立は、温度変動下で使用されるボイラ配管用材料にとって重要な課題で ある. 第3章で実施した熱疲労特性と等温疲労特性の比較において、熱疲労負荷の最高温度にお ける等温疲労試験結果をもとに、ひずみ範囲分割法を用いて Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命を予測 できる可能性があることが明らかになった. 熱疲労試験は温度、ひずみの両方を制御する試験で あり、一定温度下でひずみのみを制御する等温疲労試験より試験が複雑で難易度も高いため、等 温疲労試験の結果を用いて熱疲労寿命を予測できれば、ボイラなど温度変動下で使用される高温 機器の設計を行う上で有益である. しかしながら、第3章では等温疲労試験結果から熱疲労寿命 を予測できる可能性は明らかになったものの、温度、応力、ひずみが連続的に変化する熱疲労試 験中に生じるクリープひずみを定量的に評価できなかったために、ひずみ範囲分割法による寿命 評価を実施できなかった.

そこで本章では熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法について,提案されている評価法とその 特長,問題点を明らかにした後,新しい評価法を提案する.そして,提案法により求めた熱疲労 負荷中のクリープひずみとひずみ範囲分割法を用いた熱疲労寿命評価法の手順および評価に必要 なデータを示す.

5.2 熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法

5.2.1 従来手法

疲労負荷中,熱疲労(TMF)負荷中のクリープひずみ評価法としては(a) Rapid loading 法¹⁾, (b)
 Step stress 法²⁾, (c) クリープ試験で求めた定常クリープ速度を使用する方法³⁾が提案されている.
 以下に, (a)~(c)の手法について説明する.

(a) Rapid loading 法

等温疲労試験では第2章,第3章で適用した Rapid loading 法を用いて疲労負荷中のクリープひ ずみ量を求める手法が確立されている. Rapid loading 法では,Fig. 5-1 に示すように疲労試験中に 高速ひずみ波形を挿入して,低速ひずみ負荷時との応力–ひずみ応答の差から低速ひずみ負荷時 に生じているクリープひずみ量を求める.この手法を TMF 試験に適用しようとすると,試験の途 中で高速のひずみ波形を挿入する際に,同時に温度も高速で変化させる必要がある.しかしなが ら,試験片内の温度を一様に保ったまま,クリープひずみの発生を無視できるほどの短時間で温 度変動させることは難しい.また,仮に高速で温度変動させながらひずみを挿入できたとしても, 最大ひずみ ϵ_{max} 負荷時の温度と高速負荷の応力–ひずみ曲線上で ϵ_{max} における応力 σ_A が発生する 点の温度が異なることになる (Fig. 5-1 の A 点と B 点の温度が異なる).温度が異なると,材料の 応力-ひずみ曲線は変化するため,異なる温度の応力-ひずみ関係を比較して TMF 試験の低速ひ ずみ負荷時に生じているクリープひずみを求めることはできない. このように, TMF 負荷中のク リープひずみ評価に Rapid loading 法を適用することはできない.



Fig. 5-1 Determination of creep strain by rapid loading method.

(b) Step stress 法

Manson ら²⁾ は、高温低サイクル疲労試験や熱疲労試験で負荷されたクリープひずみを求める 手法として Step stress 法を提案している. Fig. 5-2 に示すように、Step stress 法では応力とひずみの ヒステリシスループが安定するまで繰返し負荷を与えた後、温度、応力を一定で保持するステッ プを挿入し、保持中に生じたクリープひずみからその温度、応力でのクリープ速度を求める. 試 験中にこの操作を複数の応力レベル、例えば一定のひずみ間隔でヒステリシスループを複数の区 間に分け、各区間で負荷される応力の平均値で繰り返し、各区間のクリープ速度を求め、それを 時間で積分することによって1サイクル中に負荷されたクリープひずみを算出する. Step stress 法 を用いれば、TMF 負荷中に生じるクリープひずみを求めることは可能であるが、試験が複雑であ るうえ、クリープ速度を求めるために長時間の応力保持が複数回必要になるため多大な試験時間 を要する. また、高温で保持することによる金属組織変化や保持中に生じる本来の試験では負荷 されないクリープひずみが疲労寿命に及ぼす影響が懸念される. 第4章で示したように、 Ni-23Cr-7W 合金は高温で長時間保持すると、金属組織変化によって繰返し応力ーひずみ関係が大 きく変化するため、応力保持の前後でヒステリシスループの形状が変化することも考えられる. このように、TMF 負荷中のクリープ速度を求めるために高温で長時間の保持が必要である Step stress 法は Ni-23Cr-7W 合金の評価には適さない.



Fig. 5-2 Schematic illustration of step stress method for determination of creep strain applied in fatigue loading².

(c) 定常クリープ速度を使用する方法

上記のように、Step stress 法を TMF 負荷中のクリープひずみ評価に適用するためにはいくつか の課題があるが、Manson ら²⁾ は Step stress 法で求めた 316SS 鋼の高温低サイクル疲労試験中の応 力と定常クリープ速度の関係はクリープ試験で求めた応力と定常クリープ速度の関係と同等であ ることを示している.この結果を受けて、桑原ら³⁾ は SUS304 鋼を対象に、クリープ試験結果か ら求めたクリープ速度に TMF 試験における応力負荷時間を乗じて TMF 試験中に生じるクリープ ひずみを求めている.そして、その結果をもとにひずみ範囲分割法を用いて TMF 寿命を精度よく 推定できることを示している.桑原らは、2 温度の定常クリープ速度を線形近似して各温度のク リープ速度を簡易的に決定しているが、クリープひずみ評価法の考え方は Fig. 5-3 に示す通りであ る. Fig. 5-3 は高温で引張応力が負荷される同位相 (In-phase) 条件を例にクリープひずみの評価 法を模式的に示した図である.クリープ試験で求めた各温度の応力とクリープ速度の関係を用い て、TMF 負荷の昇温過程で引張応力が負荷される区間において、各時点の温度、応力からクリー プ速度を求め、それを時間で積分することによって TMF 負荷中のクリープひずみを求める手法で ある.

本手法はクリープ試験結果を必要とするため、寿命評価に必要なデータを取得するのに長時間を要するという欠点がある.しかしながら、高温で長時間使用されるボイラ配管用材料は実機適

用のために長時間のクリープデータの取得が必須であり,Ni-23Cr-7W 合金のクリープデータも既 に取得されていることから,ボイラ配管用材料ではこの欠点は無視できる.そこで次章において, 本手法による Ni-23Cr-7W 合金の TMF 寿命評価を行い,その精度を検証する.



Fig. 5-3 Determination method of creep strain during TMF loading by using steady-state creep rate in creep test.

5.2.2 本研究の提案手法

本研究では、TMF 負荷の最高温度 T_{max} における繰返し応力-ひずみ曲線を使用して、TMF 負荷中のクリープひずみを求める手法を提案する.本手法は TMF 負荷中に生じる塑性ひずみを先に求め、負荷された非弾性ひずみから塑性ひずみを引いてクリープひずみを求めるという手法である. Fig. 5-4 には、高温で引張応力が負荷される同位相条件を例に、本手法による TMF 負荷中の クリープひずみ評価の模式図を示す. TMF 試験の T_{max} における繰返し応力-ひずみ曲線をその原 点が昇温時に引張応力が 0 になるヒステリシスループ上の点に重ね合わせ、TMF 試験の最高温度 における応力が負荷されたときに生じる塑性ひずみ ϵ_p を繰返し応力-ひずみ曲線から決定する. TMF 試験で負荷された非弾性ひずみ ϵ_n は応力 0 におけるヒステリシスループの開口幅として求め、 ϵ_n から ϵ_n を引いて、TMF 負荷中のクリープひずみ ϵ_r を求める.

Fig. 5-1 に示した Rapid loading 法では,最大ひずみ ε_{max} 負荷時の温度と高速負荷の応力--ひずみ 曲線上で ε_{max} における応力が発生する点の温度が異なるという問題があったが,本手法では ε_{max} が負荷される T_{max} における繰返し応力--ひずみ曲線を使用するため,この温度差の問題は生じな い.また,第4章において,Ni-23Cr-7W 合金は著しく繰返し硬化することを示したが,引張試験 で求まる静的応力--ひずみ曲線ではなく,繰返し応力--ひずみ曲線を使用することで繰返し硬化 の影響を考慮した評価が可能である.



Fig. 5-4 Determination method of creep strain during TMF loading by using cyclic stress-strain curve at maximum temperature, T_{max} .

5.3 ひずみ範囲分割法を用いた熱疲労寿命評価法

TMF 負荷中のクリープひずみを求めた後,その結果をもとにひずみ範囲分割法⁴⁾を用いて TMF 寿命を評価する.ここで,クリープ疲労寿命評価法の一つであるひずみ範囲分割法を適用したの は以下の理由による.まず,Ni-23Cr-7W 合金の高温疲労寿命はクリープひずみの負荷によって低 下するため,TMF 寿命評価精度を高めるためには、クリープひずみの影響を考慮した評価法が有 効と考えられることである.また,ひずみ範囲分割法は TMF 寿命評価への適用も可能であり,第 3 章において Ni-23Cr-7W 合金の TMF 寿命評価への適用の可能性が明らかになっている.ひずみ 範囲分割法については Appendix に詳細に示しているため,以下には寿命評価式を簡潔に示す.

ひずみ範囲分割法では,非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{in}$ を4つの非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \varepsilon_{ij}$ (ij=pp, cc, cp, pc)に分割し,各 $\Delta \varepsilon_{ij}$ と $\Delta \varepsilon_{ij}$ に対応する寿命 N_{ij} との関係を下式で表す.

$$\Delta \varepsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}} \tag{5-1}$$

ここで、A_{ii}、m_{ii}は材料定数である.そして、寿命 N_fは各 N_{ii}を用いて以下の式で求める.

$$\frac{1}{N_{\rm f}} = \frac{1}{N_{\rm pp}} + \frac{1}{N_{\rm cc}} + \frac{1}{N_{\rm cp}} + \frac{1}{N_{\rm pc}}$$
(5-2)

TMF 負荷中のクリープひずみ、塑性ひずみを求めることができれば、負荷された非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{in}$ を非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \varepsilon_{ij}$ に分割することができ、ひずみ範囲分割法による TMF 寿命評価が可能になる. TMF 試験において高温で引張応力が負荷される同位相条件で発生する非弾性ひずみは、引張方向には塑性ひずみとクリープひずみ、圧縮方向には塑性ひずみのみとなるため、材料に負荷される非弾性ひずみ範囲成分は $\Delta \epsilon_{pp} \ge \Delta \epsilon_{cp}$ になる.このため、式(5-2)の右辺には4つの N_{ij} が含まれているが、同位相条件では下式に示すように、 $N_{pp} \ge N_{cp}$ のみを用いて寿命 N_{f} を評価する.

$$\frac{1}{N_{\rm f}} = \frac{1}{N_{\rm pp}} + \frac{1}{N_{\rm cp}}$$
(5-2')

ー方、高温で圧縮応力が負荷される逆位相条件で発生する非弾性ひずみは、引張方向には塑性ひずみのみ、圧縮方向には塑性ひずみとクリープひずみとなるため、材料に負荷される非弾性ひずみ範囲成分は $\Delta \epsilon_{pp} \ge \Delta \epsilon_{pc}$ になる.このため、逆位相条件では下式に示すように、 $N_{pp} \ge N_{pc}$ を用いて寿命 N_{f} を評価する.

$$\frac{1}{N_{\rm f}} = \frac{1}{N_{\rm pp}} + \frac{1}{N_{\rm pc}}$$
(5-2")

5.4 提案法による熱疲労寿命評価の手順と必要なデータ

提案法による熱疲労寿命評価は Fig. 5-5 に示すように,以下の①~④の手順で実施する.

①寿命を評価する TMF 負荷中の応力とひずみのヒステリシスループを取得し,応力0におけるヒ ステリシスループの開口幅から材料に負荷された非弾性ひずみ範囲Δεnを求める.

- ②TMF 負荷の最高温度 T_{max} における繰返し応力ーひずみ曲線を求める.これには、 T_{max} における PP 波形下の等温疲労試験が必要であるが、後述の④'における非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \epsilon_{ij}$ と寿命 N_{ij} の関係式を求めるための試験を実施すれば、同時に T_{max} における繰返し応力ーひずみ曲線が 得られる.
- ③*T*_{max} における繰返し応力-ひずみ曲線を TMF 負荷のヒステリシスループに重ね合わせ, TMF 負荷中に材料に負荷される塑性ひずみとクリープひずみを求める.
- ④ひずみ範囲分割法を用いて材料に負荷された非弾性ひずみ範囲Δε_{in}を非弾性ひずみ範囲成分Δε_{ij} (ij=pp, cc, cp, pc)に分割し, TMF 寿命を評価する.寿命評価に用いるΔε_{ij}と寿命 N_{ij}の関係式は T_{max}における等温疲労試験で求める(④').同位相条件の TMF 寿命を評価する場合には PP 波形 と CP 波形の等温疲労試験が必要であり,逆位相条件の TMF 寿命を評価する場合には PP 波形と PC 波形の等温疲労試験が必要である.

提案法による TMF 寿命評価に必要なデータは以下の3つである.

- (1) TMF 負荷中の応力, ひずみのヒステリシス
- (2) TMF 負荷の T_{max} における繰返し応力--ひずみ曲線
- (3) TMF 負荷の *T*_{max} における非弾性ひずみ範囲成分Δ*ε*_{ij} (ij=pp, cc, cp, pc)と寿命 *N*_{ij}の関係式
 上記(1)は TMF 負荷条件から決まるものであり, (2), (3)は *T*_{max} における等温疲労試験で得られ

るデータである.このため、TMF 負荷条件とその条件下の応力-ひずみ応答が明らかになれば、 提案法を使用することにより等温疲労試験の結果から TMF 寿命を予測することができる.



Fig. 5-5 Procedures for TMF life evaluation by proposed method using strain range partitioning method.

5.5 結言

本章では、ボイラ配管用ニッケル基合金 Ni-23Cr-7W の熱疲労寿命評価法の確立と精度向上を目 的に、新しい熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法とその手法を用いた熱疲労寿命評価法を提案 した.提案法では、熱疲労負荷中の応力とひずみのヒステリシスを取得し、そのヒステリシスと 熱疲労負荷の最高温度における繰返し応力–応力ひずみ曲線を使用して、熱疲労負荷中に生じた 塑性ひずみとクリープひずみを求める.そして、そのクリープひずみ評価結果とひずみ範囲分割 法を用いて熱疲労寿命を評価する.

提案法を使用すると,熱疲労負荷による応力-ひずみ応答が明らかになれば,等温疲労試験の 結果から熱疲労寿命を予測することが可能になる.熱疲労試験より試験が簡単な等温疲労試験の 結果を用いて熱疲労寿命を予測できる点は,ボイラなどの温度変動下で使用される高温機器の設 計を行う上で有益であると考えられる.本提案法のNi-23Cr-7W 合金への適用とその精度について は,次章で検討する. 5章の参考文献

- S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtigall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM X-71737 (1975)
- S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtgall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA-TM-X-71737 (1975)
- 3) 桑原和夫,新田明人,材料, Vol. 28, No. 308, pp. 88-94 (1979)
- S.S. Manson, G.R. Halford, M.H. Hirschberg, Proc. of Symposium on Design for Elevated Temperature Environment, pp. 12-28 (1971)

第6章 提案した熱疲労寿命評価法の適用性の検討

6.1 緒言

ボイラ配管用材料にとって熱疲労寿命評価法の確立と評価精度の向上は重要な課題であるため, 第5章では新しい熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法とその手法を用いた熱疲労寿命評価法を 提案した.本章ではその提案法のNi-23Cr-7W合金の熱疲労寿命評価への適用性を検討する.

提案法の適用性を検討するにあたり,まず熱疲労寿命評価に必要な Ni-23Cr-7W 合金のデータを 取得する.具体的には,寿命評価の対象とする熱疲労負荷中の応力-ひずみのヒステリシスと熱 疲労負荷の最高温度における繰返し応力-ひずみ曲線,非弾性ひずみ範囲成分∆ε_i (ij=pp, cc, cp, pc)と寿命 *N*_{ij}の関係式である.Ni-23Cr-7W 合金は A-USC 発電プラントにおいて最高 700℃での使 用が検討されていることから,最高温度を 700℃とした熱疲労負荷下の寿命評価を実施する.次 に,従来法による寿命評価を実施し,提案法の寿命評価結果と比較する.従来法としては,クリ ープ試験で求めた応力と定常クリープ速度の関係式を用いて,熱疲労負荷中のクリープひずみを 評価する手法を用いる.また,提案法では非弾性ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法を使用して いるが,全ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法を使用した場合の寿命評価精度を検証する.

さらに, Ni-23Cr-7W 合金からなるボイラ配管の熱疲労寿命評価への提案法の適用性検討として, 最高温度を 750℃に高めた熱疲労負荷への適用性,および, Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労特性 のばらつきを考慮した寿命評価法を検討する.

6.2 提案法による熱疲労寿命評価に必要な Ni-23Cr-7W 合金のデータ取得

6.2.1 熱疲労負荷中の応力とひずみのヒステリシス

熱疲労(TMF)寿命評価の対象とする Ni-23Cr-7W 合金の TMF 試験を実施し,寿命評価に使用 する応力とひずみのヒステリシスループを取得した. TMF 試験に用いた供試材の化学組成を Table 6-1 に示す. 材料 A は第3章の熱疲労試験の供試材である.本章では,まず第3章で実施し た最高温度 700℃の材料 A の試験結果を用いて TMF 寿命評価精度を検証した.材料 B は本章で新 たに実施した TMF 試験の供試材であり,最高温度を 750℃とした熱疲労負荷への寿命評価法の適 用性検討に使用した. 材料 A は外径 355.6mm,肉厚 37.5mm,材料 B は外径 350mm,肉厚 75mm の熱間鍛造管であり,固溶化熱処理温度は材料 A が 1190℃,材料 B が 1220℃である.供試材の 室温(25℃)および 700℃における機械的特性を Table 6-2 に示す.固溶化熱処理温度が高い材料 B のほうが 0.2%耐力,引張強さが若干低い.

86

Material	С	Si	Mn	Ni	Cr	W	Ti	Nb	Fe
А	0.09	0.29	0.92	44.6	22.8	6.9	0.09	0.18	bal.
В	0.07	0.15	1.02	45.2	23.4	7.5	0.09	0.18	bal.

Table 6-1 Chemical compositions of Ni-23Cr-7W alloys tested. (mass%)

Reduction of 0.2% proof Tensile strength Temperature Elongation Material stress area $(^{\circ}C)$ (MPa) (%) (MPa) (%) 670 25 280 46 64 А 700 190 440 48 52 25 254 625 61 57 В 700 166 428 65 55

Table 6-2Mechanical properties of Ni-23Cr-7W alloys tested.

第3章と本章のTMF 試験には、いずれも外径 12mm、内径 9.1mm の円筒試験片を使用した. 試験片は、材料 A については肉厚 37.5mm の中央部から、材料 B については肉厚 75mm の 1/4 厚さ および 3/4 厚さ位置から、試験片の軸方向が管の長手方向と一致するように採取した. 試験片に 負荷した温度サイクルとひずみサイクルを Fig. 6-1 に示す. (a)は材料 A を対象に第3章で実施し た試験条件、(b)は材料 B を対象に本章で実施した試験条件である. 材料 A, B とも最低温度 T_{min} を 100℃、最高温度 T_{max} を 700℃とした試験を実施し、さらに材料 B では T_{max} を 750℃に高めた試 験も実施した. TMF 試験は、温度サイクルとひずみサイクルの位相が等しい同位相 (IP: in-phase) 条件と位相が反対の逆位相 (OP: out-of-phase) 条件で実施した.



Fig. 6-1 Temperature and strain loadings of TMF test.

TMF 試験で得られた全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon$ (機械ひずみの変動幅)と寿命 N_f の関係をFig. 6-2に示す. 寿命 N_f は1サイクル中の最大引張応力が繰返し硬化後の寿命中期の値から25%低下した繰返し数 と定義した.第3章に示した材料 A の結果と同様に,材料 B においても圧縮クリープひずみが負 荷される逆位相条件より,引張クリープひずみが負荷される同位相条件のほうが寿命が短い.材 料 A, B を比較すると,逆位相条件では両材料の寿命に大きな差はみられないのに対し,同位相 の特に $\Delta \epsilon_i$ が小さい条件では材料 B のほうが寿命が長い.材料 B において T_{max} を750℃にした条件 の寿命は,同 700℃の寿命より短く,特に同位相での寿命低下が大きい.提案法を用いてこれら の試験の TMF 寿命を評価し, Fig. 6-2 の結果と比較することで寿命評価精度を検証する.

Fig. 6-3 には、TMF 試験の寿命中期における応力とひずみのヒステリシスループを示す. Fig. 6-3 (c)に示した材料 B の同位相条件におけるヒステリシスループを比較すると、破線で示した 750℃ のほうが実線で示した 700℃より最大応力が低い.また、Fig. 6-3 (d)に示した逆位相条件における ヒステリシスループでは、750℃のほうが 700℃より最小応力の絶対値が小さい.これは、700℃ より 750℃のほうが材料の耐力が低くなることやクリープひずみが発生し易くなることに起因し ている.また、応力 0 におけるループの開口幅は 700℃より 750℃のほうが大きく、Δ₄が同じ試 験であっても 750℃のほうが大きな非弾性ひずみ範囲Δ_{6n}が負荷されている.以下の TMF 寿命評 価には、Fig. 6-3 の示したヒステリシスループを使用する.



Fig. 6-2 Total strain range–life ($\Delta \varepsilon_t$ – N_f) relations in TMF tests.



Fig. 6-3 Hysteresis loops of stress and mechanical strain at mid-life in TMF tests.



(c) Material B, in-phase

(d) Material B, out-of-phase

Fig. 6-3 Continued.

6.2.2 熱疲労負荷の最高温度における繰返し応力-ひずみ曲線

TMF 試験の最高温度における PP (fast-fast) 波形下の等温疲労試験結果を用いて,多数試験片法¹⁾ で求めた繰返し応力–ひずみ曲線を Fig. 6-4 に示す. 図中のプロットは異なる全ひずみ範囲の試験で得られた寿命中期における最大ひずみと最大応力の関係であり,繰返し硬化後のヒステリシスループの先端を示したものである. 図中の実線は応力*σ*とひずみ*ε*の関係を下式で表し,最小二乗法により材料定数を決定して近似した曲線である.

$$\varepsilon = \varepsilon_{\rm e} + \varepsilon_{\rm p}$$
 (6-1)
 $\sigma = E\varepsilon_{\rm e}$ (6-2)

$$\sigma = K + L\varepsilon_p^{m} \tag{6-3}$$

ここで, *ε*_eは弾性ひずみ, *ε*_pは塑性ひずみ, K, L, mは材料定数である.最小二乗近似により決 定した K, L, mはそれぞれ,材料 A の 700℃で 90.1,836,0.184,材料 B の 700℃で 197,1496, 0.309,750℃で 100,2440,0.373 である.

繰返し応力-ひずみ曲線の決定のために実施した PP 波形の試験では,引張側,圧縮側ともひず み速度を 1.0%/s とした. 第3章で述べたとおり,1.0%/s はクリープひずみの発生を無視し得る高 いひずみ速度であるため, Fig. 6-4 の繰返し応力-ひずみ曲線はクリープひずみの影響を受けてい ない曲線と考えることができる. Fig. 6-4 (b)中の破線は JIS G 0567²⁾ に準拠した引張試験で求めた 700℃の静的応力-ひずみ曲線である. 繰返し応力-ひずみ曲線は静的応力-ひずみ曲線に比べて 高強度側に位置する.700℃における材料 A, B の 0.2%耐力はそれぞれ 190MPa, 166MPa である のに対して,式(6-1)で求めた繰返し応力-ひずみ曲線上の0.2%耐力はそれぞれ357MPa,416MPa であり,繰返し応力-ひずみ曲線のほうが1.9~2.5倍高応力である.また,引張試験で求めた0.2% 耐力は材料 A のほうが高いのに対して,繰返し硬化後の0.2%耐力は材料 B のほうが高い.この ように,繰返し応力-ひずみ曲線を用いることで,Ni-23Cr-7W 合金の繰返し硬化を考慮してTMF 負荷中に生じるクリープひずみを求めていることが提案法の特徴の一つである.





(b) Material B

Fig. 6-4 Cyclic stress-strain curves of Ni-23Cr-7W alloy determined by isothermal fatigue tests.

6.2.3 熱疲労負荷の最高温度における非弾性ひずみ範囲と寿命の関係式

熱疲労寿命評価に使用する Ni-23Cr-7W 合金の非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \epsilon_i$ (ij=pp, cc, cp, pc)と寿 $\hbar N_{ij}$ の関係式は,第 2~4 章において 700°Cで実施した Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労試験の結 果をもとに決定した. PP (fast-fast), CC (slow-slow), CP (slow-fast) および PC (fast-slow) 波 形の高温疲労試験で得られた全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_i$ と寿命 N_f の関係を Fig. 6-5 に示す. ここで, ひずみ 制御で実施した第 2~4 章の試験において,低速負荷のひずみ速度はいずれも 0.01%/s で同じであ ったが,高速負荷のひずみ速度は第 2 章が 0.8%/s,第 3 章と第 4 章が 1.0%/s であり,ひずみ速度 に違いがあった.しかしながら,第 2~4 章で述べたとおり,0.8%/s と 1.0%/s はいずれもクリー プひずみの発生を無視できるほど高いひずみ速度であるため,ここではそれぞれのひずみ速度で 得られた試験結果を区別せず,同等のものとして扱った.本研究では,高温疲労特性の基本とな るクリープひずみが負荷されない PP 波形の試験,および,高速ひずみと低速ひずみの組み合わせ で構成される PP, CC, PC, CP の 4 つのひずみ波形の中で最も寿命が短くなる CP 波形の試験を 中心に実施したため, CC 波形と PC 波形の試験結果は少ないが,得られているデータをもとに寿 命評価式を作成した.

Fig. 6-5 に示した曲線は $\Delta \epsilon$ と N_f の関係を下式で表した線である.

 $\Delta \varepsilon_{\rm t} = \Delta \varepsilon_{\rm e} + \Delta \varepsilon_{\rm in}$

$$= A_e N_f^{-m_e} + A_{in} N_f^{-m_{in}}$$

(6-4)

ここで、 $\Delta \epsilon_e$ は弾性ひずみ範囲、 $\Delta \epsilon_n$ は非弾性ひずみ範囲、 A_e 、 A_{in} 、 m_e 、 m_{in} は材料定数である. 材料定数は試験データを最小二乗近似することにより Table 6-3 に示す値を求めた. 図中の曲線と 試験結果はよく対応しており、Table 6-3 の材料定数と式(6-4)によって、Ni-23Cr-7W 合金の 700[°]C における PP、CC、CP および PC 波形下の $\Delta \epsilon_l > N_f$ の関係を表すことができる.



Fig. 6-5 Total strain range–life ($\Delta \varepsilon_t$ – N_f) relations of Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.

Strain waveform	A _e	m _e	A _{in}	m _{in}
РР	0.00942	0.0977	1.014	0.755
CC	0.00775	0.0946	0.895	0.767
СР	0.00783	0.1046	0.352	0.677
PC	0.00938	0.1210	2.742	0.967

Table 6-3 Material constants in Eq. (6-4) of Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.

熱疲労寿命評価に使用する非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \epsilon_{ij}$ (ij=pp, cc, cp, pc)と寿命 N_{ij} の関係式は Fig. 6-5 に示した試験結果をもとに, ひずみ範囲分割法を用いて決定した. Ni-23Cr-7W 合金の700[°] における $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を Fig. 6-6 に, $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を式(5-1)で表したときの材料定数 A_{ij} , m_{ij} を Table 6-4 に示す. Fig. 6-6 中の直線は, Table 6-4 の材料定数を用いて式(5-1)で $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を近似した線 である. 近似線は試験結果のプロットと概ね対応している. このことから, Ni-23Cr-7W 合金のク リープ疲労寿命評価にひずみ範囲分割法を用いることは妥当であるといえる. ひずみ範囲分割法 に関しては, SUS304 鋼のような高延性材の寿命評価には有効であるが, IN738, IN939 のような 高強度のニッケル基合金には適用できないことが報告されている³⁾. Ni-23Cr-7W 合金はニッケル 基合金ではあるが, IN738 や IN939 のように γ [']相 (Ni₃(Al, Ti)) で強化された合金に比べて延性が 優れるため, 従来のオーステナイト鋼等と同様にひずみ範囲分割法が適用できるものと考えられ る.

Fig. 6-6 をみると,引張クリープひずみと圧縮塑性ひずみの繰返しである $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係は,平均 寿命を示す近似線から 1/2 程度に寿命が低下するデータが存在しており,塑性ひずみの繰返しで ある $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 関係に比べてばらつきが大きい.木村ら⁴⁾はフェライト鋼よりオーステナイト鋼の ほうがクリープ疲労寿命に及ぼすクリープ破断延性の依存性が強く, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係のデータプロ ットの幅が大きくなり易いことを指摘している.また一般に,引張特性に比べてクリープ特性の ほうがばらつきが大きい⁵⁾ため,オーステナイト組織である Ni-23Cr-7W 合金においても, $\Delta \epsilon_{pp}$ $-N_{pp}$ 関係より $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係のほうがばらつきが大きくなったものと考えられる. Fig. 6-6 (c)のプ ロットに付けた 2~4 の数字は,それぞれ第 2~4章の試験結果であることを表している.第 2~4 章の試験にはヒートや形状が異なる Ni-23Cr-7W 合金を用いたが,特定の材料の寿命が平均寿命よ り短い訳ではないことからも, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係のばらつきは上記理由によるものと考えられる. $\Delta \epsilon_{cc}$ $-N_{cc}$ 関係, $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 関係については,データ数が少ないためばらつきの程度は明らかではないが, クリープひずみが負荷される条件であるため, $\Delta \epsilon_{co} - N_{co}$ 関係よりばらつきが大きい可能性がある.

以上のように、700[°]C一定温度下における Ni-23Cr-7W 合金のクリープ疲労寿命は、ひずみ範囲 分割法を用いて Table 6-4 の材料定数と式(5-1)、式(5-2)で評価することが可能である. 熱疲労寿命 評価に使用する $\Delta \epsilon_{ij}$ (ij=pp, cc, cp, pc)と N_{ij} の関係式として、式(5-1)と Table 6-4 の材料定数を使用 した.

94



Fig. 6-6 Relationships between partitioned strain range and life $(\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij} (ij = pp, cc, cp, pc))$ of Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.

A_{pp}	m _{pp}	A _{cc}	m _{cc}	A_{cp}	m _{cp}	A_{pc}	m _{pc}
1.014	0.755	0.369	0.681	1.546	1.043	4.305	1.045

Table 6-4 Material constants in Eq. (5-1) of Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.

6.3 提案した熱疲労寿命評価法の精度検証

第3章で実施した材料AのTMF試験を対象に,提案法でTMF負荷中のクリープひずみを求め, その結果をもとにひずみ範囲分割法でTMF寿命を評価した.なお,TMF負荷中のクリープひず み評価では,昇温過程で発生するクリープひずみのみを求めた.降温過程で発生するクリープひ ずみを無視したのは以下の理由による.Fig. 6-3 (a)に示した同位相条件の応力とひずみのヒステリ シスループを例にすると,昇温過程はループの上半分,降温過程はループの下半分になる.従っ て,ひずみが同じ値のときに発生する応力,すなわち同じ温度で発生する応力は降温過程のほう が昇温過程より低い.また,一般にクリープ速度は応力のべき乗に比例し,後述するように Ni-23Cr-7W合金では定常クリープ速度は応力の9.85 乗に比例する.このため,応力が低い降温過 程で発生するクリープひずみは昇温過程に比べて非常に小さくなる.逆位相条件においても,昇 温過程に比べて降温過程に発生する圧縮応力の絶対値は小さくなるため,降温過程のほうが発生 するクリープひずみは小さくなる.そこで, T_{max} からの降温過程で発生するクリープひずみは無 視し,昇温過程で発生するクリープひずみのみを求めた.逆位相条件の場合は,昇温時に圧縮応 力が負荷されるため,圧縮負荷中のクリープひずみと塑性ひずみを求める必要がある.ここでは, 圧縮のクリープ速度と応力ーひずみ曲線は,引張のクリープ速度と応力ーひずみ曲線の符号を反 転させたものに等しいと仮定した.

TMF 負荷中のクリープひずみ評価結果とその結果をもとにひずみ範囲分割した結果を Table 6-5 に示す.ここで、全ひずみ範囲 $\Delta_{\mathbf{f}}$ と非弾性ひずみ範囲 $\Delta_{\mathbf{f}n}$ はヒステリシスループの全幅および応力 0における開口幅としてそれぞれ求め、弾性ひずみ範囲 $\Delta_{\mathbf{f}n}$ はヒステリシスループの全幅および応力 前述のように、降温過程で生じるクリープひずみを無視したため、同位相条件(IP)で生じる非弾 性ひずみは、引張方向には塑性ひずみとクリープひずみ、圧縮方向には塑性ひずみのみである.従 って、同位相条件では求めたクリープひずみと同じ大きさの $\Delta_{\mathbf{f}n}$ から $\Delta_{\mathbf{f}n}$ から $\Delta_{\mathbf{f}n}$ を引いた大 きさの $\Delta_{\mathbf{f}p}$ が負荷される.一方、逆位相条件(OP)で生じる非弾性ひずみは、引張方向には塑性ひ ずみのみ、圧縮方向には塑性ひずみとクリープひずみであるため、求めたクリープひずみと同じ大 きさの $\Delta_{\mathbf{f}p}$ 、および、 $\Delta_{\mathbf{f}n}$ から $\Delta_{\mathbf{f}n}$ を引いた大

Table 6-5 の値を用いてひずみ範囲分割法で寿命評価した結果を TMF 試験における実際の寿命と 比較して Fig. 6-7 に示す.寿命評価結果はすべて実際の寿命の 1/2 倍~2 倍の誤差範囲内に十分に収 まっており,高精度に寿命評価できている.

このように、TMF 負荷中のクリープひずみ評価法として本研究で提案した手法を用い、その結果をもとにひずみ範囲分割法で Ni-23Cr-7W 合金の TMF 寿命を精度よく評価できた.前述のように、寿命評価に使用した繰返し応力–ひずみ曲線と $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係はすべて等温疲労試験で得られたものであり、提案法を用いれば TMF 試験より試験が簡単な等温疲労試験の結果から TMF 寿命を予測することが可能である.

Phase	$\Delta \mathcal{E}_{\mathrm{t}}$	$\Delta \mathcal{E}_{e}$	$\Delta \mathcal{E}_{in}$	Creep strain	$\Delta \mathcal{E}_{pp}$	$\Delta \mathcal{E}_{cp}$	$\Delta \mathcal{E}_{ m pc}$
IP	1.111	0.601	0.510	0.433	0.077	0.433	0
	0.725	0.466	0.259	0.206	0.053	0.206	0
	0.533	0.395	0.138	0.131	0.007	0.131	0
OP	1.016	0.597	0.419	0.189	0.230	0	0.189
	0.718	0.480	0.238	0.179	0.059	0	0.179
	0.525	0.396	0.129	0.112	0.017	0	0.112

Table 6-5 Results of creep strain evaluation and strain range partitioning by proposed method. (%)



Fig. 6-7 Comparison between experimental lives and predicted lives by proposed life prediction method using strain range partitioning method in TMF tests.

6.4 提案法と従来法の熱疲労寿命評価精度の比較

6.4.1 従来法で使用する材料定数の決定

桑原ら⁶が SUS304 鋼の TMF 寿命評価に使用した, クリープ試験で求めた応力と定常クリープ 速度の関係から TMF 負荷中のクリープひずみを求める従来法を用いて, Ni-23Cr-7W 合金の TMF 試験で負荷された塑性ひずみ, クリープひずみを求め, その結果をもとにひずみ範囲分割法で TMF 寿命を評価した.桑原らは2温度の定常クリープ速度を線形近似して各温度のクリープ速度を決 定する簡易手法を用いたが、本研究ではクリープ試験で求めた定常クリープ速度を温度、応力の 関数で近似し、各温度の定常クリープ速度を精度良く求められるようにした.

クリープ試験で求めた Ni-23Cr-7W 合金の 650° ~800 °Cにおける応力と最小クリープ速度の関係を Fig. 6-8 に示す.最小クリープ速度は定常域のクリープ速度を代表するものとし、定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_c$ と温度 *T*,応力 σ の関係を下式で表した.

$$\dot{\varepsilon}_{\rm c} = {\rm A} \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{6-5}$$

ここで、E はヤング率、Q はクリープの活性化エネルギー、R は気体定数(=8.314 J/mol/K)、A、 n は材料定数である. ヤング率には Fig. 6-9 に示す各温度の値を使用した. また、Ni-23Cr-7W 合 金のQ は未知であるため、A、n とともに変数として、式(6-5)で求まる応力とクリープ速度の関係 と Fig. 6-8 の試験データの誤差が最小になるように最小二乗法を用いて決定した. 決定した Q は 343 kJ/mol であり、Shingledecker ら⁷⁾が報告している 428 kJ/mol より低い値になった. ϵ_c の単位を 1/h、T の単位を K、 σ と E の単位を MPa としたときの A、n はそれぞれ 9.90×10⁻⁴³、9.85 となった. 決定した各値を式(6-5)に代入し、650℃~800℃の応力とクリープ速度の関係を求めた結果が Fig. 6-8 に示した直線である. 式(6-5)で求めたクリープ速度は実験データとよく一致している.



Fig. 6-8 Relationships between applied stress and minimum creep rate of Ni-23Cr-7W alloy.



Fig. 6-9 Young's modulus of Ni-23Cr-7W alloy.

6.4.2 従来法による寿命評価結果

材料 A の TMF 試験を対象に Fig. 6-3 に示したヒステリシスループを用いて,従来法で TMF 負荷 中のクリープひずみを評価した結果とその結果をもとにひずみ範囲分割した結果を Table 6-6 に示す. Table 6-6 の値を用いてひずみ範囲分割法で寿命評価した結果を TMF 試験における実際の寿命と比 較して Fig. 6-10 に示す.寿命評価結果は実際の寿命より長くなる傾向がみられ,特に同位相条件の 評価寿命が長い.逆位相条件では実際の寿命に対して最大約2倍の誤差で寿命評価できているのに 対し,同位相条件では最大約5倍の誤差が生じている.

評価寿命が長くなった理由として、従来法で求めた TMF 負荷中のクリープひずみが実際より小 さいことが考えられる. 応力の負荷方向が引張と圧縮で反転する場合は、たとえ反転前に定常クリ ープ状態に至っていても反転後にはクリープ速度が過渡的に増加する⁸⁾. 従来法では試験中に応力 が反転した際のクリープひずみを定常クリープ速度のみで求めており、過渡的にひずみ速度が増加 する影響を考慮していない. このため、クリープひずみを小さく評価した可能性がある. 応力反転 時のクリープひずみ速度増加の影響を考慮する必要があることは Manson ら⁹⁾ も指摘しているが、 温度が変動する TMF 負荷中の応力反転時のクリープ速度を精度よく求めることは難しい.

Fig. 6-7 に示した提案法による寿命評価の精度は, Fig. 6-10 に示した従来法の寿命評価の精度より 高いことを確認した.

Phase	$\Delta \mathcal{E}_{\mathrm{t}}$	$\Delta \mathcal{E}_{e}$	$\Delta \epsilon_{ m in}$	Creep strain	$\Delta \mathcal{E}_{pp}$	$\Delta \mathcal{E}_{ ext{cp}}$	$\Delta \mathcal{E}_{ m pc}$
IP	1.111	0.601	0.510	0.0189	0.491	0.0189	0
	0.725	0.466	0.259	0.0102	0.249	0.0102	0
	0.533	0.395	0.138	0.0010	0.137	0.0010	0
OP	1.016	0.597	0.419	0.1879	0.231	0	0.1879
	0.718	0.480	0.238	0.0234	0.215	0	0.0234
	0.525	0.396	0.129	0.0100	0.119	0	0.0100

Table 6-6Results of creep strain evaluation and strain range partitioning by conventional method usingstress-minimum creep rate relation. (%)



Fig. 6-10 Comparison between experimental lives and predicted lives by conventional method using stress–minimum creep rate relation and strain range partitioning method.

6.5 全ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法による寿命評価精度の検証

6.5.1 寿命評価式

提案法では非弾性ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法を使用しているが、全ひずみ範囲をもと に寿命を評価する全ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法(TS-SRP 法: Total strain range version of strain range partitioning)^{10,11} も提案されている.また、非弾性ひずみ範囲より全ひずみ範囲を基 準として、等温疲労寿命と熱疲労寿命を相関付けたほうが良好な寿命評価結果が得られるとの報 告¹²⁾ もあるため、TS-SRP 法による評価を実施し、その精度を比較した.以下には、TS-SRP 法の 寿命評価式のみを示すが、評価法の詳細は Appendix に記載している.

TS-SRP 法の寿命評価式は式(6-6)~式(6-8)で表される. すなわち, 弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_e$ と寿命 N_f , および, 非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_i$ と寿命 N_f の関係をそれぞれ式(6-6), 式(6-7)で表すと, 全ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_i$ は $\Delta \varepsilon_e$ と $\Delta \varepsilon_i$ の和であるため, $\Delta \varepsilon_i$ と N_f の関係は式(6-8)で表される.

$$\Delta \varepsilon_{\rm e} = {\rm B} N_{\rm f}^{\rm b} \tag{6-6}$$

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = {\rm C}' N_{\rm f}^{\rm c} \tag{6-7}$$

 $\Delta \varepsilon_{\rm t} = \Delta \varepsilon_{\rm e} + \Delta \varepsilon_{\rm in}$

$$=BN_{\rm f}^{\rm b} + C'N_{\rm f}^{\rm c} \tag{6-8}$$

ここで、b、c は PP 波形下の疲労試験で求める材料定数、C'は IJ (IJ=PP, CC, CP, PC) 波形の疲労 試験で負荷された $\Delta \epsilon_{in}$ と寿命 N_{ij} の関係を式(6-9)で表したときの材料定数 C_{ij} と、材料に負荷された $\Delta \epsilon_{in}$ と $\Delta \epsilon_{ij}$ の比 F_{ij} を用いて式(6-10)、式(6-11)で算出される.

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = C_{\rm ij} N_{\rm ij}^{\ \rm c} \tag{6-9}$$

$$F_{ij} = \frac{\Delta \varepsilon_{ij}}{\Delta \varepsilon_{in}}$$
(6-10)

$$C' = \left(\sum F_{ij} C_{ij}^{1/c}\right)^c \tag{6-11}$$

式(6-6)の B は IJ (IJ=PP, CC, CP, PC) 波形下の疲労試験で負荷された $\Delta \varepsilon_e$ と寿命 N_f の関係を以下に 示す式(6-12)で表したときの材料定数 B_{ij} をもとに決定される値である.本研究では,引張クリー プひずみが負荷される同位相条件の寿命評価には,同じく引張クリープひずみが負荷される CP 波形の試験で求めた B_{cp} , 圧縮クリープひずみが負荷される逆位相条件の寿命評価には,同じく圧 縮クリープひずみが負荷される PC 波形の試験で求めた B_{pc} の値を使用した.

$$\Delta \varepsilon_{\rm e} = {\rm B}_{\rm ij} N_{\rm f}^{\rm b} \tag{6-12}$$

6.5.2 寿命評価に使用する材料定数の決定

TS-SRP 法に使用する材料定数は第 2~4 章で実施した 700°Cにおける等温疲労試験で決定した. Fig. 6-11 には試験で求めた $\Delta \varepsilon_e$ と N_f の関係を, Fig. 6-12 には ε_{in} と N_{ij} の関係を示す. また, Fig. 6-11, Fig. 6-12 の関係を式(6-6),式(6-9)でそれぞれ表したときの材料定数を Table 6-7 に示す.



(c) PC type of strain waveform

Fig. 6-11 Elastic strain rang-fatigue life ($\Delta \varepsilon_e - N_f$) relations of Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.



(a) PP type of strain waveform

(b) CP type of strain waveform



(c) PC type of strain waveform

Fig. 6-12 Inelastic strain range–fatigue life ($\Delta \varepsilon_{in} - N_{ij}$) relations of Ni-23Cr-7W alloy at 700°C.

b	\mathbf{B}_{pp}	\mathbf{B}_{cp}	\mathbf{B}_{pc}	с	C_{pp}	C_{cp}	C_{pc}
-0.1005	0.00975	0.00769	0.00785	-0.755	1.014	0.609	0.867

Table 6-7 Material constants of Ni-23Cr-7W alloy for TS-SRP method.
6.5.3 寿命評価結果

Table 6-5 に示した提案法で求めた TMF 負荷中のクリープひずみ評価結果とその結果をもとにひ ずみ範囲分割した結果を用いて、全ひずみ範囲基準の TS-SRP 法で寿命評価した結果を実際の寿命 と比較して Fig. 6-13 に示す. 逆位相条件に比べて同位相条件の予測寿命が長くなる傾向がみられ、 実際の寿命に対して予測寿命が最大で約 2.5 倍長くなった. このように、全ひずみ範囲基準の寿命 評価法を用いても、Fig. 6-7 に結果を示した非弾性ひずみ範囲基準の寿命評価以上の精度は得られて いない. その理由としては、評価対象とした TMF 試験の寿命が 10²~10³回のオーダーであり、大 きな非弾性ひずみが生じる低サイクル疲労領域であるため、弾性ひずみ成分の影響も考慮した全ひ ずみ範囲基準の寿命評価法を用いても精度向上しなかったことが考えられる. このように、 Ni-23Cr-7W 合金の TMF 寿命評価には、提案法のように非弾性ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法 を使用したほうが精度が高いことを確認した.



Fig. 6-13 Comparison between experimental lives and predicted lives by proposed creep strain determination method and TS-SRP method.

6.6 最高温度を高めた熱疲労負荷への提案法の適用性検討

A-USC 発電は蒸気温度 700℃での運転を目指しているが、将来的には 700℃よりもう少し高い温度で使用されることも考えられる.そこで、最高温度 T_{max} を 700℃とした TMF 寿命を精度よく予測できることを確認した本研究の提案法を T_{max} =750℃の TMF 寿命評価に適用し、TMF 寿命評価法の適用性を検証した.併せて、ヒート、熱処理条件が異なる材料 B を用いて、 T_{max} =700℃の TMF 寿命評価を追加し、その精度を検証した.

Fig. 6-3 (c), (d)に示したヒステリシスループと Fig. 6-4 (b)に示した繰返し応力–ひずみ曲線を用いて, 材料 B の TMF 試験を対象に提案法で負荷中のクリープひずみを評価した結果とその結果を もとにひずみ範囲分割した結果を Table 6-8 に示す.また, Fig. 6-14 には Table 6-8 の値と,700℃に おける等温疲労試験結果 (Fig. 6-6) から決定した $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を用いて,非弾性ひずみ範囲基準の ひずみ範囲分割法で TMF 寿命を評価した結果を示す.ここで, $T_{max}=750$ ℃の TMF 試験の寿命評価 にも,700℃で求めた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を用いた.

まず、 T_{max} =700℃の材料 B の寿命評価結果をみると、予測寿命は実際の寿命と良く対応しており、 材料 A と同様に材料 B の TMF 寿命もすべて 1/2 倍~2 倍の誤差範囲内で評価できている. このこと から、提案法により Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命を精度良く評価できることが確認できた. 次に、 T_{max} =750℃の寿命評価結果をみると、 T_{max} =750℃の TMF 寿命においてもすべて 1/2 倍~2 倍の誤差 範囲内で予測できている. 前述のとおり、 T_{max} =750℃の TMF 負荷中のクリープひずみ評価には、 750℃で実施した PP 波形の等温疲労試験で求めた繰返し応力ーひずみ曲線を使用し、寿命評価には 700℃で実施した等温疲労試験で求めた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を使用した. このように、700℃で求めた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を T_{max} =750℃の TMF 寿命評価に適用することができた.

Manson¹³⁾ はひずみ範囲分割法で使用する $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係は材料の延性と相関があり、延性に差がなければ温度が変化しても $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係の差は小さいことを示している. 第 3 章に示したNi-23Cr-7W 合金の引張試験結果では室温~750℃の温度域において、第 4 章に示した引張試験結果では室温~800℃の温度域において、延性が低下するような温度域はみられなかった. このことから、Fig. 6-14 において、 T_{max} =750℃の TMF 寿命を 700℃の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を用いて精度よく予測できたのは、Ni-23Cr-7W 合金の延性が 700℃と 750℃で大きな差がないことに起因しているものと考えられる.

以上のように、Ni-23Cr-7W 合金の 700℃の等温疲労試験で求めた材料特性($\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係)を 用いれば、 T_{max} =750℃のPP波形下の等温疲労試験を追加で実施することにより、 T_{max} =750℃のTMF 寿命を精度良く評価することが可能である. つまり、等温疲労試験の結果のみで TMF 寿命の評価 が可能である. また、追加で実施する T_{max} における PP 波形の等温疲労試験は、高速ひずみ負荷 と低速ひずみ負荷の組み合わせで構成される PP、CC、CP、PC 波形の中で最も短時間で実施でき る試験である. このように、提案法の TMF 負荷中のクリープひずみ評価と非弾性ひずみ範囲基準 のひずみ範囲分割法を用いることにより、 T_{max} =700℃以外の TMF 寿命であっても、評価する TMF 負荷の T_{max} における PP 波形の疲労試験を実施するのみで精度良く寿命評価できることが明らか になった.

Phase	$\frac{T_{\text{max}}}{(^{\circ}\text{C})}$	$\Delta \mathcal{E}_{t}$	$\Delta \mathcal{E}_{e}$	$\Delta \mathcal{E}_{ m in}$	Plastic strain	$\Delta \mathcal{E}_{ m pp}$	$\Delta \mathcal{E}_{cp}$	$\Delta \mathcal{E}_{ m pc}$
IP	700	1.007	0.654	0.353	0.050	0.050	0.303	0
		0.705	0.584	0.121	0.019	0.019	0.103	0
		0.499	0.444	0.055	0.004	0.004	0.051	0
	750	0.998	0.583	0.415	0.069	0.069	0.346	0
		0.707	0.448	0.259	0.031	0.031	0.228	0
OP	700	1.008	0.689	0.318	0.118	0.118	0	0.200
		0.708	0.542	0.165	0.024	0.024	0	0.141
		0.501	0.456	0.045	0.005	0.005	0	0.041
	750	0.993	0.608	0.385	0.087	0.087	0	0.298
		0.702	0.481	0.221	0.028	0.028	0	0.193

Table 6-8Results of creep strain evaluation and strain range partitioning by proposed method formaterial B. (%)



Fig. 6-14 Comparison between experimental lives and predicted lives by proposed method using strain range partitioning method in all TMF tests.

6.7 クリープ疲労特性のばらつきを考慮した熱疲労寿命評価

6.2.3 項で述べたように、クリープひずみが負荷される条件では負荷されない条件に比べて、疲 労寿命のばらつきが大きくなる傾向がある. Fig. 6-6 に示した Ni-23Cr-7W 合金の 700℃における Δε_{cp}-N_{cp}関係では、平均線の 1/2 程度に寿命が短くなるデータが存在した. これまでの TMF 寿命 評価では、Δε_{cp}-N_{cp}関係の平均値を示す Table 6-4 の材料定数と式(5-1)、式(5-2)を用いて寿命を求 めたが、実機のボイラ配管の寿命を予測する場合には、クリープ疲労寿命のばらつきを考慮して 安全側の評価を行ったほうが良い. そこで、クリープひずみが負荷される条件では、非弾性ひず み範囲に対する寿命が平均値の 1/2 になるものと仮定し、TMF 寿命を再評価した. 同位相および 逆位相条件の TMF 寿命評価に使用した式を以下に示す. なお、材料定数 A_{ij}, m_{ij} は Table 6-4 のも のを使用した.

$$\Delta \varepsilon_{\rm pp} = A_{\rm pp} N_{\rm pp}^{-m_{\rm pp}} \tag{6-13}$$

$$\Delta \varepsilon_{\rm cp} = A_{\rm cp} \left(2N_{\rm cp} \right)^{-m_{\rm cp}} \tag{6-14}$$

$$\Delta \varepsilon_{\rm pc} = A_{\rm pc} (2N_{\rm pc})^{-m_{\rm pc}}$$
(6-15)

ここで、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ 下と $\Delta \varepsilon_{pc}$ 下では寿命が平均値から 1/2 になるものとしたが、 $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 関係はばらつき が小さいことから、平均寿命を表す式を使用した.また、 $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$ 関係における寿命のばらつき は明らかでないが、ここでは $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係と同様にクリープひずみの影響で平均値の 1/2 倍に寿 命が短くなるものと仮定した.

提案法で求めた Table 6-5, Table 6-8 の値をもとに,式(6-13)~(6-15)と式(5-2)を用いて TMF 寿命 を評価した結果を Fig. 6-15 に示す. クリープ疲労寿命のばらつきを考慮していない Fig. 6-14 に比 べて予測寿命は全体的に短くなり,すべての条件において予測寿命より実際の寿命のほうが長い. 寿命評価の誤差は Fig. 6-14 のほうが小さいが, Fig. 6-14 では予測寿命より実寿命のほうが短い場 合も散見されるため,安全側の評価を行う必要がある場合には予測寿命より実寿命が長い Fig. 6-15 の評価結果のほうが好ましいといえる.

このように、 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係のばらつきを考慮することで Ni-23Cr-7W 合金の寿命を安全側に評価 することが可能であり、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下と $\Delta \epsilon_{pc}$ 下では寿命が平均値から最大で 1/2 に低下するものと仮定す ることで、本研究で実施した Ni-23Cr-7W 合金の TMF 寿命を安全側に評価できた.



Fig. 6-15 Comparison between experimental lives and predicted lives by Eqs. (6-13)-(6-15).

6.8 結言

本章では,第5章で提案した熱疲労寿命評価法の適用性を検討するため,提案法を適用するために必要な Ni-23Cr-7W 合金のデータを取得した後,Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労試験を対象とした 寿命評価を実施した.また,ボイラ配管の熱疲労寿命評価への適用性を検討するため,最高温度 を高めた熱疲労負荷への提案法の適用性とクリープ疲労寿命のばらつきを考慮した熱疲労寿命評価 価法を検討した.本章で得られた主な結果を以下にまとめる.

(1) 熱疲労負荷時の応力とひずみのヒステリシスループと熱疲労負荷の最高温度 T_{max} における繰返し応力-ひずみ曲線を使用して熱疲労負荷中のクリープひずみを求め、その結果をもとに非弾性ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法で熱疲労寿命を評価する提案法を用いることによって、Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命を 1/2 倍~2 倍の誤差範囲内で評価することができた.

提案法に使用する寿命評価式と繰返し応力-ひずみ曲線は、いずれも等温疲労試験で得られ るものである.このため、温度変動下で材料に負荷される応力、ひずみが明らかになれば、提 案法を使用することで熱疲労試験より簡単な等温疲労試験の結果から寿命を予測することが 可能である.

- (2) 提案法による Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価精度は、定常クリープ速度から熱疲労負荷中のクリープひずみを求める従来法より高い.
- (3) 提案法は,最高温度を 700℃とした Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価のみならず,最高温度 を 750℃とした熱疲労寿命も 1/2 倍~2 倍の誤差範囲内で予測することができた.このとき,寿 命評価に用いた $\Delta \epsilon_{ij}$ と N_{ij} の関係式は 700℃の試験結果から決定したものを使用したため, $\Delta \epsilon_{ij}$ と N_{ij} の関係式は 700℃に限らず,その前後の温度域においても使用できる寿命評価式であると 考えられる.
- (4) Ni-23Cr-7W 合金において, 引張クリープひずみと圧縮塑性ひずみの繰返しであるΔε_{cp}下の寿命 は引張, 圧縮とも塑性ひずみの繰返しであるΔε_{pp}下の寿命よりばらつきが大きく, Δε_{cp}-N_{cp}関 係では平均寿命の 1/2 程度に寿命が短くなる場合があった. このクリープ疲労寿命のばらつき を考慮し, クリープひずみが負荷される条件下では寿命が 1/2 倍に低下するものと仮定して提 案法で熱疲労寿命を評価することで, 実際より寿命を短く見積もる安全側の寿命評価結果が得 られた.

6章の参考文献

- 1) 日本材料学会編, "疲労設計便覧", 養賢堂, pp. 125 (1995)
- 2) JIS G 0567, 鉄鋼材料及び耐熱合金の高温引張試験方法 (2012)
- A.Nitta, K.Kuwabara and T.Kitamura, Proceedings of the 1983 Tokyo International Gas Turbine Congress, Vol. 3, pp. 765-772 (1983)
- 4) 木村恵, 小林一夫, 山口弘二, 圧力技術, Vol. 40, No. 5, pp. 262-269 (2002)
- 5) 田中良平, 圧力技術, Vol. 16, No. 2, pp. 87-95 (1978)
- 6) 桑原和夫,新田明人,材料, Vol. 28, No. 308, pp. 88-94 (1979)
- J. P. Shingledecker, N. D. Evans, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 87, pp. 345-350 (2010)
- 8) 日本材料学会 高温強度部門委員会編, "高温強度の基礎・考え方・応用", pp. 101 (2008)
- 9) S. S. Manson, G. R. Halford, A. J. Nachtgall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA-TM-X-71737 (1975)
- 10) G. R. Halford , J. F. Saltsman, NASA Technical Memorandum 83023 (1983)
- 11) J. F. Saltsman, G. R. Halford , NASA Technical Paper 2779 (1988)
- 12) 新田明人, 材料, Vol. 56, No. 1, pp. 90-96 (2007)
- S. S. Manson, Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, American Society for Testing and Materials, pp.744-782 (1973).

第7章 結論

本論文では、A-USC 発電などの次世代発電用ボイラ配管の候補材の一つである Ni-23Cr-7W 合 金を取り上げ、同合金を A-USC 発電に適用する際の課題である高温における疲労特性の評価と熱 疲労寿命評価法について検討した.高温における疲労特性の評価については、A-USC 発電での使 用が検討されている 700℃での特性を明らかにするため、Ni-23Cr-7W 合金の 700℃一定温度下に おけるクリープ疲労特性を評価し、Ni-23Cr-7W 合金と同様に A-USC 発電のボイラ配管用候補材 である Alloy 617 の特性と比較した.さらに、発電プラントの起動・停止による温度変動を考慮し て最高温度を 700℃とした熱サイクル下における熱疲労特性の評価と、発電プラントは高温で長 期間使用されることを考慮して 700℃の高温に長時間曝された後の疲労特性の評価を実施した. 熱疲労寿命評価法については、熱疲労寿命の評価精度を向上するために熱疲労負荷中のクリープ ひずみを求める新しい手法を提案し、Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価に適用した.その提案法 と従来法による熱疲労寿命評価結果を比較し、提案法を用いた寿命評価の精度を検証するととも に、熱疲労寿命評価法の適用性を検討した.以下に各章の検討内容と結果をまとめる.

第2章では、A-USC発電での使用が検討されている 700℃の温度において、一定温度下で実施 したクリープ疲労試験の結果をまとめた. Ni-23Cr-7W 合金の負荷ひずみと疲労寿命の関係を明ら かにし、クリープひずみの負荷によって疲労寿命が低下することを示した. また、Ni-23Cr-7W 合 金と同様に A-USC 発電のボイラ配管候補材である Alloy 617 の疲労特性と比較し、クリープひず みが負荷されるクリープ疲労条件では Ni-23Cr-7W 合金のほうが Alloy 617 より寿命が長いことを 明らかにした. クリープ疲労条件では、Ni-23Cr-7W 合金は粒界破壊と粒内破壊が混在したのに対 し、Alloy 617 はほぼ全面が粒界破壊したことから、Ni-23Cr-7W 合金は Alloy 617 より粒界破壊し 難いためクリープ疲労寿命が長くなると考えられる. クリープ強度の観点では Ni-23Cr-7W 合金よ り Alloy 617 のほうが優れているものの、疲労特性の観点では Ni-23Cr-7W 合金のほうが Alloy 617 より優れていることを明らかにした.

第3章では、Ni-23Cr-7W 合金の温度変動下の疲労特性を検討するために実施した最高温度を 700℃とした熱疲労試験の結果をまとめた.さらに、Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労特性を検討するため の比較試験として、700℃一定温度下の等温疲労試験、700℃と低温(100℃)の2温度でひずみを 負荷する Bithermal fatigue (BTF) 試験を実施し、熱疲労試験の結果と比較した.

Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労試験では,温度サイクルとひずみサイクルの位相が等しい同位相条件のほうが,位相が反対である逆位相条件より寿命が短くなった.引張クリープひずみが負荷される同位相条件のほうが圧縮クリープひずみが負荷される逆位相条件より寿命が短いという結果は,等温疲労試験と BTF 試験において,引張クリープひずみを負荷した CP (slow-fast) 波形下の疲労 寿命が圧縮クリープひずみを負荷した PC (fast-slow) 波形下の疲労寿命より短くなったことと対

110

応した.また,引張クリープひずみを負荷した同位相条件と CP 波形の各試験では主に粒界破壊, 圧縮クリープひずみを負荷した逆位相条件と PC 波形の各試験では主に粒内破壊を呈し,温度やひ ずみの負荷方法に依らず,引張と圧縮のクリープひずみの負荷方向と大きさが疲労寿命や破壊形 態に影響を及ぼすことを明らかにした.このように,熱疲労試験と等温疲労試験の結果に対応が みられたことから,熱疲労試験より試験が容易な等温疲労試験の結果を用いて熱疲労寿命を予測 できる可能性があることを示した.

第4章では、Ni-23Cr-7W 合金が高温に長時間曝されたときの疲労特性を検討するために実施した 700℃で最長 5000h 時効した材料のクリープ疲労試験の結果をまとめた. 700℃での時効は Ni-23Cr-7W 合金の繰返し応力–ひずみ関係に大きな影響を与えるものの、疲労寿命に及ぼす影響 は小さいことを明らかにした.疲労負荷を与えると、非時効材は著しく繰返し硬化したのに対して、時効材は繰返し硬化が小さかった. その結果、疲労負荷を与えない状態では時効材のほうが 非時効材より高強度であったのに対し、疲労負荷後は時効材のほうが低強度になった. これは、時効材は時効中に粗大な $M_{23}C_6$ 炭化物が析出し、その後高温で疲労負荷を与えても新たな炭化物 の析出はほとんどないのに対し、非時効材は疲労負荷を与えると転位上に $M_{23}C_6$ 炭化物が微細か つ均一に析出し、微細均一な $M_{23}C_6$ 炭化物が転位の移動の障壁となり大きく繰返し硬化するため であることを確認した.

第5章では、熱疲労寿命評価法を提案した.第3章において、クリープひずみがNi-23Cr-7W合金の熱疲労寿命に大きな影響を及ぼすことが明らかになったため、温度とひずみが連続的に変化する熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法を考案し、その手法とクリープ疲労寿命評価法であるひずみ範囲分割法を用いた熱疲労寿命評価法を提案した.提案法は、熱疲労負荷中の応力とひずみのヒステリシスと熱疲労負荷の最高温度における繰返し応力-応力ひずみ曲線を使用して、熱疲労負荷中のクリープひずみを求める手法を用いている.第4章までの検討により、Ni-23Cr-7W合金は繰返し硬化挙動を示すことが明らかになったため、その繰返し硬化挙動を考慮して熱疲労負荷中のクリープひずみを求めるようにしたことも特徴の一つである.提案法を使用すると、熱疲労負荷による応力-ひずみ応答が明らかになれば、等温疲労試験の結果から熱疲労寿命を予測できる.また、提案法による熱疲労寿命評価手順と評価に必要なデータについてまとめた.

第6章では,第5章で提案した熱疲労寿命評価法の適用性を検討した. Ni-23Cr-7W 合金の最高 温度を700℃とした熱疲労寿命評価に必要な700℃一定温度下における負荷ひずみと疲労寿命の関 係を定式化し,さらに,繰返し応力--ひずみ曲線を取得した. それらのデータを用いて, Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労試験の寿命を提案法で評価し,1/2 倍~2 倍の誤差範囲内で高精度に寿命評価できる ことを示した.また,提案法は最高温度を750℃に高めた熱疲労負荷の寿命評価においても,1/2 倍~2 倍の誤差範囲内で精度よく評価できることを示した.さらに,クリープ疲労特性のばらつき を考慮した Ni-23Cr-7W 合金の熱疲労寿命評価法を示した. 以上のように、本論文では A-USC 発電などの次世代発電用ボイラ配管の候補材の一つである Ni-23Cr-7W 合金の高温疲労特性を明らかにし、疲労特性の観点では A-USC ボイラ配管に適した材 料であることを示した. さらに、Ni-23Cr-7W 合金の高温疲労寿命評価法および熱疲労寿命評価法 を提示した. 特に、熱疲労負荷中のクリープひずみを評価する新たな手法を提案し、従来手法よ り熱疲労寿命の高精度化を図ることができた. これは今後、次世代発電ボイラの設計や信頼性評 価を行う上で有益な知見になるものと考えられる.

Ni-23Cr-7W 合金を A-USC 発電のボイラ配管に適用するうえでの疲労特性に関する今後の課題 として,溶接部の疲労特性評価が挙げられる.ボイラ配管は溶接して使用されるため Ni-23Cr-7W 合金同士の溶接部やフェライト系ボイラ用鋼,オーステナイト系ボイラ用鋼との異材溶接部の疲 労特性評価が必要である.特に,フェライト鋼やオーステナイト鋼とは線膨張率に差があるため, 異材溶接部が温度変動するとその熱膨張差に起因して熱応力・熱ひずみが発生するため,同材溶 接部に比べて疲労損傷が大きくなる可能性がある.溶接部の疲労特性評価については,溶接技術 を確立した後,今後検討が必要である.

また,第4章ではNi-23Cr-7W 合金の疲労特性に及ぼす $M_{23}C_6$ 炭化物の析出の影響を評価するため,700℃で最長 5000h 時効した材料の疲労特性を評価した.さらに長時間時効すると,Laves 相が析出するが,Laves 相が疲労特性に及ぼす影響はまだ明らかでない.ボイラ配管として数十年使用した時の特性を明らかにするためには,Laves 相が疲労に及ぼす影響も今後明らかにする必要がある.

本論文で提案した熱疲労負荷中のクリープひずみ評価法については、その適用がNi-23Cr-7W 合 金に限定されるものではないため、今後、他材料への適用が期待される.また、同位相条件や逆 位相条件のように温度変動と同調させて引張や圧縮負荷を与える熱疲労条件のみならず、より複 雑な温度・ひずみサイクル下の寿命評価への適用性の検討についても今後の検討が待たれる.

本研究が A-USC 発電などの次世代発電プラントの開発の一助となり地球温暖化防止に貢献できること、および、熱疲労寿命評価の精度向上と発展の一助になることを期待する.

112

Appendix

A1. ひずみ範囲分割法^{1)~4)}

ひずみ範囲分割法は Manson らによって提案されたクリープ疲労寿命評価法である. 引張クリー プひずみによる損傷と圧縮クリープひずみによる損傷の差を考慮できる寿命評価法であり,等温 疲労寿命の評価のみならず,熱疲労寿命の評価にも適用可能な手法である.

高温において材料に発生するひずみは弾性ひずみと非弾性ひずみに分類でき,さらに非弾性ひ ずみは塑性ひずみとクリープひずみに分類できる.塑性ひずみは結晶のすべりに起因する時間に 依存しないひずみであり,クリープひずみは結晶粒界のすべりや拡散に起因する時間に依存する ひずみである.ひずみ範囲分割法では材料に生じる時間に依存しないひずみを塑性ひずみ,時間 に依存するひずみをクリープひずみと定義する.

ひずみ範囲分割法では、高温における塑性ひずみとクリープひずみが引張側と圧縮側で繰り返 されるとき、材料に繰り返し負荷される非弾性ひずみの組み合わせは図 A-1 に示す4種類であり、 非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ はこの4種類の非弾性ひずみ範囲成分 $\Delta \epsilon_{ij}$ (ij = pp, cp, pc, cc)に分割できる と考える. すなわち、 $\Delta \epsilon_{in}$ と $\Delta \epsilon_{ij}$ の関係は以下の式で表すことができる.

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = \Delta \varepsilon_{\rm pp} + \Delta \varepsilon_{\rm cp} + \Delta \varepsilon_{\rm pc} + \Delta \varepsilon_{\rm cc}$$

(A-1)

ここで、 $\Delta \varepsilon_{pp}$ は引張塑性ひずみと圧縮塑性ひずみの繰り返し、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ は引張クリープひずみと圧縮塑性ひずみの繰り返し、 $\Delta \varepsilon_{pc}$ は引張塑性ひずみと圧縮クリープひずみの繰り返し、 $\Delta \varepsilon_{cc}$ は引張クリープひずみの繰り返しによる非弾性ひずみ範囲成分である.



Fig. A-1 Inelastic strain range components of strain range partitioning³.

Manson らが提案する各 $\Delta \epsilon_{ij}$ 下の材料の微視的変形モデルを図 A-2 に示す. 塑性ひずみの繰返し である $\Delta \epsilon_{pp}$ 下の引張過程と圧縮過程ではそれぞれ反対方向に粒内すべりが生じ,クリープひずみの 繰返しである $\Delta \epsilon_{cc}$ 下の引張過程と圧縮過程ではそれぞれ反対方向に粒界すべりが生じる. このよう に、 $\Delta \epsilon_{pp}$ 下と $\Delta \epsilon_{cc}$ 下ではそれぞれ粒内、粒界の可逆変形が生じる. 一方、 $\Delta \epsilon_{pc}$ 下では引張過程にお いて粒内すべり、圧縮過程において粒界すべり、 $\Delta \epsilon_{cp}$ 下では引張過程において粒界すべり、圧縮過 程において粒内すべりというように、異なる場所が変形し非可逆変形が生じる. このように、各 $\Delta \epsilon_{ij}$ 下において材料の微視的変形機構が異なるため、各 $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応した材料固有の疲労寿命 N_{ij} (ij = pp, cp, pc, cc)が存在すると考え、各 $\Delta \epsilon_{ij}$ と N_{ij} の間には以下の式が成立するものとする.

$$\Delta \varepsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}}$$

(A-2)

ここで、 A_{ij} 、 m_{ij} は材料定数である. 図 A-3 は Type 316 鋼について Manson らが得た $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係で あるが、各 $\Delta \epsilon_{ij}$ に対して材料固有の寿命 N_{ij} が存在すること、および、Type 316 鋼では $\Delta \epsilon_{cp}$ タイプの 非弾性ひずみ範囲が材料に最も大きな損傷を与えることが確認される. また、 $\Delta \epsilon_{ij}$ と N_{ij} の間に式 (A-2)の関係が成立することは多くの材料で確認されている.



Fig. A-2 Schematic illustration of cyclic deformation model under $\Delta \varepsilon_{ij}$ (ij = pp, cc, pc, cp)⁴⁾.



Fig. A-3 Example of $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ (ij = pp, cc, pc, cp) relations for Type 316 stainless steel³⁾.

材料の寿命 N_fは以下の損傷則で与えられる.

$$\frac{1}{N_{\rm f}} = \frac{1}{N_{\rm pp}} + \frac{1}{N_{\rm cp}} + \frac{1}{N_{\rm pc}} + \frac{1}{N_{\rm cc}}$$
(A-3)

式(A-3)は各 $\Delta \epsilon_{ij}$ 下における損傷を線形に足し合わせて材料の損傷を求めるもので、Linear damage rule (LDR) と呼ばれる. Manson らは LDR による寿命評価式を提案した後、各 $\Delta \epsilon_{ij}$ 下の損傷の相 互作用を考慮した Interaction damage rule (IDR) を提案している. IDR では以下の式で材料の寿命 $N_{\rm f}$ を求める.

$$F_{ij} = \frac{\Delta \varepsilon_{ij}}{\Delta \varepsilon_{in}}$$
(A-4)

$$\frac{1}{N_{\rm f}} = \frac{F_{\rm pp}}{N_{\rm pp}} + \frac{F_{\rm cp}}{N_{\rm cp}} + \frac{F_{\rm pc}}{N_{\rm pc}} + \frac{F_{\rm cc}}{N_{\rm cc}}$$
(A-5)

LDR と IDR により求めた寿命は多くの場合において大きな差は生じない. 但し, 各 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係 に差がない場合 ($\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 関係, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{pc}$ 関係, $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 関係の差が小さい場合) には, 一般的に LDR は有効ではない.

図 A-4 には、3 章で実施した Ni-23Cr-7W 合金の等温疲労試験結果から、LDR と IDR をそれぞれ用 いて $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係を求めた結果を示す.いずれの $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係においても LDR と IDR の結果が 1 本の直線上に位置しており、LDR と IDR で求めた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係に差はみられない.従って、 Ni-23Cr-7W 合金の寿命評価に LDR と IDR のどちらを用いても精度は同等であるが、 $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 関係をよく見ると、ごく僅かではあるが LDR で求めた寿命のほうがばらつきが小さいため、本論文では式(A-3)に示した LDR を用いて寿命 N_{f} を評価している.





Fig. A-4 Comparison of $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ (ij = cc, pc, cp) relations of Ni-23Cr-7W alloy at 700 °C determined by LDR and IDR.

A2. 全ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法^{4)~6)}

A1 に示したひずみ範囲分割法を用いて材料の寿命を評価するためには、材料に負荷された非弾性ひずみを知る必要がある.しかしながら、実構造物では負荷されたみかけのひずみ(全ひずみ) を求めることはできても、その全ひずみを弾性ひずみと非弾性ひずみに分離することが難しい場 合が多く、仮に分離できた場合においても非弾性ひずみを塑性ひずみ成分とクリープひずみ成分 に分離することはさらに難しい.また、非弾性ひずみ範囲を用いるひずみ範囲分割法では、負荷 が小さく、非弾性ひずみが僅かにしか生じない場合の寿命評価は困難である.これらの課題を克 服するために、全ひずみ範囲基準のひずみ範囲分割法 (TS-SRP 法: Total strain range version of strain range partitioning)が提案された. TS-SRP 法を用いれば広範囲のひずみ範囲下での寿命評価が可能 であり、また、熱疲労寿命評価へも適用されている.

TS-SRP 法では図 A-5 に示すようにひずみ範囲と寿命の両対数グラフ上において、クリープ疲労 条件下の非弾性ひずみ範囲と寿命、および、弾性ひずみ範囲と寿命の関係を表す直線は、クリー プひずみを含まない PP 波形下の直線と平行の関係にあると仮定する.この仮定に基づき、弾性ひ ずみ範囲Δε と寿命 N_f,および、非弾性ひずみ範囲Δε_nと寿命 N_fの関係をそれぞれ以下の式で表す.

$$\Delta \varepsilon_{\rm e} = {\rm B} N_{\rm f}^{\rm b} \tag{A-6}$$

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = {\rm C}' N_{\rm f}^{\rm c} \tag{A-7}$$

ここで、b, cは PP 波形下の疲労試験で求める材料定数, C'は下式で求める定数である.

$$C' = \left(\sum F_{ij} C_{ij}^{1/c}\right)^{c} \qquad (ij = pp, cc, pc, pc)$$
(A-8)



Fig. A-5 Relation between total strain range and fatigue life⁶⁾.

式(A-8)はひずみ範囲分割法の Interaction damage rule (IDR) から導かれる式であり, F_{ij}は以下の式 で表される.

$$F_{ij} = \frac{\Delta \varepsilon_{ij}}{\Delta \varepsilon_{in}}$$
(A-9)

また,式(A-8)中の C_{ij}は IJ (IJ=PP, CC, CP, PC) 波形の疲労試験で負荷されたΔ_{Ein}と寿命 N_{ij}の関係 を下式で表したときの材料定数である.

$$\Delta \varepsilon_{\rm in} = C_{\rm ij} N_{\rm ij}^{\ \rm c} \tag{A-10}$$

次に、クリープ疲労試験において材料に負荷された弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_e$ と非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_n$ の関係を以下の式(A-11)で表すと、式(A-6)、式(A-7)、式(A-11)より以下の式(A-12)が得られる.

$$\Delta \varepsilon_{\rm e} = K_{\rm ij} (\Delta \varepsilon_{\rm in})^{\rm n} \tag{A-11}$$

$$B = K_{ij}(C')^n \tag{A-12}$$

ここで, n=b/c である.

全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_i$ は $\Delta \epsilon_e$ と $\Delta \epsilon_{in}$ の和であるため、 $\Delta \epsilon_i$ と N_f の関係は式(A-6)、式(A-7)を用いて下式で表される.

$$\Delta \varepsilon_{\rm t} = \Delta \varepsilon_{\rm e} + \Delta \varepsilon_{\rm in}$$
$$= BN_{\rm f}^{\rm b} + C'N_{\rm f}^{\rm c}$$
(A-13)

TS-SRP 法では、式(A-13)を用いて材料に負荷された全ひずみ範囲Δ_Gから寿命 N_fを求める.

Appendix の参考文献

- 1) S.S. Manson, G.R. Halford, M.H. Hirschberg, Proc. of Symposium on Design for Elevated Temperature Environment, pp. 12-28 (1971)
- 2) S. S. Manson, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM X-68171 (1973)
- S.S. Manson, G.R. Halford, A.J. Nachtigall, NASA TECHNICAL MEMORANDUM, NASA TM X-71737 (1975)
- 4) S. S. Manson, G. R. Halford, Fatigue and Durability of Metals at High Temperatures, ASM international, pp. 47 (2009)
- 5) G. R. Halford, J. F. Saltsman, NASA Technical Memorandum 83023 (1983)
- 6) J. F. Saltsman, G. R. Halford, NASA Technical Paper 2779 (1988)

謝辞

本論文をまとめるにあたり、大阪大学 接合科学研究所 南 二三吉 教授より、懇切丁寧なご指 導を賜りました.いただいた多くの貴重なご助言は、研究の理解を深め、論文の完成に生かすこ とができました.また、今後の研究の基盤となるものでもあります. 謹んで感謝の意を表します.

物質・材料研究機構 田淵 正明 博士,大阪大学大学院工学研究科 才田 一幸 教授,大阪大学 接合科学研究所 伊藤 和博 教授には,副査をお引き受けいただき,本論文をまとめるにあたって それぞれのご専門領域から多くの有益なご助言を賜りました.心から御礼申し上げます.

本論文は,著者が住友金属工業株式会社,新日鐵住金株式会社において実施した研究内容を大 阪大学大学院工学研究科 博士後期課程に入学してとりまとめたものです.このような機会を与え て頂きました住友金属工業株式会社,新日鐵住金株式会社の関係各位に深く感謝いたします.特 に,入社以来の長きにわたって高温強度評価に関して懇切なご指導を賜りました,宮原光雄 博 士(現 新日鐵住金株式会社 技術開発本部 フェロー)に厚く御礼を申し上げます.

ボイラ用材料に関するご指導ならびに本研究を遂行するにあたり多くのご協力を賜りました, 新日鐵住金株式会社 岡田 浩一 博士, 仙波 潤之 博士に心より御礼を申し上げます.

実験遂行にあたり多くのご協力をいただいた,新日鐵住金株式会社 白水 浩 氏,鎌田 康義 氏 に心より御礼を申し上げます.

本論文は、以上の方々に加えて、ここに名前を挙げていない多くの方々のご支援とご協力によって完成させることができたものです.ここに深く感謝いたします.

最後に、本論文は家族の理解と協力がなければ完成できなかったものです.両親、妻 郁子およ び子供達に感謝します.

> 2019年1月 野口泰隆

本研究に関連する公表論文

原著査読付き論文

- (1) 野口泰隆,宮原光雄,岡田浩一,五十嵐正晃,小川和博, "700℃級 USC プラント用 Fe-Ni 基合金 HR6W のクリープ疲労特性",材料, Vol. 57, No. 6, pp. 569-575 (2008)
- (2) Y. Noguchi, H. Okada, H. Semba, M. Yoshizawa, F. Minami, "Thermo-mechanical fatigue behavior of nickel-based 23Cr-45Ni-7W alloy for boiler pipes and tubes", International Journal of Fatigue, Vol. 112, pp. 253-262 (2018)
- (3) Y. Noguchi, H. Okada, H. Hirata, F. Minami, "Effect of aging on high temperature fatigue properties of Ni-23Cr-7W alloy for boiler pipes and tubes", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 165, pp. 81-89 (2018)
- (4) 野口泰隆,岡田浩一,宮原光雄,南二三吉,"ひずみ範囲分割法を用いた Ni-23Cr-7W 合金の 熱疲労寿命評価",材料, Vol. 68, No. 2 (2019) (掲載決定)

国内シンポジウム論文および国際会議論文

- (1) 野口泰隆, 宮原光雄, 岡田浩一, 五十嵐正晃, 小川和博, "700℃級 USC 発電プラント用候補 材料 HR6W のクリープ疲労特性", 第44回高温強度シンポジウム前刷集, pp. 79-83 (2006)
- (2) Y. Noguchi, M. Miyahara, H. Okada, M. Igarashi, K. Ogawa, "Creep-Fatigue Properties of Fe-Ni Base 0.08C-23Cr-45Ni-7W Alloy for Piping in 700°C A-USC Power Plants", Proceedings of CREEP8 Eighth International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, PVP2007-26471 (2007)
- (3) 野口泰隆, 岡田浩一, 仙波潤之, 吉澤満, "Fe Ni 基合金 HR6W の等温疲労寿命と熱疲労寿 命の関係", 第48回高温強度シンポジウム前刷集, pp. 90-94 (2010)
- (4) Y. Noguchi, H. Okada, H. Semba, M. Yoshizawa, "Isothermal, Thermo-Mechanical and Bithermal Fatigue Life of Ni Base Alloy HR6W for Piping in 700°C USC Power Plants", Procedia Engineering, Vol. 10, pp. 1127-1132 (2011)