T2R2 東京科学大学 リサーチリポジトリ
Science Tokyo Research Repository

論文 / 著書情報
Article / Book Information

題目(和文)	超高温タービン用高温構造材料の開発
Title(English)	
著者(和文)	藤田明次
Author(English)	
出典(和文)	学位:博士(工学), 学位授与機関:東京工業大学, 報告番号:乙第3300号, 授与年月日:1999年3月31日, 学位の種別:論文博士, 審査員:
Citation(English)	Degree:Doctor (Engineering), Conferring organization: Tokyo Institute of Technology, Report number:乙第3300号, Conferred date:1999/3/31, Degree Type:Thesis doctor, Examiner:
学位種別(和文)	博士論文
Type(English)	Doctoral Thesis

Powered by T2R2 (Science Tokyo Research Repository)

超高温タービン用高温構造材料の開発

平成11年３月

藤　田　　明　次

目　次

第１章　序　論
1.1　背　景 …… 1
1.2　現用材の特徴と超々臨界圧プラントの材料設計仕様 …… 3
1.3　超々臨界圧プラント用材料の開発課題 …… 8
1.4　蒸気温度と蒸気タービンの主要構成部材の選択 …… １２
1.5　本論文の目的と構成 …… １３

第２章　５９３℃用高純度フェライト系鋼１２Ｃｒロータ材の開発
2.1　緒　言 …… １６
2.2　５９３℃対応１２Ｃｒロータ材の開発 …… １７
2.3　高純度１２Ｃｒロータ材の開発 …… ３３
2.4　結　言 …… ６０

第３章　５９３℃用高Ｃｒ鋳鋼車室材の開発
3.1　緒　言 …… ６２
3.2　小型試験材による成分の選定 …… ６４
3.3　大型試験材（１トン試験材）による高Ｃｒ鋳鋼車室材の材料特性評価 …… ７８
3.4　モデル車室による材料特性評価 …… ９３
3.5　結　言 …… １３０

第４章　６４９℃用オーステナイト系鋼ロータ材の開発
4.1　緒　言 …… １３２
4.2　鉄基超合金製蒸気タービンロータ素材の問題点 …… １３４
4.3　凝固シミュレーションによるフレックル発生傾向に及ぼす化学成分の影響 …… １３７
4.4　市販成分のＡ２８６大型鋼塊のフレックル部の特性調査 …… １３９
4.5　フレックル低減を考慮した成分による性能確認（１） …… １６１
（１００kg試験材による特性評価）
4.6　フレックル低減を考慮した成分による性能確認（２） …… １７１
（２トン試験材による特性評価）
4.7　蒸気タービンロータ材としての鉄基超合金Ａ２８６の成分と熱処理について …… １７９
4.8　試作モデルロータの製造とその確認試験 …… １８４
4.9　実機若松超高温タービンロータ素材の材質調査試験 …… １８５
4.10　結　言 …… １９０

第5章　６４９℃用オーステナイト系鋼車室材及びバルブ材の特性評価
5.1　緒　言 …… １９２
5.2　オーステナイト車室の問題点 …… １９２
5.3　エディストンの主蒸気弁調査結果 …… １９５
5.4　圧力容器材料としての３１６Ｈ鍛鋼の選定 …… ２０７
5.5　モデル車室材の特性評価 …… ２２０
5.6　結　言 …… ２３０

第6章　オーステナイト系鋼ボルト材の開発
6.1　緒　言 …… ２３３
6.2　ナイモニック８０Ａの特性と熱処理によるクリープ破断特性の改善 …… ２３４
6.3　改良成分によるクリープ破断延性の改善 …… ２３７
6.4　試作ボルトによる材質調査試験 …… ２４０
6.5　実機ボルトの製造とその評価 …… ２４６
6.6　結　言 …… ２４９

第7章　総　括 …… ２５２

謝　辞 …… ２５４

1.1　背　景

火力発電プラントは，石炭や石油などの化石燃料を用いて発電を行うシステムであり，限りある資源を有効に利用するために，その運転効率の向上は人類にとって重要な命題である。特に我が国は化石燃料の資源に乏しく，これらの資源の海外依存度が大きいので，その重要性は一段と強いものである。参考として図1.1に火力発電プラント（蒸気タービン）の構成例[1)]，図1.2には最新の１０００MW級蒸気タービンの組み立て断面図[1)]をそれぞれ示す。このような構成によって火力発電プラントで発電が行われる[注1]。

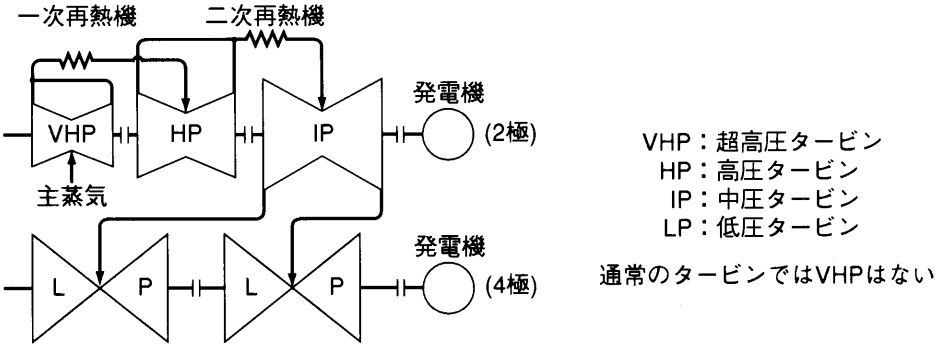


図1.1　蒸気タービンの構成例

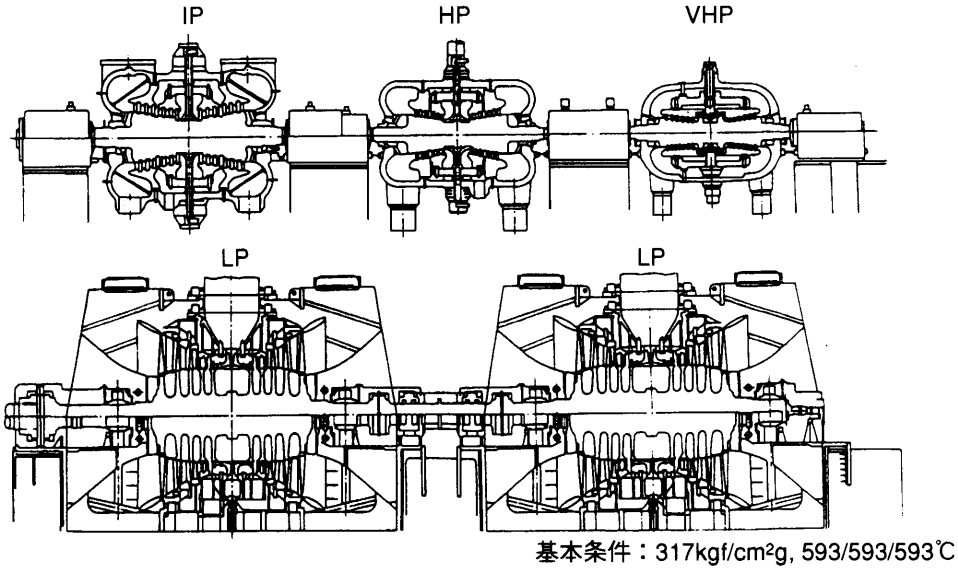


図1.2　1000MW級超高温蒸気タービンの組立断面図

[注1] ボイラによって加熱された蒸気は主蒸気として超高温タービンに導入される。超高温タービンでは熱エネルギーをタービンによって回転エネルギーに変えられ，蒸気の温度並びに圧力は低下する。この蒸気はボイラの一次再熱器によって再加熱され（圧力は変わらない），高圧タービンへ導入される。高圧タービンにおいても蒸気の熱エネルギーは回転エネルギーに変えられ，蒸気の温度と圧力は低下する。排気された蒸気はボイラの二次再熱器に送られて加熱され（ここでも温度のみが上昇する），中圧タービンへ送り込まれる。同様に中圧タービンでも蒸気の持つ熱エネルギーは回転エネルギーに変えられ，蒸気の温度及び圧力は低く下がる。この中圧タービンから排気された蒸気は次に低圧タービンに導入され，さらに熱エネルギーが回転エネルギーに変えられて，低温・低圧の蒸気となり，発電に用いられる熱エネルギーを失う。低圧タービンで排気された蒸気はコンデンサーに送られ海水等で冷やされ蒸気から水に変わり，再度ボイラに送られていく。このようにして蒸気は循環する。なお，主蒸気は高温高圧の蒸気であることから体積が小さくそのため超高圧タービンの寸法は小さいが，蒸気は各タービンで仕事を行うことにより圧力が下がっていくことにより体積が膨張することになるため，下流側に行くに従い各タービンの寸法は大きくなっていき，低圧タービンでは2台の機器を用いて蒸気を処理することになる。

また，電力は各種産業や市民生活にとって不可欠なものであり，特に産業の発展に伴い，その使用量を年々増大してきており，火力発電プラントの大型化，信頼性の向上の要求は非常に強いものとなっている。

火力発電プラントにおいて，プラントの蒸気条件を高温，高圧化することは高効率化の上で有効な方法の一つである。図１.３には蒸気圧力並びに蒸気温度とタービンサイクルにおける熱消費率の比較を示したものである[2)]。ここで，縦軸の熱消費率は，その値が低いものほど熱消費が少ないことになるので，高効率のプラントということになる。また，図中にはそれぞれ３温度が示されているが，これは，主蒸気温度／１段再熱温度／２段再熱温度を示すものである。この図より明かであるように，蒸気温度を高めることにより効率は大きく向上する。また，蒸気圧力を高めることによっても効率は向上する。

蒸気条件の変化を図１.４[3)]及び図１.５[3)]に示すが，近年の火力発電プラントの蒸気条件は昭和４０年代まで高温，高圧化が進められ（圧力：２４６kgf/cm^{2}g＜２４.１MPa＞，蒸気温度５６６℃），

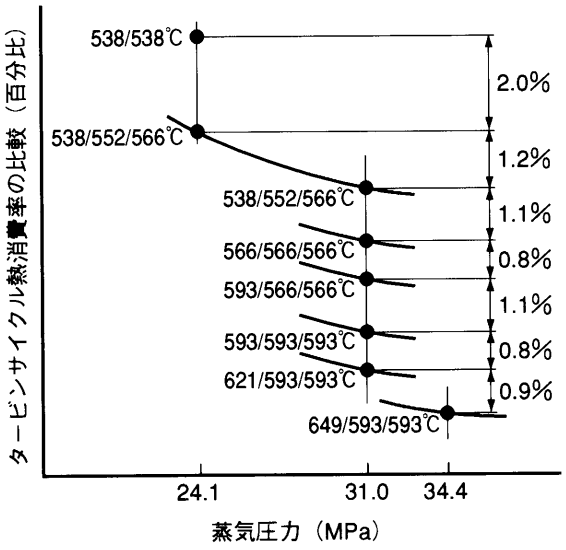


図１.３　蒸気発電プラントにおける蒸気条件と 効率の関係[2)]

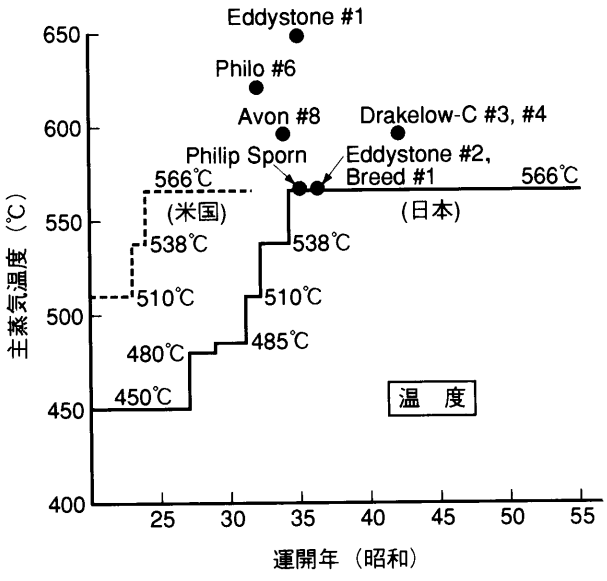


図１.４　火力発電プラントの蒸気温度条件の変遷[3)]

図中の名称は発電所の名前を表し，それに続く番号はそのプラント内のタービン機器の通し番号を示すものである。すなわち，Eddystone #1 とはエディストン１号タービンのことを表す。

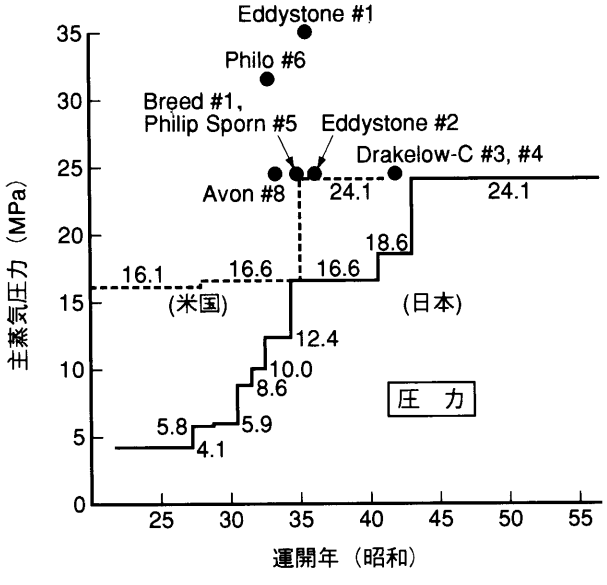


図１.５　火力発電プラントの蒸気圧力の変遷[3)]

図中の名称は発電所の名前を表し，それに続く番号はそのプラント内のタービン機器の通し番号を示すものである。すなわち，Eddystone #1 とはエディストン１号タービンのことを表す。

それ以降は昭和５０年代半ばまで圧力，温度とも変化はなく，高温，高圧化に対する計画もなかった（この蒸気圧力：２４６kgf/cm^{2}g の条件のプラントを超臨界圧プラントという）。これは，当時発電コストにおいてメリットのある原子力プラントの建設が進められ，加えて比較的安価な燃料が入手できていたために，超臨界圧プラントを越える「超々臨界圧プラント」へのニーズがなかったことによると考えられる。

しかし，２度にわたるオイルショックによってエネルギー価格は高騰し，火力発電プラントの高効率化に対する期待は一層増してきていることや材料製造技術の近年のめざましい進歩によって超々臨界圧プラントの建設が昭和５０年代後半になって現実のものとなってきた。

具体的には，電源開発株式会社（以降，電発と略す）が中心となり，１０００MW級の超々臨界圧プラントを製造するための実証プラントとして北九州市にある電発・若松事業所の火力発電設備を改造し，表1.1に示すようにステップ1として主蒸気温度；５９３℃，再熱蒸気温度：５９３℃のプラント，ステップ2として主蒸気温度：６４９℃，再熱蒸気温度：５９３℃での実証試験[4]を行うことになった。ただし，この実証試験では，蒸気圧力は１０２kgf/cm^{2}g（１０.０MPa）と圧力に関しては従来の条件で行った。

表1.1　大容量超々臨界圧発電プラントの蒸気条件と電発・若松超高温タービン実証試験の関係

大容量超々臨界圧発電プラント					電発・若松超高温タービン			
蒸気条件	主蒸気圧力 (MPa)	主蒸気温度 (℃)	第1段再熱温度 (℃)	第2段再熱温度 (℃)	ステップ	主蒸気圧力 (MPa)	主蒸気温度 (℃)	再熱温度 (℃)
基本蒸気条件1	31.0	593	593	593	ステップ1	10.0	593	593
基本蒸気条件2	34.5	649	593	593	ステップ2	10.0	649	593

本研究では，上記に示す電発・若松事業所における実証プラントの超高温タービンの主要構成部材の開発と，実証試験後に超々臨界圧プラントにおいてニーズが高くなった高温ボルト材の開発について示すものである。

1.2　現用材の特徴と超々臨界圧プラントの材料設計仕様

（1）ロータ材

現在，蒸気タービンの高圧ロータ材もしくは高中圧ロータ材としては，低合金鋼のＣｒＭｏＶ鋼（1Cr-1Mo-0.25V鋼）が広く用いられている。このＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材は，高温強度に優れ，低合金鋼でありながら５６６℃までの蒸気条件でロータ材として適用することが可能であるため，火力発電プラントにおいて不可欠な材料となっている。しかし，製造に際してはクリープ破断特性を安定化させるために特に注意を要する。１９５０年代後半頃までに製造されたＣｒＭｏＶロータ材の焼入れ温度は，１２８３Ｋ（１０１０℃）と高く，このように焼入れ温度の高いＣｒＭｏＶロータを採用したプラントにおいてクリープ破断の切欠弱化（クリープ破断試験において切欠試験片の破断強度が平滑試験片のものよりも低くなること）に起因して高圧ロータ翼溝に多数の亀裂が発生した[5)，6)]。その後，焼入れ温度を１２８３Ｋから１２２８Ｋ（９５５℃）まで下げることによってクリープ破断の切欠弱化現象は軽減されたが，依然として長時間側（約７千時間以上）において切欠弱化を示す材料であった。この原因は，焼もどしが不十分なことによって使用（試験）中に炭化物の析出が進行することに因るものであり，機械的強度を低く下げること（0.2％耐力で従来は

６８６MPa＜７０kgf/mm^2＞であるものを６１７MPa＜６３kgf/mm^2＞に下げること），すなわち焼もどしを十分に行って炭化物を製造時に十分に安定化させることによって初めてクリープ破断の切欠弱化の問題は解決できたものである。このようにして現在では，高圧タービンロータ材は高温強度特性，とりわけクリープ破断特性の安定した良好な材料が採用されている。

また，高圧ロータ材の靭性に目を向けると，使用条件が高温であることやロータ素材が低圧タービンロータに比べて小型であるため，脆性破壊に対する抵抗力，すなわち靭性に対する要求は低圧タービンロータ材のように厳しいものではなく，あくまでも高温強度を重視する材料選定が行われていた。このため，高圧ロータ材の製造に際しては，従来からの手法であるシリコン脱酸が多く採用されており，靭性に有用と言われている真空カーボン脱酸（ＶＣＤ：Vacuum Carbon Deoxidation）はあまり用いられていない。また，焼入れに際しては比較的ゆっくりとした冷却方法である衝風冷却法を採用して上部ベイナイトが主体の組織となるようにして，高温強度の確保を重視したものとなっており，必ずしも良好な靭性が得られる製造方法は採用されていない。実際にＣｒＭｏＶ鋼で製造された高圧ロータ材のミルシートを見ると衝撃遷移温度（５０％ＦＡＴＴ）は８０℃程度あり，室温よりも遷移温度が高くなっており，冷態起動時などは十分に暖気運転を行うことが必須条件となっている。

また，欧州系のタービンメーカでは，高圧ロータ材の製造に際して，脱酸方法としてＶＣＤを採用し，焼入れにおいても衝風冷却よりも冷却速度の速い油冷を採用している。しかし，これらのロータ材においても，成分選定が必ずしも十分ではないため，期待されるような良好な靭性が得られていないものが多い。

このように，現用の高圧ロータ材のＣｒＭｏＶ鋼は，低合金鋼でありながら高温強度が優れていることで，主蒸気温度が５６６℃の高圧タービンのロータ材として使用することができるが，１）製造方法について十分に配慮を行わないとクリープ破断の切欠弱化を起こしやすいこと，２）靭性が必ずしも良くないことが問題点として挙げられる。

しかし，超々臨界圧発電プラントとして現用のＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材を考えた場合，最も致命的なことは，高温強度，とりわけクリープ破断強さが十分でないことが挙げられる。

図１.６には現用のＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材のクリープ破断強さと超々臨界圧プラントに於ける高圧タービンの設計応力[7]［蒸気圧力：３１MPa（３１６kgf/cm^{2}g），主蒸気温度：５９３℃／１段再熱蒸気温度：５９３℃／２段再熱蒸気温度：５９３℃（以降は５９３℃／５９３℃／５９３℃という形で示す）］との関係を示す。この図において横軸はいわゆるラルソン－ミラー指数[注2 8]と呼ば

[注2] 応力一定条件下において

$$\dot{\varepsilon} = A\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

$\dot{\varepsilon}$ ：クリープ速度，　A ：定数，
Q ：活性化エネルギー，　R ：ガス定数，　T ：絶対温度

$$\frac{1}{t} \propto \dot{\varepsilon}$$

t ：破断時間

$$t = A'\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

上記式を変形することにより，$T(C+\log t)=\frac{Q}{2.3R}=const$が得られる。ただし，$C=\log A'$

この右辺がラルソン－ミラー指数である。この式が示すように，応力が決まると試験温度と破断時間は一定の指数を有するようになる。言い換えれば，応力が決まると温度，破断時間が異なるものでも同じ指数を有していれば，同じ応力で破断することを意味する。

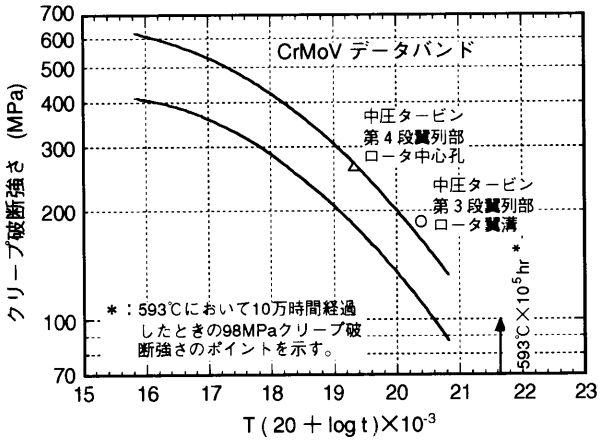


図1.6　ＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材のクリープ破断強さと
１０００MW超々臨界圧発電プラントの設計応力の関係

図中のプロットは設計的に必要なクリープ破断強さを示すものであり，材料強度がこのプロットよりも高いことが必要条件となる。また，この図には５９３℃における１０万時間の位置が矢印として示されているが，ロータ材の設計的に必要なクリープ破断強さは主蒸気温度における１０万時間推定クリープ破断強さが９８MPa（１０kgf/mm^2）以上必要であり，したがって材料強度はこの矢印の先端のポイントよりも高いクリープ破断強さを有することが必要条件となる。ＣｒＭｏＶロータ材のクリープ破断強さはこの図では２本のデータバンドで示されるが，設計的に必要なクリープ破断強さを満足していない。

れる数値であり，焼もどしパラメータと同じ式となっている。すなわち，T は絶対温度（K），t は破断時間（ｈｒ）であり，この指数が大きくなるほど高温・長時間側になることを示すものである。なお，この図における横軸の指数の定数項はＣｒＭｏＶ鋼の最適値である２０を採用している。また，縦軸はクリープ破断強さである。さらに，図中のプロットは１０００MW超々臨界圧発電プラントの設計応力[注3] を示すものであり，材料の平滑クリープ破断強さがこの設計強度よりも高い値を示していることが設計的に見た場合の必要条件となる。この図が示すように，現用ＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材のクリープ破断強さは，１０００MWの超々臨界圧プラントの設計応力（発生応力に安全率を乗じたもの）を下回っている（中圧部・第３段翼溝，中圧部・第４段中心孔コア）。また，設計的にクリープ破断強さの目標とする５９３℃×１０^{5}時間（５９３℃の温度条件で１０万時間さらされたとき）のクリープ破断強さの９８MPa（１０kgf/mm^2）［図中では横軸が２１.６５に示す矢印］も満足できていない[注4] 。このように，ＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材は，現用の超臨界圧プラントまでは適用できるが，蒸気温度が５６６℃を越える条件の超々臨界圧プラントに対しては，高温強度が不足することから適用できないことになる。このため，超々臨界圧プラントを建設するためには，ＣｒＭｏＶ鋼よりも高温強度の優れた１２Ｃｒ系のロータ材が必要になるわけである。

図１.７には，１２Ｃｒ材の開発の歴史[9] を示す。なお，本図には本紙で説明を行う新しい１２Ｃｒロータ材についても併記している。

１２Ｃｒ系のロータ材は，１９５０年代後半に現在高温ボルト材として使われている１２Ｃｒ鋼に端を発している。この材料は，いわゆるタイプ４２２と言われ，ＡＳＴＭの旧規格番号の４２２で呼ばれることが多い。なお，現在のこの規格はＡＳＴＭ６１６に変更されている。主成分は

[注3] 設計応力には実際に発生する応力に経験的に決められた安全率が乗じられており，材料のクリープ破断強さが各設計応力のポイントよりも高いことが必要条件となる。

[注4] ＣｒＭｏＶロータ材のクリープ破断強さのデータバンドは２本の曲線で示されているが（上限と下限を示している），このＣｒＭｏＶロータ材のクリープ破断強さは実線を延長しても図中の矢印の先端のポイントよりも上になることはなく下回る結果となる。主蒸気温度：５９３℃の超々臨界圧発電プラントにおいて設計的に必要なクリープ破断強さは，５９３℃の温度条件で１０万時間使用したとき９８MPa以下の応力ではクリープ破断を起こさないことであるが，このＣｒＭｏＶロータ材ではこの条件を満足することができない。

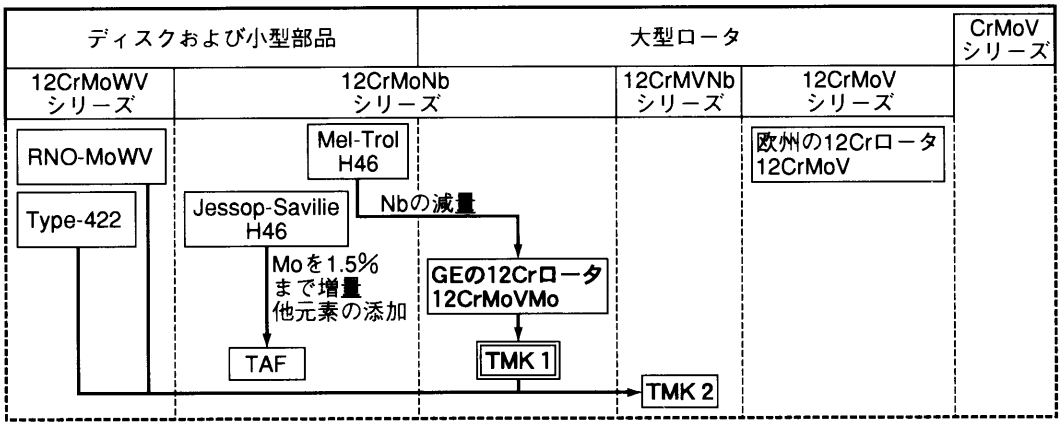


図1.7　１２Ｃｒ鋼の開発の歴史[7)]

１２Ｃｒ-1Ｍｏ-0.２５Ｖ-1Ｗである。この材料は小型の試験材では高圧ロータ材のＣｒＭｏＶ鋼よりも高いクリープ破断強さを示すが，ロータ素材のような大型素材になると小型材で見られた優れたクリープ破断強さを発揮することはなかった。

大型の素材である蒸気タービンロータ材で，小型材と同じように良好なクリープ破断強さを発揮するためには，Ｎｂの添加が必要であった。Ｎｂを添加した１２Ｃｒ鋼は，英国でジェットエンジンディスク材として開発されたＨ４６がルーツとなる。このＨ４６には0.６％という多量のＮｂが添加されていた。このため，粗大な初晶のＮｂＣが偏析部に残存するために延性，靭性が劣るものであった。ＧＥ社の Newhouse らは１２ＣｒＭｏＶＮｂ系のロータ材を製造するために実機規模のロータ材を製造し，材料評価試験を行った結果，ＮｂＣを完全に現出させないためにはＮｂの添加量を0.１％以下にすることが必要であることを見い出した[10)]。この研究によって初めてＣｒＭｏＶ鋼よりも優れたクリープ破断強さや靭性を有する１２Ｃｒロータ材が開発された。この開発によって，主蒸気温度が５６６℃までのプラントにおいてロータを無冷却で運転することを可能にした。このようにしてＧＥ社によって開発された１２Ｃｒロータ材は２０年以上も使われてきている。

このＧＥ社の開発した１２Ｃｒロータ材のクリープ破断強さ[11)]を１０００MW級の超々臨界圧プラントの設計応力[7)]と比較して図1.８に示す。なお，本図では横軸の定数項は１２Ｃｒ鋼で最適値と言われている２５を用いている。この図を見ると明かであるように設計応力は１２Ｃｒ鋼のクリープ破断強さの平均値と一致しており，ＣｒＭｏＶ鋼よりもクリープ破断強さは向上しているものの，必ずしも十分な強度をもつものではないことがわかる。

（2）車室材

現在用いられている車室材としては，高温に保持される内車室材が問題になるが，2.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼やＣｒＭｏＶ鋳鋼が用いられている。このうち，2.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼は米国・ＷＨ社の系統のメーカで採用されている材料であり，日本では三菱重工業で採用されている。一方，ＣｒＭｏＶ鋳鋼は，ＧＥ系のメーカで採用されている車室材であり，日本では東芝や日立で採用されている鋳鋼材である。どちらにも利点と欠点がある。

2.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼はＶが添加されていないので溶接性が良好である。溶接に際しては１５０℃以上の予熱があれば容易に溶接が行える。しかし，Ｖがないことでクリープ破断強さは劣る。ただし，車室の場合には圧力容器であるため，厚肉を増すことでクリープ破断強さの低いことを補うことができる。

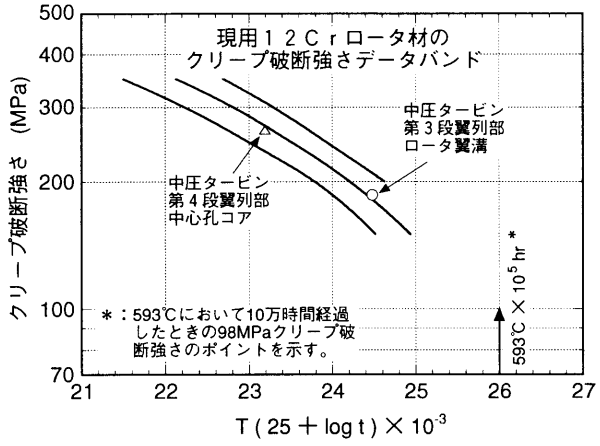


図１.８　従来型１２Ｃｒ鋼製高圧ロータ材（ＧＥ系１２Ｃｒロータ材）のクリープ破断強さと１０００MW超々臨界圧発電プラントの設計応力の関係

図中のプロットは設計的に必要なクリープ破断強さを示すものであり，材料強度がこのプロットよりも高いことが必要条件となる。また，この図には５９３℃における１０万時間の位置が矢印として示されているが，ロータ材の設計的に必要なクリープ破断強さは主蒸気温度における１０万時間推定クリープ破断強さが９８MPa（１０kgf/mm^2）以上必要であり，したがって材料強度はこの矢印の先端のポイントよりも高いクリープ破断強さを有することが必要条件となる。現用の１２Ｃｒロータ材のクリープ破断強さはこの図では２本のデータバンドで示されるが，平均強度が設計的に必要なクリープ破断強さをぎりぎりで満足する程度の強度しかなく，常に満足できる強度は有していない。

一方，ＣｒＭｏＶ鋳鋼はＶが添加されているため，クリープ破断強さが高い。しかし，Ｖが添加されていることで溶接性が劣る。溶接に際しては２００℃以上の予熱が必要である。

いずれの材料においても５９３℃の超々臨界圧プラントの高圧タービンに用いるためにはクリープ破断強さが十分ではない。図１.９には２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼車室材のクリープ破断強さのデータバンド[12]と１０００MW超々臨界圧プラント（主蒸気温度：５９３℃）の車室材の目標クリープ破断強さ（５９３℃×１０^{5}時間クリープ破断強さ：７８MPa）を比較して示すが，目標のクリープ破断強さに対してかなり低い強度しか有していないことがわかる。また，図１.１０は同様にＣｒＭｏＶ鋳鋼車室材のクリープ破断強さのデータバンド[13]と１０００MW超々臨界圧プラント（主蒸気温度：５９３℃）の車室材の目標クリープ破断強さを比較して示す。ＣｒＭｏＶ鋳鋼材は２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼に比べてクリープ破断強さが高いために２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼よりも目標強度に対して近いとこ

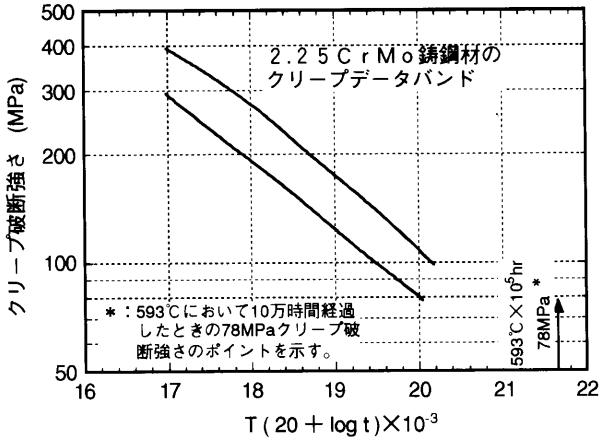


図１.９　２.２５ＣｒＭｏ鋳鋼車室材のクリープ破断強さと１０００MW超々臨界圧発電プラントの設計応力の関係

図中には５９３℃における１０万時間の位置が矢印として示されているが，車室材の設計的に必要なクリープ破断強さは主蒸気温度における１０万時間推定クリープ破断強さが７８MPa（８kgf/mm^2）以上必要であり，したがって材料強度はこの矢印の先端のポイントよりも高いクリープ破断強さを有することが必要条件となる。現用の２.２５ＣｒＭｏ鋳鋼車室材のクリープ破断強さはこの図では２本のデータバンドで示されるが，この曲線を延長した場合，曲線は矢印先端のポイントを明らかに下回る。

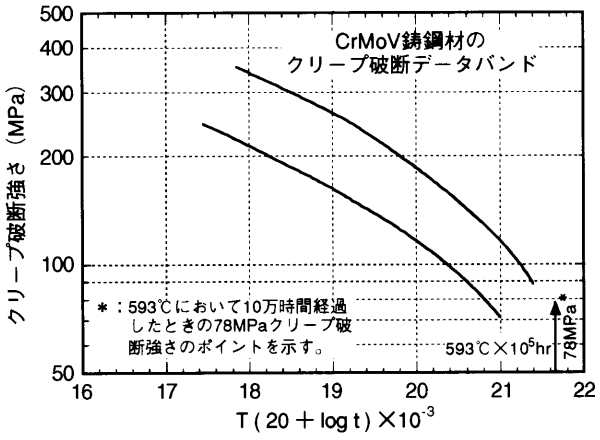


図１.１０　ＣｒＭｏＶ鋳鋼車室材のクリープ破断強さと
１０００MW超々臨界圧発電プラントの設計応力の関係

図中には５９３℃における１０万時間の位置が矢印として示されているが，車室材の設計的に必要なクリープ破断強さは主蒸気温度における１０万時間推定クリープ破断強さが７８MPa（８kgf/mm^2）以上必要であり，したがって材料強度はこの矢印の先端のポイントよりも高いクリープ破断強さを有することが必要条件となる。現用のＣｒＭｏＶ鋳鋼車室材のクリープ破断強さはこの図では２本のデータバンドで示されるが，この曲線を延長した場合も，曲線は矢印先端のポイントを明らかに下回る。

ろの強度を有しているが，十分な強度を有しているとは言えない。

上記の結果が示すように，現用の車室材料である２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼やＣｒＭｏＶ鋳鋼材では１０００MW超々臨界圧プラント（主蒸気温度：５９３℃）の車室材の目標クリープ破断強さを満足することはできない。このため，ロータ材と同様に高Ｃｒ系の鋳鋼車室材を開発することが必要となった。

１.３　超々臨界圧プラント用材料の開発課題

（１）１２Ｃｒロータ材（５９３℃用ロータ材）

１２Ｃｒロータ材の場合には，前項で示すように，高温強度，特にクリープ破断強さの改善が課題となる。

また，１２Ｃｒ鋼で大型の鋼塊である実機ロータを製造する場合，中心部に脆弱な網目状偏析が発生する。これは，１２Ｃｒ鋼は高合金鋼であり，溶質原子が最終凝固部である中心部に集まってしまうことによる。特に，１２Ｃｒロータ材ではＣｒ量が高いために，この中心部の偏析帯のＣｒ当量は高くなり，その結果としてδ-フェライトが出やすい。また，この偏析部ではＮｂＣが析出しやすい。このため，実機ロータのような大型鋼塊を製造する際には，偏析が最小になるような特殊な造塊方法を採用することが必要であり，ＧＥ社ではＶＡＲ法（Vacuum Arc Remelting，真空アーク再溶解法）を採用して造塊を行っていた。

このＶＡＲ法は，図１.１１[14]に示すように目的とする成分の消耗電極を用意し，真空チャンバーの中に消耗電極を固定し，電極と水冷の銅製の鋳型との間に電位差をつけてアークを発生させ，そのとき発生する熱により電極を少しづつ溶かしていく方法である。この方法を用いることで，大型の鋼塊を作るときでも溶けている量が制限されるので，偏析が少なくなる。また，真空中で溶解を行うので，溶鋼中のガス成分が除去される。

もちろん，ＶＡＲ法に準じる方法であれば網目状偏析の生成を避けることは可能である。そのような造塊方法としては，ＶＡＲ法の他に，ＥＳＲ法（Electro Slag Remelting，エレクトロスラグ再溶解法）やＥＳＨＴ法（Electro Slag Hot Topping，エレクトロスラグホットトップ法）が挙げられる。

ＥＳＲ法は，ＶＡＲ法と同様に消耗電極を作りそれを少しづつ溶かしていく方法である。ＥＳＲ法における溶解状況を図１．１２[14]に示す。この図に示されるように，電極と水冷鋳型の間に電位差を設けることはＶＡＲ法と同じであるが，電極はスラグ中に浸漬しており，電気が流れることによりスラグが抵抗加熱されて高温となり，電極を徐々に溶かしていく方法である。また，雰囲気は不活性ガスなどで満たされており，真空ではない。溶鋼がスラグ中を滴下していく間にスラグによって精錬されるため，清浄度のよい鋼塊が得られる。しかし，真空ではないためガス成分が混入しやすく，雰囲気制御が良好な鋼塊を得るための鍵となる。

ＥＳＨＴ法は，図１．１３に示すように，通常の自然凝固をさせる造塊方法で鋳型に溶湯を注いだ後，ＥＳＲ法と同じように溶湯の上面にスラグを装入し，さらに消耗電極もしくは非消耗電極をスラグの中に浸漬させ，２本以上の電極の間に電位差を設け，スラグを抵抗加熱することによりトップ側を加熱する。これによって，ボトム側からトップ側への指向性凝固が行えることにより側面からの凝固が抑制されるので，鋼塊中心部への溶質原子の濃縮が抑制される。加えて，消耗電極を用いた場合には消耗電極からの平均成分の溶湯が未凝固部分（溶融金属部分）へ供給されることにより，溶質原子の

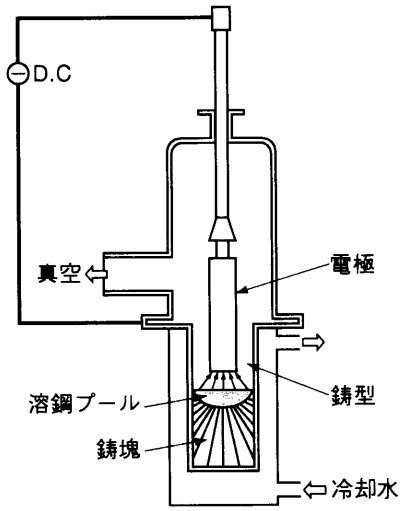


図１．１１　ＶＡＲ法の操業状況（模式図）[14]

ＶＡＲ：真空アーク再溶解法；Vacuum Arc Remelting

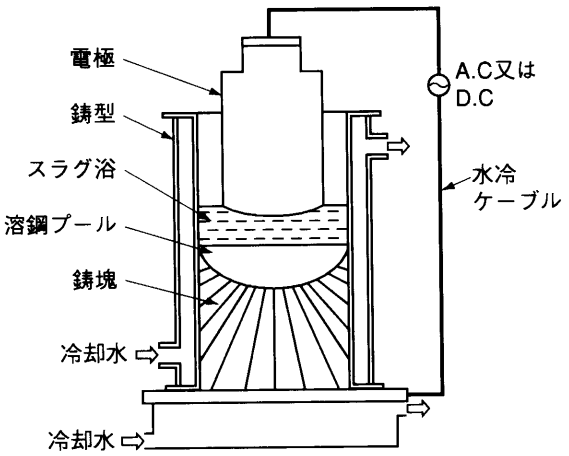


図１．１２　ＥＳＲ法の操業状況（模式図）[14]

ＥＳＲ：エレクトロスラグ再溶解法；Electro Slag Remelting

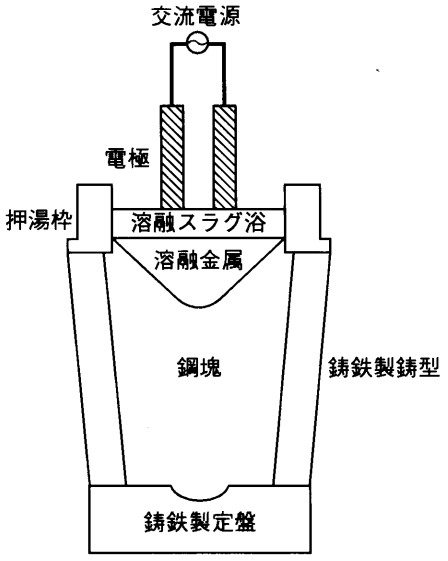


図１．１３　エレクトロスラグ押湯保温法による
造塊状況図（ＥＳＨＴ法）

ＥＳＨＴ：エレクトロスラグホットトッピング法；Electro Slag Hot Topping

濃化によるマクロ偏析は軽減される。このようにしてＥＳＨＴ法で造塊した鋼塊では，高合金鋼特有の溶質原子の濃化による網目状偏析の発生をＥＳＲ法と同様に防ぐことができるようになっている。このことは実際に大型ロータ素材を製造した結果で実験的に確認されている[15]。

上記に示すように，１２Ｃｒ鋼を用いてロータ材を製造する際には，マクロ的な偏析を抑制するために特殊な造塊方法のＶＡＲ法，ＥＳＲ法またはＥＳＨＴ法を用いることが必要となる。

また，１２Ｃｒ鋼では，軸受部において異常摩耗が生じる。これは，軸受との接触において，ロータ材側から切り粉が発生し，その切り粉がさらにロータを削っていく現象であり，ロータ軸受部が異常に摩耗し，これによって振動が発生し，運転できない状態になってしまう現象が発生する。この現象は，油管理を十分に行えばある程度は防げるが，必ずしも絶対的な管理は存在しない。このため，１２Ｃｒ鋼で製造したロータ材に対しては，軸受部に対して，1）低合金鋼を肉盛溶接する，2）低合金鋼製の金具（スリーブ）をはめ込む，3）Ｃｒメッキ処理を施す，等の対策が必要である。

（2）オーステナイトロータ材（６４９℃用ロータ材）

５９３℃クラスの蒸気タービンの高圧ロータ材としては，先に示すように１２Ｃｒ系のロータ材で対応できると考えられるが，６４９℃（１２００°Ｆ）の主蒸気を有する蒸気タービンに対しては，１２Ｃｒ鋼では十分な高温強度は確保できない。このため，さらに高いクリープ破断強さを有する材料の適用が必要となる。

１２Ｃｒ鋼よりも高温強度が優れている材料としてはオーステナイト系のステンレス鋼が考えられるが，ＪＩＳのＳＵＳ３０４系統で代表されるようなステンレス鋼は６００℃以上の高温におけるクリープ破断強さはマルテンサイト系の１２Ｃｒ鋼よりも優れているが，常温や高温における機械的強度は十分ではない。このため，機械的強度も備わったステンレス鋼として鉄基の超合金であるディスカロイとかＡ２８６が候補材として挙げられる。しかし，これらの材料は溶解，造塊方法や熱処理方法によって十分な延性が得られない。特に造塊においては１２Ｃｒロータ材と同様にマクロ偏析によりフレックルと言われる硬くて脆い相が通常の鋼塊のλ偏析部に発生する。このフレックルは，通常の鋼塊ではもちろんのこと，ＥＳＲ鋼塊においても避けることはでいない。このため，フレックルの発生を如何に抑制するか，または発生してしまったものがどのような挙動を示すのかがオーステナイトロータを開発する上で重要な鍵となる。

またさらに致命的な問題として熱処理が不十分であるときにはクリープ破断における切欠弱化が発生するということもあり，これらを解決することが必要となる。

ただし，鉄基の超合金は高温強度，特にクリープやクリープ破断強さは優れており，その点においては設計的には何ら問題ないものである。

（3）１２Ｃｒ車室材（５９３℃用車室材）

車室材としては，５９３℃クラスまでの主蒸気温度の蒸気タービンに対しては，１２Ｃｒ系の鋳鋼材が適用されることになる。これは，高温強度の面では先の項で示すように低合金鋼の材料では十分でなく，ロータ材で１２Ｃｒ鋼系の材料が高温強度的に適当であったことから，車室材についてもマルテンサイト系の材料が高温強度的に適当であると判断されたことによる。また，車室は複雑な形状をしており，容易に複雑な形状に成形できる鋳物の方がコスト的に有利であることから，鋳鋼を採用することとなった。

１２Ｃｒ鋳鋼を採用する上で問題となることは，上記に示すように十分な高温強度，言い換えれば十分なクリープ破断強さを得ることにある。加えて，鋳鋼材であるために鍛鋼材のように造塊後に機械的に拡散を行うこと，すなわち鍛造を行うことができないので，凝固の際に生じた偏析を軽減することは熱拡散であるソーキング処理（焼準処理）によって高温に保持して，溶質原子の濃度差を駆動力として均一化を図る方法しかとることはできない。このため，鍛造材に比べて偏析の度合いは大きく，その結果溶質原子の濃化した部位においてδ-フェライトが残存してしまう問題がある。

また，鋳鋼材であるため，鋳物特有の欠陥が残存しており，それを溶接によって補修することも必要である。加えて，車室は圧力容器であるため，配管との接続もあり，溶接は不可欠である。１２Ｃｒ系の材料は，マルテンサイト系の組織を有しているので，溶接施工によってＡｃ１点を越えた部位，いわゆる熱影響部では，硬さが上昇し溶接割れを起こしやすい。このため，低合金鋼に比べて溶接は難しい。

したがって，１２Ｃｒ鋳鋼車室材を開発する上では，１）高温強度（クリープ破断強さ）の確保，２）δ-フェライトの生成の抑制，３）溶接性の確保，等が必要である。

（４）オーステナイト車室材（６４９℃用車室材）

６４９℃という高温では，ロータ材と同じように車室材についてもマルテンサイト系のステンレス鋼では高温強度が十分に確保できない。このため，オーステナイト系のステンレス鋼が必要となる。オーステナイト系のステンレス鋼では準安定のステンレス鋼であるＪＩＳ規格のＳＵＳ３０４やＳＵＳ３１６が候補材として挙げられる。これらの準安定オーステナイト鋼でも高温強度の面では十分に車室の仕様を満足できるが，次のような問題点がある。

１）変態を利用できないため結晶粒度の制御が難しい。

２）使用中にσ相やχ相が生成して脆化する。

３）超音波による非破壊検査が行いにくい。

そこで，実機車室の製造を考慮し，次のようにして材料を選んだ。

ａ）結晶粒の制御を行う上では，鍛造＋熱処理で行う以外方法はなく，このために鋳鋼材の採用は困難。

ｂ）また，ＳＵＳ３１６を鋳鋼で使う場合には，偏析によりσ相が析出しやすい。

ｃ）その結果として鍛鋼を採用することになるが，米国のＰＥＣＯ（Philadelphia Electric Company）のEddystone No.1 unit ではボイラの主蒸気管やタービンの弁室に３１６鍛鋼が用いられており，その実績も考えて６４９℃用の車室材として３１６鍛鋼を採用することとした。

３１６鍛鋼を実機車室材とする場合には，上記に示すように使用中にσ相やχ相が析出しないような成分にすることが必要である。このためには，Ｃｒ当量を低く抑え，Ｎｉ-バランスを高くすることが必要となる。また，単にＣｒ当量を低く抑え，Ｎｉ-バランスを高くすることだけを行うと，鋼塊製造時に凝固割れが起こり，歩留まりが悪くなる問題もある。このため，実機車室の成分については十分な検討が必要となる。

（５）高温用ボルト材

５９３℃クラスのタービンの高温側のボルトでは車室材がマルテンサイト系の材料になるために，従来の車室材よりも熱膨張率が小さくなってしまう。一方，ボルト材としては，高温強度が必要になるため，従来は１２Ｃｒ系のボルト材が使われていたのが，オーステナイト系の超合金製のボルトに

代えられる。熱膨張率の大きい順に並べると，オーステナイト系材料＞フェライト系材料＞マルテンサイト系材料の順になり，従来プラントのフェライト系車室／マルテンサイト系ボルトから超々臨界圧タービン（超高温タービン）の場合には，マルテンサイト系車室／オーステナイト系ボルトとなり，車室とボルトの熱膨張率の差が大きくなってしまう。特に，上記の組み合わせの場合には，室温でボルトを締めていても運転時には熱膨張率の差からボルトが緩んでしまうことになる。もしも，熱膨張率の差を考慮して，室温での締め付け力を高めるとすると，運転開始時の非定常状態において先に加熱された車室が先に膨張してしまい，膨張していないボルトによって強い締め付け力が加わり，車室材が塑性変形を起こしてしまい，運転温度の定常状態になったときには強く締めない場合よりも緩みが大きくなってしまうことになる。このようなことから，オーステナイト系のボルト材をマルテンサイト系の車室に適用する場合には，熱膨張率を考えた設計が必要となる。

材料面でこの問題を解決するためには，熱膨張率の小さいオーステナイト系の材料を適用することになる。その候補材料としてはナイモニック８０Ａというニッケル基の超合金が考えられる。この材料は，図１.１４に示すように，現在高温ボルト材として適用されているオーステナイト超合金のRefractaloy26（リフラクトアロイ２６）よりも線膨張係数が小さいという特徴があり，上記の目的に適う材料である。しかし，この材料のクリープ破断延性は極端に低く，切欠弱化を起こす材料である。このため，成分並びに熱処理方法について十分に改良を施すことが必要である。

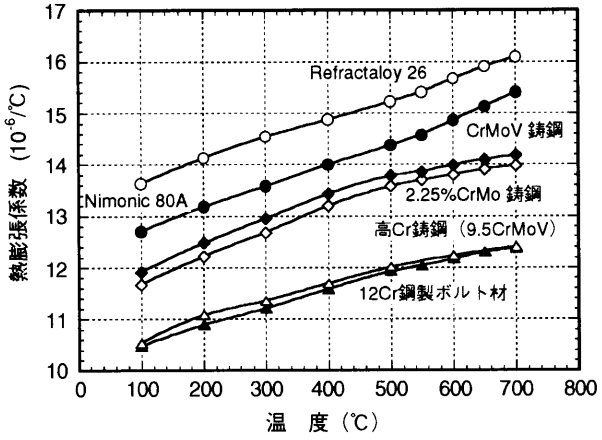


図１.１４　蒸気タービン構成材料（静止部材）の線膨張係数

１.４　蒸気温度と蒸気タービンの主要構成部材の選択

表１.２に蒸気タービンの主要部品であるロータと車室に適用されるそれぞれの材料を蒸気温度で整理して示す。従来の蒸気温度は５６６℃までであり，低合金鋼製のロータ材と車室材で構成されている。これらの材料は，ベイナイト組織を基本に主に炭化物で強化されている材料である。ロータ材並びに車室材ともに低合金鋼であるが，ロータでは欠陥を極力抑えることができ信頼性の高い鍛鋼材，車室では複雑な形状に適した鋳鋼材を採用している。これに対して，５６６℃を越えるような高温になると低合金鋼製の材料では高温強度が十分ではなく，高Ｃｒ鋼が必要となる。この場合にはマトリックスはマルテンサイト組織となり，また強化相としては炭窒化物となる。ロータでは１０.５Ｃｒ系鋼を用い，車室材では偏析が大きくδ-フェライトが生成しやすいので，ロータ材よりもＣｒ量を抑えた９.５Ｃｒ系鋼を用いる。６００℃を越える温度になるともはやフェライト系の材料では高温強度を得ることは難しく，オーステナイト系の材料が必要となる。ロータ材では高温強度の他に常温の機械

表1.2　蒸気タービンの高温化に伴う主要部品の構成材料選択

蒸気温度	538℃ (1000°F)	566℃	593℃ (1100°F)	621℃	649℃ (1200°F)
ロータ	CrMoV鍛鋼 ベイナイト組織の炭化物による強化		12Cr鍛鋼 マルテンサイト組織の炭窒化物による強化		鉄基超合金 (A286) オーステナイト組織のγ'相による強化
車室	2.25CrMo鋳鋼 CrMoV鋼 ベイナイト組織の炭化物による強化		12Cr鋳鋼 マルテンサイト組織の炭窒化物による強化		オーステナイトステンレス鋼 (SUS316H鍛鋼) オーステナイト組織

的強度も必要となるため鉄基超合金が必要となる。この鉄基超合金ではマトリックスがオーステナイトとなり，微細な析出物であるγ'相で強化している。一方，車室材としてはクリープ特性が良好なオーステナイト系ステンレス鍛鋼が用いられる。この材料の場合には，マトリックス自体の強度で優れた高温強度を得ており，製造時における強化相はない。ただし，高温で使用していると炭化物が析出してくるため，これらの炭化物が強化相として機能するようになる。

1.5　本論文の目的と構成

1.5.1　目　的

本論文では1950年代から主流となっている火力発電プラントの蒸気条件を高温・高圧化して熱効率の大幅な向上を狙うために不可欠な主要構成部材の開発を目的とするものである。このために，前述に示すさまざまな開発課題を解決して工業的にも製造可能な高温構造材料を提供することが主題となる。

1.5.2　構　成

上記目的を達成するために，以下に示す各章では次の内容を検討する。

第2章では，593℃の主蒸気条件で運用できる新しい12Crロータ材について高温強度の評価を行うとともに，高純度化の影響を調査し，長時間脆化特性について検討を行う。また，実際のロータ材のように大型の鍛鋼品とした場合には偏析が問題となるが，高合金鋼である12Crロータ材の場合には，中心部に網目状偏析が発生しやすい。この網目状偏析を抑制する上での鋼塊製造法についても言及する。さらに，世界に先駆けて高純度12Crロータを工業的に製造し，その製造法を立証するとともに得られた実機ロータの特性評価についても考察する。

第3章では，同じく593℃の蒸気条件で運用が可能である高Cr鋳鋼車室材の開発について検討を行う。本開発では50kg鋼塊を用いた基礎試験で成分の選定を行い，その選定された材料に対して1トンクラスの大型試験材を製造し，性状調査を始めとする材料評価試験を実施する。高Cr鋳鋼車室材の場合，技術的な問題点としてδ-フェライトの生成が挙げられる。高Cr系の材料において高温強度を高めるために多量の合金元素の添加が試みられるが，合金元素が増えるに従いこのδ-フェライトが生成しやすくなる。このため，如何にしてδ-フェライトを生成させないで高温強度を高めていくかが一つのポイントとなる。また，鋳鋼材料の場合には溶接補修が不可欠であり，良好な溶接性を得るために常温での延性及び靭性の確保が重要な開発ポイントとなる。そこで，本開発においては高温強度の向上とともに常温における延性，靭性の確保が二つ目の開発のポイントとなる。第2章では上記に示す開発のポイントを押さえながら，基礎試験から実機車室製造までの研究開発について言及するものである。

第４章では，５９３℃よりもさらに高温の温度条件で適用できる蒸気タービンロータの開発を目的とした研究内容について示す。具体的には６４９℃の蒸気温度に耐えうるロータ材として鉄基超合金のＡ２８６を用いて蒸気タービンロータを開発することについて示すものである。

Ａ２８６はオーステナイト系の材料であり，γ'相によって強化された超合金であるが，超合金を用いて４０トン近い大型鍛鋼材料を作ることは世界的に見ても例のないことである。そこで本章では，大型鍛鋼品を製造するときに問題となる偏析性の欠陥（フレックルと呼ばれている）の発生を抑制することやクリープ破断における切欠弱化の問題，等を成分並びに熱処理の改良を通して解決を行う。また，フレックルが発生した場合におけるロータの安全性についても検討を行う。

第５章では第４章と同様に６４９℃の蒸気条件で運用できる蒸気タービンの構成部材を検討する。この章では車室材を検討するものであり，オーステナイト系のステンレス鋼である３１６Ｈ鍛鋼の適用性について検討を行う。３１６鍛鋼を蒸気タービン部材として適用した例は米国のフィラデルフィア電力のエディストン１号タービンが挙げられる。本章ではこのエディストン１号タービンで使われた弁室を調査することにより最適な成分系を明らかにするとともに，時効収縮による車室の変形について考察し，さらには実機車室の検証を行う。

第６章では超高温タービンにおいて必要性が増したボルト材の開発について言及する。５９３℃級の超高温タービンでは車室材料として線膨張係数の小さいマルテンサイト系の高Ｃｒ鋳鋼車室材が用いられる。一方，ボルト材としてはクリープ特性の優れたオーステナイト系ボルト材が適用されるようになる。このオーステナイト系の材料は線膨張係数が大きいため，従来の組み合わせ（車室材料が２.２５ＣｒＭｏ鋳鋼などの低合金鋼でマルテンサイト系のものより線膨張係数は大きい，ボルトはオーステナイト系）よりもボルトが緩み勝手になる。ナイモニック８０Ａはオーステナイト系の超合金としては線膨張係数が小さい方であり，ナイモニック８０Ａを使えばボルトの緩みも少なくなる。しかし，市販のナイモニック８０Ａはクリープ延性が低く，クリープ破断の切欠弱化を起こしやすい材料であり，改良が必要な材料である。そこで本章ではこのナイモニック８０Ａのクリープ破断特性を改善するために成分並びに熱処理について改良を加え，信頼性の高い材料とすることを検討するものである。

第７章では本論文の全体の内容について総括して示す。

参考文献

1）花田，肥爪，藤川，横田，竹田，国分：三菱重工技報　vol.25 No.1 （1988.1）

2）宮沢，肥爪，羽田：金属，No.1 (1986) p.9

3）竹田，増山：耐熱金属材料研究第１２３委員会研究報告書（日本学術振興会），vol.28, No.3 (1987) p.399

4）古谷，肥爪，藤川，横田，国分，竹田：日本機会学会論文集，vol.56 No.532 (1990) p.3889

5） A. W. Rankin and B. R. Seguin:Trans. ASME, 78 (1956), 1527.

6）Joseph D. Conrad and N. L. Mochel:Trans. ASME, 80 (1958), 1210.

7）K. Furuya, A. Hizume, Y. Takeda, Y. Takano, H. Yokota, A. Suzuki, S. Kinoshita, M. Kohno and T. Tuchiyama : The second International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants (Nov. 2-4, 1988 Palo Alto, California)

8）F. R. Larson and James Miller, Trans. ASME, (1952) p.765

9）A. Hizume, Y. Takeda, H. Yokota, A. Suzuki, S. Kinoshita, M. Koono and T. Tuchiyama : Journal of Engineering Materials and Technology, 109 (1987) p.319

10）D. L. Newhouse, C. J. Boyle and R. M. Curran: ASTM 68th Annual Meeting (1965)

11）F. Ito, K. Kuwabara, M. Miyazaki, Y. Fukui and Y. Takeda: Journal of Enginerring for Gas Turbines and Power, 110 (1988) p.127

12）竹林，田代，藤田，中村，竹田：鉄と鋼，vol.76, No.7 (1990) p.1068

13）山田　他：　火力原子力発電　(1991) p.223

14）日本鋳鍛鋼会　鍛鋼研究会　「鍛鋼品の欠陥」（1983）

15）K. Sato, I. Kitagawa, K. Soeda, K. Morinaka and A. Fujita: Proceedings of the Robert I. jaffee Memorial Symposium on Clean Materials Technology ASM/TMS Materials Week (1992) Chicago, Illinois,USA.

第2章　５９３℃用高純度フェライト系鋼１２Ｃｒロータ材の開発

2.1　緒言

序論でも述べたように，５９３℃（１１００°Ｆ）の主蒸気温度の蒸気タービンを実現するためには，タービンロータ材として１２Ｃｒロータ材を開発することが必要である。これまでに開発されている１２Ｃｒロータ材としては先にも述べたようにＧＥ社が開発した１０.５ＣｒＭｏＶＮｂＮ鋼からなる１２Ｃｒロータ材[1]である。この材料は図１.６に示すように大容量超々臨界圧プラントの高圧並びに中圧タービンロータ材としては高温強度が十分ではなく，適用は困難と言わざるを得ない。

また，ＧＥ系の１２Ｃｒロータ材の他には，（株）東芝が開発した１０.５ＣｒＭｏＶＴａＮ鋼[2]があるが，この材料はＧＥの１２ＣｒロータのＮｂの代わりにＴａを添加したことを特徴としており，高温強度についてはＧＥの１２Ｃｒロータ材を越えることはない。このため，大容量超々臨界圧プラントを実現するためには，新たな発想に基づく１２Ｃｒロータ材の開発が必要であった。

藤田らは高温強度を改善する上では１）従来の固溶強化元素のＭｏの添加量に対する考え方を改め，１％から１.５％に増量すること，２）脱酸材として添加されていたＳｉを可能な限り低く下げることが必要であることを指摘した[3]。

Ｍｏは固溶体強化元素としてマトリックス中に固溶し，マトリックスを強化するとともに，固溶したＭｏは，Ｃとの親和力が強く，炭窒化物の凝集・粗大化を遅延させる作用があると考えられる。このため，その添加量が多くなればその効果は増大し，クリープ破断強さが増すことになる。ただし，あまりにも過剰に添加すると，ラーベス相（Fe_2Mo）の生成能が増し，容易にラーベス相を形成して，クリープ破断強さを改善することに効果のある固溶Ｍｏが消滅するとともに，ラーベス相が延性，靭性を低下させてしまうことになる。また，Ｍｏが増せば，自ら炭窒化物になりやすくなるので，その添加量については限界がある。

このようなことから，藤田らは，Ｍｏを１.５％添加したＴＡＦ材を開発[4]しており，比較的小型の鍛鋼品（例えば，ガスタービンのディスクや過給機のロータ）に現在でも採用されている。この成分系では，Ｍｏを１.５％添加することを特徴としており，Ｍｏ添加量はＧＥの１２Ｃｒロータ材の１.０％よりも高くなっている。したがって，１２Ｃｒロータ材においても，Ｍｏ量を１.０％から１.５％にすることによりクリープ破断強さを高くすることが期待される。

また，Ｓｉは柱状晶を発達させて偏析を助長し，またＳｉ自身は酸化物となってクリープ破断強さを低下させるとともに延性や靭性の低下をもたらす可能性が大きい。また，現在の製鋼技術では，Ｓｉを添加しなくても真空カーボン脱酸法によって鋼中の酸素を除去することができるので，脱酸をＳｉに頼る必要はなくなっている。

このようにすることによって，クリープ破断強さは従来のＧＥ社で開発した１２Ｃｒロータ材よりも高い材料が得られることが期待できる。

一方，１２Ｃｒロータ材の場合には，高温強度が必要であるとともに大型回転体であることから，脆性破壊に対する抵抗力をもつことが必要である。そのような意味から，靭性の確保も重要なポイントとなる。

ロータ材の靭性の改善への取り組みは高圧ロータ材よりも大型で大きな遠心力が作用し，さらに運転温度の低い低圧ロータ材に対して数多くの研究[5)-7)]が行われている。その研究成果[5)-7)]から，高純度材料にすることによって靭性が向上し，さらに経年的に脆化が進行することも防げることが示

されている。そこで，１２Ｃｒロータ材に対して最近の高純度化の製造技術を適用し，実規模のロータを製造して材料評価試験を実施し，その特性評価を行った。

そこで，本章では，超々臨界圧発電プラントに適用できる新しい１２Ｃｒロータ材の開発について言及するとともに，その新しい１２Ｃｒロータ材に対して高純度技術を適用して靭性の改善を行うことを目的として，基礎的な検討及び実機サイズのロータの試作とその材料試験を実施し，その調査結果について明らかにするものである。

2.2　５９３℃対応１２Ｃｒロータ材の開発

2.2.1　ＧＥ系１２Ｃｒロータ材の特性評価

（1）試験材

ＧＥ社で開発された１２Ｃｒロータ材の特性評価を行うため，国内のロータ素材メーカで作られた実機１２Ｃｒロータ材の軸部先端を入手し，材料特性評価試験を行った。この素材は直径：５００ϕ，長さ：１５００mm の大きさをもつものである。軸部から採取した素材であるので，実機ロータの評価の対象となる胴部よりも鍛錬比が高く，また素材径が小さいので焼入れの際の冷却速度が速いことなど，必ずしも適当な素材とはいえないが，ＧＥ系１２Ｃｒロータ材の特性評価を行う上で貴重な素材であるため評価を行った。

表2.1には入手した素材の化学成分を示す。

表2.1　ＧＥ系１２Ｃｒロータ材の化学成分

(mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Co	Al	Ti	Sn	W
仕様（特許）US Patent 3,139,337	0.10-0.30	Max. 0.60	0.40-1.20	Max. 0.025	Max. 0.025	Max. 1.20	8.0-13.0	0.50-1.50	0.15-0.30	0.03-0.12	0.04-0.10	Max. 0.25	Max. 0.05	Max. 0.05	Max. 0.04	Max. 0.25
取鍋分析	0.17	0.09	0.60	0.009	0.002	0.34	10.45	1.10	0.25	0.047	0.0507	-	-	-	-	-
製品分析	0.17	0.10	0.59	0.008	0.003	0.32	10.43	1.00	0.24	0.048	0.0536	-	-	-	-	-

（2）機械的性質

また，表2.2に素材の機械的性質を示す。この機械的特性を見ると明かであるように，機械的強度が０.２％耐力で８４０MPa以上あり，１２Ｃｒロータ材としては高めの値を示している（通常は，７６０～７８０MPa程度[注1]）。そこで，受け入れた素材に対して追加の焼もどし処理を施して特性評価を行うこととした。

以下に，素材メーカでの熱処理条件及び追加焼もどし条件を示す。

素材メーカでの熱処理条件（調質処理のみを示す）

１０５０℃×２６ｈｒＯＱ＋５７０℃×１２ｈｒＦＣ＋６３０℃×３６ｈｒＦＣ

（ＯＱ：油焼入れ，ＦＣ：炉冷）

追加焼もどし条件

６６０℃×５０ｈｒＡＣ　（ＡＣ：空冷）

追加焼もどしを施した材料の機械的性質を表2.3に示す。追加焼もどしによって機械的強度は低くなり，延性が僅かに向上しているが，靭性については大きな変化はないものと考えられる。

[注1] 文献1）のＧＥ社の論文の表に示されるように，引張強さは９３０MPaに調整されており，このときの０.２％耐力は７６０MPa程度となる。

表2.2　GE系１２Ｃｒロータ材の機械的性質（受け入れ材）

位置・方向	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	2mm Vノッチ シャルピー衝撃吸収エネルギー (J)
表層・半径方向	846 849	984 985	19.4 20.4	56.6 55.2	20
中心・接線方向	848 851	981 983	18.6 19.0	53.7 54.0	20

表2.3　GE系１２Ｃｒロータ材の機械的性質（追加焼もどし材）

位置・方向	常温引張試験				2mm Vノッチシャルピー衝撃試験	
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	５０%ＦＡＴＴ (℃)
表層・半径方向	763 771	905 910	20.8 20.0	56.2 56.0	16 27	54
中心・接線方向	762 761	899 899	19.6 20.4	56.2 56.2	31 24	52

（3）クリープ破断試験

このようにして追加焼もどしを施した素材に対してクリープ破断試験を実施した。その結果を図2.1及び図2.2に示す。ここで，図2.1が表層材，図2.2が中心材の結果をそれぞれ示す。これらの図における横軸は先に説明したラルソン-ミラー指数であり，T：絶対温度（K）とt：破断時間（ｈｒ）から構成される指数であり，この指数が大きくなることは高温・長時間になることを意味する。また，縦軸はクリープ破断応力を示す。また，これらの図には図1.6並びに図1.8で示した５９３℃・１０００MW超々臨界圧プラントの設計応力も併せて示す。この設計応力には実際に発生する応力に安全率が乗されており，したがって各材料の平滑クリープ破断強さはこの設計応力のポイントを上回る強度を有することが必要となるわけである。これらの図から次のことが言える。

1）切欠強度は平滑よりも安定して高く，切欠強化型の特性を示す[注2]。

2）表層試験材は中心試験材に比べてクリープ破断強さが高い。

3）表層材並びに中心材とも５９３℃・１０００MW超々臨界圧プラントの設計応力を満足する。

以上のように，GE系１２Ｃｒロータ材であっても５９３℃・１０００MW超々臨界圧プラントの設計応力は満足できるものと考えられる。しかし，先にも示したように，本素材は軸端部の材料であること，また焼入れの際にはロータ材よりも速い速度でマルテンサイト変態を起こしていることから，実際のロータを製造した場合にはこの材料で今回の結果と同等の良好なクリープ破断強さが得られるかどうかは疑問の残るところであるため，さらに高温強度改善の研究を行うこととした。

なお，焼入れ速度が速い場合に，クリープ破断強さが高くなると考えられる理由は次の通りである。

焼入れ冷却速度が速い場合には，オーステナイト相からマルテンサイト相へ急激に変態が起こることになる。このとき，変態の駆動力となる過冷却は大きく，その結果として，マルテンサイト相を形成する一つのブロックは比較的細かいものとなる。また，ブロックを構成するラスも相対的に細かいものとなる。その結果，焼もどしの際に形成される炭窒化物も細かいブロック境界やラス境界に分散

[注2] 蒸気タービンロータには翼溝など多くの切欠を有する構造となっている。一方，蒸気タービンの設計では先に示すように平滑クリープ破断強さが設計応力を満足することとなっており，切欠部に対する規定はない。これは，素材に対して切欠クリープ破断強さは平滑クリープ破断強さよりも常に強くなければならないという前提条件の上で成り立っている。このため，構成材料のクリープ破断特性においては切欠強度は常に平滑強度よりも高いこと，いわゆる切欠強化になっていなければならない。

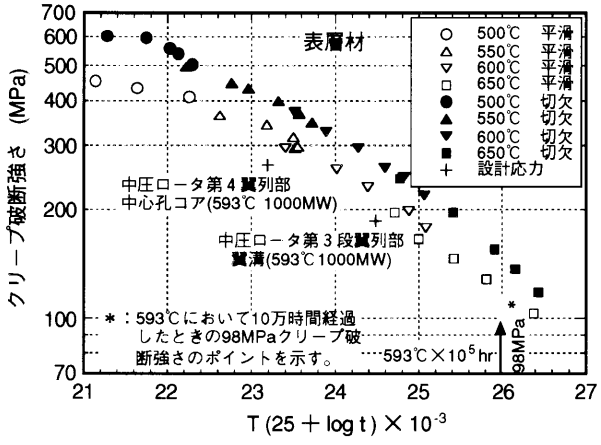


図2.1　GE系12Crロータ材のクリープ破断強さ（表層材）

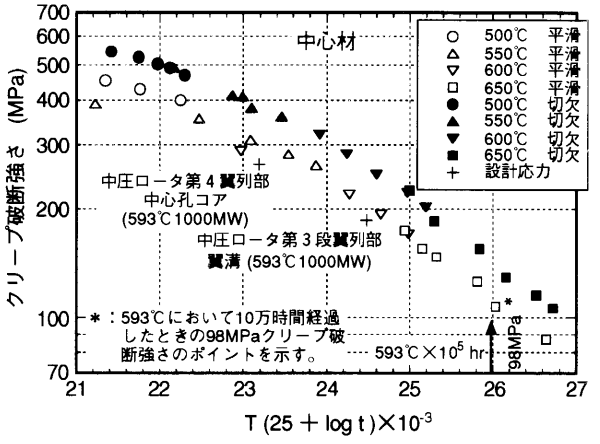


図2.2　GE系12Crロータ材のクリープ破断強さ（中心材）

して析出することになるため，析出物による転位運動の抑止に対して効果的であり，高いクリープ破断強さを示すことになるものと考えられる。

実機ロータの熱処理では油焼入れを行うが，熱容量が大きく焼入れ速度は遅い。加えて，表層が先に冷却されるので，表層がマルテンサイト変態を起こしたときには，その変態に伴う発熱反応によって中心部は断熱されることになり，中心部は一層焼入れ速度が遅くなってしまう。このようなことか

．実機ロータ材では，変態時の冷却速度は５００φを油焼入れしたときよりもかなり遅いものであり，このため，ブロックやラスの寸法は大きいものとなり，炭化物等の析出物による転位運動の抑止効果は微細なものよりも弱くなるものと考えられる。

また，クリープ破断試験を行うことにより，試験片内にはサブグレインが形成されるが，サブグレインの大きさは炭窒化物の分布に依存しており，クリープ破断試験中に炭窒化物がブロック境界へ集まっていくことから，ブロック境界の大きさが小さいものほどサブグレインの成長も遅く，その結果長時間側まで高いクリープ破断強さを維持できるようになる。このため，ブロック境界の大きさを小さくすること，すなわち焼入れ冷却速度を速くすることはクリープ破断強さを長時間側まで向上させる可能性が大きい。

2.2.2　改良１２Ｃｒロータ材の特性評価（１）

電発・若松超高温タービンの構成材料の選定に対しては，種々の経過から東京電力・技術研究所での調査結果[7]に基づいて決定することとなったため，蒸気タービンメーカ３社が材料を持ち寄って試験を行うこととなった。その試験結果の概要を以下に示す。

（１）試験材

試験材は国内タービンメーカ３社（日立，東芝，三菱）のそれぞれが選んだ材料についてモデルロータを３種類製造し，材料特性評価試験に供した。表２.４に化学成分を示す。Ａ鋼種及びＢ鋼種については，ＶＣＤ鋼塊（真空カーボン脱酸法による通常鋼塊）で鋼塊重量７０トンで製造した。また，Ｃ鋼種についてはＥＳＲ鋼塊とし，歩留が良い関係で鋼塊重量は４０トンとなっている。最終形状は，胴径：１２００φ，胴長：１８００mm，全長 4.5m のドラム形状のロータ材とした。なお，熱処理

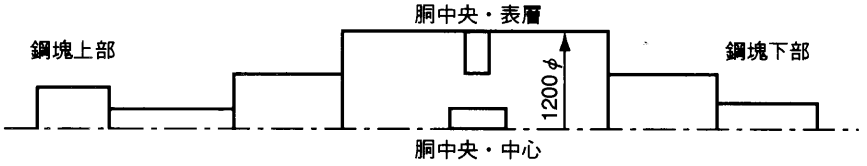
表2.4　改良１２ｒロータ材の化学成分

(mass%)

鋼種	位置	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N	Cr-当量*	Mo-当量**
A	仕様	0.13-0.16	Max. 0.07	0.40-0.70	Max. 0.015	Max. 0.010	0.40-0.70	10.00-11.00	1.15-1.35	0.15-0.20	0.25-0.35	0.04-0.07	0.03-0.07	-	-
	取鍋分析	0.15	0.03	0.59	0.008	0.003	0.63	10.38	1.21	0.19	0.34	0.045	0.0458	7.15	1.38
	胴中央・表層	0.15	0.07	0.56	0.010	0.008	0.64	10.61	1.19	0.18	0.39	0.060	0.0511	7.44	1.39
	胴中央・中心	0.16	0.07	0.57	0.010	0.009	0.63	10.67	1.19	0.18	0.39	0.061	0.0493	7.18	1.39
B	仕様	0.12-0.15	Max. 0.10	0.40-0.60	Max. 0.015	Max. 0.010	0.70-1.20	10.00-11.00	1.00-1.20	0.15-0.25	0.80-1.20	0.06-0.08	0.04-0.06	-	-
	取鍋分析	0.14	0.03	0.52	0.009	0.002	0.73	10.36	1.05	0.21	1.06	0.07	0.0414	8.19	1.58
	胴中央・表層	0.14	0.06	0.52	0.012	0.008	0.73	10.93	1.06	0.20	1.02	0.077	0.0501	8.58	1.57
	胴中央・中心	0.14	0.07	0.51	0.011	0.007	0.73	10.87	1.04	0.20	1.02	0.071	0.0557	8.32	1.55
C	仕様	0.12-0.16	Max. 0.010	0.40-0.60	Max. 0.015	Max. 0.010	0.40-0.80	8.5-9.5	1.6-1.9	0.12-0.20	-	0.04-0.08	0.02-0.06	-	-
	取鍋分析	0.14	0.04	0.47	0.012	0.005	0.58	9.34	1.68	0.17	-	0.062	0.042	8.36	1.68
	胴中央・表層	0.14	0.05	0.46	0.012	0.004	0.58	9.26	1.69	0.17	-	0.056	0.0418	8.38	1.69
	胴中央・中心	0.14	0.05	0.47	0.012	0.005	0.58	9.27	1.69	0.17	-	0.054	0.0420	8.35	1.69

*：Ｃｒ-当量[8]：％Ｃｒ＋６％Ｓｉ＋４％Ｍｏ＋1.5％Ｗ＋１１％Ｖ＋５％Ｎｂ－４０％Ｃ－２％Ｍｎ－４％Ｎｉ－２％Ｃｏ－３０％Ｎ

**：Ｍｏ-当量　：Ｍｏ＋Ｗ／２



については，１０５０～１０８５℃から油焼入れを行った後，２段焼もどし処理[注3]を施している。

（２）機械的性質

表2.5に機械的性質の結果の一部を示す。Ａ鋼種及びＢ鋼種については，機械的強度が０.２％耐力で７８０～８００MPa程度であるのに対して，Ｃ鋼種は７５０MPaと他の２鋼種よりも低い値を示している。このため，Ｃ鋼種は短時間側でクリープ破断強さが若干劣る結果になることも予想された。また，引張延性及び衝撃特性については３鋼種とも大差がない結果となっている。

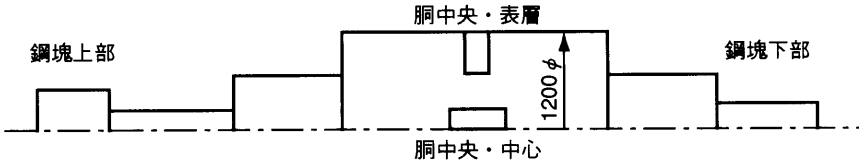
（３）クリープ破断強さ

図2.3～図2.8に３鋼種のクリープ破断試験結果を従来のＧＥ系の１２Ｃｒロータ材のデータバンド及び５９３℃・１０００MW超々臨界圧プラントの設計応力と比較して示す。これらのグラフは全て図2.1や図2.2と同じようにしてまとめたものである。どの材料も従来からの１２Ｃｒロータ材に比較してクリープ破断強さは高く，データバンドの上限を越える強さを示す。また，どの材料も切欠強度は平滑強度よりも高いクリープ破断強さを示しており，切欠弱化は認められない。ただし，Ａ鋼種の表層材及びＢ鋼種の中心材は長時間側で平滑強度が急激に低下する現象が認められる。また，Ｃ鋼種は平滑強度が急激に低下することはないもののＡ鋼種及びＢ鋼種に比べて相対的に平滑強度が

[注3] 焼入れの際，完全にＭｆ点以下に冷却すると，焼き割れが発生する危険がある。これは，先に冷却された表層部分が焼入れマルテンサイトになり，その後内部がマルテンサイト変態を起こすことになるが，このときマルテンサイト変態が膨張現象となるため，表層部分の脆い焼入れマルテンサイト組織には引張の応力が働くことになり，焼き割れを起こす可能性が大きくなるためである。このため，焼入れの際には完全に冷却せず（マルテンサイト変態を完全にさせないで），次の１段目の焼もどし処理によって表層部分を焼もどしマルテンサイトに変えるとともに残留しているオーステナイトをマルテンサイト変態させる。その後，２段目の焼もどし処理により，全体を完全に焼もどしマルテンサイトにする。このように大型材の場合には２段焼もどし処理を施す。

表2.5　改良１２Ｃｒロータ材の機械的性質

鋼種	位置・方向	常温引張試験				2mm V ノッチシャルピー衝撃試験		熱処理
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (℃)	
A	胴中央 表層・半径方向	783 782	909 906	17.7 16.7	58.5 57.1	23	57	1075°C×32 hr OQ 570°C×31 hr FC 660°C×46 hr FC
	胴中央 中心・軸方向	796 797	927 923	16.7 16.7	52.9 54.6	36 31	-	
B	胴中央 表層・半径方向	797 796	917 917	17.7 17.3	78.3 59.4	20	67	1050°C×33 hr OQ 570°C×33 hr FC 660°C×49 hr FC
	胴中央 中心・軸方向	787 787	915 916	16.3 18.7	57.0 57.4	20 26	-	
C	胴中央 表層・半径方向	746 743	872 862	18.0 16.7	59.4 62.3	30	54	1085°C×31 hr OQ 550°C×32 hr FC 665°C×44 hr FC
	胴中央 中心・軸方向	748 747	877 878	18.0 16.7	55.8 56.3	30 34	-	



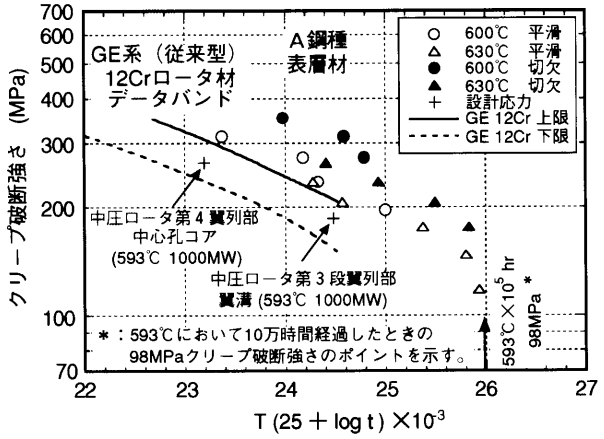


図2.3　改良１２Ｃｒロータ材（A鋼種）の
クリープ破断強さ（表層材）

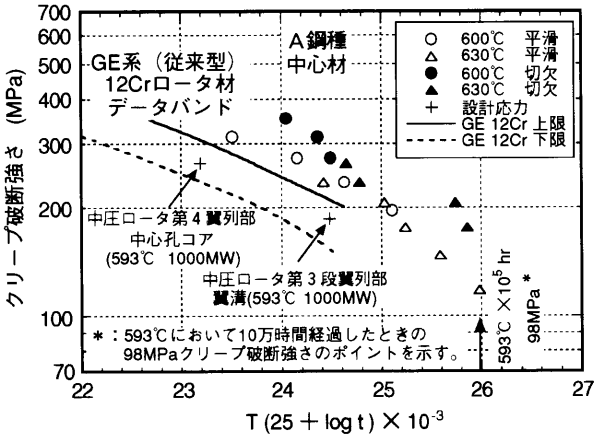


図2.4　改良１２Ｃｒロータ材（A鋼種）の
クリープ破断強さ（中心材）

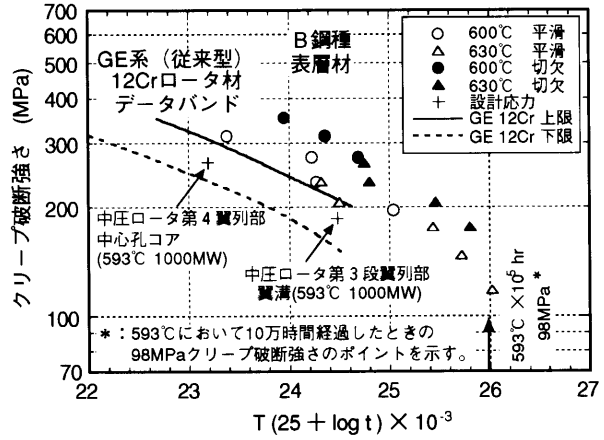


図2.5　改良１２Ｃｒロータ材（B鋼種）の
クリープ破断強さ（表層材）

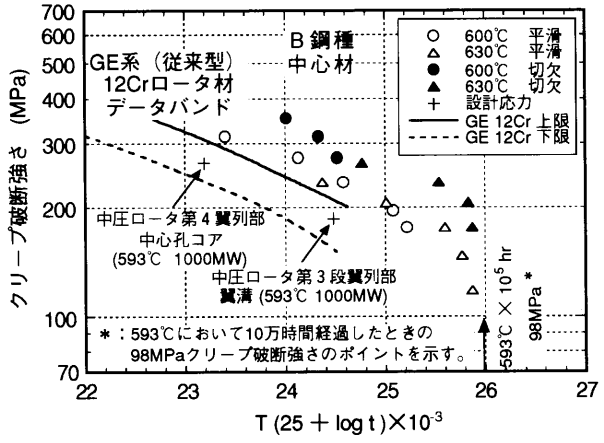


図2.6　改良１２Ｃｒロータ材（B鋼種）の
クリープ破断強さ（中心材）

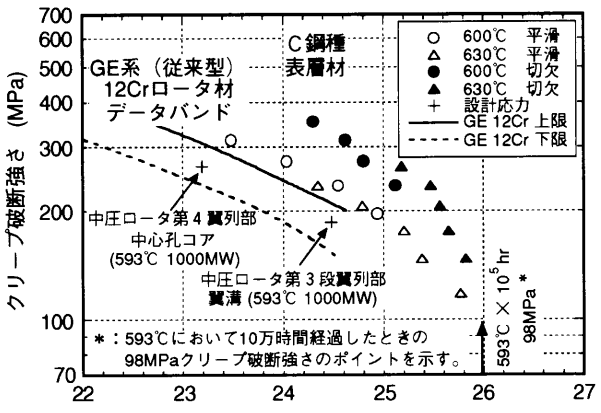


図2.7　改良１２Ｃｒロータ材（Ｃ鋼種）の
クリープ破断強さ（表層材）

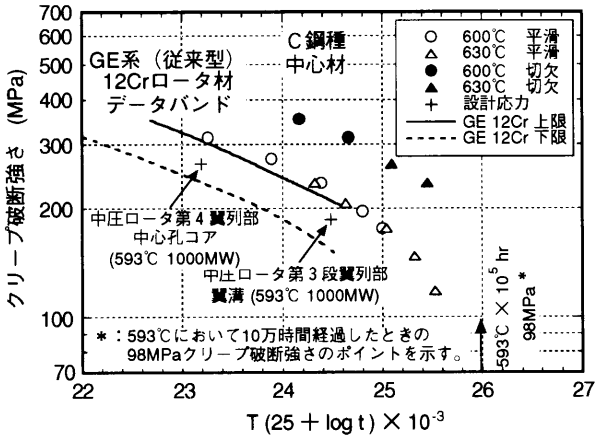


図2.8　改良１２Ｃｒロータ材（Ｃ鋼種）の
クリープ破断強さ（中心材）

低い値を示している。上述のことから，いずれの鋼種についても５９３℃の１０万時間クリープ破断強さの９８MPaを確保することは必ずしも確実にできるとは言えない。

一方，切欠強度を見た場合，必ずしも平滑材に比例して強度が高くなるということはない。すなわち，平滑材から見た場合はＣ鋼種のクリープ破断強さが他の２鋼種に比べて低い値を示しているものの，切欠強度については他に比べて低い値を示していることはない。

このことを具体的に比較するために，横軸の指数で２５.００及び２５.４０に於いて平滑強度と切欠強度を各図より読み取りを行い，表2.6で比較して示す。なお，この比較において指数の２５.００及び２５.４０のを選んだ理由は特別のものがあるのではなく，データが読み取りを行いやすく，またデータの中で高指数側に評価が行えるものとして選定したものである。加えて，各値は図中から読み取ったものであるので，傾向はつかめるものの各値については絶対値的に意味があるものではない。

このことから次のことが言える。

1）Ｃ鋼種の切欠強度は，横軸の指数で２５.４０以下の範囲で他鋼種に比較して低いことはなく，むしろ最も高い値を示す。（ただし，表層材で確認できるように，長時間側で切欠強度は平滑強度に平行に急激に低下しており，長時間側まで最も高い値を示す材料とは言えない。）

2）切欠強度と平滑強度の比（以下，切欠強度比という）はＣ鋼種が最も高い。このことから，Ｗの添加が切欠強度比を低下させる可能性が大きいものと考えられる。

表2.6　改良１２Ｃｒロータ材のクリープ破断試験における切欠感受性の比較

鋼種	T (25+log t)×10^-3 : 25.00 (560℃×10^5 hr)						T (25+log t) ×10^-3 : 25.40 (573℃×10^5 hr)						切欠／平滑（平均値）
	表層			中心			表層			中心			
	形状	破断応力 (MPa)	切欠/平滑	形状	破断応力 (MPa)	切欠/平滑	形状	破断応力 (MPa)	切欠/平滑	形状	破断応力 (MPa)	切欠/平滑	
A	切欠	233	1.23	切欠	239	1.20	切欠	210	1.20	切欠	216	1.34	1.24
	平滑	190		平滑	200		平滑	176		平滑	161		
B	切欠	224	1.18	切欠	258	1.29	切欠	205	1.18	切欠	239	1.29	1.24
	平滑	190		平滑	200		平滑	173		平滑	185		
C	切欠	265	1.36	切欠	275	1.57	切欠	242	1.65	切欠	236	1.76	1.59
	平滑	195		平滑	176		平滑	147		平滑	134		

3）各鋼種とも中心材の切欠強度比は表層材よりも高い。（A，B鋼種は平滑強度は表層，中心とも大差はないが，切欠強度が中心材の方が高い。一方，C鋼種は，切欠材の強度は中心と表層で差はないが，平滑材の強度に於いて中心材の強度は表層材に比べて低い値を示す。）

4）平滑材のクリープ破断強さを比較すると，低指数側ではC鋼種は高い値を示すが，高指数側になると他の2鋼種に比べて低い値を示すようになる。これは恐らくMo単独の強化よりもWとの複合強化であるほうが高いクリープ破断強さが期待できることを示唆するものと考えられる。

5）平滑強度をA，B鋼種で比較すると，低指数側ではほとんど差はないが，高指数側になると僅かであるが，B鋼種が高い値を示すようになる。これも，Wが多いことに依存するものと考えられる。

6）3鋼種とも長時間側でクリープ破断強さの折れ曲がりを見せている。

7）Mo当量（Mo＋W／2）は3鋼種とも1.5程度であり，TAF鋼[3]などで示されるように最適値に近い値を選定していると考えられるが，W／Mo値の最適値については明確ではない。ただし，今回の平滑材の結果から判断すれば，W／Mo値は高い値にする方が，平滑クリープ破断強さは高くなるものと考えられるが，切欠強度に対しては影響していない。

8）また，Mo単独添加材のC鋼種は平滑クリープ破断強さが低いものの切欠強度が高いことから信頼性が高い材料と判断され，平滑材のクリープ破断強さで設計を行う蒸気タービンの設計では，切欠強度比が高いことは魅力ある材料であるとも言える。

上記結果のうち，2点の結果について若干説明を行う。

1点目は，Wを添加した方がMo単独添加より平滑クリープ破断強さが高いという現象である。MoやWは，固溶体強化元素であり，炭化物やラーベス相として析出しない場合には，固溶体強化作用によりマトリックスを強くする。また，Cとの親和力から炭化物の凝集・粗大化を遅延させる作用がある。この効果は，原子量の大きいWの方がMoよりも効果的であると言える。このため，同じMo当量を有する材料であれば，Wを添加した方がクリープ破断強さに大きく寄与するものと考えられる。ただし，MoやWを過剰に添加すると過剰な原子はラーベス相を形成しやすく，その生成能も高くなると考えられ，むしろクリープ破断強さを低下させてしまうものと判断される。そのような意味で，Mo当量に最適値があるということは理解できる論理である。その最適値がTAF鋼で示されたように1.5であるならば，問題はW／Mo値としてどのくらいの値を狙うかがポイントとなる。この点については，次項以降に示すこととする。

また，もう1点は3鋼種とも長時間側でクリープ破断強さに折れ曲がりが生じている点である。これは，炭化物の凝集・粗大化に起因しているものと考えられる。この点についても後述するが，12Crロータ材は製造時に多量の転位が導入されており，クリープ破断試験中（実機ロータの場合には使用中）に転位組織が回復していくことになる。このとき，ラス境界やブロック境界には多量の炭化物が析出しており，この析出物によって転位の動きは止められる，いわゆるピンニング効果が働いて回復は抑制される。しかし，クリープ条件下では，高い温度に保持されること並びに応力が作用することで炭化物は凝集・粗大化を起こす。このために，ラス境界の炭化物は次第に消滅していき，ブロック境界の炭化物に集約されていくことになる。その結果，転位のピンニング効果は損なわれ，容易に回復現象が起こり，クリープに対する変形抵抗は損なわれるようになる。クリープ破断強さが長時間側で折れ曲がることはこの回復現象が加速されるために起こるものと考えられ，このため12Cr鋼においては避けることのできない現象と考えられる。しかしながら，少しでもその現象を

遅くさせることは可能であり，固溶体強化元素の添加や回復の駆動力を下げてしまうこと（応力無負荷で焼もどしを十分に行って，安定化させること）等を行うことで回復現象をより長時間側にずらすことが必要であると考えられる。

（4）中心部の組織調査

本項では，１２Ｃｒロータ材の性状に及ぼす製造方法（造塊方法）の影響について示すこととする。

造塊方法については先にも示したように，Ａ鋼種，Ｂ鋼種については通常の造塊方法である真空カーボン脱酸法（ＶＣＤ：Vacuum Carbon Deoxidation）で製造しているため，自然凝固で作られた鋼塊を用いている。これに対して，Ｃ鋼種についてはエレクトロスラグ再溶解法（ＥＳＲ：Electro Slag Remelting）を用いた鋼塊であり，少量ずつ溶かしていくため偏析が少ないものとなっている。

図２.９～図２.１１には各鋼種の中心部のマクロ組織，走査電子顕微鏡写真並びにＸ線マイクロアナライザーによる面分析結果を示す。なお，ここに示すマクロ組織は，通常のエッチングとは異なり，鋳造組織を明確に出すためのエッチング方法（ハムフレイ氏液を用いたエッチング）で行ったものである。その方法を図２.１２に参考として示す。

これらのマクロ組織を見ると，Ａ鋼種及びＢ鋼種には網目状の模様が認められる。特にＢ鋼種にはその模様がはっきりと現れている。この模様がいわゆる「網目状偏析」と呼ばれるものであり，走査電子顕微鏡の２次電子像や面分析結果から明かであるように，δ-フェライト（Ｂ鋼種の２次電子像に大きく認められる組織）や初晶のＮｂＣ（２次電子像で白い塊状のもの）が集まった組織である。この網目状偏析部は，延性が低く，またクリープ破断強さを低くなるので，その発生を防止しなければならない。

これに対して，Ｃ鋼種ではこのような網目状偏析はまったく認められていない。δ-フェライトの生

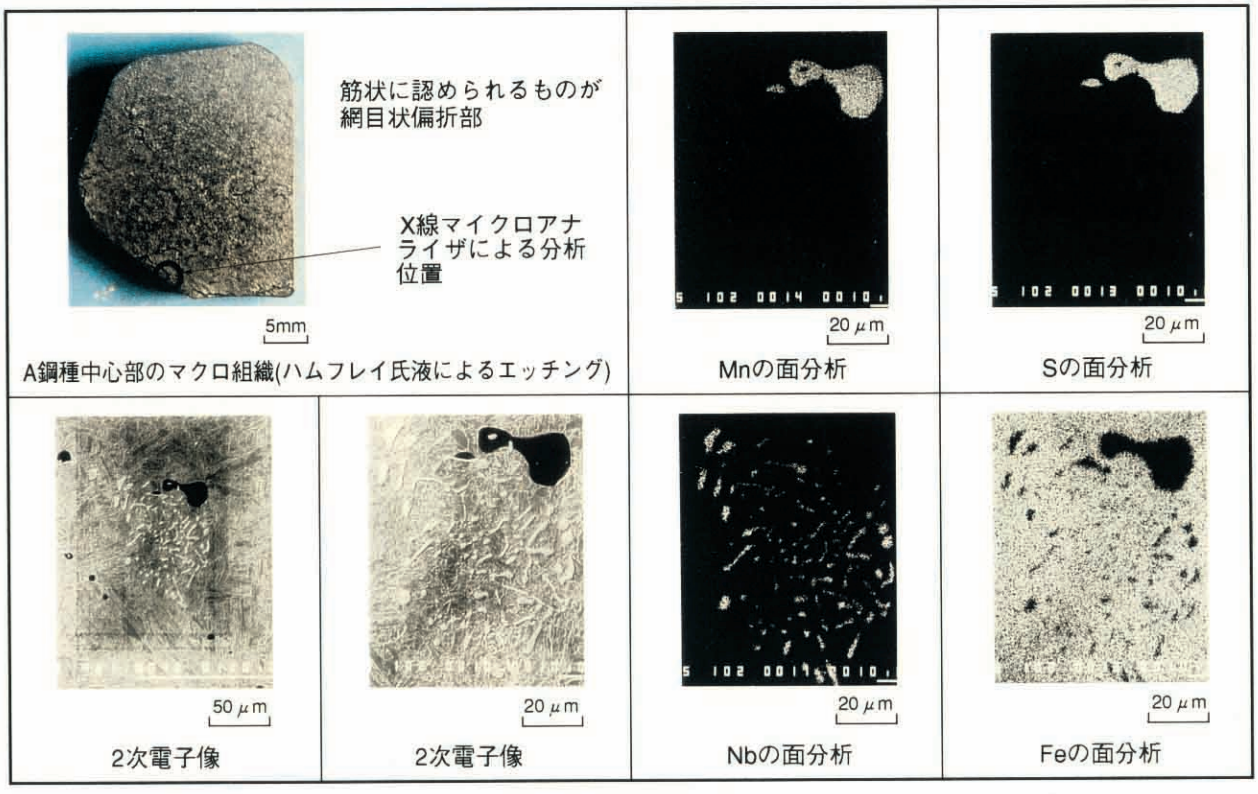


図２.９　Ａ鋼種のマクロ組織とＸ線マイクロアナライザによる網目状偏析部の分析結果

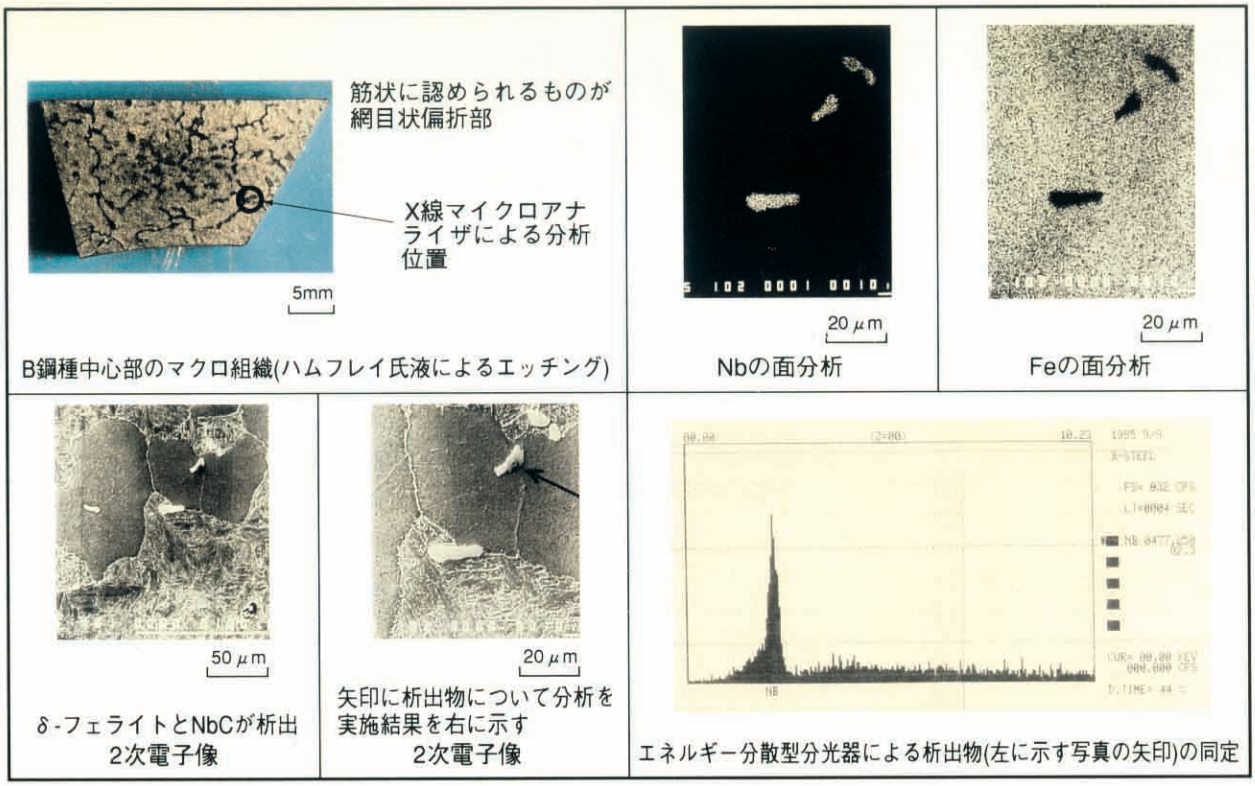


図２．１０　Ｂ鋼種のマクロ組織とＸ線マイクロアナライザによる網目状偏析部の分析結果

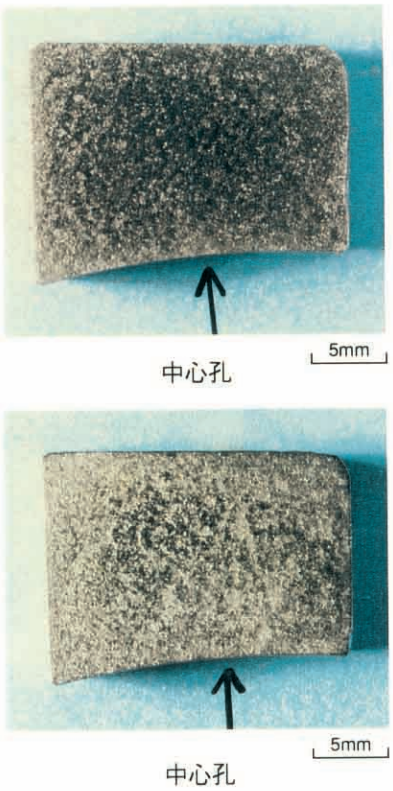


図２．１１　Ｃ鋼種のマクロ組織

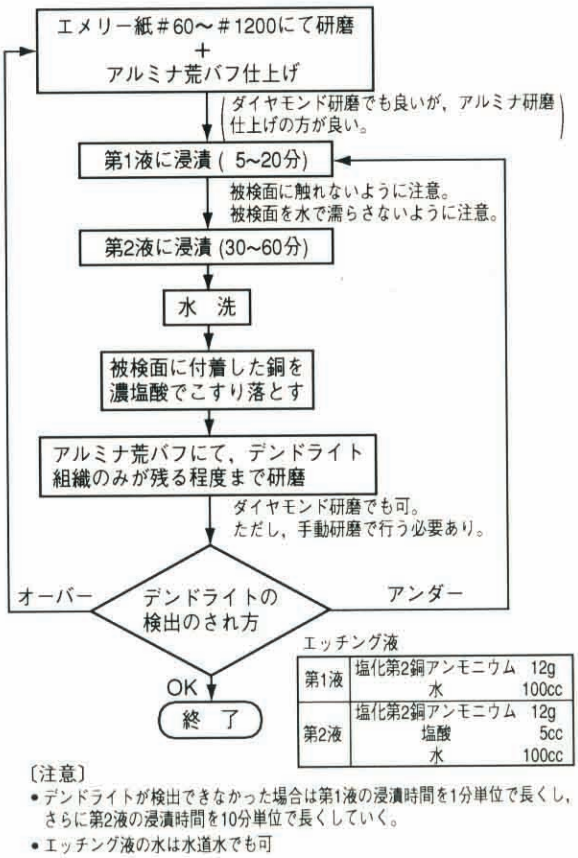


図２．１２　ハムフレイ氏液によるマクロ組織の
エッチング方法

成はＣｒ当量[9]が高いものほど発生しやすい。各鋼種のＣｒ当量を取鍋分析値で比較すると表2.4に示すように，Ａ鋼種：7.15，Ｂ鋼種：8.19，Ｃ鋼種：8.36となり，Ｃ鋼種が最も高い値を示している。それにも拘わらずＣ鋼種で網目状偏析が発生していないのは，造塊方法としてＥＳＲを採用してマクロ偏析が最小限に抑えられているからであると判断される。

また，Ｂ鋼種がＡ鋼種に比べて網目状偏析が顕著であるのは，Ｃｒ当量が高いことに依存するものと考えられる。従って，１２Ｃｒロータ材を製造する場合には，中心部にこのような組織的な欠陥を生じさせないために，通常のＶＣＤ鋼塊ではなく，偏析の少ないＥＳＲ鋼塊，等の特殊な造塊方法を採用すべきであると判断される。

（5）その他の特性

その他の特性としては，

1） 性状調査（サルファープリント），非破壊検査，
2） マクロ組織調査，
3） 光学顕微鏡組織調査，結晶粒度調査，
4） 脆化試験（ステップクール法，等温長時間脆化試験），
5） 物理定数の測定（熱膨張率，熱伝導率，ヤング率，ポアソン比），
6） クリープ試験，
7） 破壊靭性試験，
8） 低サイクル疲労試験，
9） 高サイクル疲労試験，
10） 高温引張試験，

を実施した。これらの結果の概略については，参考文献[8]に示す通りであり，３鋼種とも実機ロータとして使用する上で問題のないものであった。

なお，本研究で扱った３鋼種については，従来材であるＧＥの１２Ｃｒロータ材のクリープ破断強さのデータバンドよりも高い値を示しており，また設計応力も満足できると判断し，どの材料でも若松・超高温タービンの高中圧ロータ材として対応できるという結論に達した[8]。

2.2.3 改良１２Ｃｒロータ材（８～１１％Ｃｒ鋼）の特性評価（２）

前項に示す結果のように，東京電力・技術研究所と一緒に調査を行った３種類の１２Ｃｒロータ材は，電発・若松超高温タービンに適用できることとなったが，必ずしも安定した特性を有しているとは判断できなかったため，さらに改良を行った。以下にはその改良内容の概要について記す。なお，本項は本論文の対象研究外であるが，2.3項で説明を行う「高純度１２Ｃｒロータ材」のベースとなる材料であるため，その説明のために本項を設けることとした。

（1）９Ｃｒ-1.6Ｍｏ系成分（Ｓ材，５０ｋｇ試験材）

前項に示すＣ鋼種を基本成分として，合金元素の影響を調査するため，５０ｋｇ試験材を用いてクリープ破断試験を中心とした材料特性評価試験を実施した。

表2.7に９～１０Ｃｒ-1.5Ｍｏ系の材料の化学成分を示す。また表2.8に機械的性質を示す。本試験材では，９～１０Ｃｒ-1.5Ｍｏ系材料においてＣ，Ｎの最適値を求めることとしたものである。

表2.7　9～10Cr-1.5Mo系材料の化学成分（50kg試験材）

(mass%)

符号	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Cr-当量*	C+N
S1	0.13	0.05	0.30	0.48	8.84	1.54	0.18	0.064	0.023	9.19	0.153
S2	0.14	0.04	0.50	0.48	8.99	1.58	0.19	0.055	0.027	8.59	0.167
S3	0.18	0.05	0.50	0.48	9.13	1.59	0.19	0.061	0.026	7.29	0.206
S4	0.19	0.05	0.45	0.52	10.20	1.47	0.19	0.032	0.027	7.24	0.217
S5	0.12	0.06	0.31	0.50	9.01	1.61	0.18	0.069	0.052	9.16	0.172
S6	0.13	0.03	0.51	0.59	10.15	1.48	0.16	0.050	0.040	8.48	0.170
S7	0.15	0.05	0.45	0.50	8.87	1.49	0.13	0.050	0.032	6.95	0.182
S8	0.14	0.04	0.52	0.58	10.10	1.46	0.16	0.060	0.059	7.51	0.199

*:Cr-当量[8]：%Cr＋6%Si＋4%Mo＋1.5%W＋11%V＋5%Nb－40%C－2%Mn－4%Ni－2%Co－30%N

表2.8　9～10Cr-1.5Mo系材料の材料特性

符号	常温引張試験				2mmVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー (J)	593℃x10^{5}時間クリープ破断強さ (MPa)
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)		
S1	739	863	24	71	47	98
S2	747	863	24	68	34	105
S3	746	876	23	66	68	94
S4	706	892	20	60	36	93
S5	737	868	25	69	56	107
S6	758	889	23	65	71	118
S7	736	900	20	60	49	112
S8	745	894	20	63	62	125

なお，Mo量については，V，Nb及びBを含む12%Cr鋼において最も高いクリープ破断強さを示すMo当量の1.6[10]に合わせて，Mo：1.5～1.6%になるように固定して試験を行った。

これらの試験材について，クリープ破断試験を実施し，Larson-Miller 法によるマスター曲線に整理して，593℃に於ける10万時間推定クリープ破断強さを外挿して求めた[注4][11]。その結果を化学成分のCとNの合計量で整理して図2.13に示す。

この図に示されるように，C＋Nには最適値があり，その値は9%Cr系材料では0.17%～0.19%，10%Cr系材料では0.18%～0.20%である。また，9%Cr鋼よりも10%Cr鋼の方がクリープ破断強さは高い。これは，恐らくCrが9%から10%に増えるに従って，析出する炭化物の量が増えることに起因するものと考えられる。また，C＋Nの最適値が9%Cr鋼から10%Cr鋼になることによって高くなることは，炭窒化物を構成する合金元素のCrが増えるために，それに見合う最適な（C＋N）量が増えるものと推察される。また，（C＋N）量がS6よりも増えることによってS4のようにクリープ破断強さが低下しているが，これについてクリープ破断試験片の析出物の状況を確認すると，S4では粒界に粗大な析出物が認められ，粒内の析出物が少ないのに対して，S6では粗大な析出物が少なく，ラス境界に析出物が分布していることが明かになった[11]。EPMA分析から，粗大な析出物はMoを主体としたM6C，ラス境界の析出物はCrを主要元素とするM23C6であることがわかった[11]。また，S6にはVの炭窒化物も数多く認められている。

また，図2.14には横軸にC量，縦軸にN量を取り，各試験材の593℃-10万時間クリープ破

[注4] 横軸をラルソン-ミラー指数，縦軸をクリープ破断強さでまとめた図において593℃-10万時間の指数（25.98）の場合のクリープ破断強さを求める。

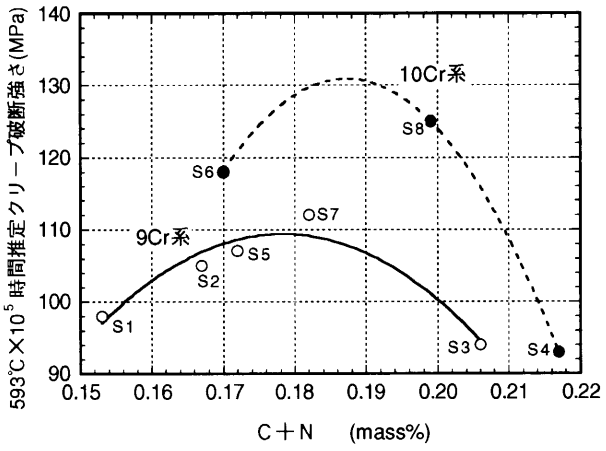


図２.１３　12Crロータ材のクリープ破断強さに及ぼす（C+N）量とCr量の影響

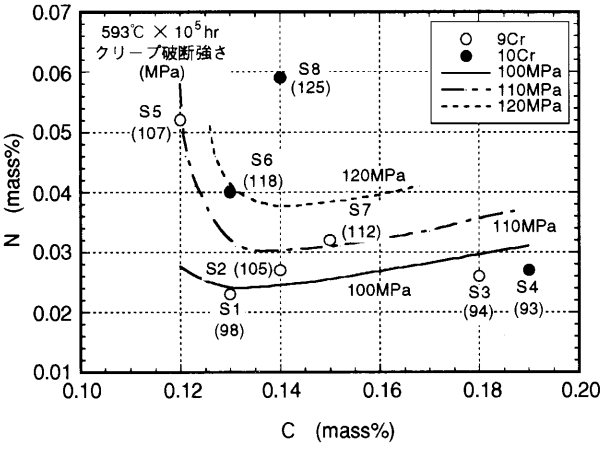


図２.１４　12Crロータ材のクリープ破断強さに及ぼす（C+N）量の影響[11)]

断強さを等破断応力曲線としてまとめてものである。１０万時間クリープ破断強さはN量が多いほど高くなる傾向があり，またC量も０.１３％以上添加した方が安定して高い強度が得られることがわかる。

これらの結果をまとめると，次のようになる。

1）（C＋N）量には最適値があり，９％Ｃｒ系材料では０.１７％～０.１９％，１０％Ｃｒ系材料では０.１８％～０.２０％である。

2）９Ｃｒ鋼よりも１０Ｃｒ鋼の方がクリープ破断強さは高い。

3）１０Ｃｒ鋼の方が高いクリープ破断強さを示すのは，炭窒化物の総量が多くなることによるものと推察される。

4）（C＋N）量が多く，またCも多い材料では粗大な炭化物のM６Cが多く観察され，この析出によって高いクリープ破断強さが得られないものと考えられる。

5）また，（C＋N）量が少なく，またCも少ない（Nが比較的多い）材料では，ラス境界に比較的小さな炭化物のM２３C６が認められるとともにVの炭窒化物が多く認められており（粗大な炭化物は多くない），これらのことが高いクリープ破断強さを生み出しているものと推察される。

以上の結果から，高いクリープ破断強さを得る上では，低Ｃ，高Ｎ，低Ｓｉ，高Ｍｏの１０Ｃｒ系鋼の材料が望ましいと判断される。そこで，これらの結果から判断して，新しい１２Ｃｒロータ材を選定した。この材料は，図２.１３や図２.１４から明かであるように，５９３℃×１０^{5}時間クリープ破断強さとして，１２０MPa程度以上が期待できるものと判断される。

本ロータ材の基本成分は次のようになる。

０.１４C-１０Ｃｒ-１.５Ｍｏ-V-Ｎｂ-N鋼となる。

また，本ロータ材の名称を以下ではＴＭＫ１と称する。また，このロータ材を用いて，若松超高温タービン（ステップ１，主蒸気温度：５９３℃）用高中圧ロータを製造した。次項では，この実機高中圧ロータ材の特性について報告する。

（２）ＴＭＫ１・１２Ｃｒロータ材の特性

前項に示したように，Wを含まない１２Ｃｒ鋼において，５９３℃×１０^{5}時間クリープ破断強さ

が１２０MPa程度以上の材料が得られる見通しが得られたので，この材料を電発・若松超高温タービン（ステップ１）の高中圧ロータ材として製造した。以下にそのロータ材（ＴＭＫ１）の特性を示す。

a）ロータ材の製造

（化学成分）

表２.９に若松超高温タービン（ステップ１）のロータ材の化学成分を示す。本ロータ素材は，ＶＣＤ鋼塊から作られた電極を用いて２次溶解を行い，３９トンのＥＳＲ鋼塊（１３５０mmϕ）を溶製して製造したものである。表２.９に示されるように，ＥＳＲ鋼塊であるため，成分のばらつきは小さく，均質な鋼塊が得られている。ただし，詳細に見ると次のことが言える。

1）表層部のＣ，Ｎ量は中心部に比べて若干高い値を示す。

2）このため，表層部に比べて中心部のＣｒ当量は高い。

3）中心部の場合，Ｃ，Ｎは軽い元素であるため，若干トップ側の量が多い。

4）Ｃｒは中心部のトップ側に濃化しやすい傾向をもつ。

5）Ｃ，Ｎ，Ｃｒの元素分布が相殺し合って中心部のＣｒ当量の分布は軸方向で大きな差は認められない。

6）取鍋分析値（鋼塊成分の平均値と考えられる値）のＣｒ当量は，８.３８とかなり高い値を示しており，網目状偏析が明瞭に観察された２.２.２項のＢ鋼種の取鍋分析値のＣｒ当量の８.１９よりも高い値を示しており，Ｂ鋼種と同じ通常鋼塊である場合には網目状偏析は避けられないものと判断される。（後述するように，ＥＳＲ鋼塊であるために，２.２.２項のＣ鋼種と同じように網目状偏析は認められていない。）

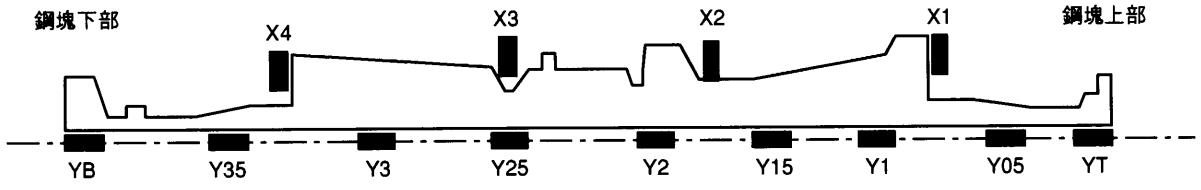
7）製品分析値（取鍋分析値以外の分析値）のＣｒ当量を見ると，中心部のＣｒ当量は，７.８～８.５の範囲にある。これに対して２.２.２項で説明を行ったＢ鋼種の胴中央・中心のＣｒ当量

表２.９　電発・若松超高温タービン（ステップ１）用１２Ｃｒロータ材（ＴＭＫ１）の化学成分[11]

(mass%)

	位置	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Cr当量*
取鍋分析		0.14	0.08	0.51	0.013	0.001	0.03	0.60	10.23	1.48	0.17	0.056	0.0450	0.002	8.38
中心	YT	0.15	0.07	0.53	0.013	0.002	0.03	0.60	10.20	1.47	0.17	0.057	0.0456	0.003	7.80
	Y05	0.15	0.08	0.50	0.014	0.002	0.03	0.60	10.24	1.50	0.17	0.060	0.0455	0.001	8.10
	Y1	0.15	0.07	0.52	0.014	0.001	0.03	0.61	10.31	1.48	0.17	0.060	0.0455	0.002	7.95
	Y15	0.15	0.08	0.50	0.014	0.002	0.03	0.59	10.21	1.49	0.17	0.059	0.0450	0.001	8.08
	Y2	0.14	0.07	0.51	0.013	0.001	0.03	0.60	10.25	1.48	0.17	0.059	0.0450	0.003	8.36
	Y25	0.15	0.08	0.51	0.014	0.001	0.03	0.60	10.18	1.45	0.17	0.060	0.0444	0.001	7.85
	Y3	0.14	0.07	0.51	0.013	0.001	0.03	0.59	10.11	1.45	0.16	0.055	0.0438	0.003	8.04
	Y35	0.14	0.08	0.50	0.014	0.001	0.03	0.60	10.24	1.49	0.17	0.056	0.0439	0.001	8.48
	YB	0.15	0.07	0.52	0.013	0.001	0.03	0.59	10.16	1.46	0.17	0.054	0.0436	0.003	7.82
表層	X1	0.15	0.07	0.52	0.014	0.002	0.03	0.60	10.38	1.47	0.16	0.057	0.0456	0.002	7.89
	X2	0.15	0.07	0.53	0.013	0.002	0.03	0.60	10.12	1.47	0.17	0.057	0.0451	0.001	7.73
	X3	0.15	0.07	0.52	0.013	0.001	0.03	0.59	10.13	1.46	0.17	0.053	0.0452	0.003	7.74
	X4	0.14	0.06	0.52	0.013	0.001	0.03	0.58	10.01	1.46	0.16	0.050	0.0435	0.001	7.93

*：Ｃｒ-当量[8]：%Cr＋６%Si＋４%Mo＋１.５%W＋１１%Y＋５%Nb－４０%C－２%Mn－４%Ni－２%Co－３０%N



（8.32）とほぼ同等であり，中心部のＣｒ当量自体の比較ではＢ鋼種と変わらない。したがって，マクロ偏析から見れば，確かにＢ鋼種の場合には取鍋分析値のＣｒ当量（8.19）よりも中心部の製品分析値のＣｒ当量（8.32）は増えているものの（本ロータ材の場合には，取鍋分析値のＣｒ当量＜8.38＞に対して中心部のＣｒ当量は基本的には少なくなっている），絶対値的には，6）に示すように同等であり，網目状偏析の生成にはマクロ的な偏析だけではなく，凝固の際に生じると考えられるミクロ偏析も寄与しているものと推察される。

（鍛造）

造塊後，素材に対して熱間鍛造を施した（据込比：1／3，総合鍛錬比：5）。熱処理は，次の通りである。

（熱処理）

予備熱処理：７００℃×１２０時間程度

調質処理

１１００℃×２４時間油焼入れ

５５０℃×２７時間炉冷＋６８０℃×４１時間炉冷

予備熱処理における７００℃での保持は，パーライト変態を起こさせるために行うものである。その目的は，微細な組織にするとともに，ロータ素材の受入検査における超音波の透過度を改善するため[注5]である。

鍛造後，そのままの状態で調質処理を行うと，鋳造組織の痕跡を残した鍛造組織となっているため，集合組織が形成されており，たとえ調質処理によって結晶粒度が細かくなっていたとしても，各結晶粒の結晶方位が似た方向となっており，超音波の透過度は悪いもの[注6]となる。これに対して，パーライト変態処理を行うと，拡散を伴う変態であり，パーライトの核生成及びその成長によって新しい結晶粒が形成されることになり，新たにできた結晶粒は隣接する結晶とは特に方位関係がなく，ばらばらの方位となる。すなわち，鋳造組織の痕跡を有した組織ではなく，全く新しい結晶方位関係を持つ組織となるため，微細な組織にすることができる。加えてその結晶組織は集合組織を有しているのではなく，独立した結晶方位を有しているので，超音波の透過度も良好となる。

低合金鋼のロータ材などではこのようなパーライト処理は行わない。これは，低合金鋼の場合，通常の予備熱処理である焼きなまし＋焼もどしなどでも拡散に伴う核生成・成長という拡散変態が生じるため，パーライト変態というような恒温変態処理は不要である。これに対して１２Ｃｒ系の材料の場合には，ゆっくり冷却を行っても無拡散のマルテンサイト変態が起こってしまうために，新たな核生成を伴う変態が発生しないので，パーライト変態を行うことが必要になるわけである。

調質処理における溶体化処理温度の１１００℃は，実機熱処理炉の限界に近い温度となっている。これは，高い温度に保持することによって，Ｎｂ等の合金元素を十分にマトリックス中に溶かし込み，その後，焼入れ冷却中及び焼もどし処理時に微細な炭窒化物として制御した形で析出させるために行う。

[注5] 超音波の透過度が悪いと，内部の欠陥の存在が十分に確認できない。このため，受入検査では超音波の透過度も規定されている。

[注6] 超音波の透過度は粗粒な材料ほど悪くなる。結晶方位の似た結晶から構成される材料では，粗粒の材料と同じように超音波の透過度が悪くなる。

焼もどしは，先にも示したように２段時効処理を採用している。これは，焼入れ時の焼き割れを防止するために行っている処理である。１２Ｃｒ鋼の場合には，ゆっくり冷却してもマルテンサイト変態を起こす。焼入れ時には表層から冷却されるので，先に表層部分からマルテンサイト変態が生じる。このとき中心までＭｆ点以下にまで冷却すると，中心部が変態を起こすとき，表層部は脆い焼入れマルテンサイトになっており，中心部のマルテンサイト変態に伴う膨張のために，表層部には引張の応力が働くことになる。このとき，硬く脆い表層の焼入れマルテンサイトが中心部の膨張に耐えることができなくなり，脆性的に割れてしまうことが起こりやすい。このような現象を防ぐために，焼入れの際には完全に冷却するのではなく（すなわち，中心部までマルテンサイト変態を起こさせるのではなく），Ｍｓ点以下でＭｆ点以上の適当な温度まで冷却することを行う。この温度は素材メーカによって異なるが，これが製造上のノウハウになる。このとき，素材は表層が焼入れマルテンサイト，中心部近傍がオーステナイト相となっている。次に５５０℃に保持することになるが，この処理によって表層部の焼入れマルテンサイト組織は焼もどしマルテンサイト組織になり，延性をもつ材料と変わる。この５５０℃の焼もどしの後の冷却では，中心部まで十分にマルテンサイト変態が完了できるようにするために，１００℃以下の十分に低い温度まで冷却を行う。この処理によって，表層部は焼もどしマルテンサイト組織，中心部は焼入れマルテンサイト組織となる。そして，２段目の焼もどし処理によってロータ全体が焼もどしマルテンサイト組織になるとともに，１段目よりも高い温度で焼き戻されるため，この２段目の焼もどし処理によって素材の材料強度（機械的強度）が決まることになる。

b）機械的性質

表２.１０に本ロータ素材の機械的性質を示す。仕様の機械的強度を満足するとともに延性や靭性の仕様を満足している。ただし，引張延性が仕様は満足しているものの，必ずしも高い値ではない。特に中心部の引張試験における絞りは５０％しかなく[注7]，ＥＳＲの際にＨが混入した可能性もあるもの[注8]と推察される。また，衝撃遷移温度も３０℃以下と現用ＣｒＭｏＶ鋼製高圧ロータ材の約８０℃に比べて大幅に向上している。

表2.10　電発・若松超高温タービン（ステップ1）用１２Ｃｒロータ材（ＴＭＫ１）の機械的性質[11]

位置	常温引張試験				2mm Vノッチシャルピー衝撃試験	
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (℃)
仕様	Min. 667	Min. 834	Min. 16	Min. 45	Min. 20	Max. 80
胴中央・表層	787	933	18	54	49	29
胴中央・中心コア	745	890	18	50	32	25

c）クリープ破断性質と設計応力

図２.１５には本ロータ材・中心孔コア材のクリープ破断特性を１０００MW級　５９３℃超々臨界圧プラントの設計応力と比較して示す（この図も図２.１と同様にまとめたものである）。また，図２.１６には同じく本ロータ材の表層部のクリープ破断特性をやはり１０００MW級５９３℃超々臨

[注7] フェライト系鋼の場合には，特にロータ材の場合においては６０％以上の絞りがあることが必要と言われている。

[注8] ＥＳＲ操業の場合には，不活性ガスのＡｒを大気とのシールガスとして使用する。この管理が十分でない場合には，Ｈを吸収しやすい１２Ｃｒ系の鋼種（鋼中のＣｒ量が増えるに従い，ガス元素の溶湯中への溶解度が増していく傾向がある）の場合には大気からＨが多く混入してしまうことがある。

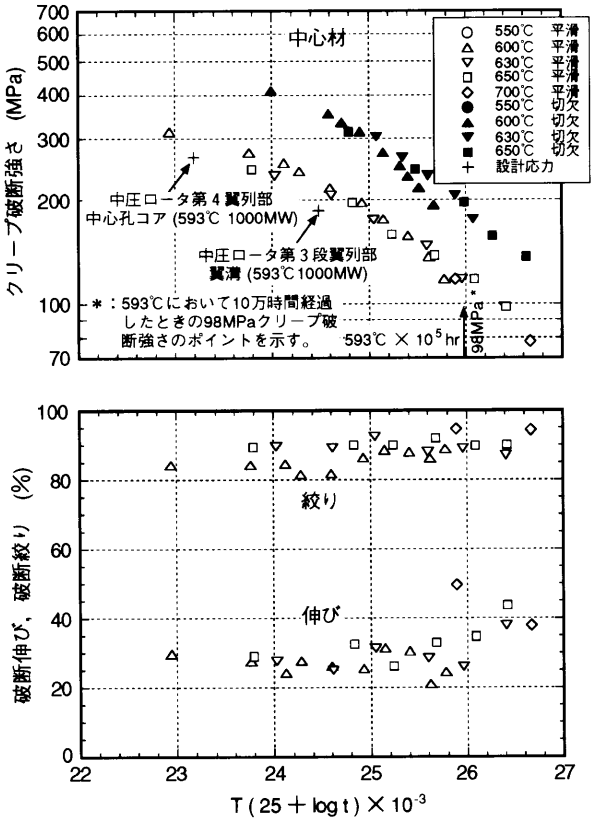


図2.15　電発若松・超高温タービン(ステップ1)
12Crロータ材（中心孔コア材）のクリープ破断特性と593℃・1000MW・超々臨界圧プラントの設計応力の比較

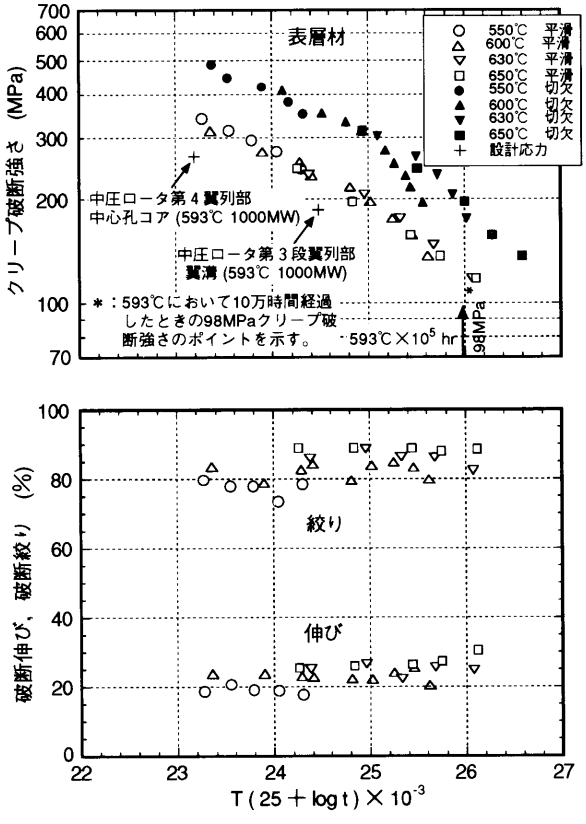


図2.16　電発若松・超高温タービン(ステップ1)
12Crロータ材（表層材）のクリープ破断特性と593℃・1000MW・超々臨界圧プラントの設計応力の比較

界圧プラントの設計応力と比較して示す。各々の図において，上段はクリープ破断強さと設計応力の関係及び切欠強度と平滑強度の関係を示すものである。また，下段にはクリープ破断延性として破断時の伸び並びに絞りをそれぞれ示す。

これらの図から次のことが示される。

1）ＴＭＫ１・１２Ｃｒロータ材の平滑強度は超々臨界圧プラントの設計応力を十分に満足するものである。

2）中心部と表層部の平滑強度を比較すると，表層部の方が若干高い値を示す。

3）長時間側までクリープ破断延性（クリープ破断伸び，絞り）の低下は認められない。

4）また，切欠強度は平滑強度に比べて遥かに高い値を示している。

5）６００℃の長時間側で平滑強度並びに切欠強度がともに低下する傾向が認められるが，平滑材の強度が設計的に必要な５９３℃×１０^{5}時間クリープ破断強さで９８MPa（１０kgf/mm^2）を下回ることはないと判断される。

6）切欠強度比（切欠強度／平滑強度の比）は表層材，中心材とも１.５以上あり，２.２.２項で示したＣ鋼種と同様に高い値を示している。このように高い切欠強度比を有することは，Ｃ鋼種と同様にＷを添加しないことによること，言い換えれば固溶体強化元素としてはＭｏのみを単独に添加することによるものと推察される。

7）Wを添加しないことによる切欠強度比向上のメカニズムは明かではないが，Wは容易にラーベス相を形成する元素であることから，ラーベス相の生成が何らかに影響を与えているものと考えられる。

以上のクリープ破断特性から判断して，本ロータ素材はクリープ破断強さ，延性とも良好であり，しかも超々臨界圧プラントの設計応力を満足することや切欠強化型の特性を示すことなどから，信頼性の高い１２Ｃｒロータ材であると判断される。

d）その他の性質

本ロータ材は，表2.9に示されるように前項のＡ鋼種やＢ鋼種よりもＣｒ当量が遥かに高く，従来からの通常の造塊方法（自然凝固）を用いた場合，中心部に網目状偏析がはっきりと現れていたものと推察される。しかし，ＥＳＲ造塊を採用したことで，偏析が少なく，δ-フェライトを伴う網目状偏析はまったく発生していないものであった[12]。

言い換えれば，ＥＳＲ造塊を適用することにより，従来では選定できなかったＣｒ当量の高い本ロータ材（低Ｃ，低Ｓｉ，高Ｍｏ，高Ｎ材）を実機ロータ材として採用できるようになったと言える。

2.3　高純度１２Ｃｒロータ材の開発

前項までは前提条件である改良１２Ｃｒロータ材について説明したが，以下には本論文の本旨である高純度１２Ｃｒロータ材について説明を行う。

2.3.1　高純度１２Ｃｒロータ材の開発の狙い

前項までに示すように，５９３℃の蒸気条件の超々臨界圧プラントに適用できる１２Ｃｒロータ材（ＴＭＫ１）が開発された。また，この材料の他にも，東電・技開研と共同で研究を行ったときにはＷを添加した１２Ｃｒロータ材が開発されている。しかし，これらの材料は，あくまで超々臨界圧プラントの高圧ロータ材もしくは高中圧ロータ材を対象として高温強度の向上を狙って開発された材料であるため衝撃特性や脆化現象に対しては特に配慮はされていない。幸いにして，組織がマルテンサイトとなるため，微細な組織となることから，衝撃遷移温度（５０％ＦＡＴＴ）は３０℃以下と現用ＣｒＭｏＶ高圧ロータ材の約８０℃よりも低くなっており，改善はされているものの，室温より低い値とはなっていない。

しかし，原子力発電がベースロード運転とされている日本の電力事情を考えると，電力需要に合わせた発電を行うために火力発電所では例え高効率の超々臨界圧発電プラントであったとしても，ＤＳＳ（Daily Start & Stop，昼と夜の電力需要に合わせて１日に１回発停を行うこと）もしくはＷＳＳ（Weekly Start & Stop，ウイークディとウイークエンドでの電力需要に合わせて，１週間に１回発停を行うこと）を行わなければならない。このように頻繁に発停を繰り返すためには起動時間を短縮する必要があり，高圧ロータ材に対しても高い靭性を有する材料であることが望まれる。加えて，発停を繰り返す度に低サイクル疲労が蓄積されていくので，使用中にロータ材が脆化していく現象と重なって起動時に疲労亀裂が一気に脆性破壊を起こすことも考えられるので，初期靭性もさることながら脆化しにくい材料にすることも必要であると考えられる。

一方，ロータ材の靭性や脆化特性に対して最も研究が行われているのは，ロータ径が大きく（遠心力が大きく），低い温度で運転される低圧ロータ材であるが，このロータ材の脆化特性を向上させる

ための手段としてはロータ素材を高純度化する方法が採用されている。これは，焼もどし脆化がP，Sn，As，Sbなどの不純物が運転中に粒界に濃化してくることにより，粒界が脆弱となり，このため衝撃特性が劣化することによって起こることに着眼し，粒界に集まる不純物を可能な限り減らそうとする考え方に基づいて行われているものである。

12Crロータ材の脆化を防止し，靭性を向上させるためには低圧ロータ材と同様に不純物を低く下げて焼もどし脆化を起こさせないようにすることが有用であると考えられる。そこで，本研究では，低圧タービンロータ材で高純度化材料の開発が進められているのと同じように，12Crロータ材に対して高純度化の技術を適用し，12Cr鋼における初期靭性や脆化特性並びにクリープ破断特性，等にどのような影響を与えるかについて検討することとした。

なお，高純度化によって期待されることは，低圧タービンロータ材の成果から推察すると，1）靭性の向上，2）脆化現象の遅延，3）クリープ破断強さの向上，等が挙げられる。

2.3.2 GEタイプの12Crロータ材の脆化特性の調査（基礎試験1）[13),14)]

（P量及びSi量の焼もどし脆化特性に及ぼす影響の確認）

（1）試験材

12Cr鋼の焼もどし脆化特性に及ぼすP量及びSi量の影響を確認するために，50kg試験材を準備し，材料特性評価試験を実施した。

表2.11に供試材の化学成分を示す。本試験では12Cr鋼におけるP及びSiの焼もどし脆化に及ぼす影響を調べるために，P量及びSi量を変化させた4個の試験材を準備することとした。基本的な成分はGE系の12Crロータ材を模擬し，0.16%C-0.4Ni-10.5Cr-1Mo-0.15V-Nb-N鋼としている。E1は低P，低Si材であり，E2はE1に比べてSi量を増やした材料である。また，E3はE1に対してPの量を増やした材料である。さらに，E4はE1に対してP及びSiを両方とも増やした材料としている。

供試材は真空高周波溶解炉を用いて50kg鋼塊を溶製し，次いで熱間鍛造によりロータ素材の胴部と同じ程度の鍛錬比（3S程度）が加わるようにした。鍛造した試験材は実機ロータ素材と同じように予備熱処理（焼きなまし＋パーライト処理）を施した後，1050℃で溶体化処理を施した。溶体化処理後は125℃／hrの速度（実機ロータの表層付近の油焼入れの際の冷却速度）で焼入れを行い試験材とした。上述のようにして準備した試験材に対して，350℃から680℃の範囲で温度を変えて焼もどし処理（保持時間30時間）を施して以下の試験を行った。

表2.11 GE系12Crロータ材（模擬した試験材）の化学成分

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
E1	0.15	0.08	0.60	0.007	0.010	0.39	10.50	1.02	0.16	0.060	0.05
E2	0.16	0.25	0.60	0.007	0.007	0.40	10.60	0.99	0.15	0.040	0.05
E3	0.16	0.05	0.58	0.024	0.010	0.39	10.33	0.99	0.16	0.060	0.05
E4	0.16	0.25	0.58	0.023	0.007	0.40	10.49	1.01	0.15	0.040	0.05

（2）硬さ試験及び衝撃試験結果

図2.17に硬さ試験及び衝撃試験の結果を併せて示す。また，図2.18には衝撃試験片の破面の状況を走査電子顕微鏡で観察して，粒界破面の割合を導出した結果を示すものである。これらの図では焼もどし温度を横軸に取り，縦軸に各温度で焼きもどした場合の硬さ，衝撃吸収エネルギー，衝撃

試験片の粒界破面率を整理して示すものである。

各温度での焼もどし後の硬さは，４種類の材料の間で大きな差は認められない。すなわち，機械的強度に対してＰ及びＳｉの量は何ら影響を与えるものではないことがわかる。５００℃以下では低温焼もどしとなり，焼もどし温度を上昇させても硬さは低下しない。これは，焼もどしによって焼入れ時に導入された高密度の転位が整理されることによる組織の回復があまり起こらず，むしろ焼もどしによって炭窒化物の析出が起こり，その結果として高い焼もどし温度ほど炭窒化物の析出が進むため硬くなったものと推察される。また，５００℃以上の焼もどし処理ではマトリックス自身の回復が起こり，温度が高くなるほど容易に回復が起こるため，硬さが低下していくものと考えられる。

一方，室温における衝撃試験結果を見ると，５００℃以上の焼もどし温度の場合に，４種類の材料で衝撃吸収エネルギーに違いが認められている。

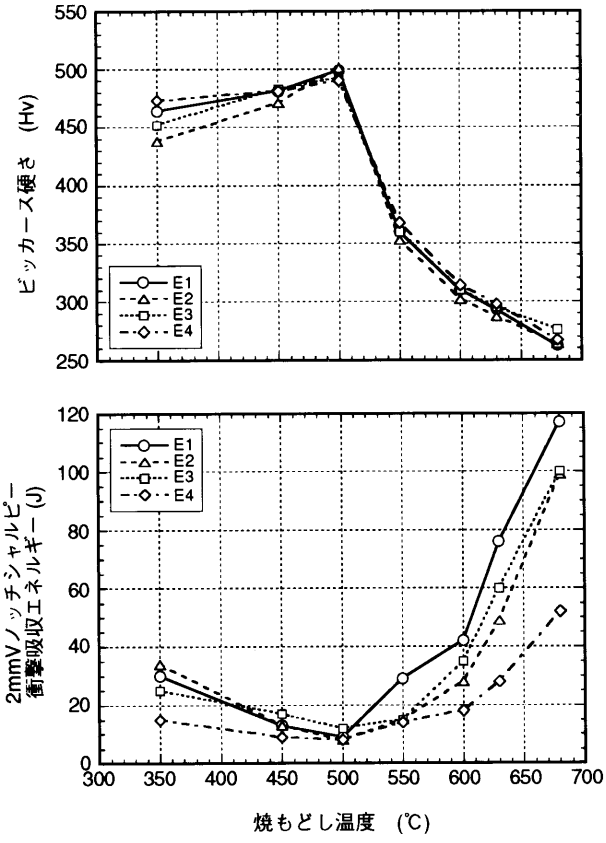


図２.１７　ＧＥ系１２Ｃｒロータ材の焼もどし温度と硬さ及び衝撃吸収エネルギーの関係

衝撃吸収エネルギーの焼もどし温度に対するマクロ的な変化は，硬さの変化に反比例しているものと考えられ，５００℃までは硬さが上昇することに従い衝撃値は低下し，５００℃以上になると硬さの低下に対応して衝撃値が上昇するようになる。

このとき，Ｐ及びＳｉの添加量の少ないＥ１は，ほとんど粒界破断はなく，粒内破断であるので粒内の硬さの変化に反比例した形で衝撃吸収エネルギーは推移する。言い換えれば，マトリックスの組織変化である炭窒化物の析出と転位組織の回復現象に支配された形で衝撃吸収エネルギーは変化する。

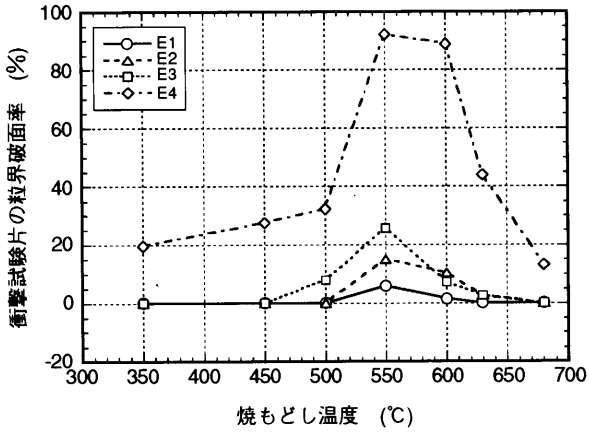


図２.１８　ＧＥ系１２Ｃｒロータ材の焼もどし温度と衝撃破面形態の関係

これに対して，Ｐ及びＳｉを多く添加したＥ４では，全ての焼もどしの温度域で粒界破断が起こっており，粒界強度が粒内強度よりも脆弱になっていると考えられ，全温度域でＥ１に比べて低い衝撃吸収エネルギーを示す。

また，Ｐが多く，Ｓｉが少ないＥ３の場合，最もＰが粒界に濃化して脆化しやすい温度域の４５０℃から５５０℃の間でＥ４に近い衝撃吸収エネルギーの推移を見せており，それ以外の温度域ではＥ１に近い挙動を示している。Ｅ２については，Ｐは少ないがＳｉが多いことで，Ｅ３ほど粒界破面は多くないものの，衝撃吸収エネルギーはＥ３と同様な挙動を示す。

なお，本結果によれば，Ｐの粒界への濃化は５００℃から６００℃が最も多くなることになる。他の材料で考えた場合，ＣｒＭｏＶ鋼などの低合金鋼では，４５０～４８０℃が最も脆化しやすい温度と考えられており，１２Ｃｒ鋼の場合には，低合金鋼よりも高い温度域で焼もどし脆化を起こすことになるものと考えられる。

また，粒界破面の現れ方から判断して，ＳｉはＰの粒界への濃化現象を促進する働きがあるものと推察される。すなわち，Ｅ４はＥ３とＰ量が同じであるが，Ｓｉ量が多いことで粒界破面が大幅に多くなっており，またＥ２はＥ１と同じＰ量であるが，この場合もＳｉ量が多くなることで粒界破面が増加しており，これらのことからＳｉの添加によってＰの粒界への濃化が促進され，その結果として粒界強度が低下し，粒界破面が多くなったものと考えられる。この現象は低合金鋼においてＳｉが焼もどし脆化を促進すること[4)-6)]と同じ挙動であると判断される。言い換えれば，１２Ｃｒ鋼においても低合金鋼と同様にＰ等が粒界に集まって粒界を脆弱にする現象，いわゆる焼もどし脆化現象は起こり，またこの現象はＳｉの存在によって促進されるということが明かになった。

また，１２Ｃｒ鋼において焼もどし脆化を抑制するためには，Ｐなどの粒界を脆弱にする元素を低く抑えるとともに，Ｓｉなどの焼もどし脆化現象を促進する元素も低く抑えることが有用であることが明かとなった。

2.3.3　１２Ｃｒロータ材の脆化特性の調査（基礎試験２）[14)，15)]

（Ｐ量，Ｓｉ量及びＭｎ量の焼もどし脆化特性に及ぼす影響の確認）

前項ではＧＥ系の１２Ｃｒロータ材において，Ｐ及びＳｉの焼もどし脆化に及ぼす影響について調査を行ったが，ここではこれに加えて，低合金鋼で焼もどし脆化を促進するとされるＭｎ[4)-6)]についても調査を行うこととした。

（１）試験材

本項では，２種類の１２Ｃｒ鋼の脆化特性について調査することとした。一つは高温強度を改善すると考えられるＷを添加した材料についてであり，もう一つの材料は，電発・若松超高温タービン・ステップ１の高中圧ロータ材として使用されたＴＭＫ１を基本成分とした材料である。表２.１２及び表２.１３に供試材の化学成分を示す。

表２.１２の材料の基本成分は，０.１４Ｃ-１０.５Ｃｒ-０.７Ｍｏ-１Ｗ-Ｖ-Ｎｂ-Ｎ鋼である。Ｋ１～Ｋ３は低Ｍｎ材であり，Ｋ４～Ｋ６は現用ＧＥ系１２Ｃｒロータ材と同じＭｎを添加した材料であり，その量は０.５％としている。そして，Ｋ１～Ｋ３の間でＰ量を０.００７％～０.０２８％と変化させ，またＫ４～Ｋ６でもＰ量を０.００７％～０.０２８％と変化させている。なお，前項の試験で変化させたＳｉ量については，脆化を促進させるという結論から０.１％以下に制限して添加量を変化させて

表２.１２　Ｗ添加を添加した１２Ｃｒ鋼の供試材の化学成分

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N	Sn	As	Sb
K1	0.13	0.08	0.12	0.007	0.004	0.60	10.59	0.67	0.156	0.996	0.058	0.0477	0.009	0.001	<0.001
K2	0.13	0.06	0.09	0.013	0.005	0.59	10.49	0.80	0.156	1.048	0.061	0.0479	0.007	0.001	<0.001
K3	0.15	0.07	0.09	0.028	0.007	0.60	10.54	0.74	0.162	1.022	0.065	0.0482	0.008	0.001	<0.001
K4	0.14	0.08	0.49	0.07	0.005	0.60	10.60	0.68	0.158	1.000	0.060	0.0477	0.009	0.001	<0.001
K5	0.14	0.06	0.49	0.014	0.006	0.59	10.52	0.79	0.161	1.043	0.065	0.0479	0.008	0.001	<0.001
K6	0.15	0.07	0.50	0.028	0.007	0.59	10.49	0.74	0.161	1.007	0.065	0.0482	0.008	0.001	<0.001

表2.13　TMK1系の12Cr鋼の供試材の化学成分

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Sn	As	Sb
G1	0.13	0.06	0.13	0.007	0.003	0.60	10.27	1.50	0.172	0.052	0.0460	0.008	0.001	0.01
G2	0.13	0.06	0.09	0.013	0.003	0.59	10.22	1.49	0.166	0.052	0.0501	0.006	0.002	0.000
G3	0.13	0.06	0.09	0.020	0.003	0.60	10.23	1.49	0.168	0.057	0.0507	0.007	0.002	0.001
G4	0.14	0.07	0.09	0.029	0.004	0.59	10.21	1.49	0.168	0.052	0.0494	0.007	0.002	0.001
G5	0.13	0.06	0.49	0.007	0.004	0.60	10.28	1.52	0.172	0.059	0.0460	0.007	0.001	0.001
G6	0.13	0.06	0.51	0.013	0.003	0.59	10.30	1.50	0.169	0.054	0.0501	0.007	0.002	0.001
G7	0.13	0.06	0.50	0.020	0.004	0.59	10.21	1.49	0.167	0.057	0.0507	0.006	0.002	0.001
G8	0.14	0.07	0.48	0.029	0.004	0.59	10.24	1.52	0.170	0.054	0.0494	0.002	0.002	0.000

いない。

また，表2.13の材料の基本成分は先にも示したようにTMK1であり，0.13C-10.3Cr-1.5Mo-V-Nb-N鋼である。この成分系の材料についても低Si材となっており，G1～G4までは低Mn材，G5～G8についてはMnを通常レベル（0.5%）まで添加した材料となっている。また，それぞれに於いてP量を0.007%～0.029%まで変化させている。

試験材は前項の基礎試験1と同様に製造した。すなわち，

1）真空高周波溶解炉を用いて50kg鋼塊を溶製し，

2）次いで熱間鍛造によりロータ素材の胴部と同じ程度の鍛錬比（3S程度）が加わるようにし，

3）鍛造した試験材は実機ロータ素材と同じように予備熱処理（焼きなまし＋パーライト処理）を施した。

4）次に，1050℃で溶体化処理を施し，

5）溶体化処理後は125℃／hrの速度（実機ロータの表層付近の油焼入れの際の冷却速度）で焼入れを行い試験材とした。

（2）焼もどし試験

a）硬さ試験

上述のようにして準備した各試験材に対して，350℃から680℃の範囲で温度を変えて焼もどし処理（保持時間30時間）を施して以下の試験を行った。焼もどし処理後の硬さを図2.19に示す。基礎試験1の結果と同じように，P及びMnの添加量を変えても焼もどし温度に対する硬さの変化は同じ挙動を示す。すなわち，500℃以下では焼もどし温度の上昇とともに硬さは高くなり，500℃を超える焼もどし温度になると焼もどし温度の上昇とともに硬さは低下する。また，この硬さの変化は，P及びMnの添加量に依存しない。

b）衝撃試験（破面観察）

図2.20には焼もどし温度と衝撃値の関係を示す。硬さが最も高くなる500℃において最も衝撃値が低い値を示している。この結果はGE系のロータ材での試験結果（図2.17）と同様な結果である。

c）衝撃試験の破面観察結果

基礎試験1の結果に示されるように，焼もどし脆化挙動は衝撃試験片の破面観察から評価することができる。これは，焼もどし脆化現象は，粒界にPなどの不純物元素が濃化し，その結果として粒界強度が低下し，衝撃試験の際に粒界破面を呈するようになることに基づくものである。実際に基礎試

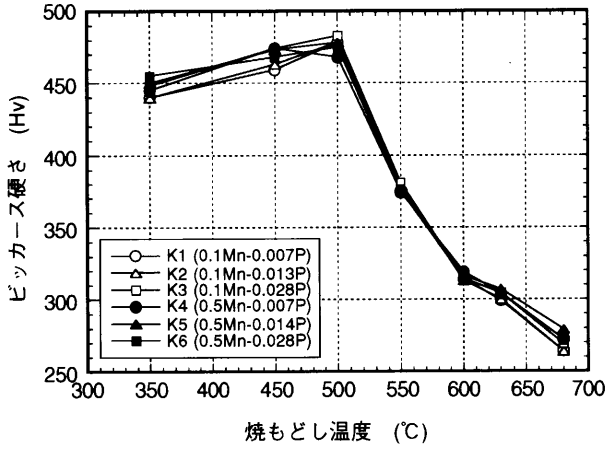


図2.19　W添加を添加した１２Ｃｒ鋼の焼もどし温度と硬さの関係

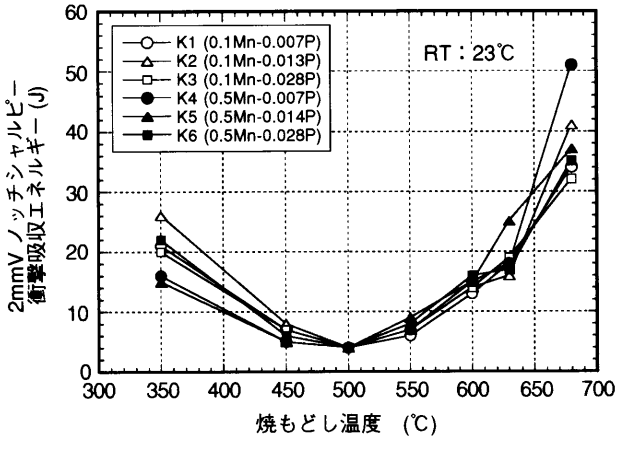


図2.20　W添加を添加した１２Ｃｒ鋼の温度と衝撃吸収エネルギーの関係

験１において，ＰやＳｉが多いＧＥ４では他の材料よりも衝撃値が低くなるとともに，粒界破面が主体的になる衝撃破面を呈していた。したがって，衝撃試験片の破面を観察することは焼もどし脆化挙動を評価する上での一つの有力な指標となりえる。

そこで，本試験においてもそれぞれの材料について常温で衝撃試験を行い，そのとき得られた試験後の衝撃試験片の破面を走査電子顕微鏡で観察して粒界破面の有無について調査を行った。その観察結果を，表２.１４及び表２.１５に示す。

表2.14　Wを添加した１２Ｃｒ鋼の常温衝撃試験片の破面形態に及ぼす焼もどし温度とＰ量並びにＭｎ量の影響

試験材		P添加量 (mass%)	焼きもどし温度（℃）						
			350	450	500	550	600	630	680
低Ｓｉ－0.1%Mn	K1	0.007	○	○	○	○	○	○	○
	K2	0.013	○	○	○	○	○	○	○
	K3	0.028	○	○	○	●	●	●	○
低Ｓｉ－0.5%Mn	K4	0.007	○	○	○	○	○	○	○
	K5	0.014	○	○	○	○	◐	◐	○
	K6	0.028	○	○	○	●	●	●	○

○：劈開破面，◐：一部粒界破面あり，●：粒界破面がはっきりと観察される

表2.15　ＴＭＫ１・１２Ｃｒロータ材系の１２Ｃｒ鋼の常温衝撃試験片の破面形態に及ぼす焼もどし温度とＰ量並びにＭｎ量の影響

試験材		P添加量 (mass%)	焼きもどし温度（℃）						
			350	450	500	550	600	630	680
低Ｓｉ－0.1%Mn	G1	0.007	○	○	○	○	○	○	○
	G2	0.013	○	○	○	○	○	○	○
	G3	0.020	○	○	○	○	◐	◐	○
	G4	0.029	○	○	○	◐	●	●	○
低Ｓｉ－0.5%Mn	G5	0.007	○	○	○	○	○	○	○
	G6	0.013	○	○	○	◐	◐	◐	○
	G7	0.020	○	○	○	◐	●	●	○
	G8	0.029	○	○	○	●	●	●	◐

○：劈開破面，◐：一部粒界破面あり，●：粒界破面がはっきりと観察される

これらの表から明かであるように，Ｍｎの添加量を低く抑えることにより，粒界破面は現れにくくなると言える。言い換えれば，Ｍｎを低く下げることにより，焼もどし脆化は起こりにくくなるものと判断される。

（３）衝撃試験片の破面観察による焼もどし脆化の評価

ここでは，基礎試験１及び基礎試験２で実施した衝撃試験片の破面の観察結果から１２Ｃｒ鋼の焼もどし脆化について評価を行うこととする。

図２.２１には，基礎試験１で実施した焼もどし温度と衝撃試験片の破面観察結果（図２.１８）を整理し直して図示したものである。この図において，斜線の部分が衝撃試験片に粒界破面が観察された領域であり，Ｓｉ量を低く下げることでその領域が狭くなることがわかる。

次に，図２.２２及び図２.２３には基礎試験２の焼もどし温度と衝撃試験片の破面観察結果の関係を図２.２１と同様にしてまとめたものである。この二つの図では，焼もどし脆化を促進するＳｉ量を低く抑えた材料において，Ｍｎ量の影響を調べたものであり，Ｍｎ量を低く抑えることで，両図とも（両材料とも）斜線の領域は狭くなっており，このことからＭｎもＳｉと同様に焼もどし脆化を促進する元素であると考えられる。ただし，Ｍｎは後述するように，焼入れ性を高める元素であるので，その添加によって製造時におけるマルテンサイト組織が微細なものとなり，その結果として衝撃遷移温度の初期値（製造時の値）が低くなることもあり，上記結果から焼もどし脆化を促進するものとは考えられるが，１２Ｃｒ鋼においてＭｎ添加量を低く下げるべきであるとは必ずしも言えない。

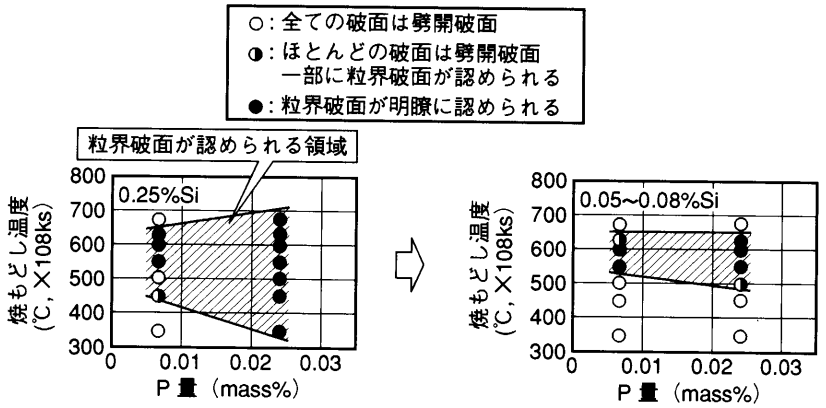


図２.２１　１２Ｃｒ鋼における室温衝撃試験片の破面形態に及ぼす焼もどし温度，Ｐ量及びＳｉ量の影響

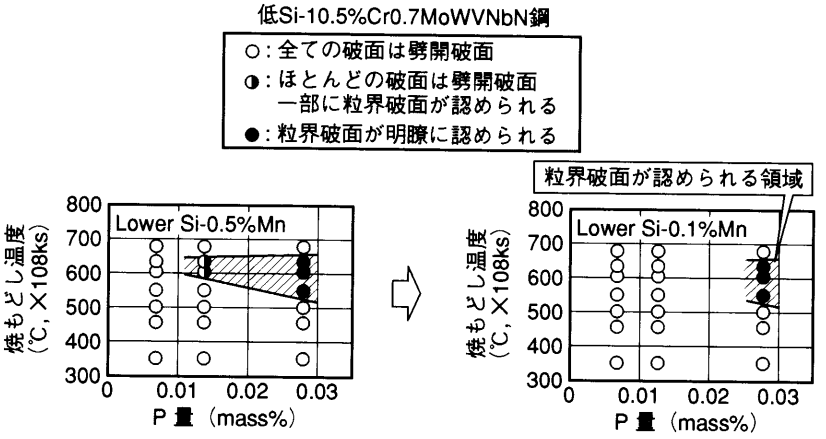


図２.２２　低Ｓｉ-１２Ｃｒ鋼における室温衝撃試験片の破面形態に及ぼす焼もどし温度，Ｐ量及びＭｎ量の影響（１）

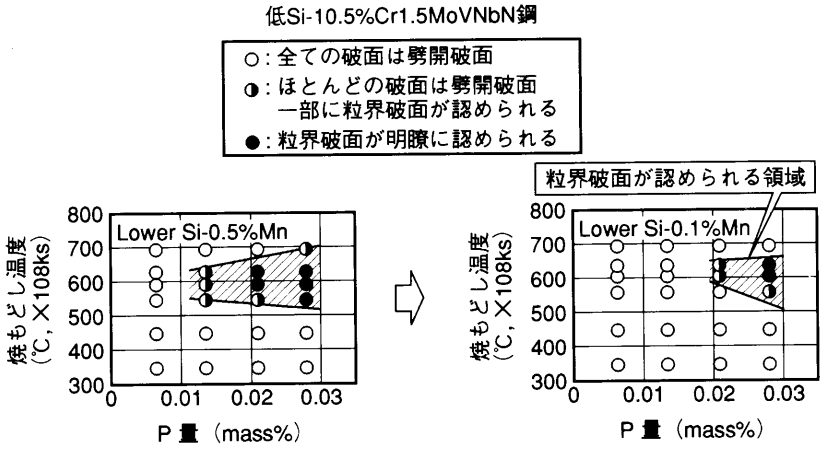


図２.２３　低Ｓｉ-１２Ｃｒ鋼における室温衝撃試験片の破面形態に及ぼす焼もどし温度，Ｐ量及びＭｎ量の影響（２）

（４）ロータ材を模擬した脆化試験

ａ）ステップクーリング法による脆化試験

（１）に示すように焼入れ処理を施した試験材に対して，図２.２４に示すように２段焼もどしを施し，供試材とした。

この試験材に対して，図２.２５に示すようにステップクリーング法[15]と言われる脆化処理を施し，衝撃試験を実施した。この方法は，焼もどしに際してＰなどの不純物が粒界に集まることを再現するため，Ｐ等の濃化する温度の上方から下方まで５段に分けて焼もどしを行い，Ｐ等を粒界に集める方法である。高い温度側では拡散速度が速いことから保持時間を短めにして，また低い温度側では拡散速度が遅いので保持時間を長めにして処理を行うものであり，全体の脆化処理時間が短いにも拘わらず，平衡状態に近いことを再現できるので，短時間に材料の脆化しやすさを現わすことのできる方法と考えられるものである。

このようにして，各材料に対してステップクーリングによる脆化処理を施した後に，２mm Ｖノッチシャルピー衝撃試験を実施した。その結果を，表２.１６及び図２.２６に示す。この図２.２６では横軸にＰの含有量をとり縦軸には表２.１６に示される衝撃遷移温度（５０％ＦＡＴＴ）の上昇温度（△ＦＡＴＴ）をとってまとめたものである。これらのデータから次のことが言える。

１）Ｐ量の増加によって焼もどし脆化の感受性は高まる。

２）Ｍｎの添加によって焼もどし脆化は促進される。

従って，不純物のＰを低く下げることやＭｎの添加量を低く抑えることは焼もどし脆化を抑える上で有用と考えられる。ただし，Ｍｎ添加の影響については衝撃遷移温度（５０％ＦＡＴＴ）の初期値（製造時の値）との兼ね合いもあり，必ずしもＭｎを低く下げることが長時間にわたって良好な衝撃

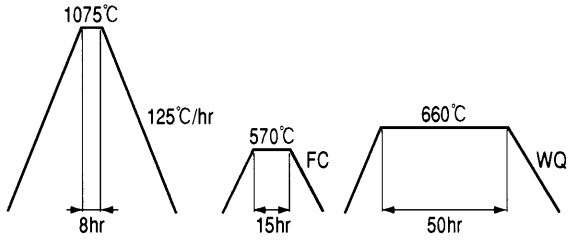


図２.２４　ロータ材を模擬した調質処理
（胴径１２００φ，油焼入れ時の表層相当）

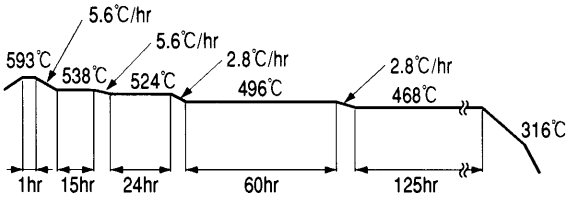


図２.２５　ステップクリーング法による脆化処理[14]

表2.16　W添加12Cr鋼のステップクーリングによる脆化試験結果

試験材	調質処理後		ステップクーリング後		△FATT (℃)
	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (℃)	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (℃)	
K1 0.1Mn-0.007P	47	37	29	40	3
K2 0.1Mn-0.013P	35	36	21	45	9
K3 0.1Mn-0.028P	35	38	21	50	12
K4 0.5Mn-0.007P	33	30	36	38	8
K5 0.5Mn-0.014P	31	36	23	50	14
K6 0.5Mn-0.028P	20	32	23	54	22

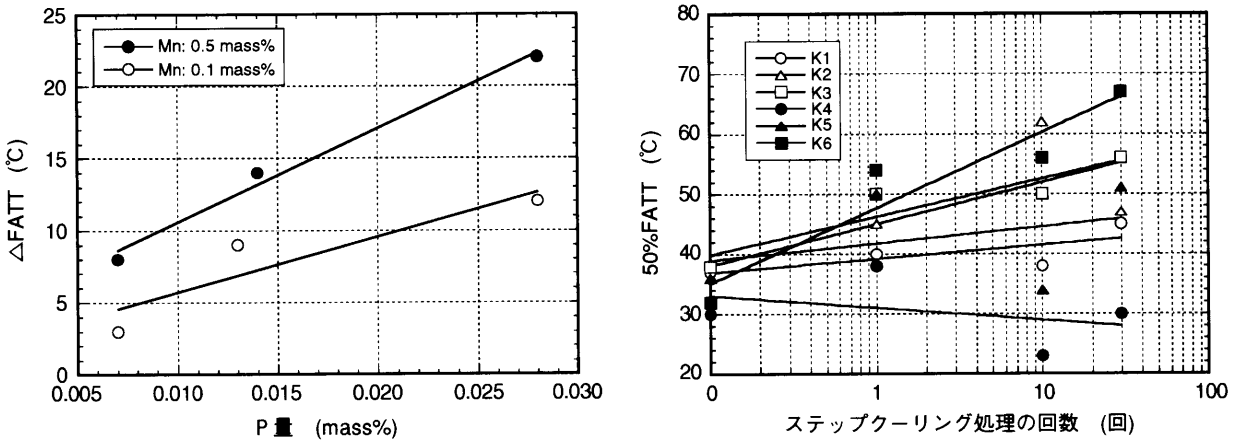


図2.26　ステップクーリング法（1回）の脆化処理特性に及ぼす添加元素の影響

特性を得る上で有用であるか，否かは，このデータからでは明かではない。具体的に言えば，Pの高いK3とK6を比較すると，確かにK3の△FATTは12℃とK6の22℃に比べて低いが，初期値がK3で35℃，K6で20℃であり，その結果ステップクーリング後の衝撃遷移温度は，K3が50℃，K6が54℃とわずか4℃の差しかなく，有意差はないと言える。したがって，△FATTで評価をすればMnは低く下げた方が良いという結果になるが，50%FATTの絶対値で見た場合には，必ずしもMnを下げることが必須条件ではないとも考えられる。したがって，焼もどし脆化に対するMnの添加の効果については，他のデータとも併せて評価することが必要と判断される。

b）等温長時間脆化試験

次に，長時間脆化温度域に保持された場合の脆化特性について調査した。試験方法としては，前項のa）で示すステップクーリング法を繰り返す方法（10回及び30回）と長時間一定温度で保持する方法（等温長時間脆化試験，最大1万時間まで保持）を用いた。その結果を表2.17に示す。なお，この表に示されるWQは2段目の焼もどしの際に焼もどし温度保持後水冷した場合を示し，またFCは2段目の焼もどし後炉冷をした場合を各々示すものであり，脆化の度合いの評価については，WQ材に対する衝撃遷移温度の変化で行った。また，この表のデータをグラフ化して，図2.27及び図2.28に示す。なお，等温長時間脆化試験の試験温度としては550℃を基本とし，K1及びK2

表2.17　長時間脆化試験結果（５０％ＦＡＴＴの変化）

（℃）

符号	WQ	FC	ステップクーリング			長時間脆化試験				
						５５０℃			６００℃	
			１回	１０回	３０回	1000 hr	3000 hr	10000 hr	1000 hr	3000 hr
K1	37	35	40	38	45	36	37	40	33	40
K2	36	33	45	62	47	56	45	50	34	48
K3	38	38	50	50	56	36	52	38	-	-
K4	30	30	38	23	30	29	24	28	-	-
K5	36	36	50	34	51	47	43	43	-	-
K6	32	36	54	56	67	65	60	66	-	-

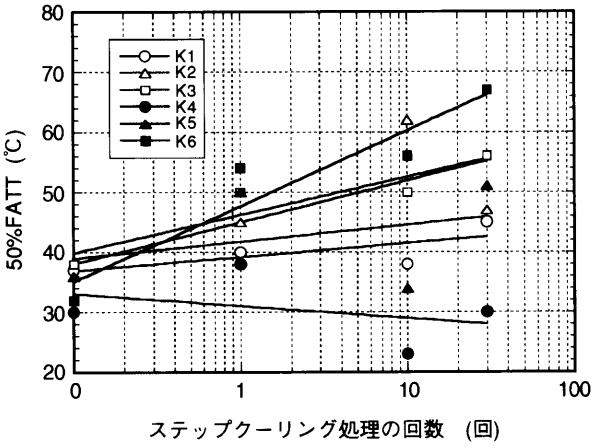


図2.27　ステップクーリングの回数と衝撃遷移温度の関係

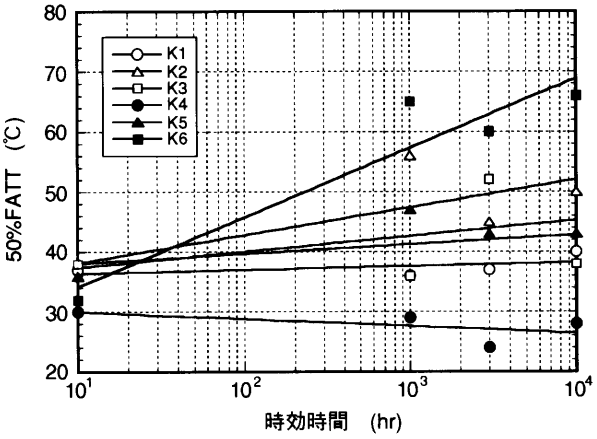


図2.28　等温長時間脆化試験結果（５５０℃）

については６００℃についても試験を行った。５５０℃及び６００℃を脆化処理温度として選定した理由は，基礎試験１の図2.18に示されるように，焼もどし脆化の特徴となる粒界破面の発生の割合が最大になる温度が１２Ｃｒ鋼の場合には５５０℃であり，次いで６００℃となることからであり，この温度において最も焼もどし脆化が起こりやすいと考えられたからである。また，１２Ｃｒ鋼において考慮に入れなければならないこととして，Ｐなどの不純物が粒界に濃化する焼もどし脆化以外に，ＭｏやWがＦｅとともに金属間化合物であるラーベス相を形成することによって脆化してしまうことも挙げられる。この現象は，Wを含む１２Ｃｒ鋼の場合には主に６５０℃でラーベス相が形成れやすく，またＭｏ単独の場合には６００℃でラーベス相が形成されやすい。このことから考えて，５５０℃での評価については，主にＰなどの不純物の粒界への濃化現象に基づく，いわゆる焼もどし脆化が支配的であると言える。従って，以下に示す結果については，ラーベス相の関与については言及していない。

これらのデータから次のことがわかる。

1）初期値（製造時）の衝撃遷移温度（５０％ＦＡＴＴ）は，Ｍｎの添加量が多いほど，低くなり良好である。これは，Ｍｎの焼入れ性を向上させる作用により，緻密なマルテンサイト組織が得られることによるものと考えられる。

2）ステップクーリング法及び等温長時間脆化処理法とも，Ｍｎを低く下げた材料の遷移温度の変化の割合はＭｎが高い材料よりも少なく，Ｐの添加の影響が緩和される傾向にある。

3）Ｍｎの添加量によらず，Ｐ量が増えるに従い，ステップクーリングの回数や長時間脆化試験にお

ける時効時間の増加に伴い，衝撃遷移温度が上昇する割合（図中では傾き）が大きくなる。

4）６００℃の長時間脆化試験についてはＫ１及びＫ２でしか行っていないが，３０００時間までの処理の結果から見て，５５０℃の結果と同じものと考えられる。

また，長時間脆化試験において，５５０℃で１万時間保持した場合のＷＱ材に対する衝撃遷移温度の上昇量をＰ量で整理して図２.２９に示す。

この図にも示されるように，Ｗを含む１２Ｃｒ鋼の焼もどし脆化量は，Ｍｎを減らすことにより軽減できることがわかる。

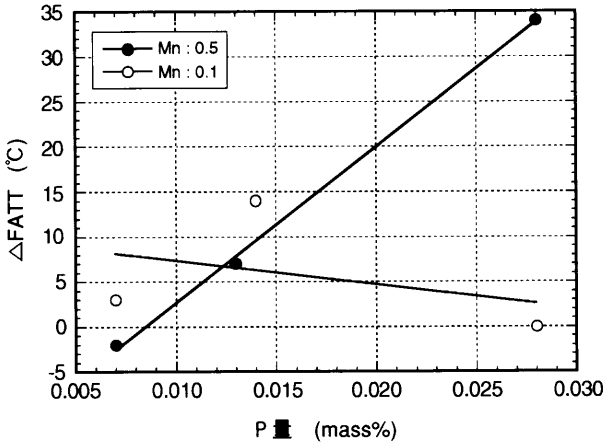


図２.２９　等温長時間脆化特性（５５０℃×１万時間）に及ぼす添加元素の影響

以上の結果から，Ｐを低く抑えること及びＭｎを低く抑えることは，長時間脆化特性の改善にとって有用である。ただし，Ｐ量が低い場合にはＭｎが高くても脆化は起こらないので問題はない。しかし，Ｐ量が高い場合には，Ｍｎの添加によってＰによる焼もどし脆化は促進されるので，Ｐ量を低く下げられない場合には，Ｍｎ量は低く下げた方が焼もどし脆化を軽減できると判断される。

（４）高Ｍｎ材の衝撃並びに脆化特性

Ｍｎについては，上記に示すようにＳｉとともに焼もどし脆化を促進する元素であると考えられるが，先にも示したようにＭｎを添加することにより焼入れ性が増し，その結果として衝撃特性の初期値が向上する結果となっている。また，１２Ｃｒ鋼においてＰ量を低く抑えれば，Ｍｎ値が高くても焼もどし脆化は起こりにくいという結果もあり，初期衝撃特性を改善することにより，製造時から長期使用後まで良好な衝撃特性を維持できる材料の開発も可能性があると考えられる。

そこで，ここでは，１２Ｃｒ鋼に於けるＭｎ添加量と衝撃特性や焼もどし脆化特性の関係について調査を行うこととした。

試験材はこれまで示した試験材と同様に真空高周波溶解炉にて５０ｋｇの鋼塊を作り，鍛造及び熱処理を行い材料特性評価試験に供した。表２.１８に試験に供した材料の化学成分を示す。なお，この表ではＭｎの添加量の評価を行うために既に成分を示しているＫ１並びにＫ４の化学成分についても併記している。この試験では，基本成分として０.１４Ｃ-０.０８Ｓｉ-０.６Ｎｉ-１０.６Ｃｒ-０.１６Ｖ-１Ｗ-Ｎｂ-Ｎ鋼としており，Ｍｎ添加量を０.１％，０.５％，１.０％，１.５％，２.０％と順に変えたものとしている。

このような成分の材料について，試験材の製造時の衝撃遷移温度，ステップクーリング法による脆化処理後（１回～３０回）の衝撃遷移温度及び等温長時間脆化試験後の衝撃遷移温度について調査した。それらの結果を表２.１９にまとめて示す。

表２.１８　W添加を添加した１２Ｃｒ鋼の供試材の化学成分（２）

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N	Sn	As	Sb
K1	0.13	0.08	0.12	0.007	0.004	0.60	10.59	0.67	0.156	0.996	0.058	0.0477	0.009	0.001	<0.001
K4	0.14	0.08	0.49	0.007	0.005	0.60	10.60	0.68	0.158	1.000	0.060	0.0477	0.009	0.001	<0.001
K7	0.13	0.06	0.98	0.006	0.006	0.59	10.46	0.70	0.158	1.017	0.059	0.0561	0.007	-	-
RK7N	0.14	0.08	0.98	0.008	0.005	0.60	10.54	0.71	0.156	1.022	0.061	0.0504	0.010	-	-
RK7M	0.14	0.08	1.49	0.007	0.005	0.59	10.55	0.68	0.157	1.001	0.058	0.0450	0.007	-	-
RK7A	0.14	0.08	2.05	0.007	0.006	0.60	10.60	0.68	0.159	1.005	0.062	0.0450	0.008	-	-

表２.１９　Ｍｎ添加量と衝撃特性並びに脆化特性に及ぼす影響

(℃)

符号	成分	WQ	ステップクーリング			等温長時間脆化試験				
						５５０℃			６００℃	
			１回	１０回	３０回	1000hr	3000hr	10000hr	1000hr	3000hr
K1	0.1Mn-0.007P	42	37	38	45	36	37	40	33	40
K4	0.5Mn-0.007P	26	37	23	30	29	24	28	-	-
K7	1.0Mn-0.006P	-2	8	9	16	6	12	26	-	-
RK7N	1.0Mn-0.008P	17	8	-	-	-	-	-	15	23
RK7M	1.5Mn-0.007P	20	36	-	-	28	46	-	35	38
RK7A	2.0Mn-0.007P	22	42	-	-	44	50	-	42	50

ａ）製造時の衝撃遷移温度（５０％ＦＡＴＴ）

図２.３０に製造時の衝撃遷移温度をＭｎ添加量で整理して示す。この図を見ると明かであるように，衝撃遷移温度はＭｎ添加量が１％付近で最小の値を示す。先にも説明したように，Ｍｎの添加によって焼入れ性が増すので，０.１％から１％まで添加量が増すほどに衝撃遷移温度が低くなることは定性的に理解できることである。しかし，Ｍｎを１％以上添加すると衝撃特性は向上せず，むしろ低下する傾向がある。ＲＫ７Ｎの値を正として考えるならば，Ｍｎ添加量が１％まではＭｎの添加によって焼入れ性が増し，焼入れの際にできるマルテンサイトの組織が緻密なものになり，その結果衝撃特性が良好な値を示すようになるが，それ以上添加しても増量の効果は現れないと考えることができる。いずれにしても，１２Ｃｒ鋼において製造時の衝撃特性を考えた場合には，１％程度に添加量の最適値があるものと判断される。

蒸気タービンロータ素材を考えた場合には，１％Ｍｎ添加材は高温強度と衝撃特性を兼ね備えた形となるので，高低圧一体型タービンロータ素材への適用が有用であると考えられる。

ｂ）ステップクーリング処理

次に，表２.１９の中のデータのうち，ステップクーリング法による脆化処理（１回）を施した場合の衝撃遷移温度についてＭｎ添加量で整理して図２.３１に示す。

ステップクーリング処理後の衝撃遷移温度を見ると，やはりＭｎ添加量が１％のとき，極端に衝撃遷移温度が低くなった結果となる。この結果では，Ｋ７及びＲＫ７Ｎの２材料とも衝撃遷移温度は８℃と低く，信頼性の高いデータであると考えられる。従って，Ｐ等の不純物が少ない場合には，

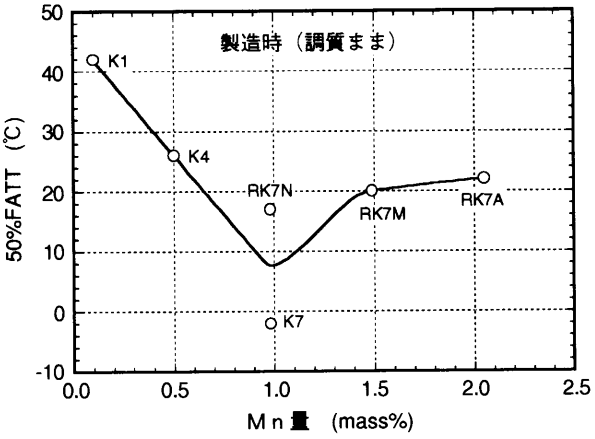


図2.30　12Cr鋼の衝撃特性に及ぼすMn添加量の影響

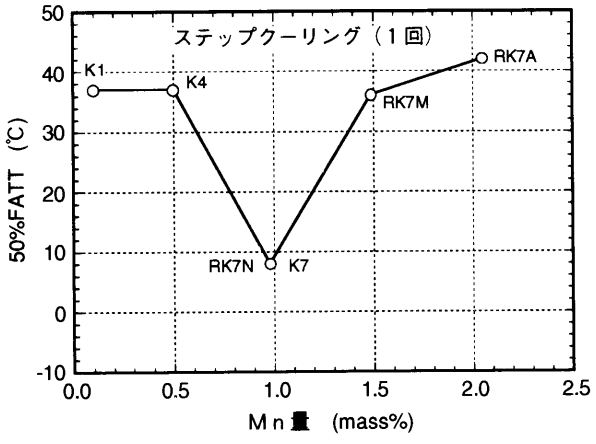


図2.31　12Cr鋼の脆化特性（ステップクーリング）に及ぼすMn添加量の影響

Mn量を1%程度添加することが衝撃特性にとってはメリットがある方法と言える。

c）等温長時間脆化処理

図2.32及び図2.33には，等温長時間脆化試験結果　（550℃，600℃×3000時間）をMn添加量で整理して示す。この結果でもステップクーリング法による脆化処理と同様に1%Mn添加のときに衝撃遷移温度の最小値を示す。

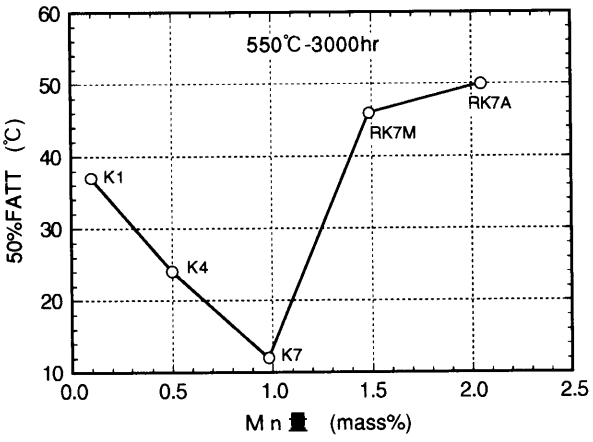


図2.32　12Cr鋼の長時間脆化特性に及ぼすMn量の影響（550℃×3000hr）

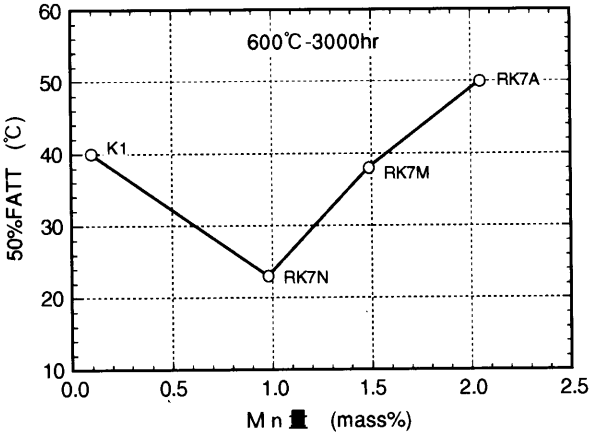


図2.33　12Cr鋼の長時間脆化特性に及ぼすMn量の影響（600℃×3000hr）

d）脆化量の比較

図2.34～図2.37には，各脆化試験後の脆化量（脆化試験後の衝撃遷移温度と製造時の衝撃遷移温度との差）を縦軸にし，Mn添加量を横軸にして整理して示す。どの脆化試験においてもMnの添加量が増すことに従い，脆化量は増していく。

このことから，c）等で認められたように1%Mn材が脆化試験後も衝撃遷移温度が最も低い値を示すことは，1%Mn材の衝撃遷移温度の初期値（製造時の値）が低いことによるものであり，1%Mn材の脆化特性が優れていることに起因するものではないことがわかる。しかし，これらのデータから判断して，衝撃特性を重視する場合にはMn添加量を1%程度にすることが最適であると判断される。

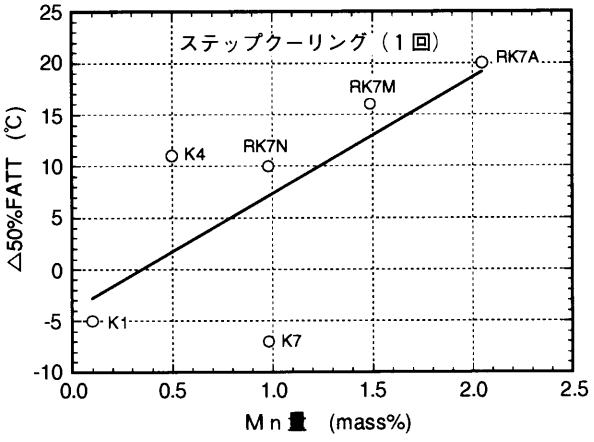


図２.３４　１２Ｃｒ鋼の脆化特性（ステップクーリング：１回）に及ぼすＭｎ量の影響

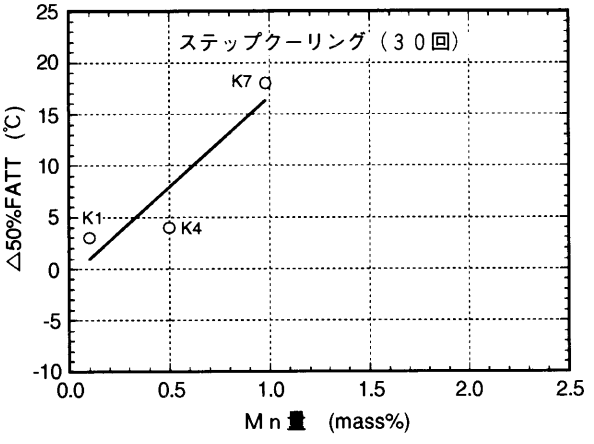


図２.３５　１２Ｃｒ鋼の脆化特性（ステップクーリング：30回）に及ぼすＭｎ量の影響

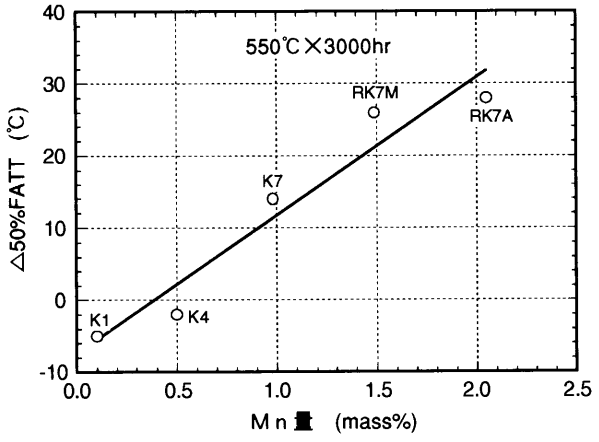


図２.３６　１２Ｃｒ鋼の長時間脆化特性に及ぼすＭｎ量の影響（５５０℃×３０００ｈｒ）

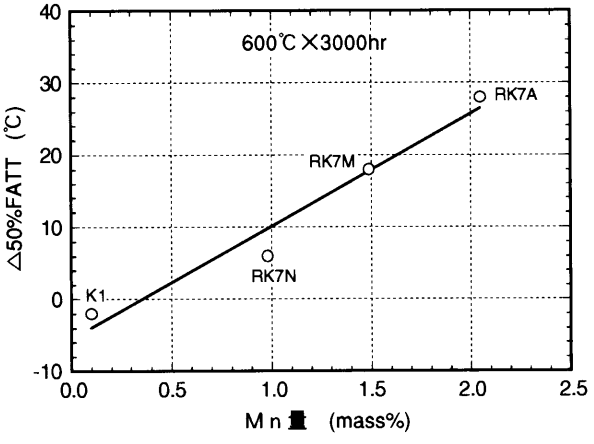


図２.３７　１２Ｃｒ鋼の長時間脆化特性に及ぼすＭｎ量の影響（６００℃×３０００ｈｒ）

（５）クリープ破断試験

上記に示すように，１２Ｃｒ鋼の脆化特性を１０.５ＣｒＭｏ１ＷＶＮｂＮ鋼（符号としてＫがついている材料）を中心に調べた。しかし，蒸気タービンロータに１２Ｃｒロータ材を適用する最大の目的は，当然のことではあるが，１２Ｃｒロータ材の優れたクリープ破断特性にあるので，以下には前述の１２Ｃｒ鋼に対するクリープ破断試験結果について示す。

試験材としては，前項の脆化試験に供した試験材（Ｋ材及びＲＫ材）とＴＭＫ１系の１２Ｃｒ鋼（Ｍｎ量，Ｎｉ量を変化させた材料，ＧＥ材）を準備した。これらの試験材の化学成分を表２.２０，表２.２１に示す。試験材は，これまで説明した試験材と同様に真空高周波溶解炉を用いて溶解を行い，鍛造並びに熱処理を施しクリープ破断試験に供した。

なお，クリープ破断試験に先立ち，各試験材の機械的性質を調査した。その試験結果を表２.２２に示す。試験材に対する熱処理は，基本的には等温長時間脆化試験に供した試験材と同様に行った。詳細方法については，表２.２２に示す通りである。この表に示されるように，Ｋ１～Ｋ９の機械的強度が若干低くなっており，低温側の短時間クリープ破断試験結果において他の試験材よりもクリープ破断強さが若干低くなることが予想される。ＧＥ１～ＧＥ３については，機械的強度を０.２％耐力で

表2.20　クリープ破断試験に供した１２Ｃｒ鋼（１０.５Ｃｒ０.７ＭｏＷＮｂＮ鋼）の供試材の化学成分（１）

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N	Sn	As	Sb
K1	0.13	0.08	0.12	0.007	0.004	0.60	10.59	0.67	0.156	0.996	0.058	0.0477	0.009	0.001	<0.001
K8	0.13	0.08	0.11	0.006	0.005	0.39	10.41	0.67	0.156	0.982	0.058	0.0498	0.005	-	-
K9	0.13	0.08	0.47	0.006	0.006	0.40	10.52	0.67	0.151	0.981	0.059	0.0498	0.006	-	-
RK7N	0.14	0.08	0.98	0.008	0.005	0.60	10.54	0.71	0.156	1.022	0.061	0.0504	0.010	-	-
RK7M	0.14	0.08	1.49	0.007	0.005	0.59	10.55	0.68	0.157	1.001	0.058	0.0450	0.007	-	-
RK7A	0.14	0.08	2.05	0.007	0.006	0.60	10.60	0.68	0.159	1.005	0.062	0.0450	0.008	-	-

表2.21　クリープ破断試験に供した１２Ｃｒ鋼（１０.２Ｃｒ１.５ＭｏＮｂＮ鋼*）の供試材の化学成分（２）

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N	Sn
GE1	0.13	0.08	0.51	0.006	0.005	0.61	10.28	1.52	0.162	-	0.057	0.0466	0.007
GE2	0.13	0.06	0.10	0.006	0.003	0.60	10.26	1.48	0.165	-	0.053	0.0466	0.004
GE3	0.13	0.06	0.07	0.006	0.003	0.79	10.25	1.49	0.160	-	0.057	0.0472	0.006

＊　TMK1・12Crロータ材

表2.22　クリープ破断試験に供した１２Ｃｒ鋼の機械的性質

符号	常温引張試験				2mmVシャルピー衝撃試験		熱処理
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (°C)	
K1	704	818	23.0	65.7	60	35	1075°C×8hrs→RT(125°C/hr) 570°C×15hrs FC 660°C×50hrs FC
K8	742	862	19.5	61.4	27	46	同上
K9	729	857	20.5	62.3	33	42	同上
RK7N	752	889	23.2	60.5	52	20	同上
	752	886	24.8	61.7			
RK7M	769	904	20.8	58.4	51	15	同上
	774	904	22.0	56.8			
RK7A	771	909	20.0	56.8	40	20	同上
	774	909	21.6	56.8			
GE1	779	914	21.2	64.0	42	33	1075°C×8hrs→RT(125°C/hr) 570°C×20hrs FC 660°C×18hrs FC
	779	914	21.6	61.7			
GE2	779	919	20.0	60.5	32	39	同上
	782	924	22.0	60.5			
GE3	782	914	21.6	61.7	25	44	同上
	782	911	21.6	61.7			

７８０MPaにするように調整して熱処理を行っているため[39]，ほぼ同じ強度となっている。

各試験材のクリープ破断試験結果をラルソン-ミラー法で整理して図２.３８～図２.４６に示す。各試験材とも目標となる５９３℃×10^5時間推定クリープ破断強さの９８MPaを十分に満足できる結果を示している。また，切欠試験片の強度は平滑試験片の強度よりも十分に高く，切欠弱化に対する懸念もまったくない。加えて，クリープ判断延性も長時間側まで安定して高く，クリープ脆化の心配もないものと判断される。

図２.４７には，横軸にＭｎ添加量を取り，また縦軸には図２.３８～図２.４３に於ける横軸のラルソンミラーパラメータ（焼もどしパラメータと同じものであり，この値が大きくなるに従い，高温・

[39] ＴＭＫ１・１２Ｃｒロータ材（２.２.３項で説明を行った材料）を基本成分としているので，ＴＭＫ１の狙いの強度に合わせて製造した。

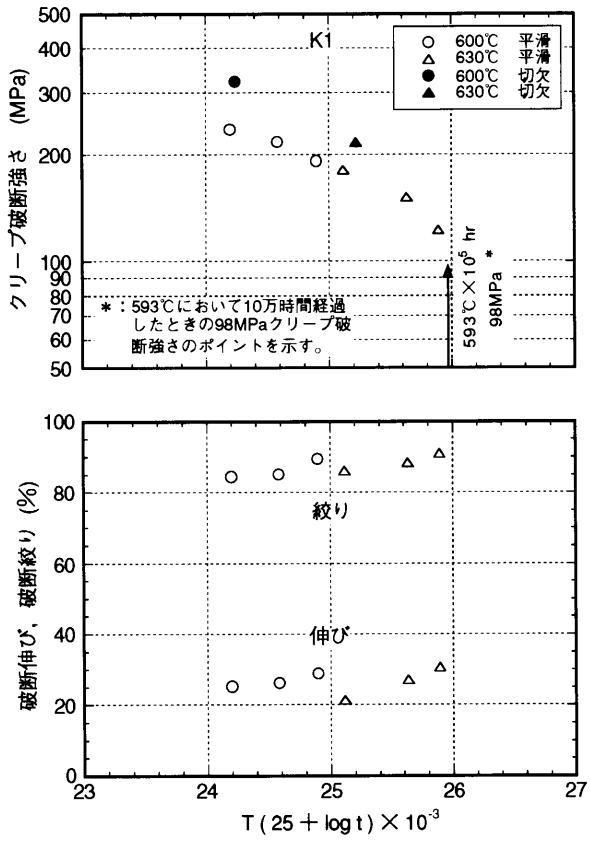


図2.38　12Cr鋼のクリープ破断試験結果（K1）
（P：0.007%, Mn：0.12%, Ni：0.60%）

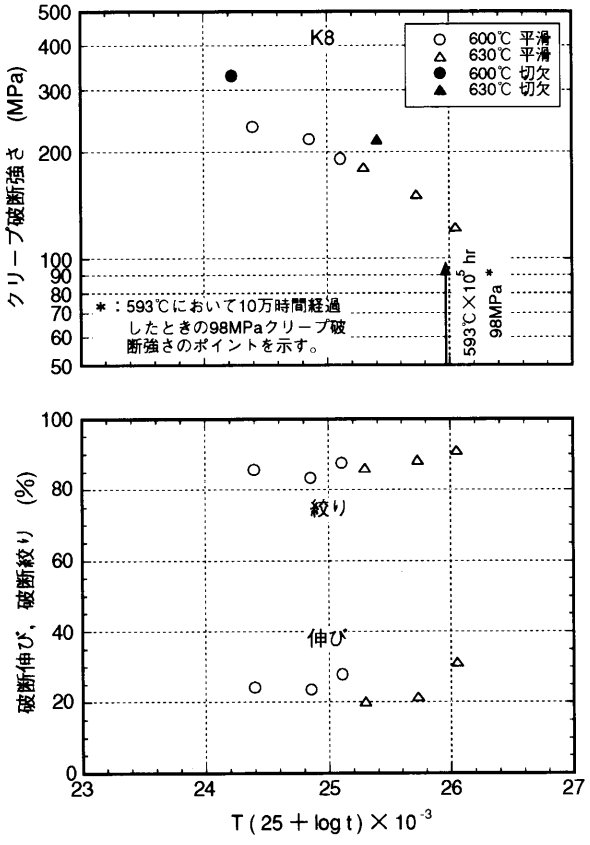


図2.39　12Cr鋼のクリープ破断試験結果(K8）
（P：0.006%, Mn：0.11%, Ni：0.39%）

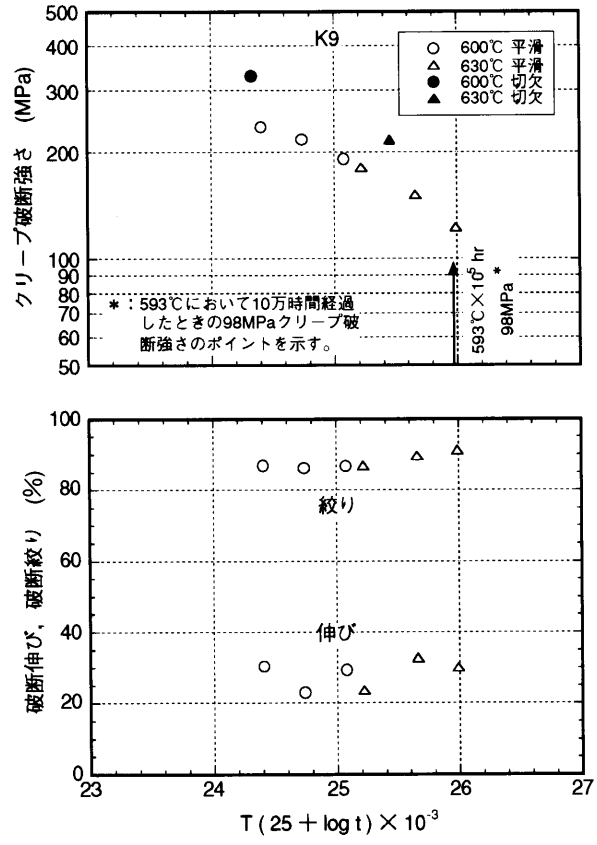


図2.40　12Cr鋼のクリープ破断試験結果
（K9）
（P：0.006%, Mn：0.47%, Ni：0.40%）

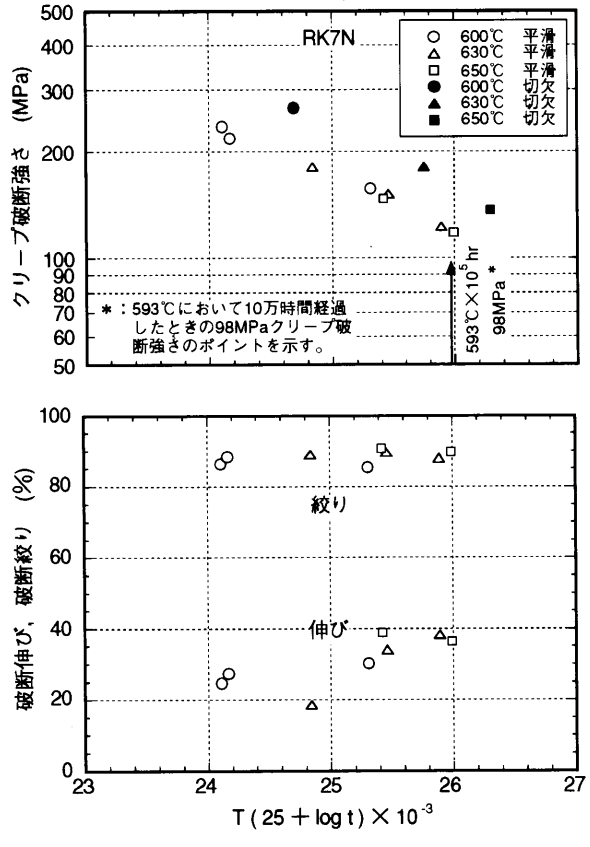


図2.41　12Cr鋼のクリープ破断試験結果
（RK7N）
（P：0.008%, Mn：0.98%, Ni：0.60%）

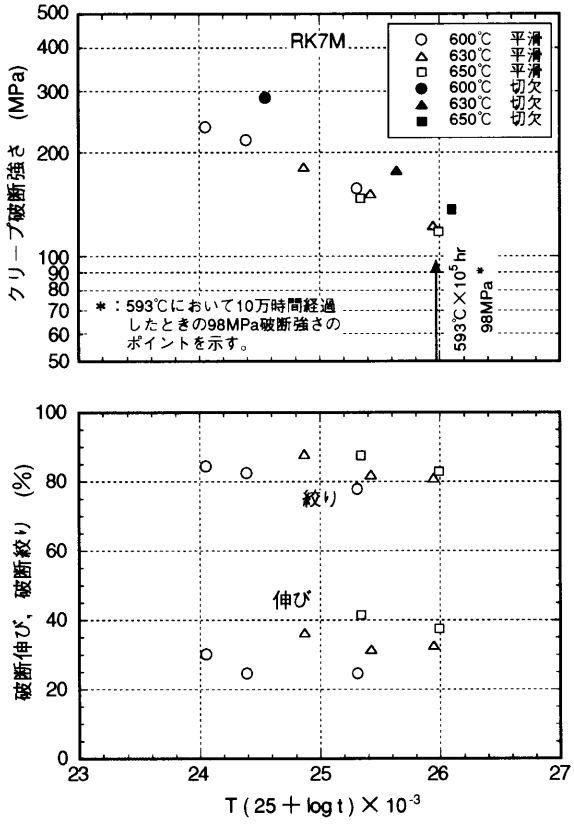


図2.42　12Cr鋼のクリープ破断試験結果
（RK7M）
（P：0.007%, Mn：1.49%, Ni：0.60%）

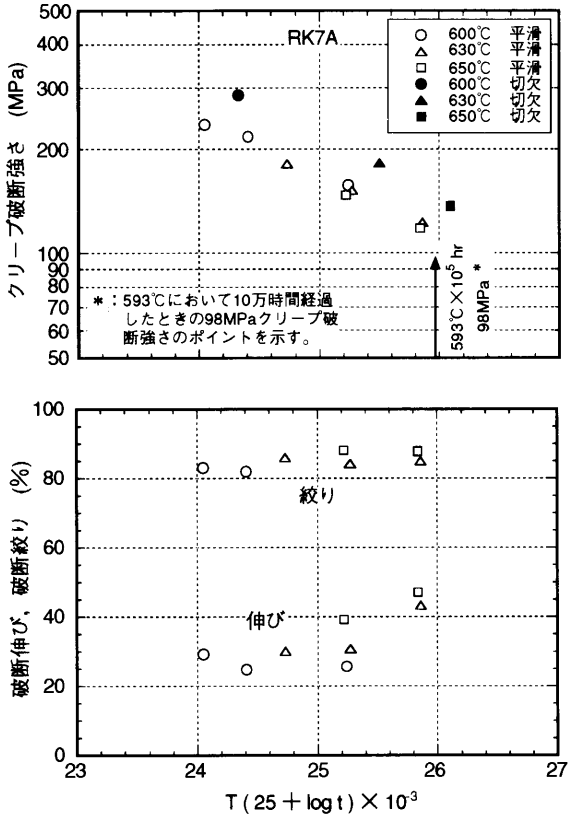


図2.43　12Cr鋼のクリープ破断試験結果
（RK7A）
（P：0.007%, Mn：2.05%, Ni：0.60%）

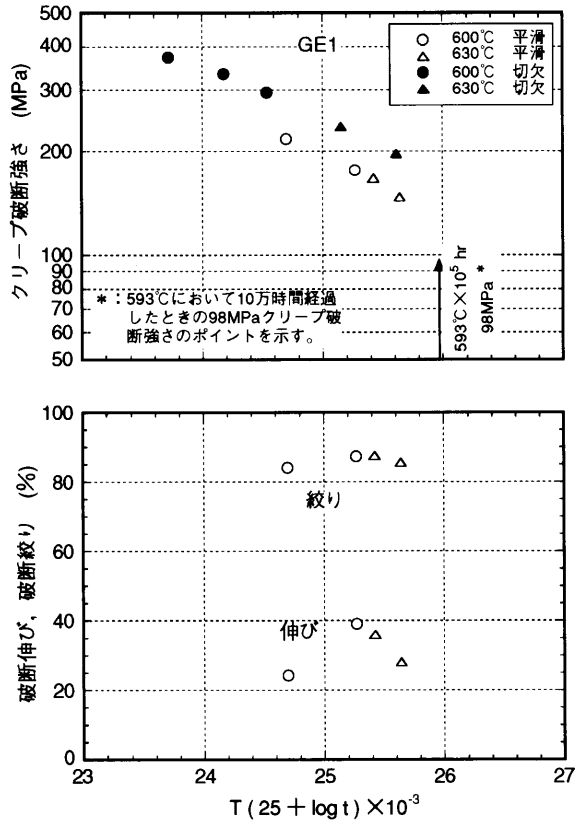


図2.44　12Cr鋼のクリープ破断試験結果
（GE1）
（P：0.006%, Mn：0.51%, Ni：0.61%）

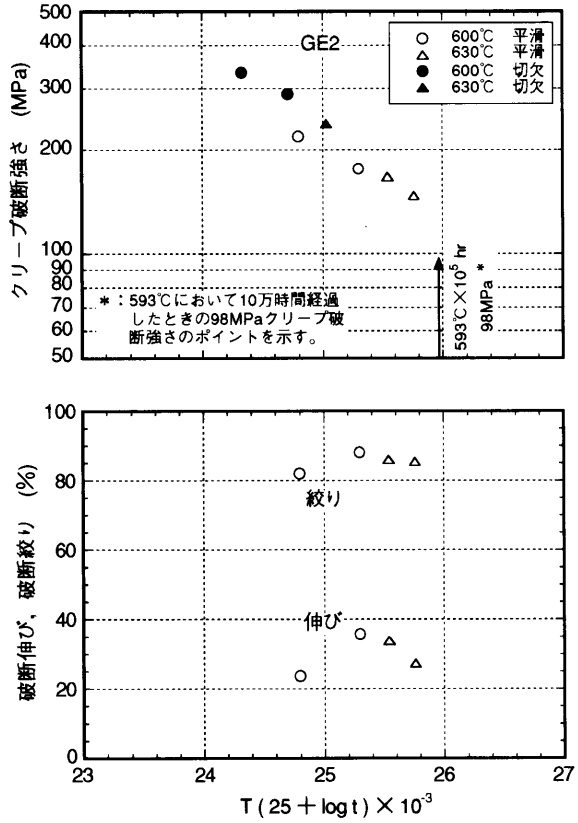


図2.45　12Cr鋼のクリープ破断試験結果
（GE2）
（P：0.006%, Mn：0.10%, Ni：0.60%）

長時間側になることを示す）をとり整理[注10]して示す。

この図に示されるように，一部の試験条件を除いて，Ｍｎ添加量が多くなるに従いクリープ破断強さは低下していく。言い換えれば，Ｍｎ添加量を低く抑えることにより，クリープ破断強さを高くすることができると考えられる。この評価に対しては，機械的強度の影響を取り除いて行わなければならないが，表２.２２に示すように，Ｍｎ添加量の多い材料のＲＫ材（ＲＫという符号のある材料）の方がＫ材よりも機械的強度は高く，またクリープ破断強さは低い値を示しているので，この評価は問題ないもの[注11]と判断される。

次にＮｉ量の影響について考えることとする。図２.４７にはＮｉ量の影響も示されている。この図をそのまま見ると，Ｎｉ添加量を低くすれば，クリープ破断強さが向上することになる。しかし，先にも示したようにクリープ破断強さでは短時間側の試験においては機械的強度の影響を大きく受けるので，その影響を取り除いて評価することが必要となる。同じＭｎ量のＫ１とＫ８ではＮｉ量が異なりＮｉ添加量の少ないＫ８の方がクリープ破断強さが高い結果となっている。しかし，機械的強度を

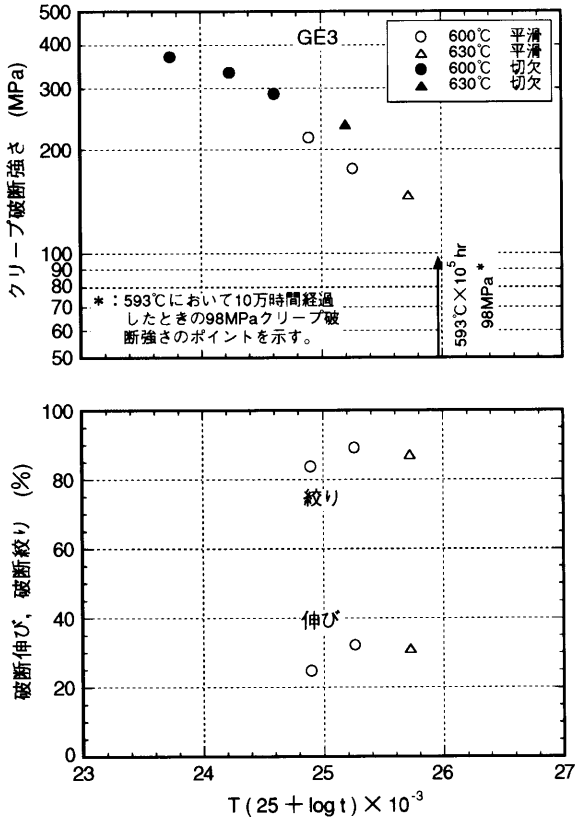


図２.４６　１２Ｃｒ鋼のクリープ破断試験結果（ＧＥ３）
（Ｐ：０.００６%，Ｍｎ：０.０７%，Ｎｉ：０.７９%）

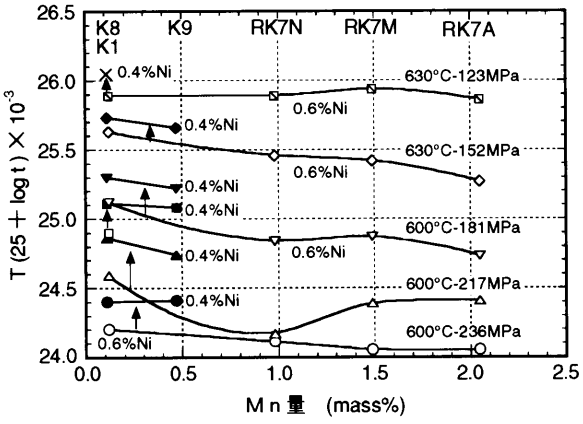


図２.４７　１２Ｃｒ鋼のクリープ破断強さに及ぼすＭｎ量並びにＮｉ量の影響

[注10] 縦軸に対してラルソンミラー指数を採用しているので，同じ試験条件でクリープ破断試験を行った場合，縦軸が高いものほどクリープ破断強さが高い材料であることを示すものである。

[注11] 機械的強度が高いものほどクリープ破断強さは高くなるので，機械的強度の影響がクリープ破断強さを支配しているならば，Ｍｎの高い材料の方がクリープ破断強さは高くなることになる。しかし，図２.４６に示されるように，Ｍｎの添加量が多くなるほどクリープ破断強さは低くなっており，機械的強度の影響以上にＭｎの添加量の影響が現れているものと考えられる。したがって，機械的強度を揃えて試験を行ったとしたならば，図２.４６よりももっと右下がりの曲線になると推定される。また，６００℃-２１７MPaのデータでは右下がりの結果になっていないが，この原因は明かではないが，低温短時間側での試験では機械的強度の影響が大きくなるので，Ｍｎの添加量の影響以上に機械的強度の影響が現れたものと考えられる。

見ると，Ｋ８の方がＫ１よりも高く，その影響によるものとも考えられる。このときＫ８とＫ９を結ぶ曲線を見ると，Ｋ１とＲＫ７Ｎとを結ぶ曲線とほぼ平行になっている。このことは，Ｋ１に機械的強度の近いＫ９でもＫ１とＲＫ７Ｎ（Ｋ９よりも機械的強度は高い）とを結ぶ曲線よりも高いクリープ破断強さを有することを示すことを意味するので，Ｎｉ添加量を低くすることでＫ９がＭｎより高いにも拘わらずＫ１とＲＫ７Ｎとを結ぶ曲線よりも高いクリープ破断強さ有するようになったということは，Ｎｉ量を低く下げることによりクリープ破断強さを向上することができるという考え方には誤りはないものと判断される。なお，図２.４８にはＫ１とＫ８のクリープ破断強さの比較を行った結果を示す。また，図２.４９にはＧＥ材（ＴＭＫ１系の材料）に於けるＭｎ添加量のクリープ破断強さに及ぼす影響についてまとめて示す。この図からも示されるように，ＴＭＫ１系の材料においてもＭｎの添加量を低く下げることによりクリープ破断強さが向上することがわかる。

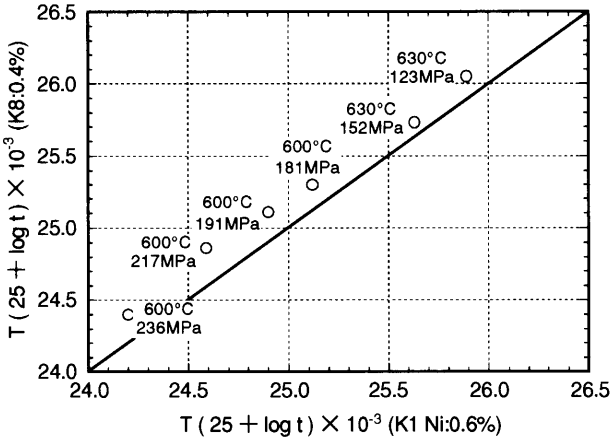


図２.４８　１２Ｃｒ鋼のクリープ破断強さに及ぼすＮｉ添加量の影響

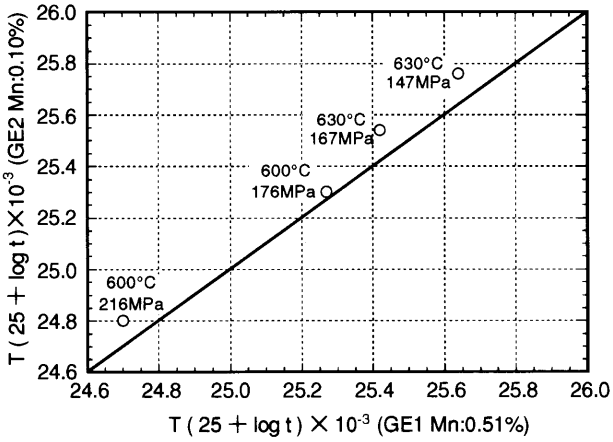


図２.４９　１２Ｃｒ鋼のクリープ破断強さに及ぼすＭｎ添加量の影響

以上のように，ＭｎやＮｉの添加量を低く抑えることによってクリープ破断強さを向上させることができるが，そのメカニズムについては明かになっていない。考えられる原因を列挙すると次のことが挙げられる。

１）ＭｎやＮｉは焼入れ性を増す元素である。

２）したがって，これらの元素を添加すると焼入れ性が増し，マルテンサイト変態温度が低下し，緻密なマルテンサイト組織となる。

３）この変態時に導入される転位によってマトリックスは強化されるが，低温での緻密なマルテンサイト組織に蓄えられる内部歪み量は大きくなる。

４）このため，使用中（クリープ破断試験中）の組織の回復は内部歪み量は大きい材料，すなわちＭｎやＮｉの添加量の多いものの方が早く生じる。

５）その結果，ＭｎやＮｉが多く添加された材料ほど容易に回復し，クリープ破断強さが低下する。

（６）脆化試験及びクリープ破断試験のまとめ

上記に示すように，１２Ｃｒ鋼の脆化特性やクリープ破断特性に及ぼす不純物元素や合金元素の影響について評価を行った。ここではこれまで得られた結果についてまとめることとする。以下に上記試験結果から明かになったことを示す。

１）１２Ｃｒ鋼の焼もどし脆化を抑制する上では，Ｓｉ量を低く抑えることが有効である。

２）また，焼もどし脆化を起こすＰの影響を軽減する上では，上記に示すＳｉ量を抑えることの他に，

Ｍｎ量についても低く抑えることが有用である。ただし，Ｍｎの添加は焼入れ性を増すことになるため，衝撃特性の初期値を向上させることになるので，その添加量については他の特性との関係によって決めることになる。

3）１２Ｃｒ鋼においてＭｎやＮｉの添加量を低く抑えることはクリープ破断強さの向上を考えた場合，有用な手段であると考えられる。

（7）高純度１２Ｃｒロータ材の製造方法

上記に示すように，１２Ｃｒ鋼の特性は不純物や合金元素の添加量によって大きく影響を受ける。このうち，合金元素については今回試験を行った範囲で変化させることは製鋼上何ら問題のないことであり，すぐにでも実施できるものである。これに対して不純物のＰを低く抑えることは，製鋼上問題がある。

Ｐは通常酸化精錬で除去される不純物であり，溶湯に酸素を吹き込む作業によって酸化リンに変わりスラグ中に取り込まれていくが，１２Ｃｒ鋼のようにＣｒが多く存在する溶湯では，Ｃｒの方がＰよりも酸素との親和力が強く，酸化精錬を行う際にＰを除去しようとして酸素を吹き込んでもＰが酸化する前にＣｒが酸化してしまい，Ｐが除去できない。加えて，Ｃｒが消耗してしまう。

このため，高Ｃｒ鋼の脱Ｐを行うためには，フェロクロム（Ｆｅ-Ｃｒ）を投入する前に十分に酸化精錬によって脱Ｐを行うことが必要となる。しかし，酸化精錬によって脱Ｐを行ったとしてもフェロクロムを投入するとその合金中にＰが多く存在しているために，溶湯のＰ量が増えてしまう。加えて，酸化精錬時にはスラグ中に移動したＰは還元精錬を行うときにＰも還元されて溶湯中にもどってしまう現象，いわゆる復燐が起こってしまう。このようなことから，還元精錬中にも脱Ｐが行えるようにすることが必要である[注12]。

酸化精錬中にスラグに取り込まれた酸化燐を復燐させないためには，酸化精錬時のスラグを完全に除去すれば良く，通常スラグの交換を行い復燐を防いでいるが，それでもスラグが残留してしまうので，ロータ素材の製造の場合のようにＬＦ（Ladle　Furnace：取鍋精錬炉）を用いるときは，電気炉から溶湯を取鍋に移した後，再度別の取鍋に移し直すこと（リレードル）を行う。電気炉から１番目の取鍋に溶湯を移すときは電気炉を傾けて取鍋に溶湯を入れるので，溶湯の上部に浮いたスラグを完全に除去することはできない。しかし，１番目の取鍋から２番目の取鍋に移すときには１番目の取鍋の下側にある穴から溶湯を注ぐことになるので，酸化スラグが２番目の取鍋に混入しにくくなっている。従って，酸化スラグを完全に除去するためには，リレードルを行うことが有用な方法と言える。

次に還元精錬中の脱燐プロセス[16]について言及する。

このプロセスでは，ＣａＣ$_2$-ＣａＦ$_2$のスラグが用いられる。このうち，脱燐の作用はＣａＣ$_2$であり，次のように反応する[14]。以下の式での（　）内はスラグ中，［　］内は溶湯中の存在をそれぞれ示す。

1）ＣａＣ$_2$の分解による金属Ｃａの生成

（ＣａＣ$_2$）→（Ｃａ）＋２［Ｃ］

2）金属Ｃａの消耗

スラグ，溶湯及び雰囲気中での金属Ｃａの蒸発並びに酸化

注12 以下に示す方法が開発される前は，高純度の高クロム鋼（ステンレス鋼）を製造する場合には，Ｃｒ量の高いスクラップを効果的に利用できないために金属Ｃｒ等を採用せざるを得なかったので，コストアップをもたらす結果となった。

3）残留した金属Ｃａによるスラグ中での脱燐作用

（スラグ中の金属Ｃａが溶湯中のＰと化合物を作りスラグ中にＰを取り込む）

$$(Ca) + 2[P] \rightarrow (CaP_2)$$

通常の脱燐及び脱硫処理では先にも述べたように酸化精錬でＰの除去を行い，還元精錬でＳを除去する。この反応は下記に示す化学式で行われる。

$$\text{酸化精錬}\quad 2[P] + 5[O] \rightarrow (P_2O_5)$$

$$\text{還元精錬}\quad [FeS] + (CaO) \rightarrow [FeO] + (CaS)$$

上記の反応式では，まったく違った条件（一方は酸化精錬，一方は還元精錬）で行われる。これに対して，ここに示す特殊精錬方法では，還元精錬ではＣａＣ$_2$を主体としたスラグを用いるので，脱燐を行うとともに同時に脱硫を行うことになる。

すなわち，下記の脱硫反応も同時に生ずる。

$$(Ca) + [S] \rightarrow (CaS)$$

このように還元精錬下において脱燐と脱硫が同時に行えるため，Ｃｒの歩留も損なわず脱燐が行えることになり，高Ｃｒ鋼の低Ｐ化は工業的にも可能になったと判断される。

また，この特殊精錬方法では，上記に示すように脱Ｐ及び脱Ｓが強力に行えるが，これ以外に他の精錬では除去が困難とされる不可避的不純物のＳｎ，Ａｓ，Ｓｂも付随的に除去される。その除去例[14]を表2.23に参考として示す。

この表に示されるように，この特殊精錬方法を適用することにより，脱Ｐが行えるだけでなく，不可避的不純物のＳｎ，Ａｓ，Ｓｂも同時に効果的に除去されることがわかる。このメカニズムは明かにされていないが，ＰやＳと同様にＣａ化合物を作ることによりスラグ中に取り込まれていくものと考えられる。

このように不可避的不純物が付随的に除去できることは，焼もどし脆化特性改善にとって有用であると考えられる。

焼もどし脆化については，文献[17]に示されるように不純物の量に依存し，下記に示す脆化係数の小さい材料ほど脆化しにくい。

$$X = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$$

表2.23の各不純物量を上記式に代入すると，特殊精錬の前後でこの脆化係数の値は下記のように変化し，この特殊精錬によって焼もどし脆化が起こりにくい材料になることが示される。

特殊精錬前：Ｘ＝１９.４

特殊精錬後：Ｘ＝６.８

表2.23　特殊精錬方法による不純物の除去状況[16]

(mass%)

時期	P	Sn	As	Sb
精錬前	0.015	0.007	0.008	0.0015
精錬後	0.006	0.001	0.002	0.0004

（8）実機高純度１２Ｃｒロータ材の製造[18)]

上記に示されるように，１２Ｃｒ鋼を高純度化することにより，焼もどし脆化は抑制される。また，高純度化を行う上で問題となる高Ｃｒ鋼の脱Ｐに関しても前記に示すように，特殊精錬方法を適用することにより工業的にも製造を行うことができる見通しが得られたので，実機１２Ｃｒロータ素材を高純度１２Ｃｒ鋼で製造することとした。

ａ）製造工程とロータ素材の製造

実機１２Ｃｒロータ材の製造工程並びに高純度鋼にするための溶解・精錬・造塊の詳細工程を図２.５０に示す。

溶解は日本鋳鍛鋼（株）に設置されている１００トンの塩基性電気炉を用いて行った。溶落[注13]後，合金元素を加えない状態にて酸素を溶湯内に吹き込み，酸化精錬を行い，鋼中に含まれるＰを除去した。酸化精錬後，酸化スラグが次工程での精錬に悪影響（復燐）を及ぼさないようにするため，酸化スラグの完全除去を目的としてリレードルを実施した。リレードル後，溶湯は取鍋精錬炉に持ち込まれる。最初に合金元素を鉄との母合金等で投入する。このようにすることで，次の還元精錬で合金元素とともに混入する不純物元素も取り除くことが可能となるわけである。次いで，ＣａＣ$_2$を主とした還元スラグを投入し，還元精錬を実施した。このときの化学反応は先に示すものであり，金属Ｃａの生成及び金属Ｃａによる強力な脱Ｐ，脱Ｓが行われる。この還元精錬後，溶湯は再びリレードルを行い，特殊精錬に用いたスラグを完全に除去する。これにより，次工程で復Ｐや復Ｓが生じないようにする。次に特殊精錬にて溶湯内のＣが増加したため，真空酸素脱炭法を用いて溶湯中のＣ量を下げる。この反応は図２.５０に示す通りであるが，標準生成自由エネルギーの関係から温度を高くすることによりＣはＣｒよりも酸化されやすくなるので，Ｃｒを消耗することなく脱炭を行うことができる。また，脱炭完了後は酸素の吹き込みをやめ，アルゴンを吹き込み真空処理を行うことにより，ＣとＯ

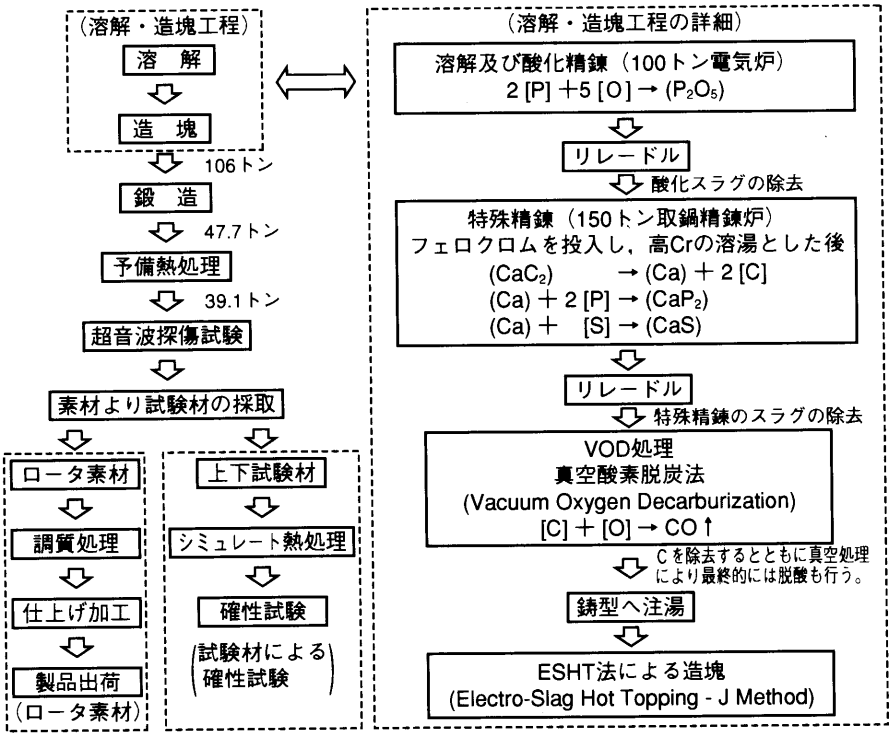


図２.５０　試作１２Ｃｒロータ素材の製造工程及び確性試験工程

[注13] 溶落：Melt Down 原材料が全て溶けた状態になること。

の反応による脱酸（真空カーボン脱酸）が行えるので（アルゴンは溶湯の撹拌を促す），溶鋼中の酸素量も低く下げることができる。

このようにして目的の成分，不純物レベル，ガス成分レベルにした溶鋼を鋳型に注入する。注入後，前章で説明を行ったＥＳＨＴ（エレクトロスラグホットトッピング法）により造塊を行った。本ロータ素材の製造では，ＥＳＨＴ操業の後半で溶質原子の濃化（特にＣ元素の濃化が顕著）を防ぐために目標成分の消耗電極を用いた（非消耗電極：２本，消耗電極：１本）で操業を行い，均質なロータ素材が得られるように造塊を行った。

また，造塊では偏析を軽減するために上記のようにＥＳＨＴ法を適用するが，ＥＳＨＴ法を適用した場合はＥＳＲ法とは違って自然凝固を利用する造塊方法であるので，造塊形状についても注意を払わなければならない。 鋼塊には直径（Ｄ）と高さ（Ｈ）があり， 造塊に際しては高さ（Ｈ）を直径（Ｄ）で割った値のＨ／Ｄ値を管理することが必要となる。Ｈ／Ｄ値が高い場合，下からの凝固が十分に行えず，側面からの凝固が支配的になる。このような場合には溶質原子は鋼塊の中央部に捕捉されてしまうことになる。特に１２Ｃｒ鋼の場合には，Ｃｒが多く存在することで柱状晶が発達しやすいと言われており，横からの凝固が支配的になると溶質元素は鋼塊中心部に濃化してしまい，網目状偏析やδ-フェライトが生成しやすくなる。このため，Ｈ／Ｄ値を低く抑えることにより下から上への凝固が支配的になるようにする必要がある。通常の低合金鋼の高圧ロータの場合はＨ／Ｄ値が１.６程度，またＣｒが１.６％程度添加されている低圧タービンロータ素材の場合ではＨ／Ｄ値が１.０～１.２であるのに対して，今回製造を行った１２Ｃｒロータ材の場合にはＨ／Ｄ値を０.７と極端に低くして製造を行っている。本来はさらにＨ／Ｄ値を低く下げることが望ましいが，Ｈ／Ｄ値を低くし過ぎると鍛造時に座屈が発生してしまう関係からＨ／Ｄ値は０.７程度が下限値と判断される。

造塊後，熱間鍛造を行いザク性の欠陥を圧着するとともに十分な鍛錬を行い造塊時に生成した偏析を機械的拡散によって軽減することにある。熱間鍛造の最終段階では押湯部分やボトム部分の清浄度の悪い部分を切り落とし，健全な部分からなるロータ素材のみを残すようにした（重量が１０６トンから４７.７トンへ減少している）。

次いで，予備熱処理を実施した。予備熱処理の狙いは，１）成分の均質化を図ること，２）鋳造時の集合組織が鍛造時の集合組織へと変化しており，この集合組織を破壊することが目的となる。集合組織を破壊しない場合には結晶粒が粗くなり，延性や靭性の低下をもたらすとともに，超音波探傷試験における透過度が低下し，探傷試験が行えないという問題を起こすことになる。したがって，鋳造組織を引きずった鍛造の集合組織を破壊しなければならないことになるわけである。

予備熱処理では，図２.５１に示す工程で予備熱処理を行う。１０００℃に保持することによって溶質原子の均質化を図ることになるわけであるが，均質化から見た場合にはもっと高い温度での処理が望ましい。しかし，鍛造によって機械的拡散が行われていることや次の処理において結晶粒を微細化する上では必要以上に高くすることは好ましくない。このため，十分にオーステナイト化し，しかも溶質原子が十分に拡散できる温度である１０００℃で保持する。（昇温中に６５０℃で一時保持を入れているのは，ロータの内外の温度差を少なくするためである。）

次に，冷却時に６８０℃で保持をしているが，これはパーライト変態を起こすために行った処理である。１２Ｃｒ鋼の場合には通常の冷却速度ではパーライト変態は起こさない。このように等温変態をさせることによりパーライト変態が起こることになる。この処理は集合組織とは別の核生成・成長を起こすことによって任意の方位を向いた結晶粒を生成させるために行う処理であり，この処理を行うことによって集合組織とは全く異なる結晶の生成が生じるため，次段階での微細なオーステナイト

結晶粒を得ることが可能となる。このときのパーライト変態はオーステナイト粒界から発生するため，オーステナイト結晶粒度が細かいことが望ましく，このため溶体化処理温度（焼ならし温度）を１０００℃と低い温度に設定している。

予備熱処理後，図２.５２に示す形状の調質前の加工を行い（このために重量がさらに少なくなる：３９.１トン），さらに本体と試験材を切り離した。ロータ素材は全長：９８５８mm，重量：３９.１トンであり，上下に試験材を配し，中間部を製品として使う形状としている。本体ロータ素材の調質処理は，図２.５３の要領で行い，また試験材についてはこの図と同等のシミュレート熱処理を施した。なお，中間部の本体ロータ素材については欧州のプラントメーカに売却され，５８０℃の蒸気条件で使用されている。

調質処理では焼もどしを２回行っている。これは焼入れに際してロータの焼き割れを防ぐために行うものである。胴径が１２００mmϕとなるロータ素材を中心まで完全に焼入れを行った場合，マルテンサイト変態に伴う過大な応力の発生によってロータが割れてしまうことがある。これは，表面部は中心部よりも先に冷やされるため最初にマルテンサイト変態を起こして硬化する。このときできたマルテンサイトは焼入れマルテンサイトと呼ばれるもので，硬く脆い性質を有する。その後，中心部が冷やされてマルテンサイト変態を起こすことになるが，このとき中心部のマルテンサイト変態に伴う素材の膨張によって表層の硬化した焼入れマルテンサイトは過大な引張応力を受けて脆性的に破壊してしまう。このようにして焼入れに際してロータが割れてしまうことになる。これを防ぐためには，焼入れの際に中心まで完全に焼入れを行わず，中心にオーステナイト相を残すように変態を行う（図中の１００℃は表層の保持温度を示す）。次に５７０℃程度に加熱して表層部の焼入れマルテンサイト組織を焼もどして強度を下げ延性，靭性を有する焼きもどしマルテンサイトに変えて中心部のマルテンサイト変態に耐えうる材料とする。１回目の焼もどし終了後，中心部まで焼入れ組織となるように冷却して全体をマルテンサイト組織とする。このときの組織は，表層は焼もどしマルテンサイト，中心部は焼入れマルテンサイト組織となっており，次の２回目の焼もどしによって全体を焼もどしマルテンサイト組織とするとともに目的の機械的強度となるように焼きもどされる。

このようにして製造された試験材を用いて材料特性評価試験を実施した。試験材の胴径は１０００MW級の高圧ロータ素材を想定して１２００mm ϕとしている。

なお，参考として図２.５４～５６にロータ素材の製造状況の写真を示す。

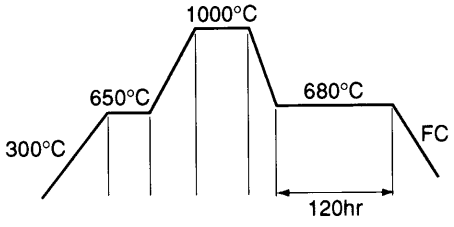


図２.５１　１２Ｃｒロータ材の予備熱処理

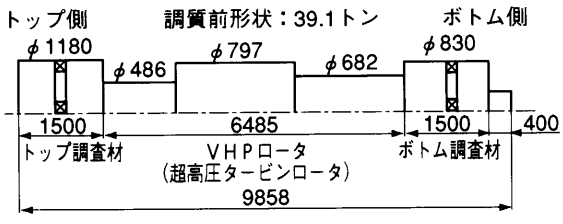


図２.５２　試作１２Ｃｒロータ素材の形状と試験材の位置（調質前形状）

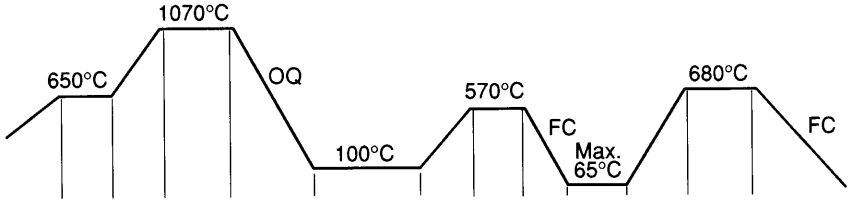
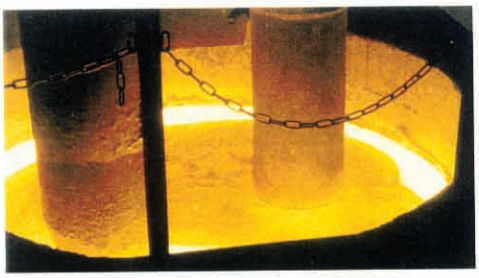


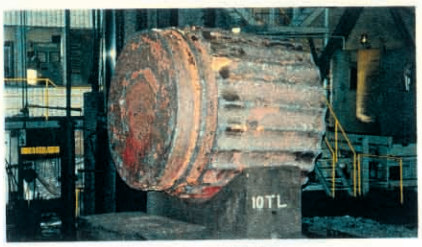
図２.５３　１２Ｃｒロータ材の調質処理

エレクトロスラグホットトッピング(ESHT)造塊作業



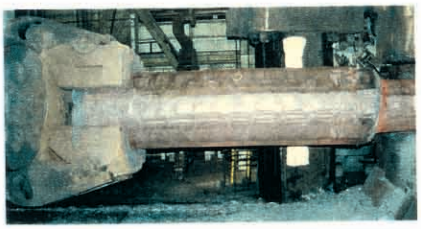
非消耗電極およびスラグ加熱状況

図２.５４　高純度実機12Crロータ材の製造状況［1］
（ESHT法による鋼塊の造塊作業）



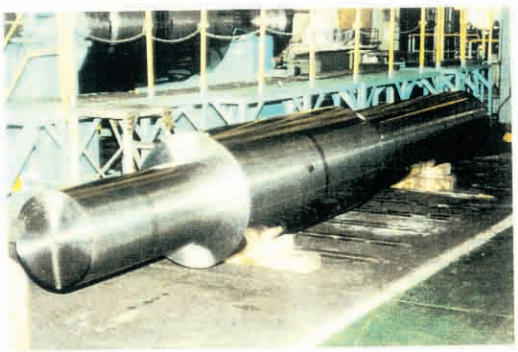
ESHT鋼塊

鍛伸(特殊鍛錬：FM鍛造)

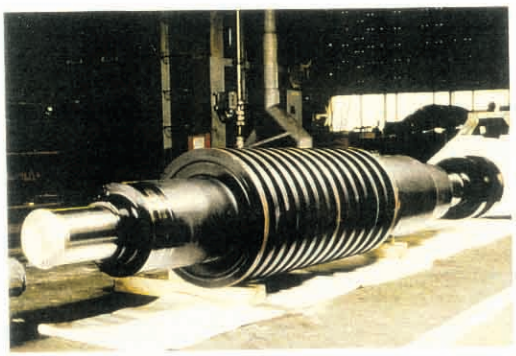


鍛錬仕上がり状況

図２.５５　高純度実機12Crロータ材の製造状況［2］（熱間鍛造作業）



ドラム加工後の高純度12Crロータ素材



仕上げ加工および熱安定性試験後の高純度12Crロータ素材

図２.５６　高純度実機12Crロータ材の製造状況［3］
（ロータ素材の仕上終了後，出荷前の状況）

b）化学成分

表2.２４に試作１２Ｃｒロータ素材の化学成分を示す。

本ロータ素材は電源開発（株）・若松超高温タービンの高中圧ロータに用いられた１２Ｃｒロータ材のＴＭＫ１を基本成分にして作られた材料である。成分の狙いとしては，特殊精錬法を用いてＰ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂの脆化をもたらす不純物元素を極力低く抑えることであり，加えてクリープ破断強さや脆化特性に悪影響を与えるＳｉを０.１％以下に低く下げている。Ｍｎについては初期衝撃特性の関係から低く抑える成分とはなっていない。他の主要成分についてはＴＭＫ１と基本的に変わるものではない（Ｓｉについてもオリジナルの ＴＭＫ１でも０.１％以下と低くなっている）。すなわち，１０.５Ｃｒ１.５ＭｏＶＮｂＮ鋼で構成されるロータ材である。

表2.24　試作１２Ｃｒロータ素材の化学成分

(mass%)

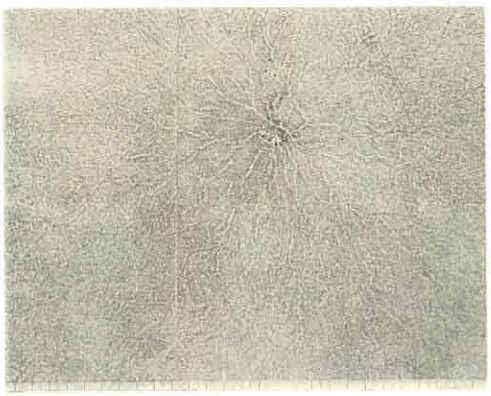
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Sn	As	Sb	Cr当量
仕様	0.10-0.16	Max. 0.10	Max. 1.00	Max. 0.015	Max. 0.015	Max. 0.15	Max. 1.00	10.00-11.00	1.30-1.60	0.12-0.22	0.03-0.08	0.03-0.07	Max. 0.010	Max. 0.015	Max. 0.020	Max. 0.0015	Max. 10.00
取鍋分析値	0.14	0.05	0.60	0.004	0.001	0.03	0.63	10.45	1.50	0.16	0.049	0.048	0.003	0.001	0.002	0.0010	7.97
トップ試験材表層	0.14	0.06	0.58	0.004	0.001	0.03	0.67	10.45	1.53	0.17	0.047	0.049	0.003	0.001	0.003	0.0010	8.10
トップ試験材中心	0.15	0.06	0.57	0.005	0.001	0.03	0.65	10.47	1.53	0.17	0.050	0.049	0.002	0.001	0.004	0.0011	7.83
ボトム試験材表層	0.14	0.05	0.59	0.004	0.001	0.03	0.67	10.41	1.51	0.17	0.049	0.047	0.002	0.001	0.004	0.0009	7.97
ボトム試験材中心	0.14	0.06	0.58	0.004	0.001	0.03	0.66	10.40	1.52	0.17	0.052	0.048	0.002	0.001	0.004	0.0011	8.10

ＥＳＨＴ法による造塊での成分偏析の抑制を見た場合，トップ側中心部でのＣが０．１５％と僅かにレードル値を上回っている程度で他の成分を見ても大きな偏析は認められていない。Ｃｒ当量についても８程度であり，Ｗを含まない成分系[注14]である本ロータ材ではδ-フェライトの生成の心配もない。

c）性状調査

図２．５７に本ロータ素材のトップ側試験材の中心部のハムフレイ氏液によるエッチング（図２．１２参照）のマクロ組織を示す。この写真で示されるように本ロータ素材には図２．９，２．１０及び本写真の下に示す例のような網目状偏析は存在しない[注15]。このことから，ＥＳＨＴ法による造塊はＥＳＲ法と同様に１２Ｃｒロータ素材の造塊に於いて有用であると判断される。

試作高純度12Crロータ素材の中心部の横断面マクロ組織



網目状偏折が発生した12Crロータ素材の中心部の横断面マクロ組織(比較例)

図２．５７　高純度実機12Crロータ材の中心部のマクロ組織
〔下の写真は比較例として示す網目状偏析が発生した12Crロータ素材の例〕

注14　１２Ｃｒ鋼でＷを含む成分系ではδ-フェライトが生成しやすく，Ｗを含む場合にはＣｒ当量を８以下にすることが必要となる。

注15　下段の網目状偏析部の例において黒い点が認められるが，これは硬さ検査をしたときの圧痕であり，組織的なものではない。

d）機械的性質

表2.２５には試作１２Ｃｒロータ素材の機械的性質を示す。機械的特性は全て仕様を満足している。５０％ＦＡＴＴは表2.１０に示される若松超高温タービンの試験結果よりも低い値を示しており，良好であると判断される。また，試験方向による異方性も少なく，良好な結果と言える。

表2.２５　試作１２Ｃｒロータ素材の機械的性質

位置	方向	常温引張試験				シャルピー衝撃試験	
		0.2％耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	５０％ＦＡＴＴ (℃)
仕様	-	Min. 666	Min. 833	Min. 16.0	Min. 45.0	Min. 19.6	Max. 80
トップ試験材表層	半径方向	739	876	18.0	55.4	62　57	19
	接線方向	759	888	19.0	55.0	58　55	17
	軸方向	751	893	18.0	54.7	67　56	19
トップ試験材中心	半径方向	744	895	19.0	51.8	59　58	15
	軸方向	751	895	18.0	51.0	67　57	20
ボトム試験材表層	半径方向	736	874	19.0	53.9	65　62	13
	接線方向	748	890	21.0	53.0	66　74	13
	軸方向	753	901	20.0	54.0	76　69	8
ボトム試験材中心	半径方向	755	897	18.0	52.7	70　70	10
	軸方向	738	888	21.0	53.2	72　74	13

e）クリープ破断特性

図2.５８及び図2.５９に試作１２Ｃｒロータ材のトップ側試験材のクリープ破断試験結果を示す。図2.５８は表層部から採取した試験片の結果，図２.５９は中心部から採取した試験片の結果をそれぞれ示す。これらの試験結果には図2.１と同様に設計応力を示すとともに，比較のために図2.１５，2.１６に示される電源開発・若松超高温タービンに用いたＴＭＫ１・１２Ｃｒロータ素材のクリープ破断試験結果も併せて示す。

この図に示されるように，中心部材，表層部材とも（○印）若松超高温タービンの１２Ｃｒロータ材（△印）と同等のクリープ破断強さを示す。また，切欠クリープ破断試験片の強さは平滑試験片の強さよりも安定して強く，切欠強化の特性を示している。加えて，主蒸気温度：５９３℃の１０００ＭＷのプラントにおける設計応力を十分に満足するものである。

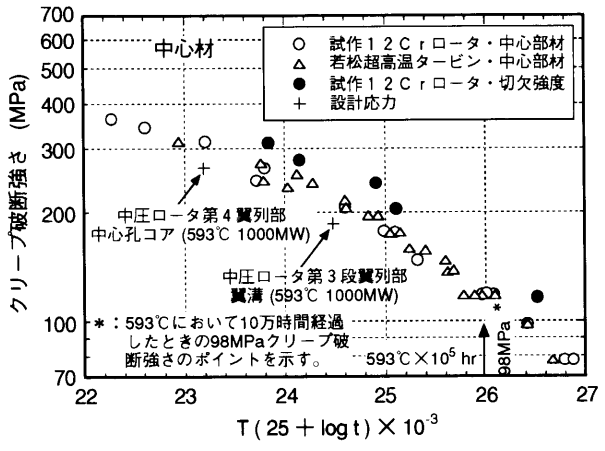


図2.５８　試作１２Ｃｒロータ材のクリープ破断特性（中心部材）

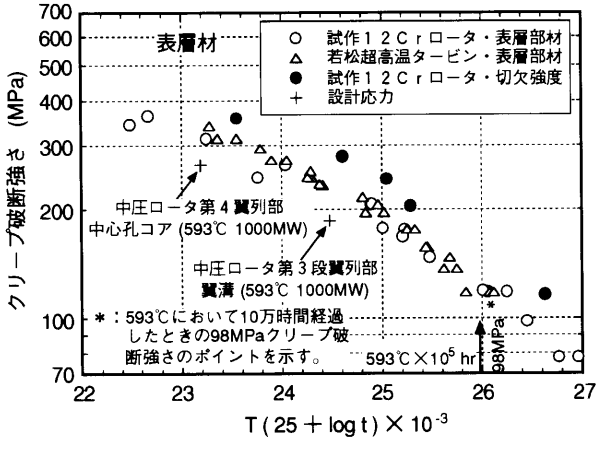


図2.５９　試作１２Ｃｒロータ材のクリープ破断特性（表層部材）

f）試作１２Ｃｒロータ材の材料特性評価試験のまとめ

以上のように，ＴＭＫ１を基本成分とした高純度１２Ｃｒロータ材を製造し，材料特性評価試験を行った結果，以下のことが明かとなった。

1）ＥＳＨＴ造塊法により製造した大型の鋼塊の成分のばらつきは少なく，均質な鋼塊が得られている。

2）組織調査からも網目状偏析やδ-フェライトは形成されていないことが確認できており，ＥＳＨＴ法によってＥＳＲ法並の良好な素材を得ることが可能である。

3）不純物を低く抑えることにより，従来のロータ材（若松超高温タービン用１２Ｃｒロータ材）よりも衝撃特性は改善される。

4）クリープ破断強さも十分に高く，５９３℃の１０００MW級の設計応力を十分に満足する。

5）切欠クリープ破断特性も良好であり，切欠強化型の特性を示す。

2.4　結言

１０００MW級の大型超高温蒸気タービンに適用できる新しい１２Ｃｒロータ材の焼もどし脆化特性を中心に種々の材料特性評価試験を行い，以下のことが明かになった。

1）焼もどし脆化の感受性はＰ量が増加するに従い高まる。

2）Ｓｉの添加も焼もどし脆化を助長するのでＳｉ量を低く抑えることで焼もどし脆化を抑制することができる。

3）Ｍｎは焼もどし脆化をＳｉと同様助長するが，製造時の衝撃特性を改善する作用がある。これは，Ｍｎの焼入れ性を向上させる作用により，緻密なマルテンサイト組織が得られることによるものと考えられる。このため，その添加量については他の性質と併せて決定する必要がある。（具体的には，クリープ破断強さへの影響を考慮して決定することになる。）

4）ＭｎやＮｉの添加量の多い１２Ｃｒロータ材は，焼入れ時の変態によって導入される転位によってマトリックスは強化されるが，緻密なマルテンサイト組織に蓄えられるために内部歪み量は大きくなり，使用中（クリープ破断試験中）の組織の回復が相対的に早くなってクリープ破断強さが低下すると考えられる。

5）言い換えれば，１２Ｃｒ鋼においてＭｎやＮｉの添加量を低く抑えることはクリープ破断強さの向上を考えた場合，有用な手段であると考えられる。

6）ＥＳＨＴ造塊法により製造した高純度１２Ｃｒロータ材の鋼塊の成分のばらつきは少なく，均質な鋼塊が得られており，マクロ組織調査からも網目状偏析やδ-フェライトは形成されていないことから，ＥＳＨＴ法によってＥＳＲ法並の良好な１２Ｃｒロータ素材を得ることは可能である。

7）Ｐ等の不純物元素量を低く抑えることにより，従来のロータ材（若松超高温タービン用１２Ｃｒロータ材）よりも衝撃特性は改善される。

8）CaC_2を用いた特殊精錬法を適用することにより，工業的に高純度の１２Ｃｒロータ素材を得ることは可能である。

参考文献

1） D. L. Newhouse, C. J. Boyle and R. M. Curran: ASTM 68th Annual Meeting (1965)

2） 河合，川口：鉄と鋼，vol.64 No.1 (1990) p.128

3） 藤田：化学工業，No.3 (1983) p.219

4） 芥川，藤田：鉄と鋼，vol.41 (1955) p.986

5） Y. Takeda, Y. Takano, T. Fujikawa, K. Sato, I. Kitagawa and S. Tanimoto: EPRI Superclean Rotor Steels Workshop Proceedings, Sapporo, Japan (1989) p.71

6） K. Sato, I. Kitagawa, K. Morinaka, T. Fujikawa and Y. Takeda: Proceedings of the R. I. Jaffee Memorial Symposium on Clean Materiala Technology, Chicago, Illinois, USA, 2-5 November, pp.233-239 (1992)

7） C. Berger: Proceedings of the R. I. Jaffee Memorial Symposium on Clean Materiala Technology, Chicago, Illinois, USA, 2-5 November, pp.227-232 (1992)

8） F. Ito, K. Kuwabara, M.Miyazaki, Y. Fukui, Y. Takeda: Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 110 (1988) p.127

9） C. B. Posi and W. S. Eberly: ASTM Trans. 43 (1951) p.243

10） T. Fujita, T. Sato and N. Takahashi: Trans. ISIJ 18 (1978) p.115

11） 竹田，高野，横田，肥爪，土山，高野，木下，鈴木：鉄と鋼，vol.76，No.7 (1990) p.1100

12） A. Hizume, Y. Takeda, H. Yokota, A. Suzuki, S. Kinoshita, M. Koono and T. Tuchiyama : Journal of Engineering Materials and Technology, 109 (1987) p.319

13） 竹田，谷本：鉄と鋼, vol.70 (1984) S571

14） K. Sato, K. Moriyama, I. Kitagawa, K. Morinaka, S. Tanimoto and A. Fujita: EPRI Superclean Rotor Steels Workshop Proceedings, Sapporo, Japan (1989) p.485

15） R. Bruscato: The Welding Journal No.49 (1970) p.148S

16） M. Kosugi, K. Morinaka, Y. Hirose and H. Katayama: 10th International Forging Conference Proceedings, University of Sheffield, pp.2.1-2.7 (23-25 September 1985).

17） R. Bruscato: The Welding Journal, No.49 (1970) p. 148s

18） K. Sato, I. Kitagawa, K. Soeda, K. Morinaka and A. Fujita: EPRI Super Clean Steel Technology Proceedings of the Robert I. Jaffee Memorial Symposium on Clean Materials Technology ASM/TMS Materials Week (2-5 Nov. 1992) p.145

第３章　５９３℃用高Ｃｒ鋳鋼車室材の開発

3.1　緒言

５９３℃クラスの蒸気タービンを実現する上では前章で述べた１２Ｃｒロータ材の他に，蒸気タービン運転時に回転するタービンロータや翼を高温，高圧の蒸気とともに包み込む圧力容器（いわゆる車室）を構成する材料が必要であり，特に蒸気に直接触れる内車室材料及び弁室材料が必要となる。この内車室材や弁室材料は高温で高圧力を受けるために，クリープ破断強さや耐力で代表される優れた高温強さが要求される。また，これらの部品は，構造が複雑で厚肉であるために，起動時などに高温の蒸気が流入すると局部的に加熱されて，昇温時に圧縮の塑性変形が生じ，冷却時には逆にその部分に大きな引張応力が残ることがある。このため，これらの部分では上記の熱サイクルによって亀裂発生が起こり易く，このような亀裂発生あるいは欠陥の存在によって脆性破壊的に大きな亀裂に進展することもある。このような損傷を防止するためには，構成材料の延性および靱性を高くする必要がある。また，これらの部品は複雑な形状を有するので，容易に複雑な形状を作り出すことのできる鋳物によって製造することになる。このため良好な溶接補修が求められる。加えてその組立，工作のためにも溶接が必要となるので溶接性の良いことが不可欠であり，このような溶接性の確保のためにも常温の延性および靱性の確保が必要となる。

主蒸気温度が５３８℃（１０００°F）や５６６℃（１０５０°F）である現用の蒸気タービンにおいては，この内車室材としては低合金鋳鋼である2.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼やＣｒＭｏＶ鋳鋼が用いられている。もしこれらの材料を使って５９３℃クラスの蒸気タービンの内車室を作ろうとした場合には，高温強度が十分でないために従来よりも肉厚を増すことで一応技術的には対応することも可能であるが，この場合には前述に示すように車室内外の温度差に伴う起動及び停止時の非定常状態における熱応力の増大は避けられない。また，Ｃｒ量が少ないことによる水蒸気酸化についても懸念事項として挙げられる。

一方，高温強さが高く耐酸化性に優れた材料としては，いわゆるオーステナイト系鋼がある。しかし，オーステナイト系鋼は，高温でのクリープ破断強さは高いが，常温も含めて低温側での耐力が低い。また，熱膨張量が大きく，加えて熱伝導率も小さいので熱応力も大きくなる傾向がある。また，オーステナイト系鋼の場合には，いわゆる変態がないために，組織の調整を熱処理で行うことができない。そのために，これらの材料では鋳物によって製造すると鋳造組織がそのまま残る。また，鋳造による場合でも，結晶粒の調整は熱処理前の鋳造履歴を制御することによって行う必要がある。この場合，蒸気タービン車室や弁室のように形状が複雑なものでは，均質な材料を得ることが難しく，そのために，材料本来の性質を得ることが困難である。

以上のような理由のために，蒸気タービンの車室や弁室のような高温圧力容器内の材料としては，高い高温強度が必要等の止むを得ない場合はオーステナイト系鋼を採用することもあるが，それ以外においては１２Ｃｒロータ材と同じようにマルテンサイト系のステンレス鋼による新しい鋳鋼車室材の開発を行うことが望まれる。

１２Ｃｒ鋼はＣｒが高いために，前述の低合金系鋼に比して耐酸化性がよく，加えて比較的小型の圧延あるいは鍛鋼材としては優れた高温強さをもつ材料として多く実用化されているので，鋳造材としても優れた高温強さを有することが期待されている。表3.１には本研究を行う以前に開発・実用化されているステンレス鋳鋼材の化学成分を示す。これらの材料の成分的特徴は次の通りである。

１）最下段の２つの材料を除いて高温強度に有用なＶが添加されていない。

2）最下段の３つの材料を除いてＭｏが添加されていない。

3）下から３段目の材料を除いてＣｒ量が多くなっており，鋳物として製造した場合には，良好な高温強度を得る上で不利なＮｉ等の元素を添加しない限りδ-フェライトが生成しやすい。

4）下から２つの材料を除いて高温強度に不利でδ-フェライトを生成させやすくするＳｉが多く許容される成分となっている。

5）上から３番目の材料及び最下段の二つの材料は，延性，靭性，溶接性にとってマイナスの要素を持つＣが多く添加されている（Ｃ＞０．１５％）。

6）炭窒化物として高温強度に寄与し，さらにδ-フェライトの生成を抑制するＮの添加量が規定されていない。

以上のように，これらの材料は高温用の大型鋳鋼車室材として適用する上では必ずしも十分な特性は得られないものである。特に，蒸気タービン車室や弁室のような大型鋳造品を製造する場合には，偏析によるδ-フェライトの生成に対する検討，炭化物の析出や焼入れ不足のための延性及び靱性の低下に対する配慮，溶接性の確保のための検討が必要であり，表３．１に示される鋳鋼材はこれらに対する検討が十分になされている材料ではないため，高温用大型鋳鋼車室材としては不適当であると考えられる。

そこで本章では大型材としても十分な延性及び靱性が確保できるとともに優れた高温強さを有し，さらには良好な耐酸化性を有するいわゆる１２Ｃｒ鋳鋼を開発することを目的とした。

開発のポイントを列挙すると次のようになる。

1）優れた高温強度（クリープ破断強さ）

2）良好な延性，靭性

3）良好な溶接性の確保

表３．１　現用のステンレス鋳鋼の化学成分

(mass%)

規格および材料名	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	その他	備　考
JIS SCS1	≦0.15	≦1.50	≦1.00	≦0.040	≦0.040	11.50～14.00	≦1.00	—	—	—	ステンレス鋳鋼品
JIS SCB2	0.10～0.24	≦1.50	≦1.00	≦0.040	≦0.040	11.50～14.00	≦1.00	—	—	—	同　上
JIS SCH1	0.20～0.40	1.50～3.00	≦1.00	≦0.040	≦0.040	12.00～15.00	≦1.00	—	—	—	耐熱鋳鋼品
JIS SCH3	≦0.40	≦2.00	≦1.00	≦0.040	≦0.040	12.00～15.00	≦1.00	—	—	—	同　上
AMS 5350B	<0.15	<1.00	<1.00	<0.030	<0.040	11.50～13.50	<0.50	<0.50	—	Co <0.50	耐食耐熱合金鋳鋼
AMS 5350C	0.05～0.15	<1.00	<1.00	<0.030	<0.040	11.50～13.50	<0.50	<0.50	—	Co <0.50	同　上
AMS 5351A	<0.15	<1.00	<1.00	<0.040	<0.040	11.50～13.50	<0.50	<0.50	—	Co <0.50	同　上
AMS 5351B	<0.15	<1.50		<0.040	<0.040	11.50～14.00	<1.00	<0.50	—	Co <0.60	同　上
ASTM A296-60T CA-15	<0.15	<1.50	<1.50	<0.04	0.20～0.40	11.5～14.5	<1.0	<0.50	—	—	一般耐食用クロム鋳鋼
ASTM A296-60T CA-40		<1.50	<1.50	<0.04	0.20～0.40	11.5～14.0	<1.0	<0.50	—	—	同　上
ASTM A351-61T Grade CA-15	<0.15	<1.50	<1.00	<0.040	<0.040	11.5～14.0	<1.00	<0.50	—	—	高温用フェライト鋳鋼
ACI HA	<0.20	<1.00	0.35～0.65	<0.04	<0.04	8.0～10.0	<1.0	0.90～1.20	—	—	耐熱鋼
DIN G-X22 CrMoV 12-1	0.20～0.26	0.20～0.40	0.50～0.70	—	—	11.30～12.20	0.70～1.00	1.00～1.20	0.25～0.35	—	高温用フェライト鋳鋼
DIN G-X22 CrMoWV 12-1	0.20～0.26	0.20～0.40	0.50～0.70	—	—	11.30～12.20	0.70～1.00	1.00～1.20	0.25～0.35	W 0.40	同　上

4）δ-フェライトを生成させないこと，等

また，上記の開発のポイントと重複するが，車室材を実用化する上で考慮しなければならない課題とその対策を表3.2にまとめて示す。

以下には，小型材を用いた基礎試験の結果及び基礎試験結果に基づいて製造した大型試験材の特性評価結果を示す。

表3.2　開発の課題とその対策

課　　題	対　　策
1）非金属介在物及び不純物の低減	・取鍋精錬法の適用による不純物の除去とガス成分レベルの低減
2）粗大鋳造組織の破壊と均質化 粗大炭化物及び窒化物の除去	・予備熱処理温度：１１００℃の採用 パーライト処理の適用
3）δ-フェライトの生成抑制による靭性及びクリープ破断強さの向上	・１２Ｃｒ系鋼に於ける最適成分の選定 ・冷やし金適用による凝固速度の制御 ・凝固速度とδ-フェライト生成の関連性評価
4）強度と靭性のバランスの確保とＮｂＣ析出の促進	・最適成分の選定 ・２段焼もどし処理の採用
5）良好な溶接性の確保	・最適成分と熱処理の選定（良好な延性，靭性の確保）
6）偏析の発生と質量効果の影響に対する対策	・大型試験材による確性試験とシミュレーション

3.2　小型試験材による成分の選定

3.2.1　試験材

上記に示すような条件を満たすことのできる新しい耐熱鋳鋼車室材を開発するため，小型試験材を用いて材料の選定を実施した。

表3.3に試験に供した試験材の化学成分を示す。本研究ではＳｉ量を0.5mass%に固定した以外は他の全ての成分を変化させており，加えてＣｏ添加の可能性やW添加の可能性についても検討を行った。また，高温強度を維持するためには炭窒化物の析出が不可欠となるが，Ｃ量及びＮ量をそれぞれ変化させて最適添加量の追求も行った。以下に各試験材の成分選択の根拠を示す。

試験材番号１は最も有望と考えられる成分系であり，ＧＥ系１２Ｃｒロータ材を基本成分としており，最大のポイントはＣを低くして延性，靭性を向上させるように配慮したところにある。また長時間脆化特性に配慮してＭｏ添加量をロータ材の１％に比べて0.8％まで低くしている。Ｎｂ，Ｎは１２Ｃｒロータ材を踏襲しており，Ｎｂの炭窒化物により高温強度の向上を狙った成分系となっている。また，Ｃｒは１２Ｃｒロータ材の１０.５％に対して１％低く下げた成分としており，鋳鋼材と

表3.3　小型試験材（５０ｋｇ試験材）の化学成分

(mass%)

試験材番号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Co	W	N (ppm)
1	0.10	0.49	0.67	0.018	0.006	0.51	9.56	0.84	0.17	0.057	—	—	538
2	0.13	0.50	0.69	0.019	0.006	0.51	9.44	0.85	0.17	0.056	—	—	531
3	0.09	0.50	0.69	0.019	0.006	0.49	9.39	0.78	0.18	0.054	0.495	—	490
4	0.13	0.50	0.68	0.020	0.006	0.52	9.24	0.83	0.17	0.056	0.504	—	491
5	0.11	0.49	0.41	0.020	0.005	0.50	10.05	0.80	0.22	0.056	—	—	539
6	0.13	0.49	0.67	0.019	0.005	0.70	9.92	0.80	0.13	0.054	—	—	520
7	0.17	0.49	0.67	0.020	0.007	0.53	9.41	0.79	0.18	0.058	—	—	550
8	0.11	0.51	0.39	0.020	0.004	0.52	9.80	0.79	0.23	0.059	—	—	121
9	0.22	0.52	0.68	0.020	0.008	0.50	11.95	1.03	0.20	0.014	—	0.84	130
10	0.23	0.50	0.68	0.018	0.005	0.48	9.30	1.00	0.22	0.009	—	0.95	80
11	0.15	0.50	0.70	0.020	0.005	0.69	10.14	0.24	0.03	0.006	—	—	94
12	0.10	0.49	0.67	0.005	0.007	0.51	10.65	0.78	0.15	0.047	—	—	535
13	0.11	0.50	0.67	0.006	0.008	0.50	11.43	0.80	0.15	0.050	—	—	469

して偏析が避けられないことに配慮して局部的なＣｒ当量の上昇によるδ-フェライトの生成の発生を防止しようとして低くしたものである。

試験材番号２の材料は試験材番号１の材料のＣを０.１０％から０.１３％まで高めたものである。これはＣ添加量の材料特性に及ぼす影響を確認するとともに実機車室を製造した場合のＣの許容範囲を確認するために選んだものである。

試験材番号３，４は試験材番号１，２にそれぞれＣｏを０.５％添加してＣｏ添加の効果を確認するために行ったものである。

試験材番号５は試験材番号１の材料のＭｎを下げ，ＣｒとＶの添加量を僅かに増やした材料である。

試験材番号６は試験材番号２のＮｉ，Ｃｒ添加量を増し，Ｖ添加量を低くした材料である。

上記に示す試験材番号１～６までが実質的に試験対象として考えた成分系であり，以下の試験材番号７～１３は，比較する意味で考えられる成分系や添加元素を検討するために製造したものである。

試験材番号７はＣを０.１７％まで高くしたものであり，延性，靭性の点で期待できない材料と判断されるものである。

試験材番号８はＭｎを低く下げ，Ｖを多く添加した材料であり，またＮを低く下げており，δ-フェライトの生成や炭窒化物不足等の問題があるものと考えられる成分系である。

試験材番号９はＣを０.２２％と高くしてＣｒ当量を低く下げてその分をＮ量の低減やＶ，Ｃｒ量の増量及びＷの添加に振り替えたものであるが，多量のＣを含むために十分な延性，靭性が得られないものと推察される材料である。

試験材番号１０もＮに代えてＣを多く添加した材料であるが，試験材番号９と異なる点は，Ｃｒ，Ｎｂ量を高くしていないことである。

試験材番号１１はＣｒが多くしかもＶを添加していない材料である。また，Ｎも低くなっており，全体としてのＣ＋Ｎ量が少ない材料である。

試験材番号１２，１３は試験材番号１の材料を基本としてＣｒ量を単純に増した材料である。

上記に示す試験材は５０ｋｇの溶湯を真空高周波溶解炉にて溶解後，図３.１に示すような形状の砂型に大気中にて鋳込みを行い試験材とした。この図でも明らかなように溶湯の約半分は押湯となり，試験材の実質的な重量は２５ｋｇ程度となっている。

このようにして作製した試験材に対して図３.２に示すような熱処理を施し，材質調査試験に供した。なお，焼もどしについては機械的強度と延性，靭性の関係を明かにするとともに高温強度への影響も

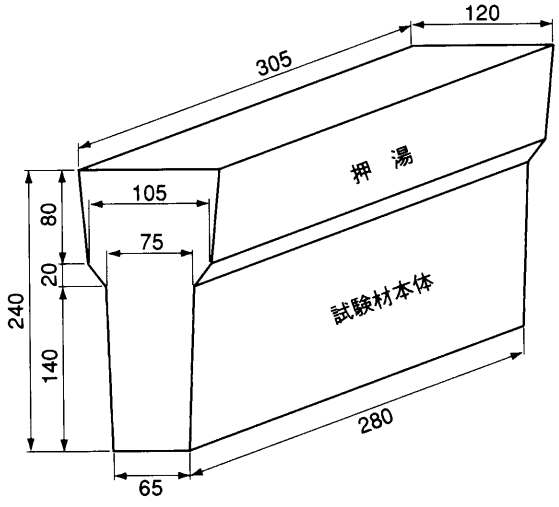


図３.１　５０ｋｇ試験材の形状

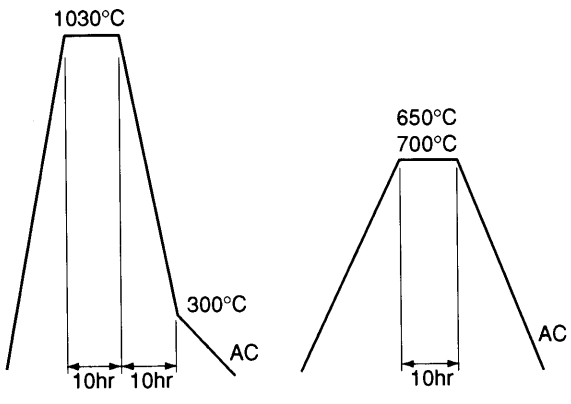


図３.２　小型試験材（５０ｋｇ試験材）の熱処理条件

確認するために，２水準の機械的強度が得られるように６５０℃及び７００℃の２温度で行った。

3.2.2　試験結果及び考察

3.2.2.1　機械的特性

表3.4に小型試験材（５０ｋｇ試験材）の機械的性質を示す。また，この試験結果を図3.3及び図3.4にまとめて示す。

図3.3は縦軸に引張試験における絞りの値をまた横軸に引張強さで整理して示したものである。縦軸の絞りは材料の延性を示すものであるが，一義的には材料強度が増すに従って延性は低下していく。しかし，C添加量を低く下げることによって絞りの絶対値は向上しており，本材料成分系におい

表3.4　小型試験材の機械的性質

試験材番号	焼もどし温度 (℃)	常温引張試験				常温衝撃 吸収エネルギー (J)
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	
1	650	723 723	840 843	21.6 21.6	60.5 60.5	34
	700	609 609	744 746	24.4 27.6	65.2 65.2	91
2	650	701 703	833 833	19.2 17.2	56.8 53.0	40
	700	599 609	749 757	22.8 22.8	53.0 61.7	82
3	650	718 726	827 835	18.0 22.0	53.0 64.0	38
	700	616 616	749 744	22.8 20.0	65.2 58.4	107
4	650	715 736	846 863	17.6 19.2	53.0 54.9	42
	700	631 626	784 777	18.8 21.6	58.4 61.7	73
5	650	739 731	863 856	18.4 20.4	54.9 58.4	42
	700	601 599	744 752	22.0 24.0	60.5 64.0	87
6	650	715 715	865 863	22.4 22.4	56.8 54.9	42
	700	631 634	795 795	24.4 24.4	58.4 56.8	66
7	650	733 736	886 894	19.6 14.0	46.9 40.5	24
	700	642 655	815 825	14.4 9.6	38.2 49.0	38
8	650	655 650	812 777	18.0 20.4	49.0 61.7	16
	700	565 578	713 720	23.2 21.6	54.9 60.5	39
9	650	803 800	970 970	14.4 12.4	33.7 33.7	12
	700	662 667	846 851	19.2 18.0	44.8 42.6	17
10	650	736 736	922 916	12.8 16.4	33.7 36.0	18
	700	606 604	822 825	19.2 19.6	44.8 42.6	110
11	650	616 616	774 774	24.8 25.2	61.7 61.7	23
	700	565 565	728 728	26.8 26.8	64.0 65.2	27
12	650	698 688	822 815	24.4 24.4	64.0 64.0	93
	700	618 621	759 759	24.4 24.8	64.0 65.2	129
13	650	706 708	843 846	22.8 22.8	64.0 60.5	50
	700	629 629	774 777	26.4 24.8	67.3 64.0	48

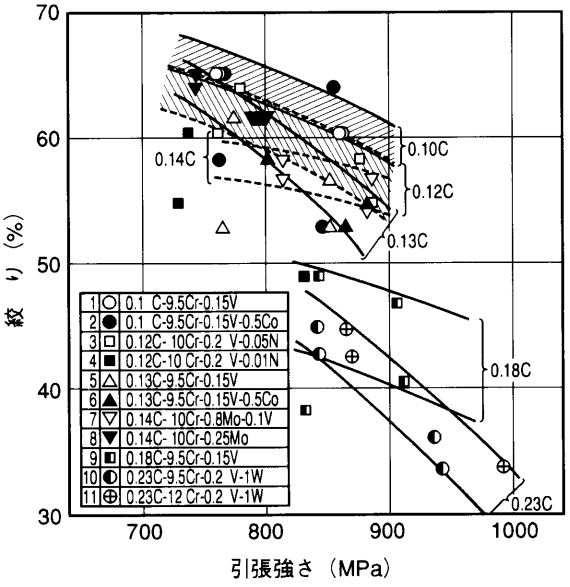


図３.３　小型試験材の常温引張延性の比較

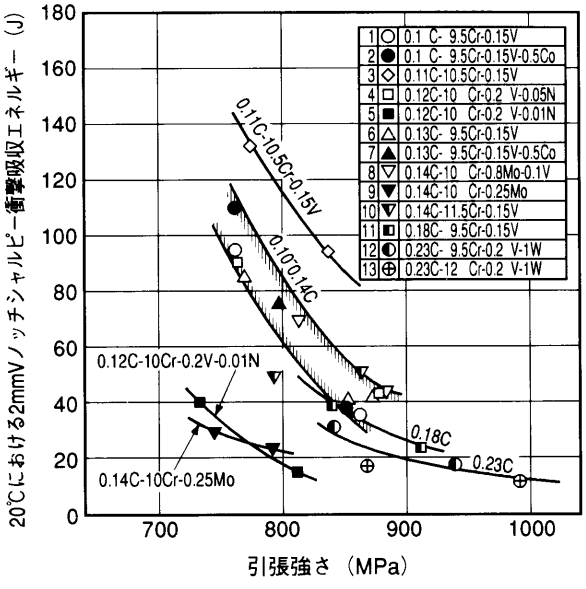


図３.４　小型試験材の靭性（衝撃吸収エネルギー）の比較

て良好な延性を得るためにはＣ量を低く抑えることが必須であると言える。

図３.４は２０℃における衝撃吸収エネルギー（２mmＶノッチシャルピー衝撃試験）を縦軸に，横軸に引張強さをとって示した図である。この図においても一義的には材料強度が増すのに従い衝撃値，すなわち靭性は低下していく。しかし，やはりＣ量を低く抑えることにより高い靭性が確保されることがわかる。

また，図３.４では同一の材料に対してそれぞれ２つの温度で焼きもどしを行った場合の結果を併せて示すものであるが，焼もどし温度が高い方が強度は低くなるものの延性，靭性はともに向上しており，溶接を行うことが必要な鋳鋼車室材の場合には強度的に満足できるものであるならば，焼きもどし温度が高い方が有利であると判断される。

３.２.２.２　クリープ破断試験

図３.５～図３.１７に各試験材のクリープ破断試験結果を示す。

これらの試験結果から各添加元素の効果について以下に論じることとする。

（１）Ｃ（炭素）

Ｃ量の影響について直接的に比較できる材料は試験材番号１（材料１と略す）と試験材番号７（材料７と略し，他の材料についても同様に略す）であり，この２材料について比較する。

図３.１８は上記２材料のクリープ破断強さを比較したものである。この結果が示すように白丸の材料１（Ｃ：０.１０％）は黒丸の材料７（Ｃ：０.１７％）よりも低いクリープ破断強さを示す。このことをそのまま解釈すればＣ量が多いほどクリープ破断強さが優れることになる。しかし，クリープ破断強さは機械的強度に依存するところが大きく，特に短時間クリープ破断強さは機械的強度にある程度比例する。そこで，機械的強度の影響を考慮して横軸に引張強さ，縦軸にはクリープ破断試験結果をまとめるときに用いるラルソン-ミラー指数を選定し，両材料のクリープ破断試験結果を比較することとする。

図３.１９には上記に示すような形で整理を行った場合の材料１と材料７のクリープ破断強さの比較結果を示す。この図から明らかなように，材料７のクリープ破断強さが材料１よりも高い結果となっていたこと（図３.１８の結果）は単に機械的強度が高いことによるものであり，機械的強度を同じに

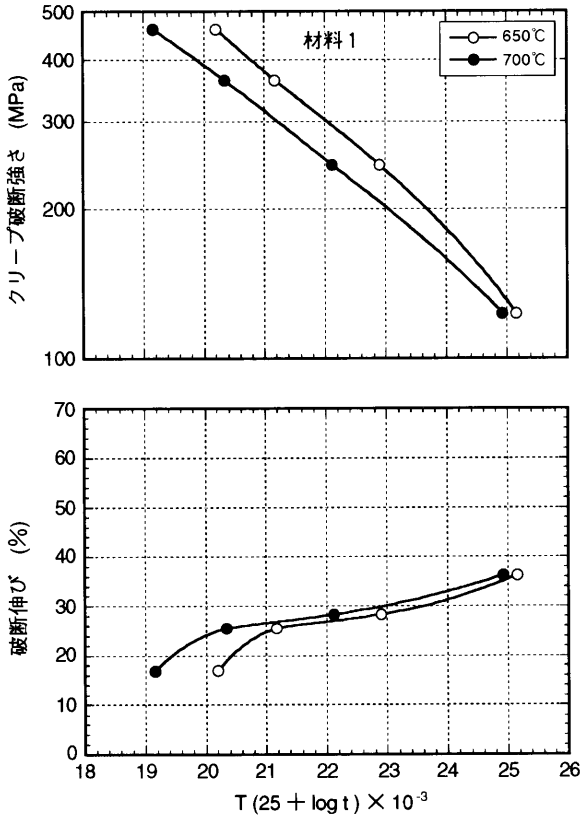


図3.5　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：1）

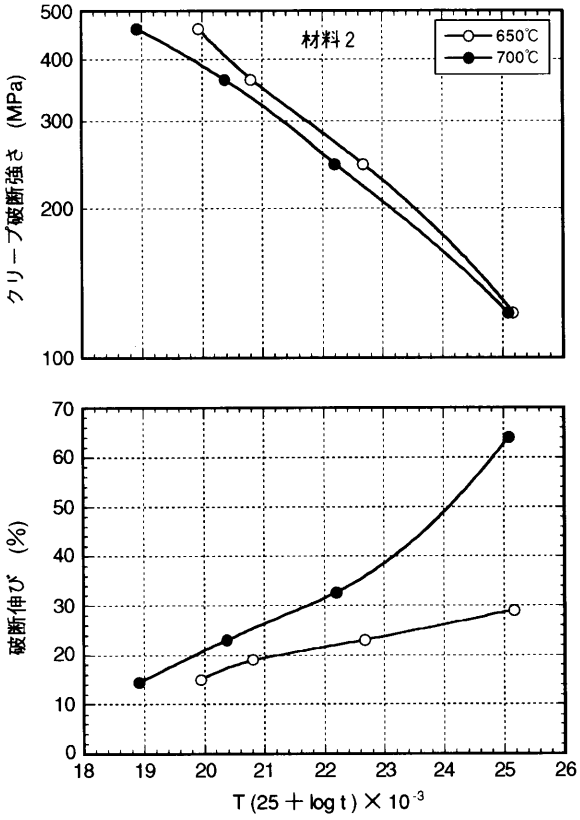


図3.6　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：2）

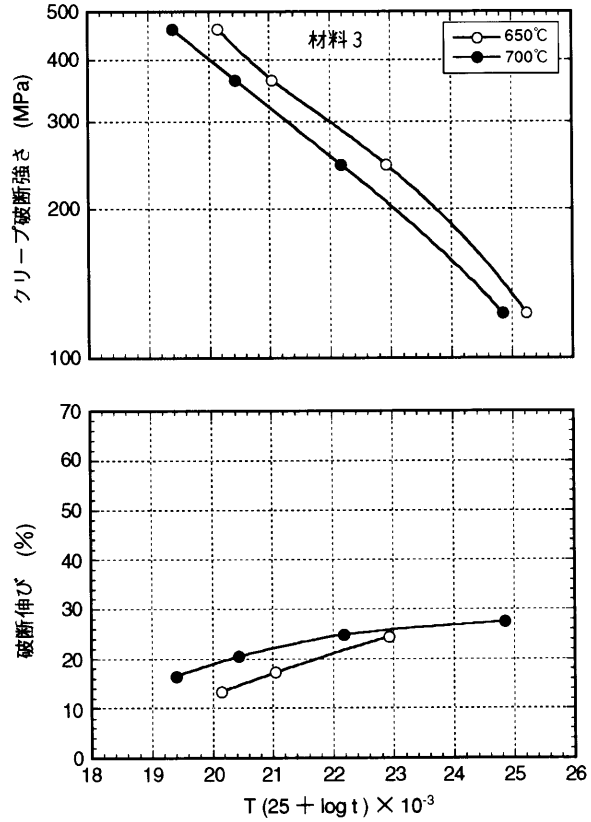


図3.7　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：3）

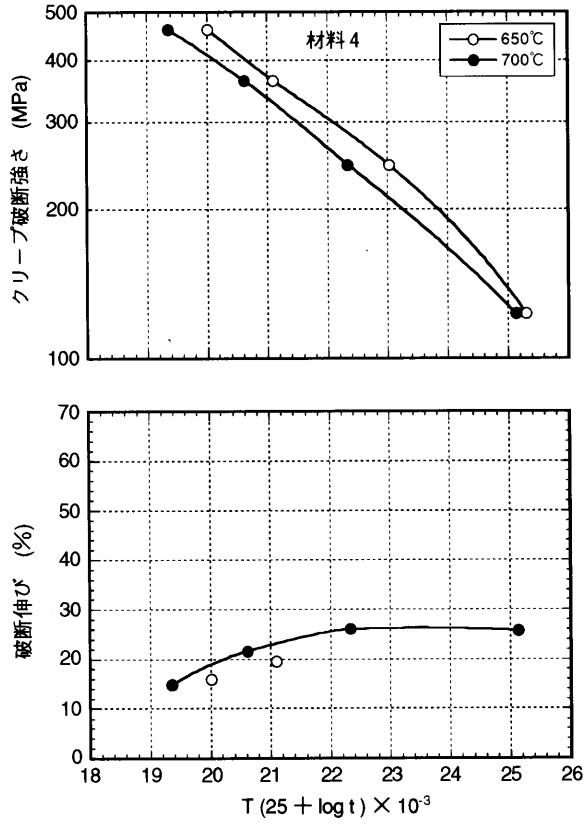


図3.8　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：4）

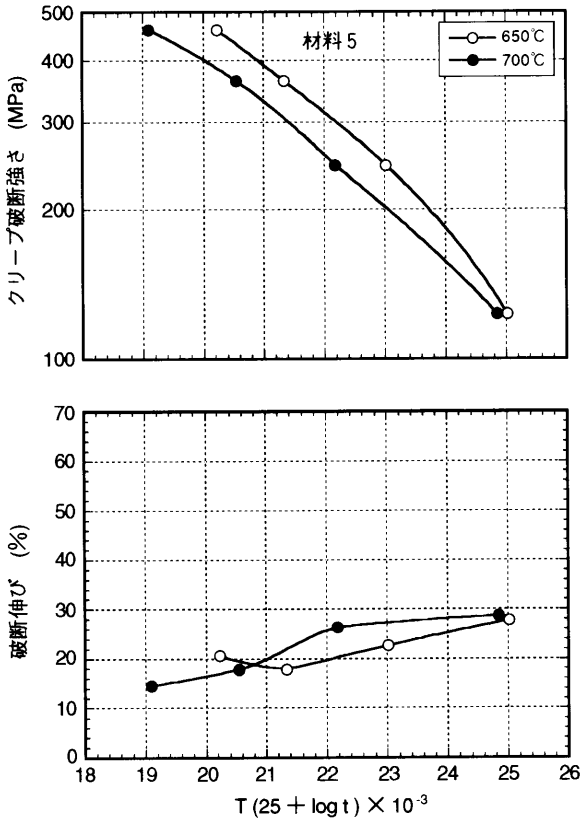


図3.9　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：5）

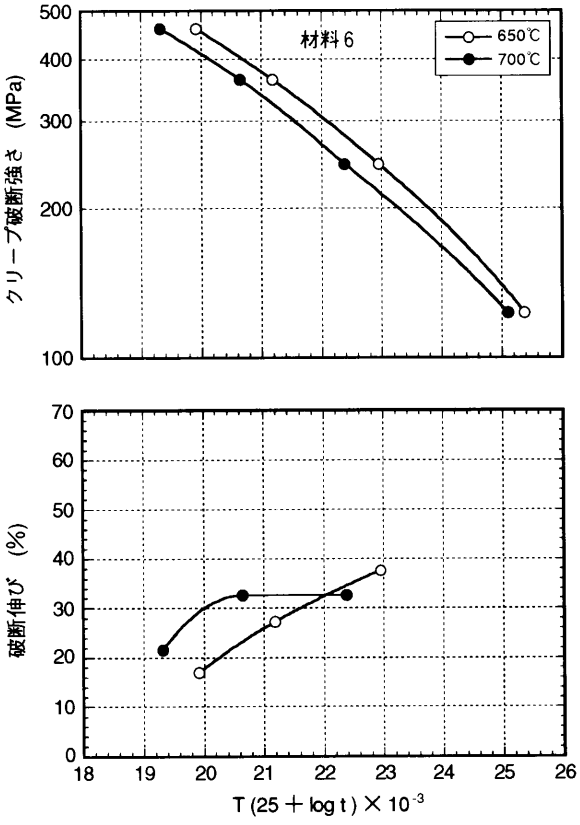


図3.10　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：6）

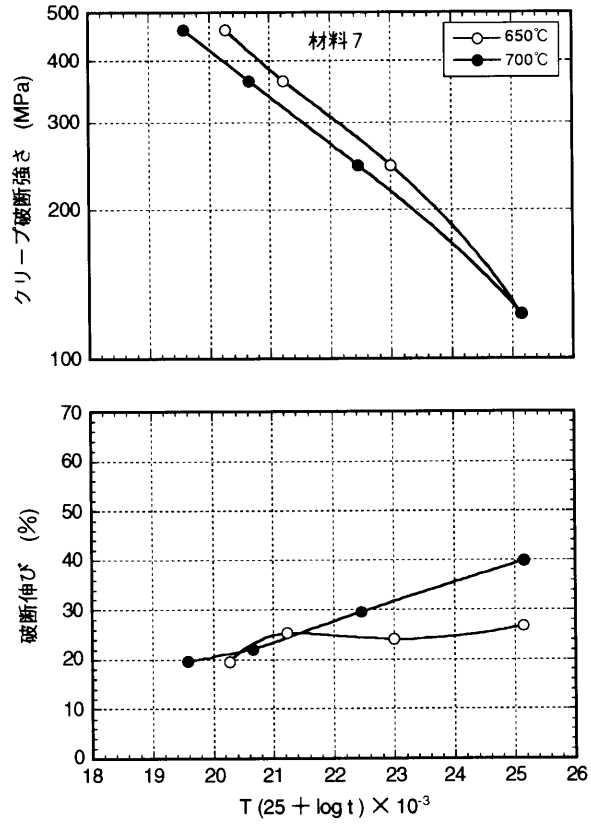


図3.11　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：7）

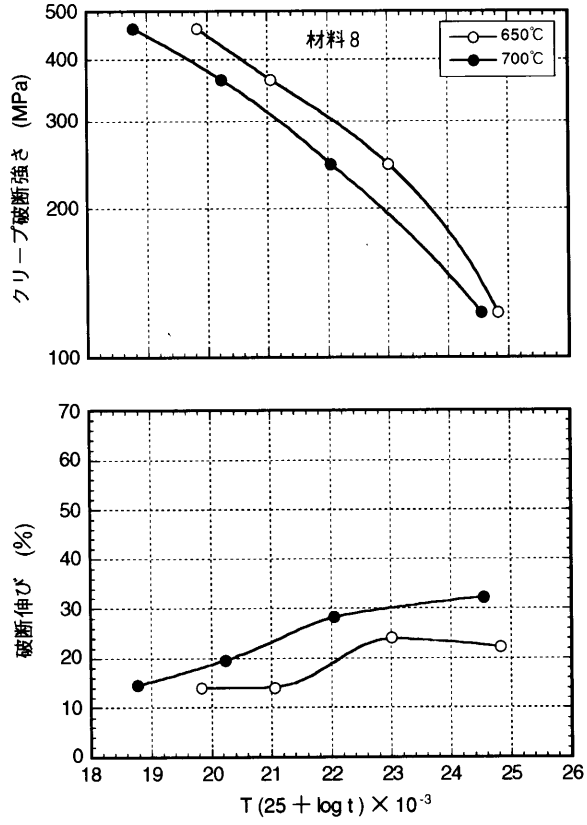


図3.12　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：8）

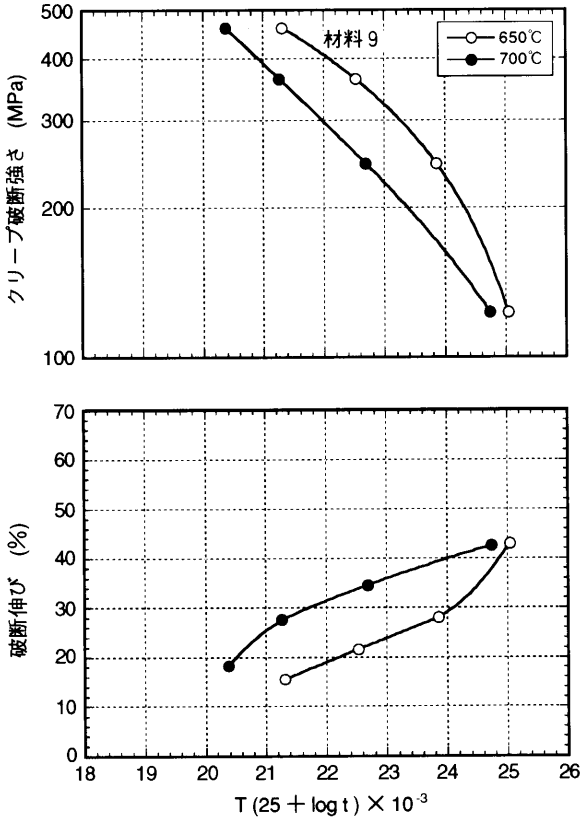


図3.13　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：9）

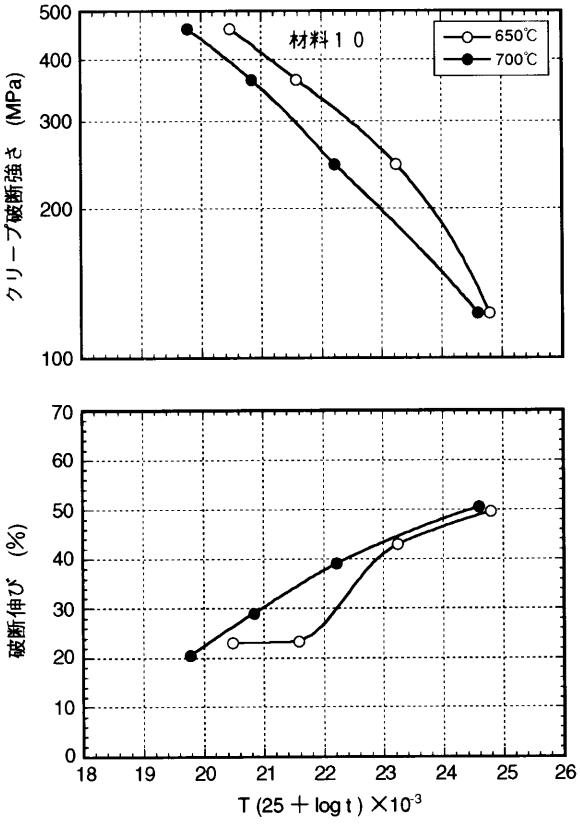


図3.14　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：10）

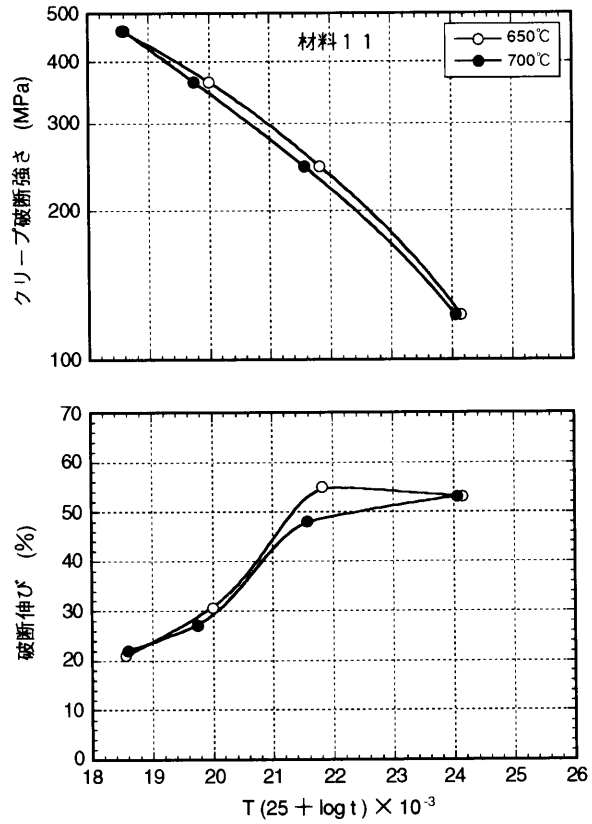


図3.15　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：11）

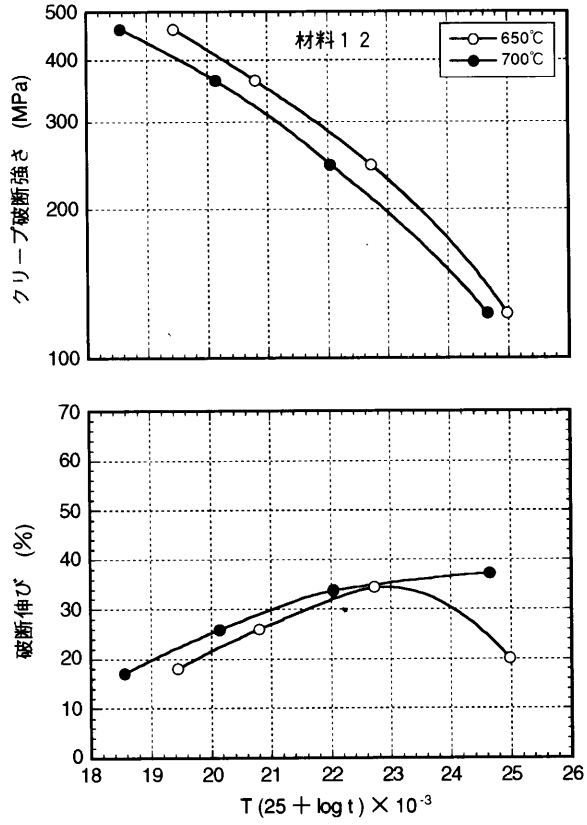


図3.16　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：12）

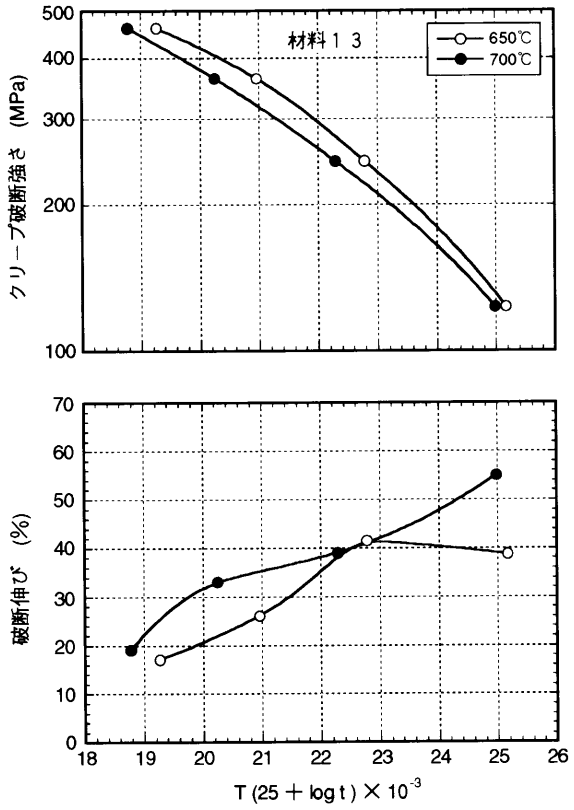


図３．１７　小型試験材のクリープ破断試験結果
（材料番号：１３）

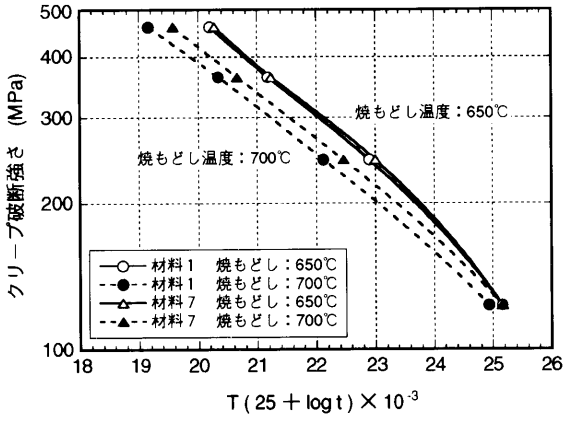


図３．１８　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣ量の影響［１］

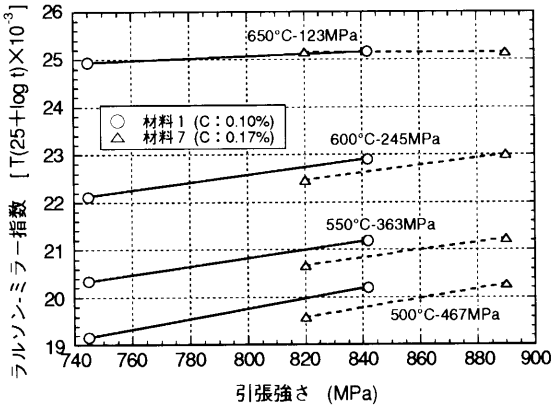


図３．１９　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣ量の影響［２］

した場合には逆に材料１の方が材料７よりも高いクリープ破断強さを有することがわかる。言い換えれば，高Ｃｒ鋳鋼車室材においてはＣ量は少ない方がクリープ破断強さ（高温強度）にとっても好ましいことであると言える。

なお蛇足であるが，Ｃ量が多くなることよって機械的強度が上昇するのはマルテンサイト組織の歪みがＣによって大きくなることに起因するものである。

（２）Ｎ（窒素）

Ｎ量の影響についての比較は材料１と材料８とで比較を行うことにより評価する。材料８は材料１に比べてＭｎ量が少なく，Ｖ量が多い等クリープ破断強さにとっては有利な成分系となっている。Ｎについては材料１が約５００ppm であるのに対して材料８は１２０ppm と少なく，両材料を比較することによってＮの影響を確認することができるものと判断される。

図３．２０には直接両材料のクリープ破断強さを比較して示すが，高指数側になるに従い材料８のクリープ破断強さは急激に低下しており，炭窒化物を構成する（Ｃ＋Ｎ）量が少ないことから高温下でクリープ損傷を受けたために炭窒化物の凝集・粗大化によって有効な炭窒化物が激減しそれに伴ってマトリックスの回復の進行が急激に起こったものと推察される。

図３．２１には引張強さを横軸にしてクリープ破断強さを比較して示すものであるが，Ｎ量の少ない材料８は５００～６００℃の試験においては材料１よりも高いクリープ破断強さを示す。これは恐らくＭｎ添加量を低く下げたこと及びＶ添加量を高くしたことによるものと判断される。しかし，

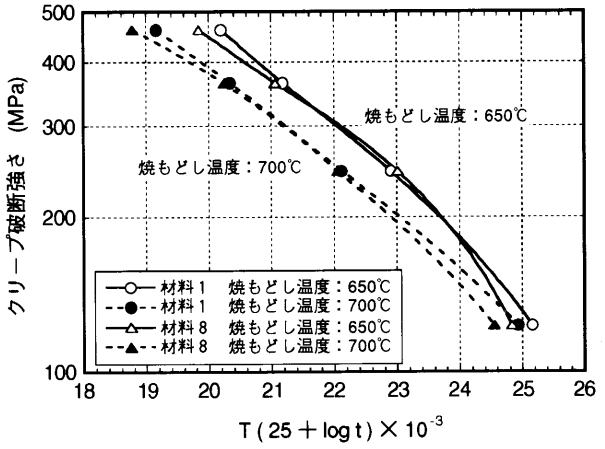


図３.２０　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＮ量の影響［１］

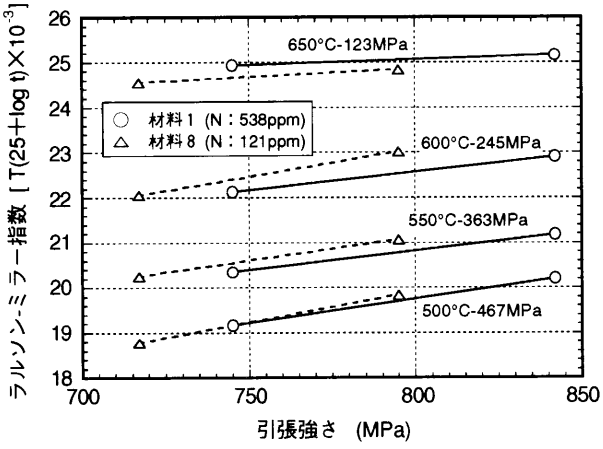


図３.２１　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＮ量の影響［２］

図３.２０でも示したように６５０℃の試験においては材料１と強度が逆転する結果となっている。従って，高温・長時間側のクリープ破断強さを考えた場合にはＮ量はＣ量と共にある程度確保された方が良いものと判断される。

（３）ＣとＮのバランス

上記（１）に示すようにＮ量：５００ppm 程度に一定にしてＣ量を０.１０％と０.１７％と比較した場合０.１０％の方がクリープ破断強さは高い結果となっていた。また，上記（２）の結果ではＣ量を０.１０～０.１１％としたときにＮ量を５００ppm 程度から１００ppm 程度に下げると高温・長時間側でクリープ破断強さが急激に低下することが明かになった。これらのことから，（Ｃ＋Ｎ）量はある程度確保し，加えてＣはあまり多量に添加しないこと及びＮ量もある程度必要とすると，ＣとＮのバランスは材料１のＣ：０.１０％，Ｎ：５００ppm（０.０５％）がクリープ破断強さにとって好ましいと判断される。

（４）Ｃｒ添加量の影響

次にＣｒ添加量の影響について調べることとする。Ｃｒ量についてはδ-フェライト生成に大きな影響を与えるので，クリープ破断強さだけでは議論できないが，取敢ずここに得られているクリープ破断試験データから考察する。

図３.２２及び図３.２３に成分系の異なる場合のＣｒ量のクリープ破断強さに及ぼす影響について引張強さで整理して示す。図３.２２は上記に示すＣ／Ｎのバランスが好ましい成分系のもの，図３.２３の場合はＣ量が多くＮ量が少ない成分系のものである。図３.２２の場合には，Ｃｒ量を増やしてもクリープ破断強さは向上していない。実際にはほとんど差はなく，むしろ僅かではあるがＣｒ添加量の少ない材料１が最も良いクリープ破断強さを示している。一方，図３.２３の場合，これも僅かな差であるが，Ｃｒ添加量が多い方がクリープ破断強さは高い。特にその傾向は低温ほど顕著であり，６００，６５０℃の試験ではその差は僅かである。

上記の結果から，Ｃｒ量については成分系によってクリープ破断強さへの影響は異なり，ケースバイケースで判断することが必要になると思われる。また，先にも示したようにＣｒ添加量は他の元素と共にＣｒ当量に影響を与え，その結果としてδ-フェライトを生成させてしまうことにつながるので，組織的な面からその添加量は決まることになる。また，上記（１）～（３）の結果から判断してＣ／Ｎのバランスが図３.２２の成分系になることからＣｒ量については９.６％程度の材料１の添加量が好ましいという結論になる。

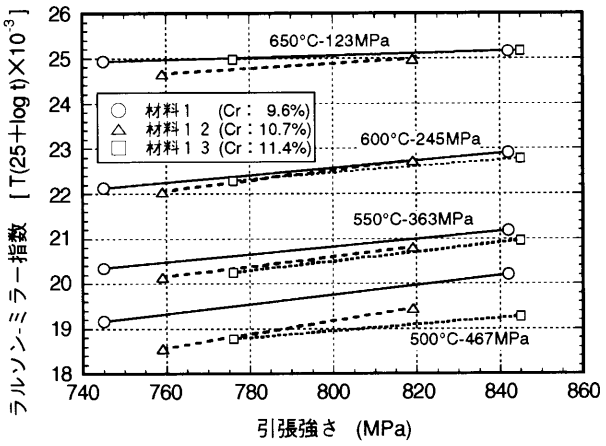


図３.２２　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｒ量の影響［１］

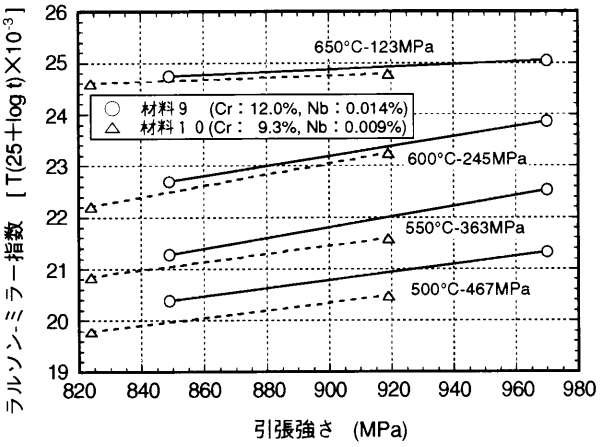


図３.２３　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｒ量の影響［２］

（５）Ｖ添加量の影響

Ｖ添加量の影響については，材料１と材料５を比較することでその効果は推測できる。材料５は材料１に対してＣｒ量が若干高く，またＶ量は材料１の０.１７％に対して０.２２％と増えている。材料１の成分系ではＣｒ量の影響は小さい。このような条件下で材料５のクリープ破断強さを材料１のものと比較した図が図３.２４，２５である。これらの図から明かであるように，Ｖの添加量を０.１７％から０.２２％へと増加させてもクリープ破断強さの向上はまったく期待できない。

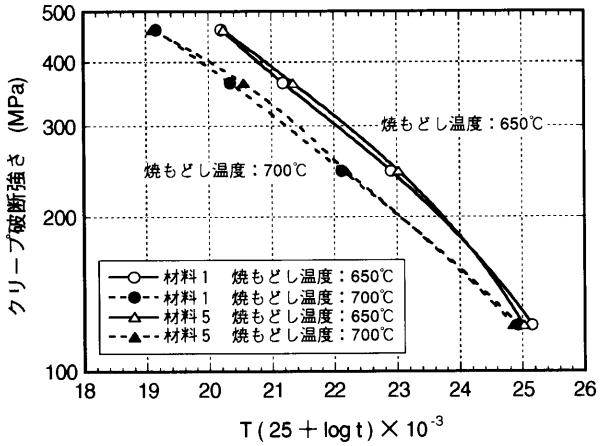


図３.２４　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｒ，Ｖ量の影響［１］

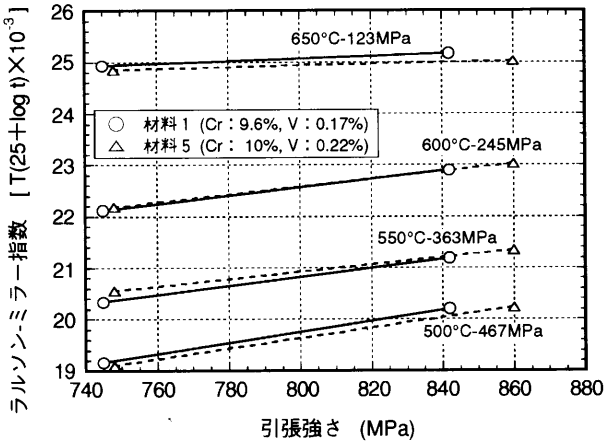


図３.２５　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｒ，Ｖ量の影響［２］

（６）Ｗ，Ｎｂ添加量の影響

Ｗは固溶体強化元素として作用して高温強度を改善すると言われている。一方，Ｎｂは微細な炭化物を形成して，析出強化により高温強度向上に寄与する。今回の試験材では，これらの強化現象を直接的に評価できるような成分での試験は行っていないので評価することは困難であるが，間接的にその効果について論じることとする。図３.２６，２７はＣ，Ｎ，Ｎｂ，Ｗ量の異なる材料（材料１と材料１０）のクリープ破断強さを比較したものである。先にも述べたようにＣとＮの添加量のバランスについては材料１の方が望ましいものであり，材料１０はＣ量，Ｎ量とも好ましくない。また，析出強化に有用なＮｂもほとんど添加されていない。ただし，Ｗが約１％添加されており，Ｗの添加による固溶体強化作用が期待できる。図３.２６を見ると低温側では材料１０のクリープ破断強さは材料１よりも高いクリープ破断強さを有するが，高温側の６００℃，６５０℃の試験結果では急激にク

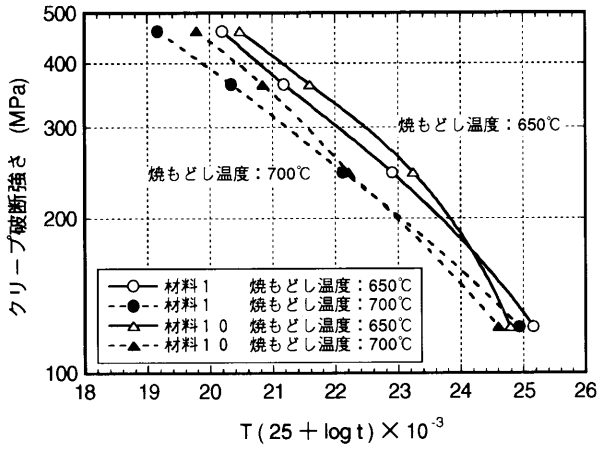


図３．２６　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＷ，Ｎｂ量の影響［１］

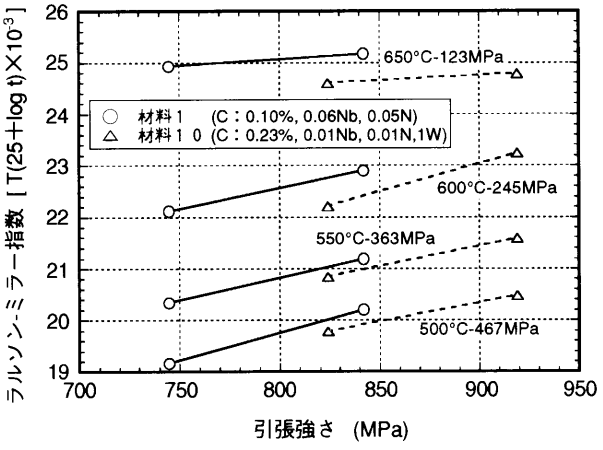


図３．２７　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＷ，Ｎｂ量の影響［２］

リープ破断強さが低下して材料１よりも低い値を示すようになる。また，図３．２７の引張強さで整理した図で評価すると明かであるが，同一の引張強さとするならば材料１の方が材料１０よりもクリープ破断強さは高いことは明らかである。ただし，Ｃ／Ｎのバランスが悪いことやＮｂがほとんど添加されていないにも拘わらず材料１０は材料１に近いクリープ破断強さを有することは，Ｗの添加による固溶体強化がＮｂによる析出強化程ではないものの，かなり期待できるものであることを示唆していると考えられる。

（７）Ｃｏ添加量の影響

Ｃｏ添加によるクリープ破断強さへの影響を確認するため，材料１と材料３及び材料２と材料４のクリープ破断試験結果を比較して図３．２８～図３．３１に示す。これらの図に示されるように，Ｃｏを０．５％添加してもクリープ破断強さは変化しない。従って，高価なＣｏは添加しなくてもよいことになる。

小型試験材のクリープ破断試験結果を総合的にまとめて図３．３２に示す。この図に示されるように，Ｎを０．０５％程度添加した上でＣ量を低く抑えた方がクリープ破断強さも高くなる。このＣ量を低く抑えることは前述のように延性，靭性を確保する上でも有用であり，従って最も好ましい成分は材料１であると言える。

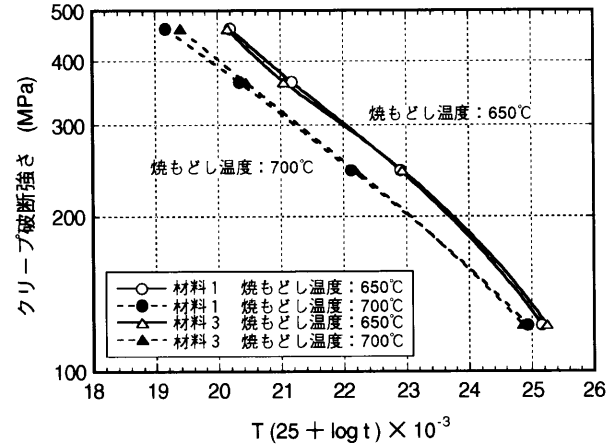


図３．２８　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｏ量の影響［１］

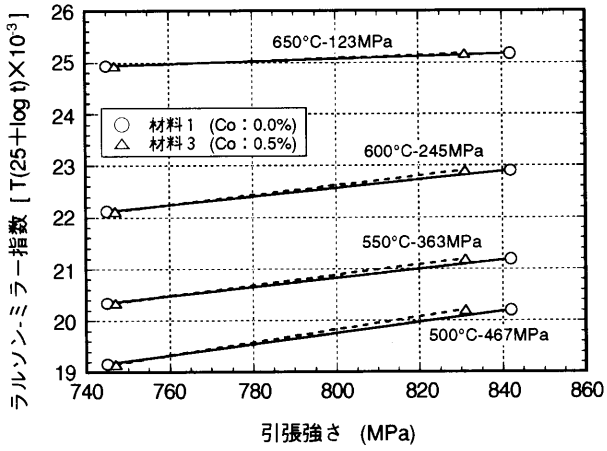


図３．２９　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｏ量の影響［２］

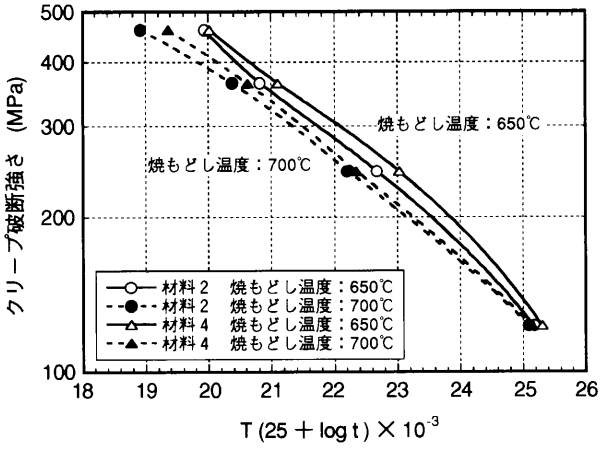


図３．３０　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｏ量の影響［３］

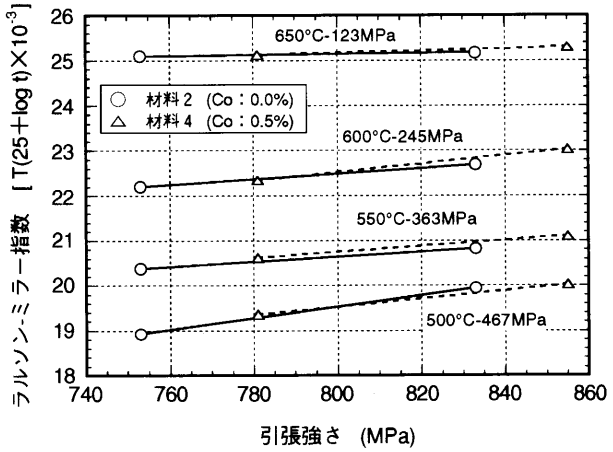


図３．３１　高Ｃｒ鋳鋼車室材のクリープ破断強さに及ぼすＣｏ量の影響［４］

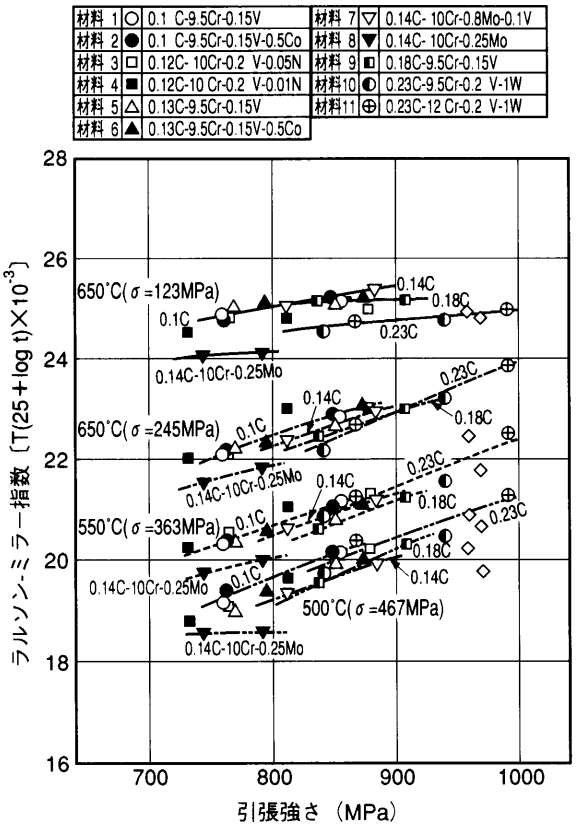


図３．３２　小型試験材のクリープ破断強さの比較

３．２．３　小型試験材のまとめ

以下には本項のまとめとして小型試験材の結果から得られた高Ｃｒ鋳鋼車室材として最適な成分仕様の選定理由を示す。この選定は基本的には材料１の成分に対して大型の電気炉を用いた場合の実操業を考えた成分であり，表３．５に各元素の仕様をまとめて示す。

Ｃ　：Ｃ量は最も重要な管理元素であり，多くても少なくても目的の特性は得られない。今回の試験結果でも示されているように，延性，靭性の面だけでなくクリープ破断強さの点でもＣ量は少ない方が好ましい結果が得られており，その最適値は０．１０％である。すなわち，図３．３に示すようにＣ量を少なくした方が常温引張試験における絞り（延性）は高くなる。また，図３．４に示すようにやはりＣ量を少なくするほど２０℃における衝撃値は向上しており，靭性が高くなることが明かである。加えて，図３．３２に示すようにクリープ破断強さもＣ量を低くすることによって向上する。ただし，０．１０％よりも低く下げると炭窒化物量が不足してクリープ破断強さが低下してしまう。また，Ｃ量はＣｒ当量に対して大きく影響を与える元素であり，Ｃ量が不足することでＣｒ当量が増加し，その結果δ-フェライトが組織内に残存してしまうようになり，逆に延性，靭性の低下やクリープ破断強さの低下をもたらす。従って，Ｃ量の低減は限界があり，本研究の結果から判断して最も最適な量は０．１０％であり，製造のばらつきを考慮して表３．５に示すように，Ｃ量の仕様を０．０９～０．１３％

表3.5　高Ｃｒ鋳鋼内車室材の化学成分仕様と狙いの成分

(mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
仕様範囲	0.09-0.13	Max. 0.70	Max. 0.80	Max. 0.030	Max. 0.010	0.40-0.70	9.10-10.00	0.65-1.00	0.13-0.20	0.03-0.07	0.03-0.07
狙　い	0.10	0.20	0.60-0.70	Max. 0.010	Max. 0.005	0.50	9.50	0.80	0.15	0.05	0.05

とするものである。

Ｓｉ：Ｓｉは脱酸剤として作用するとともに溶湯の湯流れを良くするため，鋳鋼材にとっては不可欠な元素と言われている。しかし，Ｓｉ量が増すとクリープ破断強さが低下するとともに，Ｃｒ当量が高くなりδ-フェライトが生成しやすくなる。加えて，Ｓｉは偏析を助長するので大型の鋳鋼品の場合にはＣｒ当量が高くなる以上にδ-フェライトがでやすくなる。このため，材料面から見た場合には，ほとんど添加し，ないことが望ましい。したがって，Ｓｉレベルは０.２％程度が好ましいと考えられる。また，製造性に問題がないのであれば，Ｓｉはさらに低く下げて０.１％程度まで下げる方が望ましい。なお，後述する１トン試験材ではＳｉ量を０.７％と材料仕様の上限にしているが，これは開発初期に製造したため工業的に鋳造しやすい成分系として選定した結果のためであり，この成分系で材料仕様が満足できるのであれば，材料仕様に従ってＳｉを下げた場合にはもっと良い材料特性を示すことを意味するので材料の評価を行う上で特に問題とはならない。

Ｍｎ：Ｍｎは焼入性を増し，Ｃｒ当量を下げ，また脱酸剤としても作用する。しかし，クリープ破断強さを低下させるので，他の元素とのバランスを考慮して添加される。小型材の試験結果から考えて，０.６％程度の添加が好ましいと考えられる。ただしバランス的に可能であれば，Ｍｎの添加量を低く抑えてクリープ破断強さを向上させることも可能である。今回の試験では一部の材料を除いて特に成分を変えることなく０.７％程度添加しており議論をすることは難しいが，Ｍｎはオーステナイト生成元素であり，Ｃｒ当量を下げることに有用であるので他の溶質元素量との関係からその添加量を増減させることも必要になる。また，前述のようにＭｎ添加量が多いとクリープ破断強さを低下させることが前章の１２Ｃｒロータ材の研究で確認されている。このため，他の元素との関係（Ｃｒ当量）に配慮しながらその添加量を低く下げることがクリープ破断強さ向上にとって有用であると判断される。なお，本研究で対象とする高Ｃｒ鋳鋼車室材ではＭｎ量を下げなくても必要なクリープ破断強さは得られるので特に減じてはおらず０.７％程度と高い添加量となっている。

Ｎｉ：ＮｉはＭｎと同様にＣｒ当量を下げ，δ-フェライトの生成を抑制する効果がある。また，焼入性を増し，靭性向上に有用である。しかし，クリープ破断強さを低下させるので，高温強度の面から見た場合には可能な限り低いことが望まれる。以上のようなことから，ＮｉはＭｎと同様に他の元素とのバランスからその添加量が決められる。小型材の試験結果から考えて，本成分系では０.５％程度が適量と判断される。なお，ＭｎとともにＮｉはＣｒ当量を下げることが重要な役割であるが，先に示したようにＳｉ添加量を低くすることができるのであれば，Ｍｎとともにもっと低く下げることも可能となる。

Ｃｒ：Ｃｒはマトリックス中に固溶して焼入性を増し，マトリックスの組織をマルテンサイトにする作用がある。マルテンサイト組織にする上では５％Ｃｒ程度でも十分に効果があるが，クリープ破断強さの点では９～１２％程度に最大値がある。Ｃｒはマトリックス中に溶け込む

ものだけでなく調質処理によって炭窒化物を構成し，高温強度の改善に寄与する。しかし，その量は他の強化元素とともにＣｒ当量として制限を受け，δ-フェライトの生成を起こさない範囲での添加が必要となる。本材料の場合は鋳鋼品であるために，造塊時の偏析を鍛鋼品のように熱間鍛造処理によってメカニカルに分散させることはできないため，自ら鍛鋼品に比べてＣｒ当量は低く抑えざるを得ない。Ｃｒ当量を考慮した場合には，Ｃｒの添加量は他の元素とのバランスもあるが，９.５％程度が適当である。この最適量については小型試験材の結果だけでは議論ができず，次項に示す大型試験材の結果に基づいてＣｒ当量のしきい値が決まり，その結果としてＣｒ添加量の最適値も決まることになる。

Ｍｏ：Ｍｏはこの合金における主要な強化元素の一つである。Ｍｏはマトリックス中に溶け込んで固溶体強化元素として作用するとともに，炭化物として析出強化にも寄与する。１２Ｃｒロータ材ではこの添加量を１.５％程度まで高めて，その強度改善効果を最大限に発揮させているが，車室材は鋳鋼材であるため，前述のようにＣｒ当量の制限が厳しいこと，また溶接性も確保しなければならないことからその添加量は０.８～０.９％程度が適量であると考えられる。また，さらに高温強度改善を行う場合には，Ｃｒ当量に配慮してこのＭｏ量を増やすこと，またはWの添加が必要と考えられる。ただし，この最適値もＳｉ添加量を低く抑えることが可能となれば（０.５～０.７％よりも低くし，０.２％程度になるのであれば），延性，靭性に配慮しながら増やすことも可能となる。

Ｖ：Ｖは炭化物を形成して高温強度の改善に寄与する。この添加量を多くしても十分に高いクリープ破断強さは得られない。また，多く添加すると脆化を起こしやすくなる。また，他の合金元素とのバランスもあるが，Ｃｒ当量の関係から添加量も制限される。小型材の試験結果からＶは０.１５～０.１７％の添加がで十分であることが示されており，靭性や延性の低下も考慮し仕様範囲としては０.１３～０.２０％とする。

Ｎｂ：Ｎｂは微細な炭化物を形成して高温強度の改善に大きく寄与する。この炭化物（ＮｂＣ）を微細に析出させるためには，熱処理において一度マトリックス中にＮｂを固溶させることが必要である。固溶しないＮｂは初晶のＮｂＣとなって高温強度向上に寄与しないだけでなく，延性，靭性を低下させてしまう。このため，調質処理におけるＮｂの固溶量に見合う添加量が選定されなければならない。１２Ｃｒ鋼系の材料における１０５０～１１００℃のＮｂの固溶量は０.０３％程度であり，析出の歩留まりを考えた場合にはＮｂの添加量としては０.０５％程度が妥当であると判断される。このため，Ｎｂの添加量の狙いは０.０５％としている。小型材の試験では特に大きく変化させることは行ってはおらず，添加の有無を見ることだけの結果であるので議論することは難しいが，１２Ｃｒロータ材の試験結果から判断して０.０５％程度の添加が望ましいことは類推できるものである。

Ｎ：ＮはＣとともに合金元素と結び付いて炭窒化物を形成する。本高Ｃｒ鋳鋼車室材のＣ量は０.１０％と低く抑えており，全体の析出物の量はＮの添加で補われている。これは，単独の炭化物よりも複合の炭窒化物の方が形成される析出物は複雑となり，その結果として析出物の凝集・粗大化が遅くなり，長時間クリープ破断強さが安定して高くなることによるものである。この添加量が少ないとＣｒ当量が高くなり，δ-フェライトが生成しやすくなる。また多いとガス性の鋳造欠陥を作りやすくなる。最適添加量については，１２Ｃｒロータ材の経験や小型材の試験結果から判断して５００ppm（０.０５％）程度が適量であると判断される。

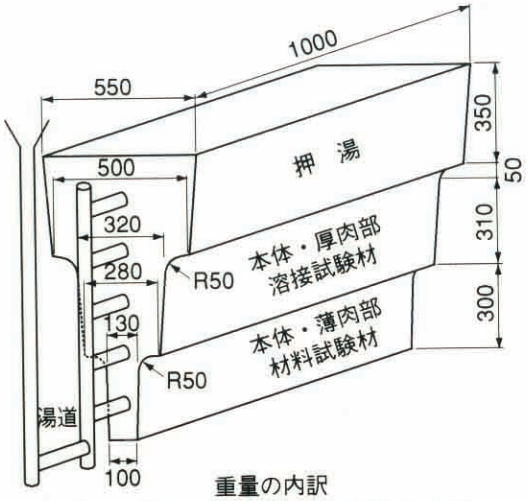
3.3　大型試験材（1トン試験材）による高Ｃｒ鋳鋼車室材の材料特性評価

小型試験材（５０ｋｇ鋼塊，押湯を含む重量）の試験結果に基づいて大型試験材（1トン試験材，押湯を含まない重量）を製造し，実機鋳鋼車室の製造に資するデータを得ることを目的に材質調査試験を実施した。以下にその試験結果を述べる。

3.3.1　試験材

試験材は小型試験材の材料番号1を基本成分として選定した。また，Ｃｒ量の増加は耐熱性の向上に効果があると考えられたので材料1の成分に対して単純にＣｒ量を増量した材料（9.5％Ｃｒから１０.５％Ｃｒへと増量した材料）についても調査を行った。

試験材は，3トン弱の溶湯を大気溶解炉にて溶解，精錬を行い，図3.3に示す形状の砂型に鋳込むことにより得た。図3.4に大型試験材の製造工程を示すものであり，実機車室の製造工程と同一条件の製造工程となっている。また，参考として図3.5～図3.41に各製造段階の状況を示す。



重量の内訳

部　位	重量（トン）	合　計
押　湯	1.43	1.43
本体・厚肉部	0.73	1.00
本体・薄肉部	0.27	
合　計	2.43	2.43

図3.3　1トン試験材の形状

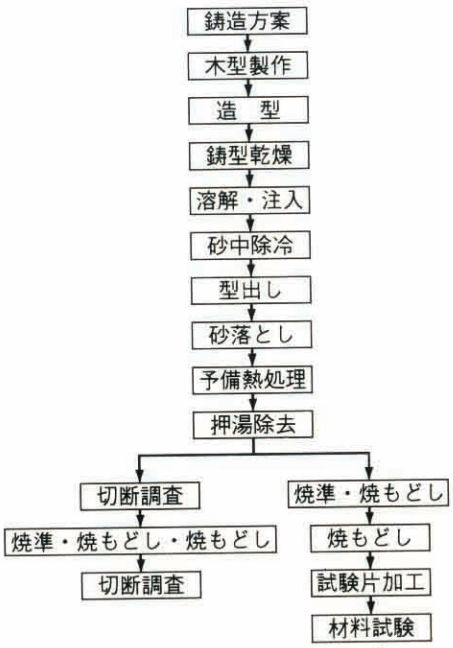


図3.4　大型試験材（1トン試験材）の製造工程

図3.5　大型試験材（1トン試験材）の木型

図3.6　大型試験材（1トン試験材）の砂型製

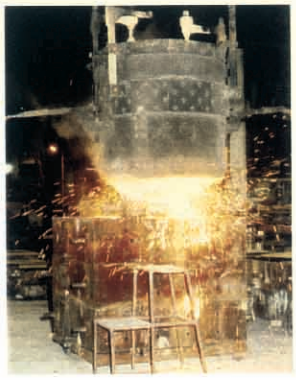


図３.３７　大型試験材（１トン試験材）の鋳込み作業

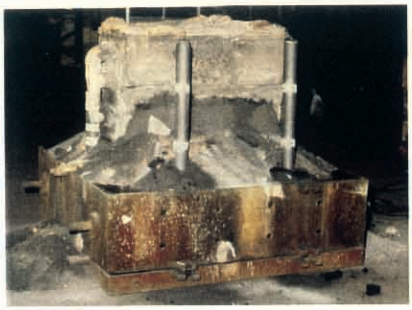


図３.３８　鋳込み後の砂落とし作業

図３.３９　大型試験材（１トン試験材）の砂落とし後の外観

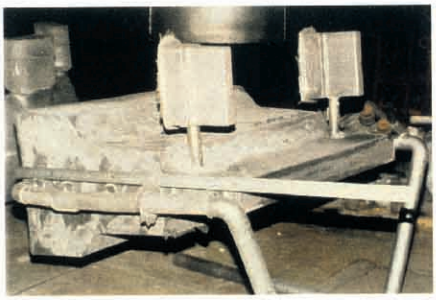


図３.４０　大型試験材（１トン試験材）のショットブラスト後の外観

図３.４１　大型試験材（１トン試験材）の製造終了後の外観

３.３.２　試験結果及び考察

（１）化学成分

表３.６に１トン試験材の化学成分分析結果（取鍋分析値[注1]及び成分分析値）を示す。製作した２種類の大型試験材はＣｒの添加量を除いて各成分とも同じ狙いとなっており，その結果として得られた試験材の製品分析結果は両材料ともほぼ同じ成分値を示している。ただし，１０.５Ｃｒ系鋼はＣｒを高くした関係からδ-フェライトの生成を抑止するためにＣｒ当量[1)][注2]を低く下げる必要があり，Ｓｉについては若干低目を狙っており，製品分析においても９.５Ｃｒ系鋼よりも低い値を示している。その結果としてＣｒ当量は９.５Ｃｒ系鋼よりも低くなっているが，δ-フェライト指数[注3]はむしろ９.５％Ｃｒ材の方が低く，後述することであるが９.５％Ｃｒ材に比べて１０.５％Ｃｒ材ではδ-フェライトが多く現れており，δ-フェライト指数の方がＣｒ当量の指数よりもδ-フェライトの残存状況をよく示していることがわかる。なお，これらの大型試験材のＰやＳなどの不純物量は平成９年現在作られている高Ｃｒ鋳鋼の実機車室材よりも多い（現在の製品レベルではＰは０.０１０％以下，

[注1] 取鍋分析値：溶解作業中に最終成分調整を行い，出鋼直前の状態の溶湯より柄杓を用いてサンプリングしたものの分析値。この分析値は素材全体の平均的な化学成分を示すものであり，凝固後素材の各部位より試験材を採取して分析を行う製品分析の値のように偏析の影響を受けていない数値である。

[注2] Ｃｒ当量：１）の参考文献を修正したもので，次のように表される。
％Ｃｒ＋6％Ｓｉ＋4％Ｍｏ＋1.5％Ｗ＋11％Ｖ＋5％Ｎｂ－40％Ｃ－2％Ｍｎ－4％Ｎｉ－2％Ｃｏ－30％Ｎ

[注3] パラメータ値：Irvineらの研究成果［２）の文献］を基本として三菱重工業・長崎研究所で高Ｃｒ系の蒸気タービン動翼材の研究を行ったときの試験データに基づいて決められたパラメータ値であり，公開されている文献はない。その式は下記の通りである。
δ-フェライト％（MHI式）＝－146－220％（Ｃ＋Ｎ）－200％Ｎｉ－7％Ｃｕ－7％Ｃｏ－6％Ｍｎ＋6％Ｓｉ＋5％Ｍｏ＋14％Ｃｒ＋18％Ｖ＋54％Ａｌ＋8％Ｗ＋90％Ｎｂ

表3.6　大型試験材（1トン試験材）の化学成分

(mass%)

試験材		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Cu	Co	注1) δ-フェライト(%)	注2) Cr当量
1トン試験材(9.5Cr系鋼)	規格	0.09-0.13	Max. 0.70	Max. 0.80	Max. 0.030	Max. 0.010	0.40-0.70	9.10-10.0	0.65-1.00	0.13-0.20	0.03-0.07	0.03-0.07	—	—	—	—	—
	取鍋分析(レードル)	0.10	0.68	0.71	0.027	0.009	0.51	9.88	0.86	0.15	0.06	0.044		0.04	0.04	注3) (-36.60)	10.49
	製品分析(チェック)	0.11	0.71	0.71	0.028	0.011	0.51	9.41	0.82	0.17	0.067	0.0425	0.024	0.03	0.036	-43.99	9.95
1トン試験材(10.5Cr系鋼)	規格	0.09-0.13	Max. 0.70	Max. 0.80	Max. 0.030	Max. 0.010	0.40-0.70	10.10-11.00	0.65-1.00	0.13-0.20	0.03-0.07	0.03-0.07	—	—	—	—	—
	取鍋分析(レードル)	0.10	0.49	0.68	0.029	0.004	0.47	10.67	0.77	0.15	0.041	0.0470	0.008	0.07	0.037	-29.58	9.82
	製品分析(チェック)	0.11	0.51	0.68	0.031	0.005	0.49	10.35	0.77	0.17	0.065	0.0496	0.012	0.05	0.032	-34.20	9.41

注1）δ-フェライト%＝−146−220%(C＋N)−20%Ni−7%Cu−7%Co−6%Mn＋6%Si＋5%Mo＋14%Cr
(MHI式)　＋18%V＋54%Al＋8%W＋90%Nb
(-10以下をδ-フェライトが出ない基準値とし数値が小さいほどδ-フェライトが出にくい。)

注2）Cr当量＝　%Cr＋6%Si＋4%Mo＋1.5%W＋11%V＋5%Nb-40%C＋2%Mn−4%Ni−2%Co-30%N

注3）δ-フェライトの（　）はAl未分析のため推定

Sは0.005%以下である）。また，現在製造している車室材では，ここに示す9.5Cr系鋼を基本とした材料を用いているが，この現用材のSi量は0.2%程度と低目の値を狙うようにしてδ-フェライトの生成を抑止し，偏析を軽減し，さらに高温強度を高めるようにしている。

次に大型鋼塊中の溶質原子の分布状況を確認するために9.5Cr鋼系の試験材を代表として図3.42に示すような縦断面において化学分析の調査を行った。その結果を表3.7に示す。また，この表にはδ-フェライトの生成と密接な関係にあるCr当量，δ-フェライト指数の計算結果及びブリネル硬さ試験結果も併せて示す。表3.7の結果をそのまま見たのでは理解しにくいところもあるので，これらのデータのうちで特性に及ぼす影響の大きい元素であるC及びNb，不純物としてその偏析が材料性質に大きな影響を与えるP及びS，並びに最もばらつきが大きくさらにδ-フェライトの生成に大きな影響を与えるCrについてその分布状況を図3.43，3.44に図示する。加えて図3.44にはδ-フェライトの現出状況を示すと考えられているδ-フェライトのパラメータ値及びCr当量の分布状況も併せて示す。これらの図から次のことが明らかとなる。

1）軽元素である炭素が鋼塊のトップ側に濃化することは特に認められない。

2）Nbはほぼ均質に鋼塊内に分布している。

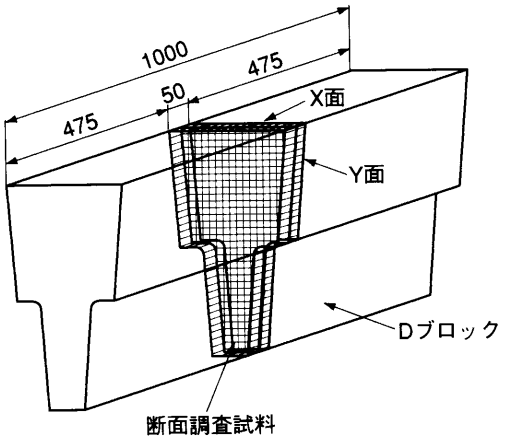


図3.42　大型試験材の断面調査位置

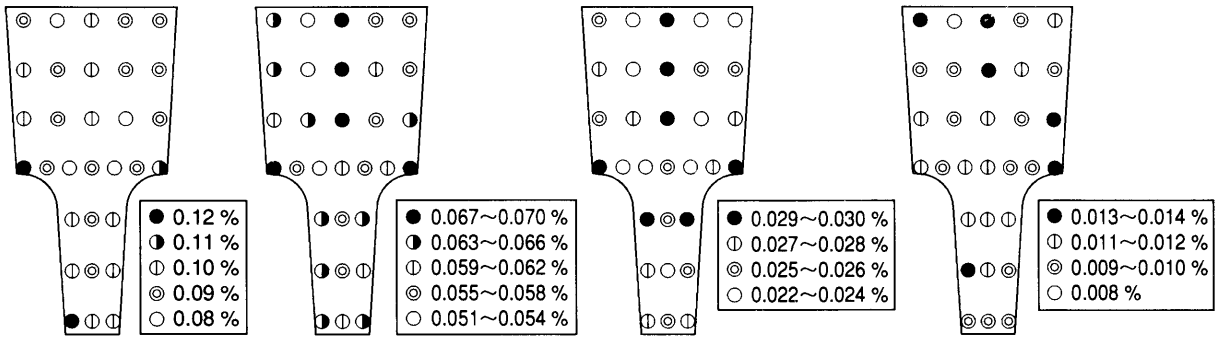
表3.7　大型試験材（1トン試験材，9.5Cr鋼系）の製品分析結果

(mass%)

位置	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Nb	注1) δ-フェライト指数	注2) Cr当量	HB
1	0.12	0.70	0.70	0.027	0.010	0.03	0.51	9.24	0.83	0.16	0.022	0.064	-48.6	9.33	248
2	0.10	〃	〃	0.026	〃	〃	0.50	9.44	0.80	〃	0.026	0.061	-41.4	10.23	248
3	〃	0.71	〃	0.028	〃	〃	0.51	9.50	0.82	〃	0.025	0.063	-40.5	10.40	241
4	〃	〃	0.71	〃	0.014	〃	0.50	9.36	〃	〃	0.030	〃	-42.0	10.28	248
5	0.09	0.69	0.68	0.024	0.011	〃	0.48	9.22	0.78	〃	0.042	0.056	-41.5	10.37	241
6	0.10	0.72	0.70	0.026	0.009	〃	0.50	9.33	0.81	〃	0.025	0.061	-42.8	10.28	248
7	〃	0.73	0.71	0.029	0.011	〃	〃	9.32	0.83	0.17	0.022	0.065	-42.5	10.52	241
8	0.09	0.70	0.69	0.025	0.012	〃	0.49	9.28	0.80	0.16	0.036	0.056	-41.1	10.51	241
9	0.10	0.73	0.70	0.029	0.110	〃	0.50	9.44	0.83	0.17	0.028	0.065	-40.4	10.66	241
10	0.12	〃	0.71	0.030	0.012	〃	0.51	9.47	0.84	〃	0.023	0.067	-44.7	9.88	248
11	0.09	0.71	0.69	0.024	0.009	〃	0.50	9.40	0.80	0.16	0.024	0.055	-40.3	10.64	235
12	0.08	0.70	0.68	0.022	0.011	〃	0.48	9.28	0.79	〃	0.031	0.051	-39.4	10.90	241
13	0.09	0.71	0.69	0.026	〃	〃	0.49	9.43	0.81	0.17	0.021	0.060	-39.2	10.89	241
14	0.08	〃	0.68	0.024	0.010	〃	〃	9.20	0.80	0.16	0.028	0.057	-40.2	10.91	241
15	0.09	0.72	0.70	0.027	0.009	〃	0.51	9.31	0.82	〃	0.027	0.062	-40.9	10.67	241
16	0.11	〃	0.72	0.030	0.013	〃	〃	9.49	0.85	0.17	0.026	0.070	-41.9	10.28	241
17	0.10	0.71	0.70	0.025	0.012	〃	0.50	9.19	0.84	0.16	0.027	0.059	-44.8	10.19	241
18	0.09	0.72	0.71	0.028	0.010	〃	0.51	9.39	0.82	0.17	0.021	0.063	-39.9	10.84	241
19	0.10	0.73	〃	0.029	0.012	〃	0.50	9.33	0.83	〃	0.027	0.068	-41.8	10.55	241
20	0.08	0.71	0.68	0.024	0.010	〃	0.48	9.14	0.80	0.16	0.022	0.058	-41.1	10.90	235
21	0.09	0.73	0.71	0.027	0.013	〃	0.50	9.23	0.83	0.17	0.024	0.063	-41.6	10.82	241
22	0.10	〃	0.70	〃	0.010	〃	0.51	9.37	0.84	〃	0.025	〃	-41.9	10.58	241
23	0.09	0.72	0.68	0.022	〃	〃	0.48	9.20	0.80	0.16	0.039	0.054	-41.9	10.60	241
24	0.10	0.74	0.71	0.030	0.014	〃	0.50	9.33	0.84	0.17	0.028	0.067	-41.7	10.64	248
25	0.09	0.73	0.69	0.025	0.011	〃	0.49	9.32	0.82	〃	0.024	0.060	-40.4	10.94	235
26	〃	0.74	0.70	0.026	0.009	〃	0.50	9.20	〃	0.16	0.026	0.058	-42.5	10.70	241
27	〃	0.73	〃	〃	0.013	〃	〃	9.28	0.83	0.17	0.027	0.063	-40.7	10.89	241
28	0.08	0.69	0.66	0.022	0.008	〃	0.49	9.10	0.79	0.16	0.028	0.052	-42.1	10.67	235
29	0.10	0.75	0.70	0.030	0.014	〃	0.50	9.22	0.85	0.17	0.002	0.068	-43.5	10.66	241
30	0.09	0.72	0.67	0.024	0.009	〃	0.49	9.15	0.81	0.16	0.029	0.058	-42.8	10.59	241
31	〃	0.71	0.68	0.022	0.012	〃	〃	9.02	0.83	〃	0.030	0.055	-44.9	10.44	241

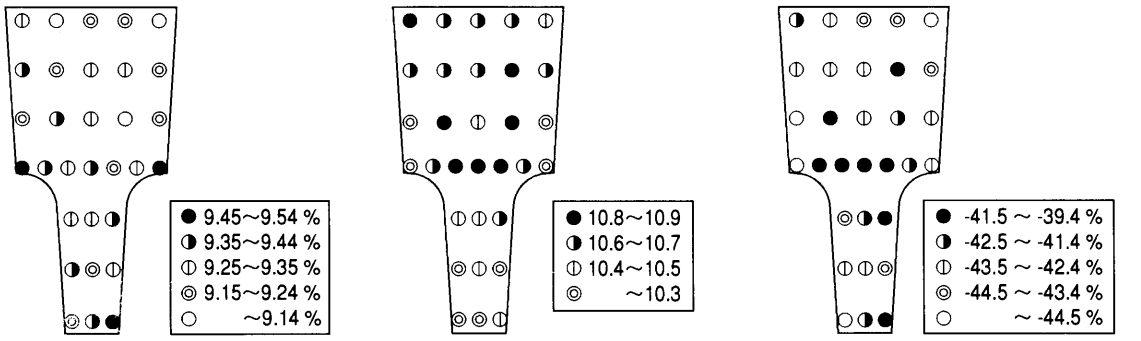
注1) δ-フェライト％（MHI式）＝−146−220％(C−N)−20％N−7％Cu−7％Co−6％Mn+6％Si+5％Mo+14％Cr+18％V+54％A+8％W+90％Nb

注2) Cr当量＝％Cr+6％Si+4％Mo+1.5％W+11％V+5％Nb−40％C−2％Mn−4％Ni−2％Co−30％N



（1）Cの偏析状況　（2）Ｎｂの偏析状況　（3）Ｐの偏析状況　（4）Ｓの偏析状況

図３.４３　合金元素及び不純物の偏析状況［１］



（5）Ｃｒの偏析状況　（6）Ｃｒ当量の分布状況　（7）δ-フェライト指数の分布状況

図３.４４　合金元素及び不純物の偏析状況［２］

（Ｃｒ当量及びδ-フェライト指数についてはＮ量の分析値がないため，すべての場所のＮ量を４２５ppmとして計算したもの）

３）不純物のＰ及びＳは後述するサルファプリントに示されるようにラムダ偏析部に濃化することが示されているが，この製品分析結果には必ずしもそのような傾向は現れていない。これは偏析が局部的なものであるために分析試験片にその偏析部が含まれていなかったものと推察される。

４）Ｃｒもラムダ偏析部に濃化する傾向は認められない。

５）しかし，Ｃｒ当量を見るとラムダ偏析部に濃化する傾向が認められる。

６）加えてδ-フェライト指数についてもラムダ偏析部に若干濃化する傾向が認められる。

（２）マクロ組織及びサルファプリント

化学分析を行った図３.４２に示す位置の縦断面について性状調査を行うために，１）サルファプリント，２）マクロ組織，３）染色探傷試験（カラーチェックとも言う）の３種類の試験を実施した。その調査結果を図３.４５～図３.４９に示す。図３.４５，３.４６は鋳造ままの調査結果であり，また図３.４７，３.４８は調質処理後のものである。調質前後でサルファプリントの指示模様（白地の中に黒く現れる模様）には大きな違いはなく，ラムダ偏析部にＳが濃化していることがわかる。

また，マクロ組織では熱処理施工の前後で大きく組織の現れ方が変わっており，鋳造ままの組織では鋳造組織が鮮明に現れている。これに対して調質後では鋳造組織は熱処理によって消失しているが，逆にラムダ偏析に対応する組織的な違いが現れている。

図３.５０に本車室材の熱処理方法について示すが，本車室材料の熱処理では予備熱処理において

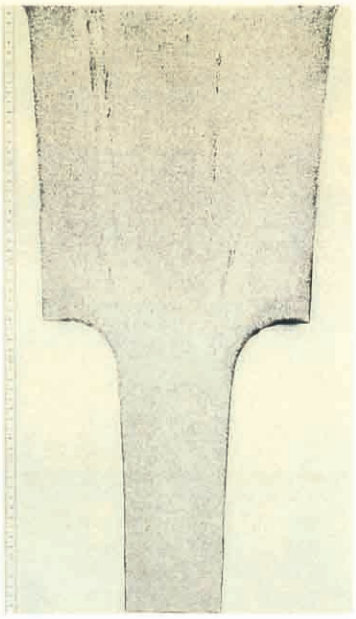


図３.４５　大型試験材（１トン試験材，９.５Ｃｒ鋼系）のサルファプリント(鋳造まま)

図３.４６　大型試験材（１トン試験材，９.５Ｃｒ鋼系)のマクロ組織(鋳造まま)

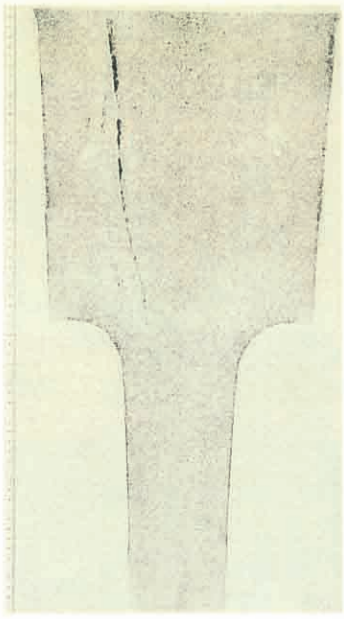


図３.４７　大型試験材（１トン試験材，９.５Ｃｒ鋼系）のサルファプリント(調質処理後)

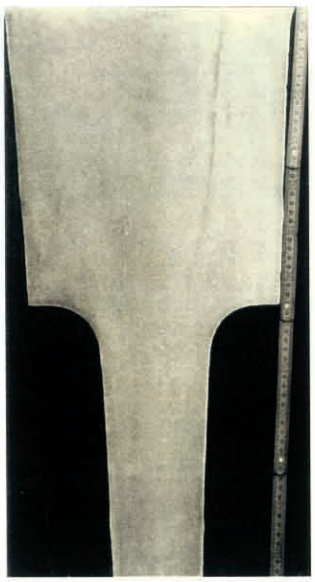
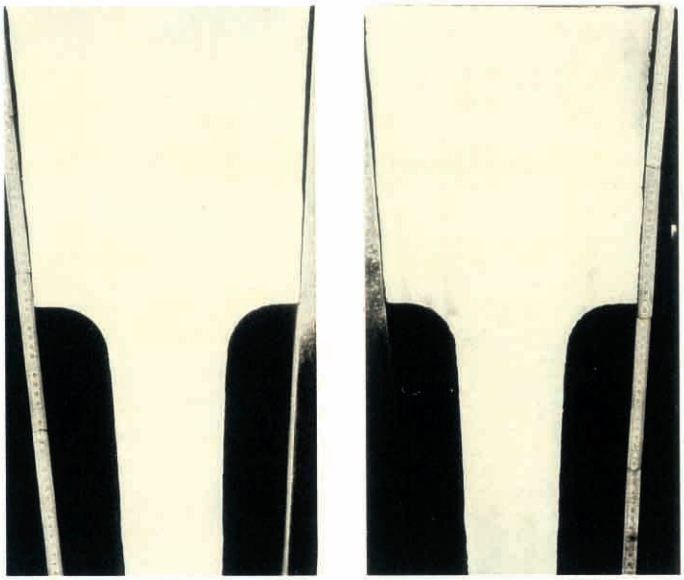


図３.４８　大型試験材（１トン試験材，９.５Ｃｒ鋼系）のマクロ組織（調質処理後）



予備熱処理後，調質処理前　　調質処理後

図３.４９　大型試験材（１トン試験材，９.５Ｃｒ鋼系）の染色探傷試験結果

１２Ｃｒロータ材と同じように鋳造時に生成した粗大な鋳造組織をパーライト変態を利用して破壊している。これは図３.５０に示される予備熱処理の１１００℃保持に於いて熱拡散による溶質原子の偏析の軽減を行った後，７００℃に保持することによって行う。７００℃に保持された材料は始めはオーステナイト状態であるが，時間の経過とともにパーライト変態が始まる。この変態はオーステナイト粒界を起点として新たな炭化物／フェライトの核生成が起こるために鋳造組織とは全く別の核生成・成長によって組織が作られていくために粗大な鋳造組織は消滅していく。調質処理ではこのようにして整えられた組織をベースに適正な材料特性が得られるように焼きならし及び焼もどしを施す。

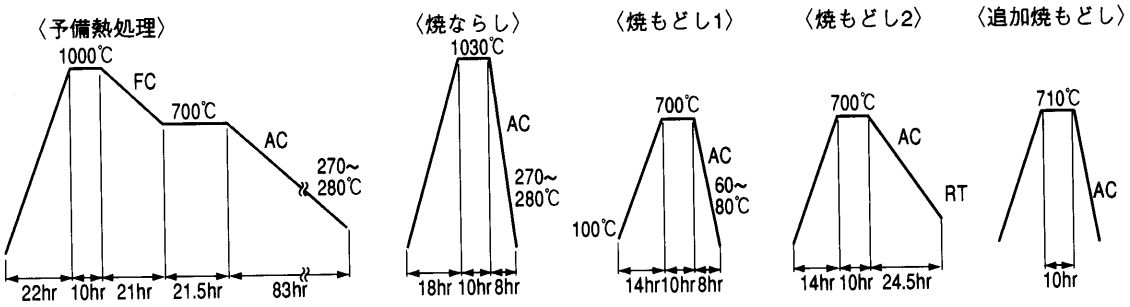


図３.５０　大型試験材（１トン試験材，９.５Ｃｒ鋼系）の熱処理条件

なお，焼もどしを２回行っているのは１２Ｃｒロータ材の時に説明したように，大型の素材が１回の変態で全体が一気にマルテンサイト変態を起こすことによって，変態割れを発生させてしまうこと[注4]を防ぐために２回に分けて変態を行わせるために採用したものである[注5]。

図３.４９には染色探傷試験結果を示す。この結果が示すようにこの断面においては鋳造欠陥を示す指示模様は認められない。

（３）光学顕微鏡組織

図３.５１～３.５３に９.５Ｃｒ系鋼の１トン試験材の光学顕微鏡組織を示す。各部位を観察した結果，若干δ-フェライトが認められるものの目立ったものはなく均質な焼きもどしマルテンサイト組織となっていることが確認できる。

図３.５４に光学顕微鏡観察を用いたδ-フェライトの晶出状況の調査結果を示す。また，図３.５５，３.５６には光学顕微鏡で観察されたδ-フェライトの晶出状況を示す。なお，この観察は９.５Ｃｒ鋼系は図３.４２の断面で調査を行い，また１０.５Ｃｒ系鋼では図３.５７に示すコアサンプルを用いて観察を行ったものを示す。δ-フェライトは図３.５６の１／４厚肉部の写真で鮮明に認められるような白い島状の組織であり，９.５Ｃｒ鋼系でもわずかに認められるが，１０.５Ｃｒ鋼系のように大きなものは認められていない。

δ-フェライトは凝固過程に生じるものであり，高Ｃｒ系鋼では液相（Ｌ）→固相（δ-フェライト）→固相（オーステナイト相）→固相（マルテンサイト相）の変態過程で生じるものであり，Ｃｒ

注4　本車室材はマルテンサイト系の材料であるために焼きならし後の冷却では徐冷を行ってもマルテンサイト変態を起こす。このとき，冷却は表面側から起こるので，表面が先に焼入れマルテンサイト組織となる。マルテンサイト変態は，変態の際に大きな膨張現象を伴うが，表面側が変態する場合には内部は柔らかいオーステナイト相であるため割れが発生するような問題はないが，中心部がマルテンサイト変態を起こすときは表層は硬く脆い焼入れマルテンサイト組織となっているために中心部の膨張によって生ずる表面部の引張応力に耐えられないことになり，割れを発生させてしまうことが多く発生する。このため，焼きならし後の冷却では完全に中心部まで冷却するのではなく中心部は変態させない範囲で冷却を行い，すぐに１回目の焼もどしを行って表層部に生成した焼入れマルテンサイト組織を焼もどしマルテンサイト組織として延性，靭性を回復させて，その後１回目の焼もどしの冷却過程で中心部をマルテンサイト変態させるようにすることになる。このように熱処理を行うことによって熱処理による割れの発生を防止している。また，この工程はマルテンサイト変態を２回に分けて行うものであるが，作業工程上は焼きもどしを２回行うことになるので２回焼もどしと称している。

注5　２回の焼もどしの別の目的：先に説明している２回焼もどしの理由以外にもこれを行うメリットがある。これは後述する溶接補修に関するものである。本材料は鋳鋼品であるために，製造時に発生した鋳造欠陥は鍛造などで圧着することはできない。発生した欠陥は溶接補修によって取り除かれる。この溶接補修をするときに組織が出来上がっていないと溶接割れを起こしてしまう。また，組織が出来上がっていたとしても適正な機械的強度になっていないと溶接割れを起こしやすい。このため，基本的には調質終了後に溶接補修を行うことになる。溶接補修を行った素材は焼入れ組織を含むことになるので当然のことながら焼きもどし処理である応力除去焼鈍処理を行わなければならない。そこで，工程を少なくするために溶接補修は１次焼きもどし処理後に行い，２次焼きもどしを溶接部の応力除去焼鈍処理に兼ねることにしている。

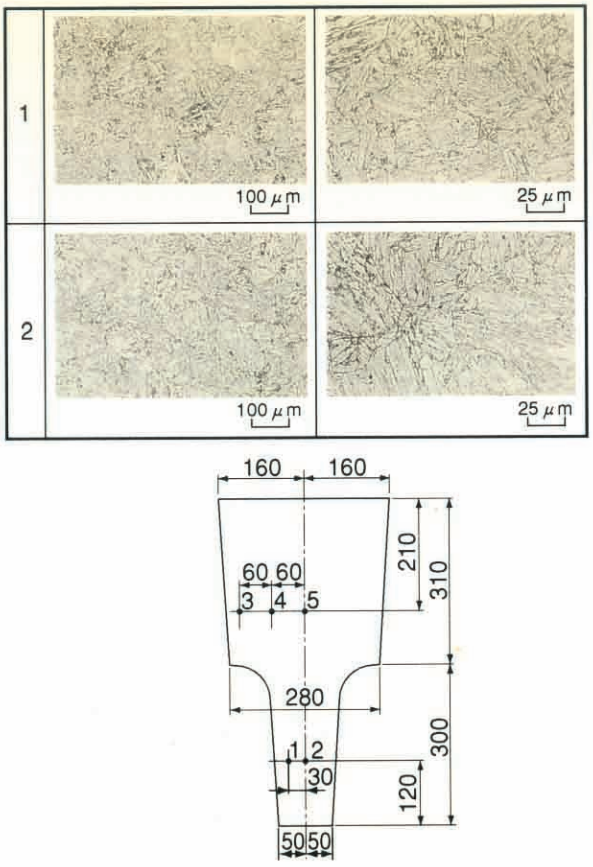


図３.５１　１トン試験材・薄肉部の光学顕微鏡組織

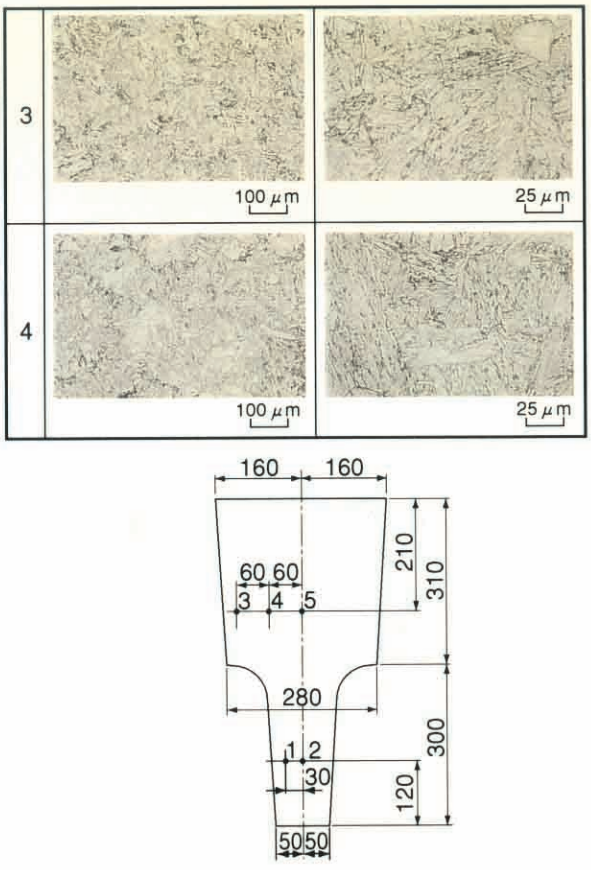


図３.５２　１トン試験材・厚肉部の光学顕微鏡組織（1）

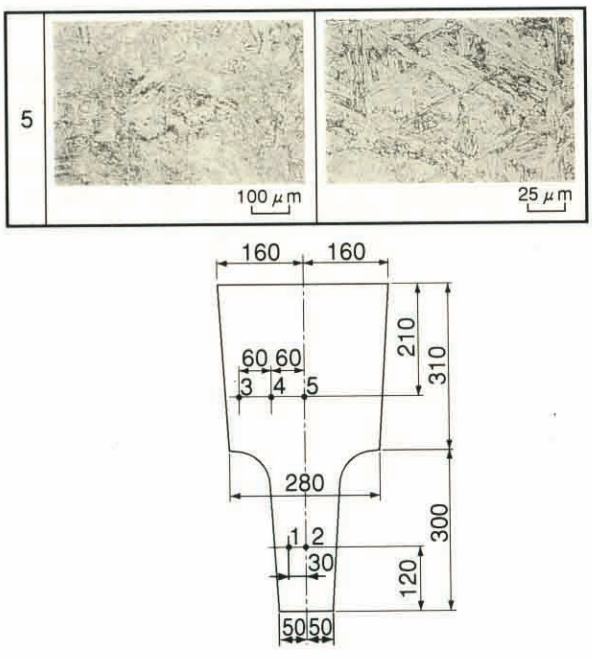


図３.５３　１トン試験材・厚肉部の光学顕微鏡組織（2）

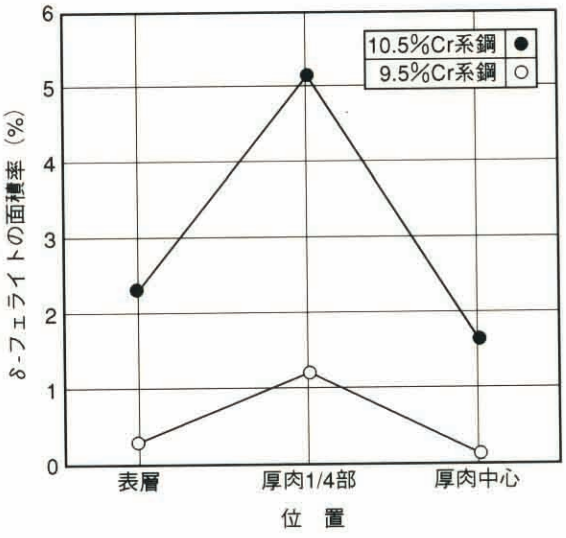


図３.５４　大型試験材に現出している δ-フェライト量

当量が大きい材料ほど高温相の δ-フェライト相がオーステナイト変態を起こすことができずにそのまま残存して室温まで残ってしまうことになる。鋳鋼品の場合には凝固時にマクロ偏析が発生してＣｒ等の溶質原子が濃化した部位が生成し，物理的な拡散である熱間鍛造などが行えないので凝固時のマ

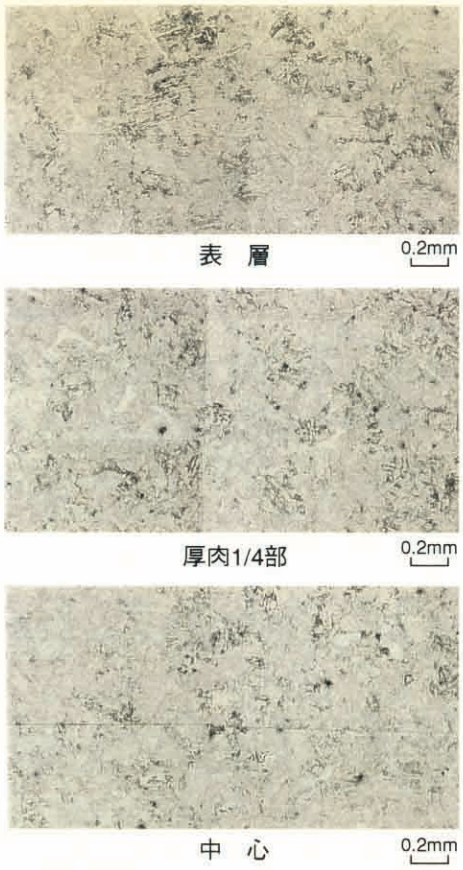


図3.55　9.5Cr鋼系1トン試験材の
δ-フェライトの現出状況

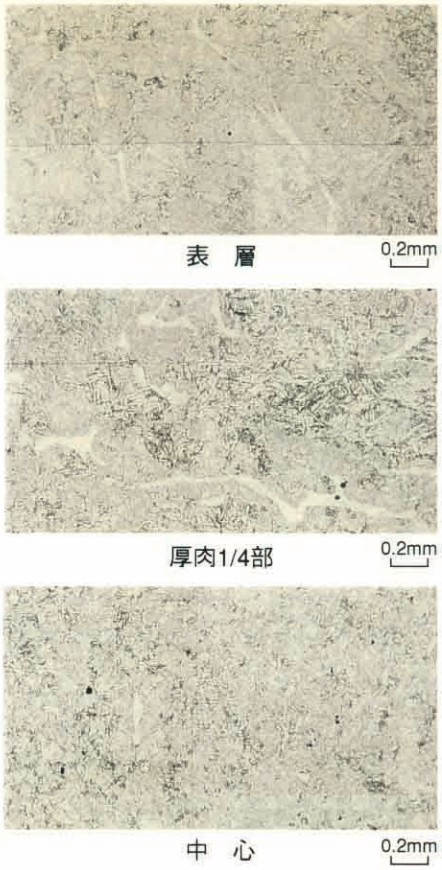


図3.56　10.5Cr鋼系1トン試験材の
δ-フェライトの現出状況

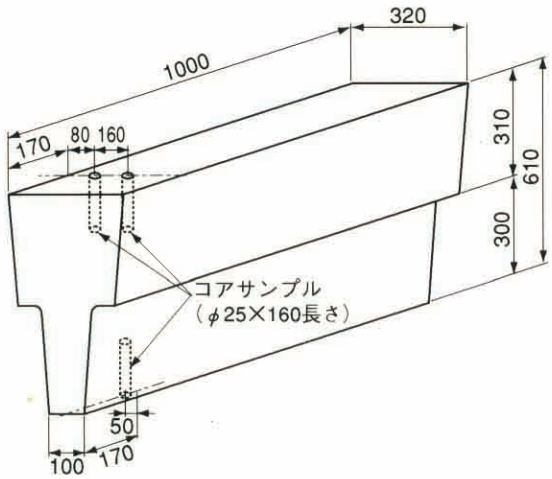


図3.57　10.5Cr系鋼1トン試験材の組織観察用試験材採取要領図

クロ偏析がそのまま残留することになり，熱処理による熱的拡散でも十分に均質化を行うことができない場合には10.5Cr鋼系のようにδ-フェライトが観察されることになる。

δ-フェライトの高Cr鋳鋼車室材での生成状況は，一般には米国のGE社が行った大型蒸気タービンロータ材の研究で得られたCr当量の式[1]が評価に使われている。この式は前述の脚注にも示してあるように次の式で表される。

Cr当量＝%Cr＋6%Si＋4%Mo＋1.5%W＋11%V＋5%Nb－40%C－2%Mn
－4%Ni－2%Co－30%N

最近の研究において高Ｃｒ鋳鋼材のδ-フェライトの生成状況をこの式で評価する場合には，ＷやＣｏを含む成分系ではこのＣｒ当量の式でδ-フェライトの生成状況を定量的に評価することができない場合がある。その例を表３．８に化学成分とδ-フェライトに関する測定データを示す。また，図３．５８にはＣｒ当量とδ-フェライトの生成状況の関係を示す。この図に示す材料は本研究で対象としている成分系に対してＣｏ及びＷを添加していることを特徴とするものである。この例では，Ｗの係数を＋１．５から＋３．０に変更することにより，図３．５９に示すようにＣｏの添加の有無によらずＷを添加した高Ｃｒ鋳鋼のδ-フェライトの生成状況を一つの曲線で表現す

表３．８　Ｃｏ及びＷを添加した高Ｃｒ鋳鋼材のの化学成分とＣｒ当量及びδ-フェライト指数

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Co	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	Sn	N	注1) Ｃｒ当量 W：1.5	注2) Ｃｒ当量 W：3.0	注3) δ-フェライト指数 (%)	注4) δ-フェライト(%) 実測値本体
MJ1	0.096	0.26	0.56	0.010	0.002	0.02	0.51	2.04	10.58	0.39	1.83	0.137	0.052	0.003	0.002	0.0580	5.37	8.12	-34.28	0.16
MJ2	0.095	0.18	0.56	0.010	0.002	0.02	0.51	2.03	10.57	0.39	1.84	0.138	0.056	0.003	0.002	0.0598	4.93	7.69	-34.55	0.10
MJ3	0.100	0.19	0.56	0.010	0.002	0.02	0.51	1.03	10.43	0.38	1.80	0.135	0.052	0.003	0.002	0.0562	6.61	9.31	-30.54	0.65
MJ4	0.097	0.18	0.57	0.010	0.002	0.02	0.51	1.99	11.57	0.40	1.81	0.139	0.068	0.003	0.002	0.0580	6.03	8.75	-19.47	1.26
MJ6	0.095	0.28	0.58	0.010	0.001	0.02	0.50	1.02	10.48	0.40	1.83	0.140	0.052	0.004	0.002	0.0617	7.43	10.18	-28.78	0.60
MJ3A	0.091	0.17	0.56	0.009	0.001	0.01	0.47	1.02	9.42	0.42	1.81	0.140	0.054	0.002	0.001	0.0600	6.16	8.87	-42.22	0.03
MJ3B	0.092	0.18	0.56	0.009	0.001	0.01	0.47	1.02	10.02	0.42	1.82	0.140	0.054	0.002	0.001	0.0558	6.92	9.65	-32.98	0.36
MJ3N	0.105	0.19	0.58	0.007	0.002	0.01	0.54	0.98	9.47	0.38	1.80	0.153	0.054	0.003	0.002	0.0471	5.89	8.58	-42.88	0.18
MJ41	0.12	0.19	0.58	0.008	0.002	0.01	0.51	1.50	9.58	0.41	1.81	0.141	0.053	0.002	0.001	0.0476	4.46	7.17	-47.92	0.04
MJ42	0.11	0.20	0.58	0.010	0.002	0.01	0.47	2.04	9.56	0.40	1.79	0.137	0.053	0.002	0.002	0.0504	3.79	6.46	-49.81	0.03
MJ43	0.10	0.18	0.57	0.008	0.003	0.01	0.50	1.49	8.93	0.41	1.83	0.130	0.054	0.003	0.002	0.0473	4.56	7.29	-52.17	0.01
MJ44	0.11	0.18	0.57	0.008	0.002	0.01	0.51	1.94	8.99	0.40	1.79	0.14	0.054	0.002	0.002	0.0490	3.24	5.91	-57.50	0.00
MJ45	0.11	0.19	0.66	0.009	0.002	0.0	0.54	1.50	8.87	0.29	1.77	0.143	0.050	0.002	0.002	0.0506	3.25	5.91	-58.48	0.00
MJ46	0.10	0.18	0.68	0.010	0.003	0.0	0.52	1.91	9.05	0.30	1.76	0.141	0.054	0.002	0.002	0.0559	2.69	49	-57.28	0.00
MJ47	0.11	0.18	0.97	0.008	0.004	0.0	0.53	1.50	9.00	0.31	1.81	0.135	0.050	0.003	0.002	0.0519	2.93	5.47	-58.34	0.00
MJ48	0.11	0.17	0.67	0.008	0.003	0.86	0.52	1.50	9.01	0.31	1.82	0.139	0.050	0.001	0.001	0.0538	3.67	5.22	-62.65	0.00
MJ49	0.11	0.18	0.59	0.008	0.003	0.0	0.49	1.50	9.21	0.30	2.00	0.134	0.050	0.002	0.002	0.0544	4.08	7.04	-51.47	0.00
MJ50	0.10	0.17	0.67	0.008	0.003	0.0	0.51	1.50	8.96	0.29	1.97	0.137	0.047	0.003	0.002	0.0562	3.69	6.73	-54.56	0.00
MJ51	0.11	0.19	0.67	0.009	0.003	0.9	0.52	1.01	8.97	0.29	1.78	0.139	0.051	0.004	0.003	0.0547	4.44	6.01	-60.31	0.00
MJ52	0.12	0.20	0.70	0.008	0.002	0.0	0.50	1.00	9.00	0.30	1.80	0.140	0.050	0.002	0.001	0.0550	4.04	6.74	-55.47	0.00
M12W1	0.093	0.18	0.66	0.007	0.001	0.01	0.43	-	9.65	0.59	1.05	0.153	0.043	0.002	0.001	0.0505	8.28	9.85	-35.94	0.86
M12W2	0.097	0.18	0.66	0.007	0.002	0.01	0.44	-	9.58	0.38	1.84	0.152	0.045	0.002	0.001	0.0502	8.37	11.12	-32.50	1.19
M12W3	0.095	0.18	0.68	0.008	0.002	0.01	0.45	-	9.65	0.2	1.82	0.144	0.045	0.002	0.002	0.0480	7.66	10.39	-32.12	0.72
M12W5	0.107	0.19	0.69	0.008	0.003	0.01	0.51	-	9.47	0.21	1.81	0.15	0.049	0.002	0.002	0.0474	6.93	9.58	-37.91	0.27

注1)：Ｃｒ当量（W：1.5）=%Cr+6%Si+4%Mo+1.5%W+11%V+5%Nb−40%C−2%Mn−4%Ni−2%Co−30%N

注2)：Ｃｒ当量（W：3.0）=%Cr+6%Si+4%Mo+3.0%W+11%V+5%Nb−40%C−2%Mn−4%Ni−2%Co−30%N

注3)：δ-フェライト%（MHI式）=−146−220%(C+N)−20%Ni−7%Cu−7%Co−6%Mn+6%Si+5%Mo+14%Cr+18%V+54%Al+8%W+90%Nb

注4)：５０ｋｇ試験材の本体上部（押湯との境界部）の光学顕微鏡組織調査結果に基づいた実測値

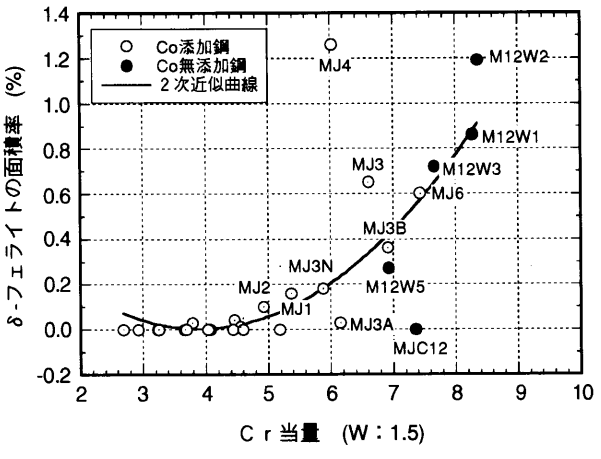


図３．５８　Ｃｏ及びＷを添加した高Ｃｒ鋳鋼のＣｒ当量とδ-フェライト量の関係

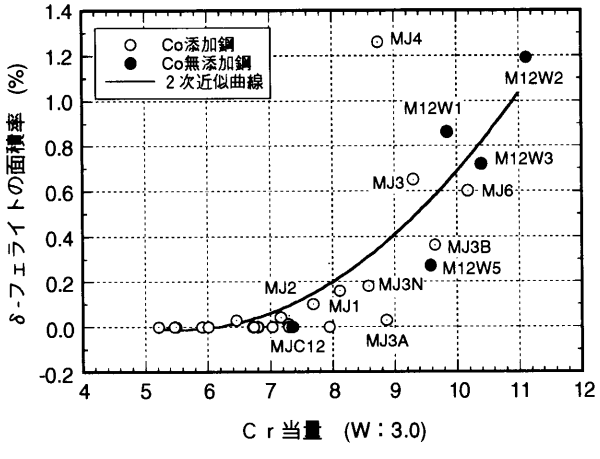


図３．５９　Ｃｏ及びＷを添加した高Ｃｒ鋳鋼の修正Ｃｒ当量とδ-フェライト量の関係

ることができるようになる。

このようなδ-フェライトの生成状況を評価する式としては上記のＣｒ当量の式の他に表３．７，表３．８に示すようなδ-フェライト指数という評価式もある。この式も前述の脚注に示すように次式で示される。

δ-フェライト％（MHI式）：

$$-146-220\%(C+N)-20\%Ni-7\%Cu-7\%Co-6\%Mn+6\%Si+5\%Mo+14\%Cr+18\%V+54\%Al+8\%W+90\%Nb$$

この式は，K.J. Irvine[2]らの研究成果を基本として三菱重工業（株）・長崎研究所で若干修正した式（Ｃの係数を－２１０から－２２０に変更し，Ｗ及びＮｂの項を加えたものであり，その式の導出については未発表のもの）であり，表３．８に示す材料におけるδ-フェライトの生成状況も図３．６０に示すようにうまく表現できるものであり，δ-フェライトの評価を行う上ではＣｒ当量の式よりも精度が高いものと推察される。

本研究で調査を行った１トン試験材（９．５％Ｃｒ系鋼及び１０．５Ｃｒ系鋼）のδ-フェライトの生成状況についてもδ-フェライト係数の方がＣｒ当量の式よりも実態に則した結果を示す[注6]ものであり上記高Ｃｒ鋳鋼材の結果と一致するものである。

表３．９にはδ-フェライト生成部における化学成分のミクロ偏析の状況を確認するためにＥＰＭＡ分析を行った結果について示す。本調査では１トン試験材で確認をしていなかった関係から，表３．８に示す別の小型試験材のＭＪ６と符号がついた材料を用いてδ-フェライト部と健全部（マトリックス部）におけるミクロ偏析状況について調査を行った。このＭＪ６は１トン試験材の成分に対してＣｏ及びＷを添加した材料であり，δ-フェライトが鋳造ままにおいて０．６％の面積率で現れたものである。調査位置は図３．６１に示す走査電子顕微鏡組織のδ-フェライト部及び健全部（マトリックス部）である。

表３．９に示されるように，Ｃ並びにＮを除いてオーステナイト生成元素のＭｎ，Ｎｉ，Ｃｏの各元

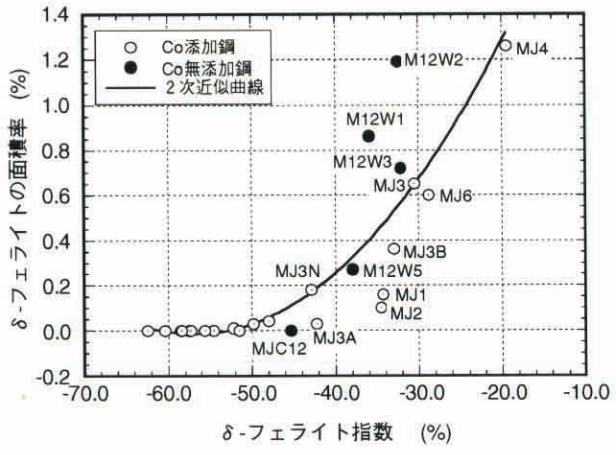


図３．６０　Ｃｏ及びＷを添加した高Ｃｒ鋳鋼のδ-フェライト係数とδ-フェライト量（実測値）の関係

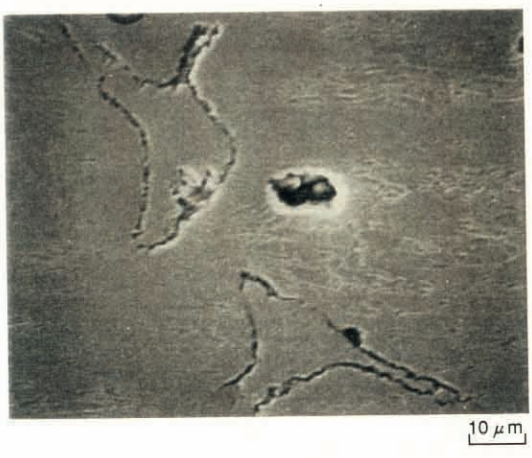


図３．６１　δ-フェライト部の反射電子像（ＥＰＭＡ分析位置）

注6　９．５Ｃｒ系鋼ではほとんどδ-フェライトが現れていないが，Ｃｒ当量では９．５Ｃｒ系鋼は１０．５Ｃｒ系鋼よりも値が高いのでδ-フェライトが存在しやすいことになる。一方，δ-フェライト指数では９．５Ｃｒ系鋼の方が１０．５Ｃｒ系鋼より低い値を示しており，１０．５Ｃｒ系鋼よりδ-フェライトが現れにくいことを表している。

表3.9　δ-フェライト生成部のＥＰＭＡ分析結果（ＭＪ６：Ｃｏ，Ｗ添加鋼）

項　目	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Co	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	N	Cr当量		δ-フェライト指数 (%)
																W：+1.5	W：+3.0	
ＭＪ６ (mass%)	0.095	0.28	0.58	0.010	0.001	0.02	0.50	1.02	10.48	0.40	1.83	0.140	0.052	0.004	0.0617	7.43	10.18	-28.78
スペクトル強度 (δ-フェライト部)	36.0	15.0	103.0	7.0	11.0	–	77.0	164.0	2000	39.0	132	48.0	10.5	–	54.0	–	–	–
スペクトル強度 (マトリックス部)	24.0	15.0	116.0	7.0	11.0	–	94.0	176.0	1720	27.0	100	35.0	9.3	–	49.0	–	–	–
偏析比 (強度比)	1.5	1.0	0.9	1.0	1.0	–	0.8	0.9	1.2	1.4	1.3	1.4	1.1	–	1.1	–	–	–
δ-フェライト部推定成分 (mass%)	0.14	0.28	0.52	0.010	0.001	–	0.41	0.95	12.19	0.58	2.42	0.192	0.059	–	0.0680	10.01	13.64	-6.36

素はδ-フェライト生成部では低くなっており，逆にフェライト生成元素のＣｒ，Ｍｏ，Ｗ，Ｖ，Ｎｂの各元素はδ-フェライト生成部で濃化していることがわかる。その結果として，Ｃ及びＮの濃化だけではこれらの合金元素の偏析を軽減することができず，Ｃｒ当量やδ-フェライト指数がマトリックスの値に比べて大きくなっている。この現象はδ-フェライトができて溶質元素がこのように偏析したとの印象を受けるが，実際には凝固に際して溶質元素のミクロ偏析が発生し，その結果としてフェライト生成元素が濃化した部位で高温で安定なδ-フェライトが凝固後の冷却時にオーステナイト変態を起こさず室温まで残存してしまったものである。もちろん，このミクロ偏析は熱処理によって軽減することができる。実際に上記の小型試験材のＭＪ６の材料は鋳造ままにおいて０.６％のδ-フェライトが観察されていたが，図３.２に示すような熱処理を施すことによってδ-フェライトは完全に消失する。しかし，大型の鋳造品になるとミクロ偏析の度合いも大きく１０.５Ｃｒ系鋼の１トン試験材のように図３.５０のような調質処理を施した後でも十分な熱拡散が行えないためにδ-フェライトは残存してしまう。

また，このδ-フェライトは図３.５４に示すように肉厚の１／４の位置に多く存在する。このことは素材の凝固速度に大きく依存している。図３.６２には凝固速度とδ-フェライトの生成量の関係[3]を示す。この図は図３.６３に示す有限要素法による凝固解析結果に

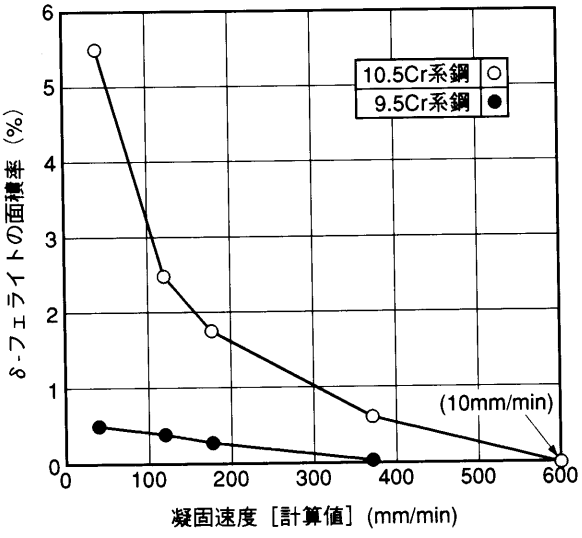


図３.６２　高Ｃｒ鋳鋼材の凝固速度と
δ-フェライトの晶出量の関係

図３.６３　１トン試験材の凝固解析結果
（１０分毎の等温線図）

基づいて凝固速度と実際に晶出しているδ-フェライトの晶出量との関係[3]を示したものである。この図に示されるように9.5Cr系鋼及び10.5Cr系鋼とも凝固速度が遅くなるほどδ-フェライトの晶出量が増しており，凝固速度が遅くなることによって溶質原子のミクロ偏析が助長されその結果としてδ-フェライトが多く晶出することを意味する。

図3.64[3]には1トン試験材の横方向の凝固速度を示すものであるが，凝固速度は表層や中心では速いが肉厚のちょうど1／4部分で最も遅くなることになっている[注7]。このことから肉厚方向の1／4部で最もδ-フェライトが多く存在することになるものと考えられる。

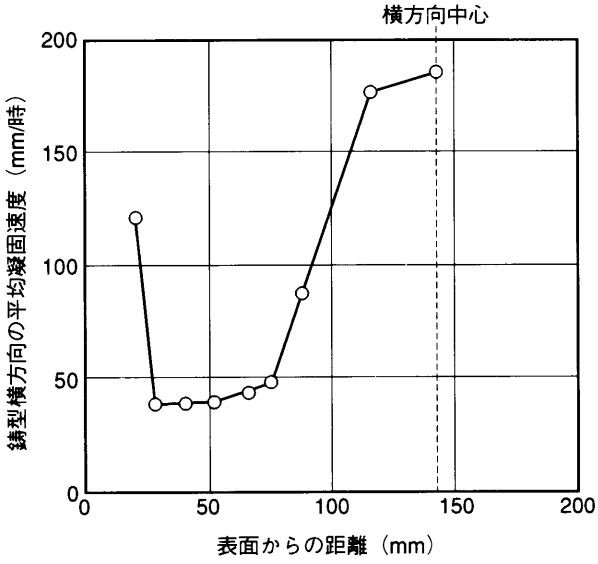


図3.64　1トン試験材の横方向の凝固速度の計算結果

（4）機械的性質

表3.10及び表3.11に1トン試験材の機械的性質を示す。なお，この表の試験材名は図3.65に示す位置のブロックを示す。これらの表には参考として小型試験材の試験結果も併せて示す。9.5Cr系鋼の結果は表3.10に示す通りであるが，機械的強度は小型試験材と同等の値を示している。しかし，延性（延び及び絞り）については小型材に比べて若干劣る結果となっている。これは大型試験材であるために凝固速度が遅くなり，粗い凝固組織になったことによるものと推察される。

一方，表3.11には10.5Cr系鋼の機械的性質を示すが，9.5Cr系鋼よりも機械的強度が低いにもかかわらず延性や靭性が低い値を示している。これは10.5Cr系鋼では図3.54に示すようにδ-フェライトが多く存在することが大きく影響しているものとと推察される[注8]。

（5）クリープ破断特性

図3.66，図3.67に9.5Cr系鋼の1トン試験材のクリープ破断試験結果を示す[3]。図3.66はデザイン曲線と呼ばれる時間-応力曲線であり，また図3.67はマスター曲線と呼ばれ，横軸にラルソン－ミラーパラメータ（焼きもどしパラメータと同じもの）を取り縦軸に応力をとる曲線である。

注7　1／4部で凝固速度が最も遅くなることは定性的にも理解できる。凝固初期は表面部分が凝固することになるが，このときは表面積が大きくすぐに冷たい鋳型に触れることになるので凝固速度は速い。また，中心部では溶湯量も少なくなり凝固に伴う潜熱の発生量も少なくなるので凝固速度も速くなる。しかし，1／4部では凝固に伴って発生した潜熱は表層側に熱伝達によって伝えられるが表面から遠くなっており簡単には表面に伝達されない。また凝固する体積も少なくはなく，発生する潜熱も多い。このため，1／4部では凝固速度が表層や中心に比べて遅くなることになる。

注8　小型材の材料番号12の場合，成分は大型試験材とほとんど変わらないが，延性，靭性とも高い値を示しており良好である。これに対して10.5Cr系鋼の1トン試験材では極端に低い延性，靭性となっている。この原因はδ-フェライトの存在の他に，1）大型鋼塊になるため鋳造組織が粗いこと，2）大気溶解であることから酸素レベルが高く，その結果としてマイクロポロシティーが多く存在すること等が挙げられる。しかし，ここに示す原因は9.5Cr系鋼に於いても同様にその影響はあるものであり，10.5Cr系鋼特有の事象ではない。確かに9.5Cr系鋼に於いても小型試験材（材料番号1）に比べて延性，靭性は低下しているが，その低下の度合いは10.5Cr系鋼のように大幅なものではない。これらのことを総合すると，10.5Cr系鋼の1トン試験材に於ける延性，靭性の低下は組織観察から明らかになったように，δ-フェライトの存在が大きく作用しているものと推察される。

表3.10　1トン試験材（9.5Cr系鋼）の機械的性質

試験材	試験片採取位置	常温引張試験 (RT 20°C)				衝撃試験		硬さブルネル (HB)	熱処理
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	2mmVノッチシャルピー衝撃値 (J)	50%FATT (°C)		
小型材	材料番号1	609	744	24.4	65.2	34	—	—	1030°C×10hr →(10hr)→300°C AC 700°C×10hr AC→700°C×10 hr AC
		609	746	27.6	65.2				
Aブロック厚肉部	表層部	619	755	23.2	49.9	31	47	223	図3.50に示す通り。 〈予備熱処理〉 1100°C×11h 700°C ×20h FC 〈焼きなまし〉 1030°C ×10h AC 〈焼もどし1〉 700°C ×10h FC 〈焼もどし2〉 700°C ×10h FC 〈追加焼もどし〉710°C ×10h AC
		617	757	23.6	55.4				
	1/4厚部	615	758	24.4	61.8	31	42	223	
		616	757	17.2	36.2				
	中央部	581	732	21.8	51.0	29	43	229	
		608	752	24.4	59.1				
Aブロック薄肉部	中央部	613	753	23.6	58.7	—	—	217	同上
		606	750	23.6	53.4				
Dブロック薄肉部	表層部	613	766	23.2	58.3	33	35	231	同上
		619	772	23.4	58.0				
	1/4厚部	615	763	22.8	57.0	33	35	234	同上
		613	758	22.4	53.6				
	中央部	614	749	21.8	52.1	37	38	223	同上
		614	752	16.8	40.0				

表3.11　1トン試験材（10.5Cr系鋼）の機械的性質

試験材	試験片採取位置	常温引張試験 (RT 20°C)				衝撃試験		硬さブルネル (HB)	熱処理
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	2mmVノッチシャルピー衝撃値 (J)	50%FATT (°C)		
小型材	材料番号12	618	759	24.4	64.0	129	—	—	1030°C×10hr →(10hr) → 300°C AC 700°C×10hr AC → 700°C×10hr AC
		621	759	24.8	65.2				
厚肉部	1/4厚部	535	703	13.6	28.9	19 20	—	207	〈予備熱処理〉 1100°C×11h 700°C ×20h FC 〈焼きなまし〉 1030°C ×10h AC 〈焼もどし1〉 700°C ×10h FC 〈焼もどし2〉 725°C ×17h FC
	中央部	553	693	17.6	38.2	15 17	—	207	
薄肉部	中央部	580	728	22.0	54.9	28 32	—	212	同上

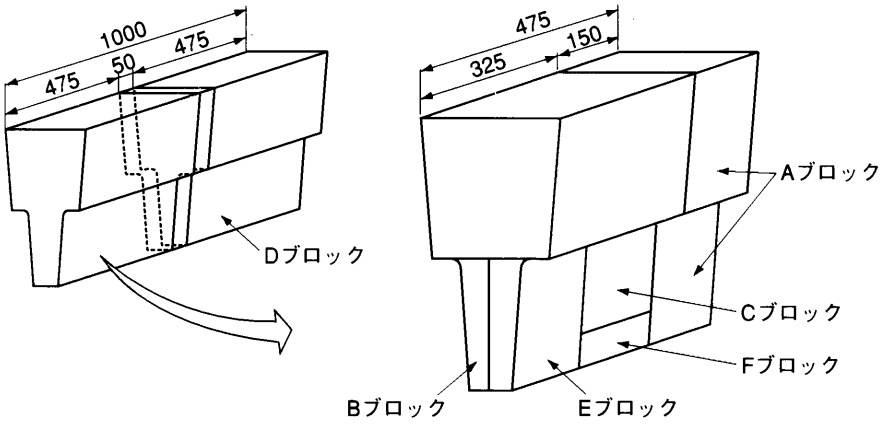


図3.65 1トン試験材（9.5Cr系鋼）の分割状況

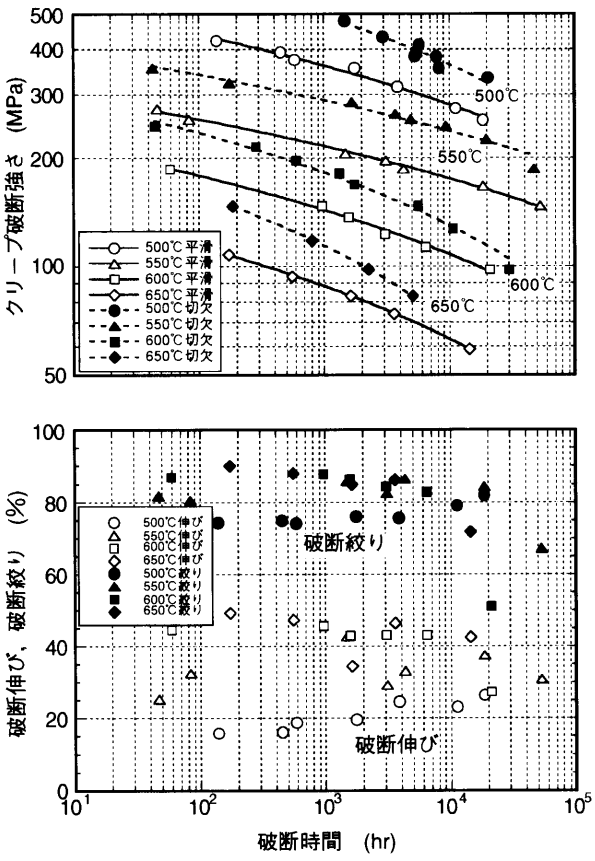


図3.66　1トン試験材（9.5Cr系鋼）の
クリープ破断特性（時間-強度曲線）

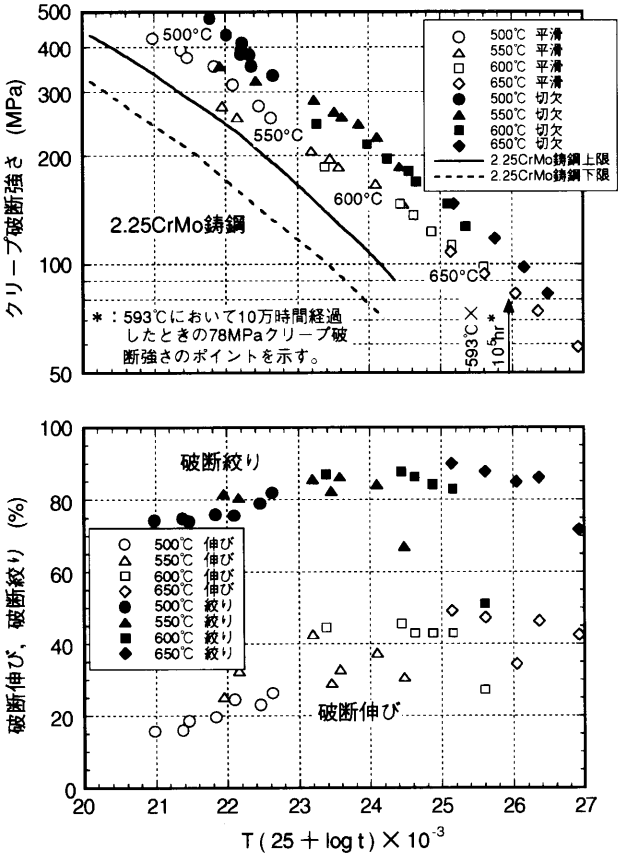


図3.67　1トン試験材（9.5Cr系鋼）の
クリープ破断特性
（ラルソン－ミラー法によるマスター曲線）

双方の図とも切欠試験片の結果は塗りつぶしの記号，平滑試験片は白抜きの記号で示す。これらの図から次のことがわかる。

1）切欠強度は平滑強度よりも高く切欠強化の特性を示している。

2）クリープ破断延性は長時間側で若干低下が認められるが，基本的には高い値を示している。

3）従来から用いられている低合金鋼鋳鋼の2.25CrMo鋳鋼材に比べてクリープ破断強さが大幅に向上している。

設計的に必要な高温強度（10万時間クリープ破断強さが主蒸気温度で78MPaを満足すること）を考慮して78MPaで比較すると次のようになる。

材料	78MPaのときの横軸	10万時間78MPaに耐えうる温度
2.25CrMo鋳鋼	24.32	538℃*
9Cr鋳鋼	26.20	600℃*

*：（2.25CrMo鋳鋼）

$24.32 \times 1000 / (25 + \log 10^5) = 811\,K = 538℃$

*：（9.5Cr鋳鋼）

$26.20 \times 1000 / (25 + \log 10^5) = 873\,K = 600℃$

したがって，６００℃－５３８℃＝６２℃となり，６２℃高い温度条件での運用が可能である，言い換えれば６００℃の蒸気条件で適用が可能である[注9]と言える。

3.3.3　大型試験材のまとめ

小型試験材（５０ｋｇ試験材）の結果に基づいて実機を想定した大型試験材（１トン試験材）を２種類（9.5Ｃｒ系鋼及び１０.５Ｃｒ系鋼）製造し，この試験材を用いて高Ｃｒ鋳鋼材の特性評価を行い，以下のことが明らかとなった。

1）１０.５Ｃｒ系鋼は9.5Ｃｒ系鋼に比べてδ-フェライトの晶出量が多く，その結果として常温における延性，靭性が小型材に比べて大幅に劣る結果となっている。

2）δ-フェライトの生成の評価には一般にＣｒ当量の式[1)]が用いられているが，この式は高Ｃｒ鋳鋼のδ-フェライトの生成状況を評価する上では適当な式ではなく，むしろδ-フェライト指数を用いることの方が現象と良く一致する。

3）δ-フェライトは凝固速度が遅くなることによってミクロ偏析が助長され，その結果多く晶出するので，１トン試験材の場合には凝固速度が最も遅くなる肉厚方向の１／４肉厚部で最も多く存在する。

4）δ-フェライト生成部にはＣ，Ｎを除くオーステナイト生成元素のＮｉ，Ｍｎ，（Ｃｏ）が少なくなり，フェライト生成元素のＣｒ，Ｍｏ，Ｖ，Ｎｂ，等の元素が濃化している。

5）１トン試験材のクリープ破断特性は良好であり，切欠強化特性を示す。また，長時間側で若干クリープ延性の低下が認められるものの大幅なクリープ脆化は生じていない。

6）平滑クリープ破断強さも高く，５６６℃までの蒸気タービンに用いられている2.25ＣｒＭｏ鋳鋼材に比べて１０万時間クリープ破断強さの比較で６２℃高い温度条件での適用，言い換えれば主蒸気温度：６００℃の蒸気タービンでの適用が可能である。

3.4　モデル車室による材料特性評価

前項で示すように大型試験材による新しい高Ｃｒ鋳鋼材の特性調査が完了したので，この結果に基づいて実機超高温タービン（電源開発・若松事業所・５０ＭＷ超高温タービン実証プラント）に用いる車室を製造することとした。この車室は出力がわずか５０ＭＷの蒸気タービンのものになるので大きさが小さいものであり，若松の実証試験以降に作られることが計画されている１０００ＭＷ級の蒸気タービンの車室材の検証を行う上では必ずしも十分な大きさではない。そこで，若松超高温タービンの実機内車室を製造すると同時にその同じ溶湯を用いて１０００ＭＷ級タービンの内車室を想定した１／４モデル車室[注10]を製造しその特性評価を行った。以下にはその評価結果を示す。なお，以下では１／４モデル車室のことを単にモデル車室と称する。

注9）実際に本鋳鋼車室材は中国電力・三隅発電所１０００ＭＷ（主蒸気温度：６００℃の平成１０年６月運開）のプラントの高圧内車室に適用されている。

注10）実機車室そのものを作る必要はないので，上下ある車室の一方だけを作ること及びタービン軸の方向から見て左右にボルトを締めつけるフランジがあるが，片方だけを作ればよいことを考え合わせて，後述する形状のものを作ることになったが，上下方向１／２及び左右方向でも１／２の部分だけを作ることから１／４モデル車室と称している。

3.4.1　モデル車室試験材

（1）化学成分

図3.68に製造したモデル車室の形状を示す。また，図3.69にモデル車室の外観を示す。表3.12にはモデル車室の化学成分分析結果を示す。ここに示す化学分析値は溶解・成分調整完了時（鋳込み直前）に柄杓（ひしゃく）ですくい取ったサンプルの分析値であり，いわゆる取鍋分析値と呼ばれるもの（レードル分析値とも言うもの）であり，溶解素材の平均的な成分値を示すものである。

モデル車室材の成分の特徴は，1）Ｓｉ量が小型試験材並に低くなっていること[注11]，2）Ｐ及びＳの不純物が小型試験材や1トン試験材よりも低く抑えられていること[注12]，3）Ｖ，Ｎが若干低くなっていること，4）総合してＣｒ当量やδ-フェライト指数が低くなってδ-フェライトが残存しにくくなっていること，等が挙げられる。

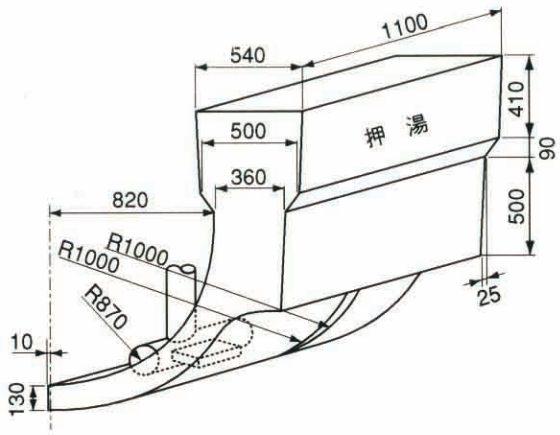


図3.68　モデル車室材の鋳込み形状

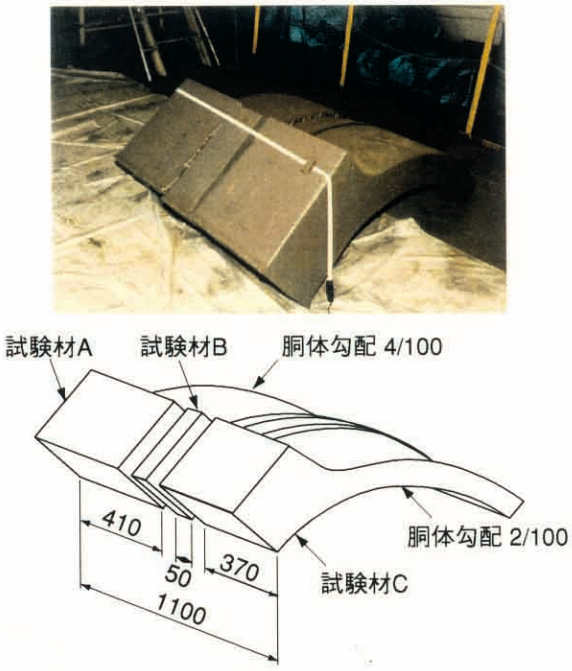


図3.69　モデル車室材の外観状況と切断要領

注11　Ｓｉは溶湯の流動性を高くして，いわゆる湯流れを良くする元素であり，鋳造品のように複雑な形状の型に鋳込む場合には，隅々まで溶湯が流れ込むことが要求されるので，この湯流れ性は重要な特性である。ただし，鋳込み温度を上昇させることにより，同じ成分系でも湯流れ性は良くなる。このとき温度を上げ過ぎると砂型が溶損してしまい，製品の中に外来性の非金属介在物が混入してしまうので注意を要する。また，Ｓｉは柱状晶を発達させる特性があり，このためにミクロ偏析を生じさせやすい。また，Ｓｉはフェライト生成元素であるため，δ-フェライトを生成させやすい。上記のことから，材料特性上から見ればＳｉは可能なかぎり少なくすることが望ましい。したがって，Ｓｉの添加量については鋳鋼品の湯流れ性，鋳込み温度及びδ-フェライトの生成状況（他の添加元素との兼ね合い，言い換えればＣｒ当量やδ-フェライト指数の大きさ），等から総合的に決められるものである。モデル車室では，湯流れ性に余裕があり，またδ-フェライトを完全になくすことを目標としていたので1トン試験材よりもＳｉ量を低く抑えて小型試験材並の量とした。なお，最近（平成9年）Ｓｉ量はさらに低減することが可能となっており，表3.8の試験材の化学成分で示すように0.2％程度まで低減することが可能となっている。Ｓｉを低減することによってクリープ破断特性も向上できることが第2章の１２Ｃｒロータ材の研究でも示されている。

注12　1トン試験材では電気炉における精錬しか行えなかったことからスラグの制御も十分行えていないため不純物量が多くなっている。一方，モデル車室の場合には取鍋精錬炉（ＬＦ精錬炉）を用いることができているので，酸化精錬と還元精錬に於けるスラグを完全に分離することができると同時に，十分に長い精錬時間が確保できるので不純物の少ない良好な溶湯を得ることができる。

表3.12　1／4モデル車室の化学成分

(mass%)

試験材	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Sn	Nb	N (ppm)	注1) Cr当量	注2) δ-フェライト指数
仕様	0.09-0.13	Max. 0.70	Max. 0.80	Max. 0.030	Max. 0.010	-	0.40-0.70	9.10-10.00	0.65-1.00	0.13-0.20	-	-	0.03-0.07	300-700		
1／4モデル車室	0.12	0.49	0.68	0.010	0.003	0.01	0.51	9.70	0.78	0.145	0.005	0.009	0.050	392	8.22	-45.35
小型試験材（材料番号：1）	0.10	0.49	0.67	0.018	0.006		0.51	9.56	0.84	0.17			0.057	538	注3) (9.02)	-44.89
1トン試験材（9.5Cr系鋼）	0.11	0.71	0.71	0.028	0.011	0.03	0.51	9.41	0.82	0.17	0.024		0.067	425	9.99	-43.73

注1）Cr当量＝　%Cr+6%Si+4%Mo+1.5%W+11%V+5%Nb−40%C+2%Mn−4%Ni−2%Co−30%N

注2）δ-フェライト%＝−146−220%(C+N)−20%Ni−7%Cu−7%Co−6%Mn+6%Si+5%Mo+14%Cr+18%V+54%Al+8%W+90%Nb（MHI式）

注3）δ-フェライトの（　）はAl未分析のため推定

（2）熱処理

モデル車室は砂型に鋳込んだ後，図3.70に示す熱処理条件にて予備熱処理及び調質処理を施した。なお，このモデル車室の熱処理は若松超高温タービンの内車室材，等の実機適用素材とともに熱処理を行ったものであり，その様子を図3.71に示す（手前がモデル車室，奥に見えるものが若松超高温タービンの内車室である）。

熱処理に対する考え方は大型試験材（1トン試験材）の熱処理の項に示すものと基本的に変わらない。すなわち，予備熱処理に於ける拡散焼鈍では1100℃の高温で保持することにより鋳造時に生じた偏析を低減して均質な材料とすることを目的としており，この処理によってδ-フェライトの生成が極力抑えられることになる。次の1100℃から連続して行う700℃の保持はパーライト変態処理を行うことを目的とするものであり，既に述べたようにこれによって粗大な鋳造組織を分断してそれ以降に行う調質処理において微細な組織を得ることを容易にするために行うものである。また，調質処理では適度なオーステナイト粒を得ることを目的として1030℃というあまり高温にならない温度で焼きならし処理を行い，次の冷却によって一部オーステナイト相を残す形[注13]でマルテンサイト

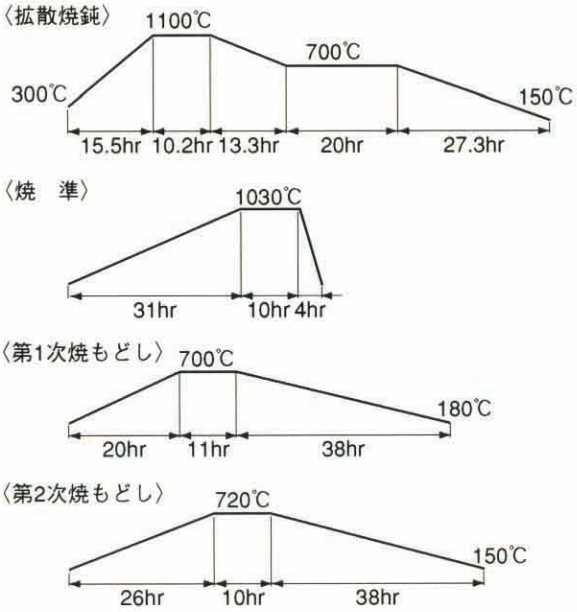


図3.70　モデル車室の熱処理条件

図3.71　モデル車室の熱処理状況
（奥にあるものが若松超高温タービン内車室である。）

注13 全体を完全に焼き入れてしまうとマルテンサイト変態に伴う大きな膨張によって焼き割れが発生してしまう。このため，冷却は完全に室温まで下げるのではなく，150℃程度までの冷却となり，次の焼鈍工程に移る。

変態組織にするように焼入れを行う。焼入れ後，第１次の焼きもどし処理を行い焼入れマルテンサイト組織を焼きもどしマルテンサイト組織に変えるとともに一部残存していたオーステナイト相を焼きもどし後の冷却（この場合は室温まで冷却する）によってマルテンサイト変態組織にする。次いで，実機では１次焼きもどし後に溶接補修等を行う。そして，第２次焼きもどし処理を行い，１次焼きもどしによって焼入れ組織となった部分の焼もどしを行うとともに溶接によって生じた焼入れ組織についての焼もどし処理を行うことも兼ねる。また，この第２次焼もどし処理によって目的とする材料強度にするので，この第２次焼もどし温度は素材のロットごとに若干異なることになる（狙いとする材料強度は０．２％耐力でおよそ５９０MPaである）。

３．４．２　試験結果及び考察

（１）サルファプリント，染色探傷試験，マクロ組織

図３．７２～図３．７４にモデル車室の断面に於けるサルファプリント，染色探傷試験，マクロ組織をそれぞれ示す。

図３．７２のサルファプリントに示されるように，１トン試験材のラムダ偏析部に濃化していたＳはこのモデル車室では全く認められていない。これは，不純物量を低く抑えたことにより全体としての平均のＳ量が低く抑えられたことに起因するものと判断される。

図３．７３は染色探傷試験の結果であるが，耐圧部（薄肉部）の中心部に指示模様が認められており，ここに鋳物欠陥があるものと判断されるが，その発生量は少なく特に問題となるものではないと判断される。また，厚肉部であるフランジ部ではほとんど欠陥は認められず今回用いた方法が良好な鋳造

図３．７２　モデル車室のサルファプリント調査結果

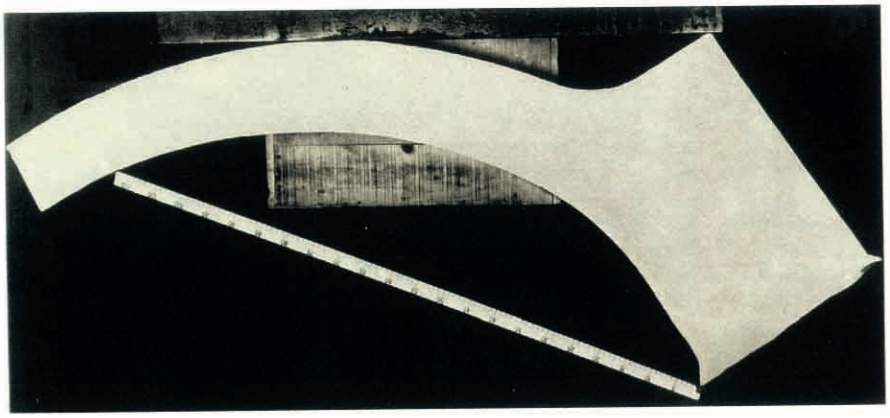


図３．７３　モデル車室の染色探傷試験結果

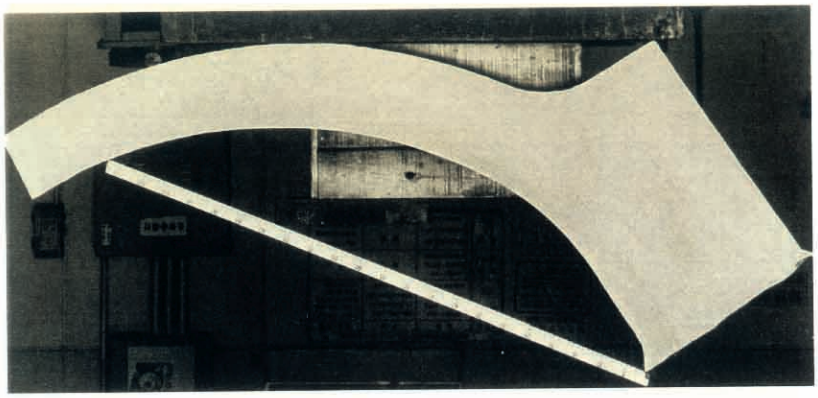


図３.７４　モデル車室のマクロ組織観察結果

方案であることが立証された。

図３.７４はマクロ組織を示すものであるが，１トン試験材のようなラムダ偏析に伴う筋状の模様は軽微であり，不純物の軽減により良好な鋳鋼品を得ることができている。

（２）光学顕微鏡組織

ａ）δ-フェライト

本鋳鋼品において最も問題となることはδ-フェライトの生成の有無である。そこで，まず最初に調質後のモデル車室から図３.７５に示すような各部位より試験片を採取して光学顕微鏡観察を行った。その結果，図３.７５の※に示す位置以外からはδ-フェライトは観察されず，※の位置でも図３.７６に示すように約３％のδ-フェライトが認められる程度で比較的軽微な晶出状況であった。

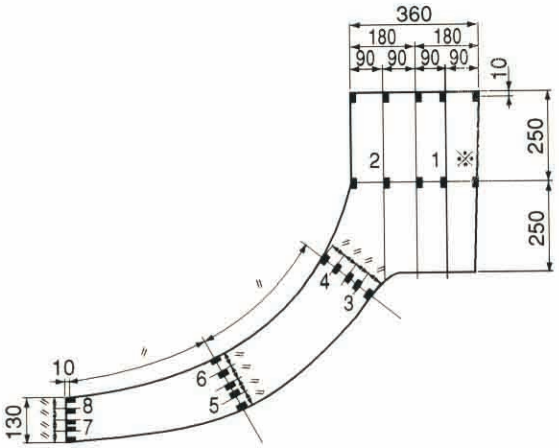


図３.７５　モデル車室材４／１００勾配部断面の顕微鏡組織観察位置

図３.７６　モデル車室材フランジ部断面のδ-フェライト生成状況

ｂ）各部位の組織

図３.７７及び図３.７８にモデル車室の各部位の光学顕微鏡組織を示す。観察はこれらの図に示す以外にも行っているが，同様な組織であるためδ-フェライト生成が最も起こりやすい肉厚１／４部以外については省略する。

これらの組織観察から明らかであるようにモデル車室ではほとんどδ-フェライトは存在しておらず（前述の※の位置以外はδ-フェライトは確認できない），基本的には焼もどしマルテンサイト組織の単相となっている。

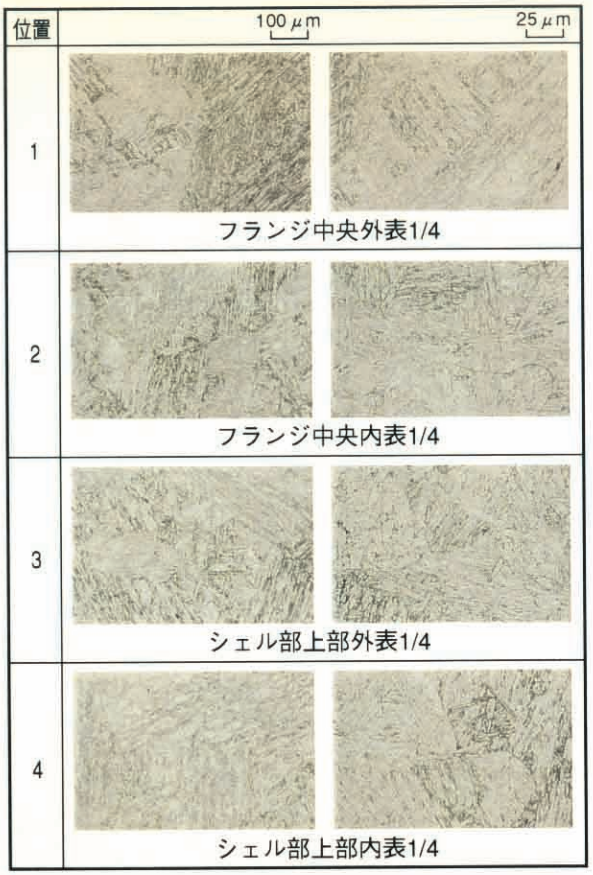


図3.77　モデル車室の各部位の光学顕微鏡組織
（位置を表す番号は図3.75に示すものに対応する）

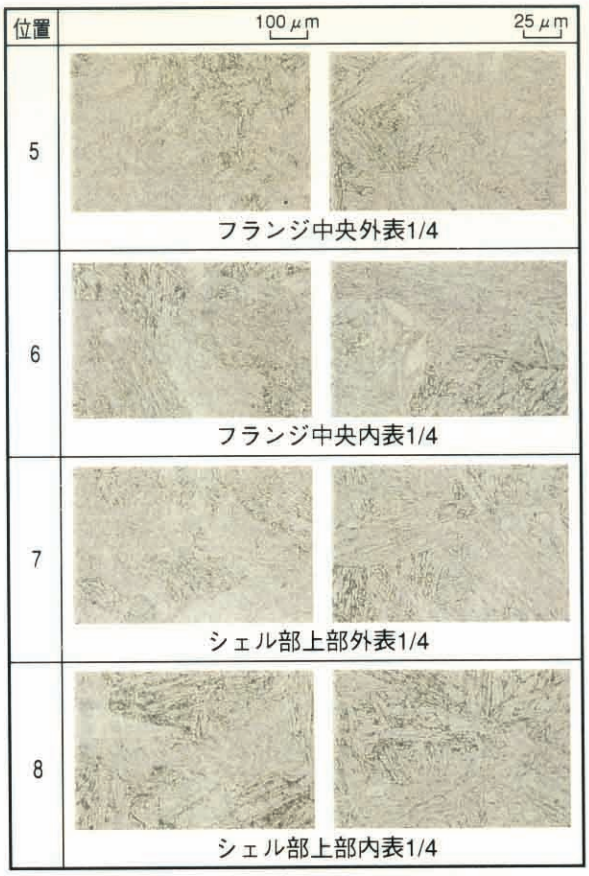


図3.78　モデル車室の各部位の光学顕微鏡組織
（位置を表す番号は図3.75に示すものに対応する）

（3）機械的性質

表3.13にモデル車室の機械的性質を小型試験材（材料番号：1）及び1トン試験材（9.5Cr系鋼）のデータとともに示す。モデル車室の機械的強度は焼もどし温度を720℃と高くしているために小型試験材や1トン試験材よりも低くなっているが，基本的な目標強度である0.2%耐力で590MPaに対しては大きく外れるほどではない。延性面で見た場合，一部破断面に鋳造欠陥が含むものがあって，その場合の延性が極端に低い値を示している以外は絞りも60%程度あり問題ないものと考えられる。靭性面では衝撃値が小型試験材と同等以上の値を示しており，加えて衝撃遷移温度である50%FATTが1トン試験材に比べて大幅に向上しており，不純物の低減や取鍋精錬による脱ガス処理が有効に働いているものと考えられる。また，機械的性質において場所による特性の違いも認められず，均質な素材が得られていることも示されている。

（4）高温引張特性

表3.14及び図3.79，図3.80にモデル車室の高温引張試験結果を示す。強度，延性とも車室材として十分な値を確保している。なお，後述の引張許容応力についてはこの引張試験のデータも含めて決定する。

表3.13　モデル車室の機械的性質

位置		常温引張試験				2mmV ノッチシャルピー衝撃試験	
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (℃)
仕様		Min. 549	Min. 667	Min. 18	Min. 40	-	-
小型試験材（材料番号1）		609 609	744 746	24.4 27.6	65.2 65.2	91	-
1トン試験材（9.5Cr系鋼）	厚肉部 表層	619 617	755 757	23.2 23.6	49.9 55.4	31	47
	厚肉部 1／4	615 616	758 757	24.4 17.2	61.8 36.2	31	42
	薄肉部 表層	613 619	766 772	23.2 23.4	58.3 58.0	33	35
	薄肉部 1／4	615 613	763 758	22.8 22.4	57.0 53.6	33	35
モデル車室フランジ	中心	563 567	726 723	22.4 25.2	58.4 61.7	149 117	4
	1／4部	563 575	720 736	24.8 23.6	60.5 65.2	107 116	3
	表層	565 567	718 723	22.8 25.6	54.9 65.2	164 114	8
モデル車室シェル上部	中心	580 588	664 739	4.0* 22.4	13.8* 61.7	113 95	7
	1／4部	583 588	744 744	24.4 24.4	58.4 58.4	93 97	6
	表層	565 573	726 740	25.6 23.6	58.4 61.7	121 99	3
モデル車室シェル下部	中心	591 586	749 744	25.2 23.6	60.5 56.8	78 113	8
	1／4部	596 586	754 749	26.4 23.6	60.5 65.2	85 85	6
	表層	580 580	744 744	24.8 24.0	64.0 64.0	85 105	1

*：破面に欠陥あり

表3.14　モデル車室の高温引張試験結果

位置	試験温度 (℃)	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)
厚肉部 1／4部	RT	615 616	758 757	24.4 17.2	61.8 36.2
	100	- 550	674 666	18.5 18.0	52.4 61.6
	200	518 521	630 624	16.5 16.5	55.1 60.3
	300	510 506	602 601	14.0 16.5	52.4 62.2
	400	474 474	568 568	15.0 15.0	52.4 53.8
	500	433 411	492 429	17.5 15.5	57.8 66.4
	600	276 277	359 368	22.6 24.6	84.8 85.6
	650	196 185	283 288	33.0 37.5	96.6 96.6
厚肉部 表層部	RT	619 617	755 757	23.2 23.6	49.9 55.4
	100	541 543	671 675	18.0 19.0	59.1 59.7
	200	511 515	628 630	17.5 17.0	59.1 57.1
	300	524 500	597 599	14.5 16.0	59.1 57.1
	400	489 484	564 580	15.0 15.5	56.4 55.1
	500	418 443	474 496	17.5 17.0	60.3 62.2
	600	277 270	365 364	29.0 23.0	84.8 87.8
	650	190 183	292 284	28.0 28.5	91.6 96.7

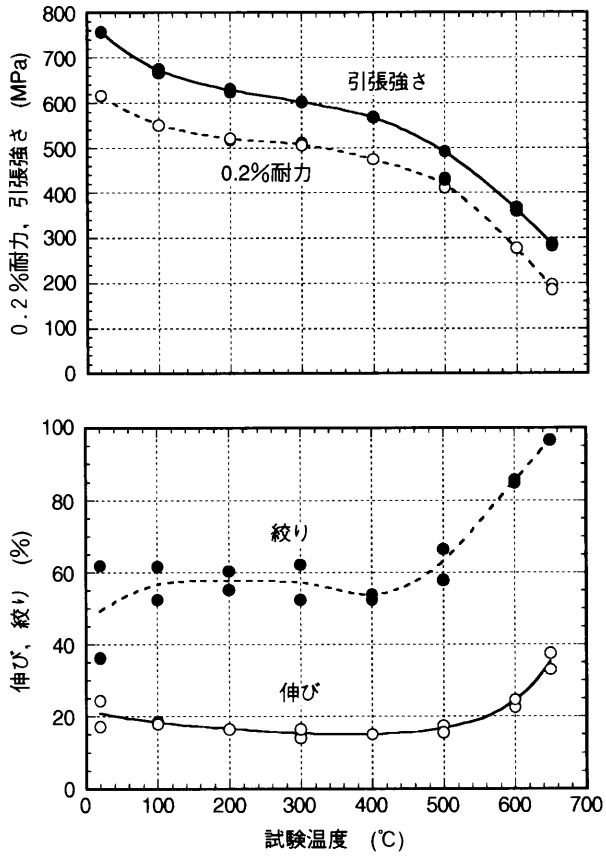


図3.７９　モデル車室の高温引張試験結果
（厚肉部・１／４部）

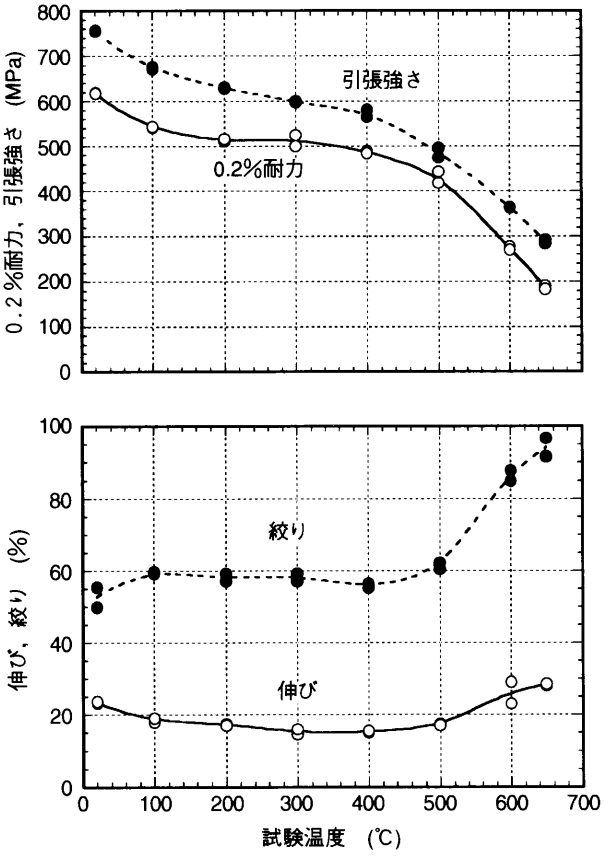


図3.８０　モデル車室の高温引張試験結果
（厚肉部・表層部）

（５）クリープ破断特性

クリープ破断試験は温度が高くなり耐熱性が要求されるシェル部を中心に実施した。ここでは試験材採取位置による差が少ないことからシェル部・薄肉部の表層及び表層側１／４部（図3.６９に示す試験材の模写図で試験材Ｃの薄い部分）より蒸気タービンの軸方向に試験片を採取して試験に供した。

図3.８１，図3.８２にシェル部・薄肉部・表層部のクリープ破断試験結果を，また図3.８３，図3.８４にシェル部，薄肉部，１／４肉厚部のクリープ破断試験結果をそれぞれ示す。図3.８１，図3.８３は横軸に破断時間として上段の図は縦軸に破断応力を採り，下段の図は破断伸び並びに破断絞りを採ったものである。塗りつぶした記号及び破線は切欠試験片の結果を示し，白抜きの記号及び実線は平滑試験片の試験結果を示す。一方，図3.８２，図3.８４は横軸にラルソン-ミラー指数を採って整理して示すものである。

これらの図から次のことが言える。

１）４万時間以上の長時間側でクリープ破断延性が若干低下傾向を示すものの，クリープ破断延性は極端な低下を見せず安定して良好な値を示す。

２）切欠強度は平滑強度に比べて安定して高く，切欠強化特性を４万時間以上の長時間側まで安定して示す。

３）平滑強度は１トン試験材のものよりも高く，目標とする５９３℃-１０万時間強度において７８MPa（８kgf/mm^2）以上を示す。［１トン試験材では図3.６７に示すように８０MPa程度であるのに対して，モデル車室材は９０MPa以上を満足する。］

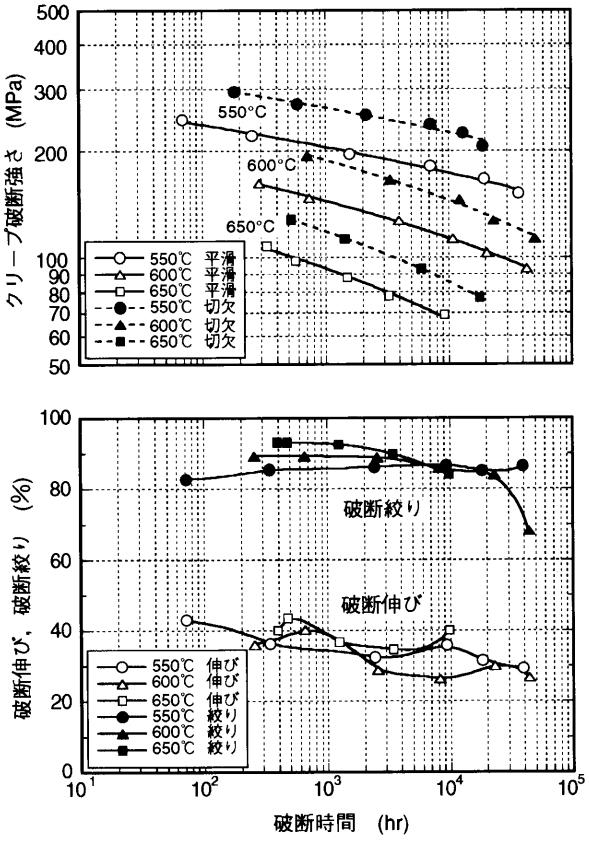


図3.8.1 モデル車室（シェル部・薄肉部・表層）のクリープ破断試験結果［1］

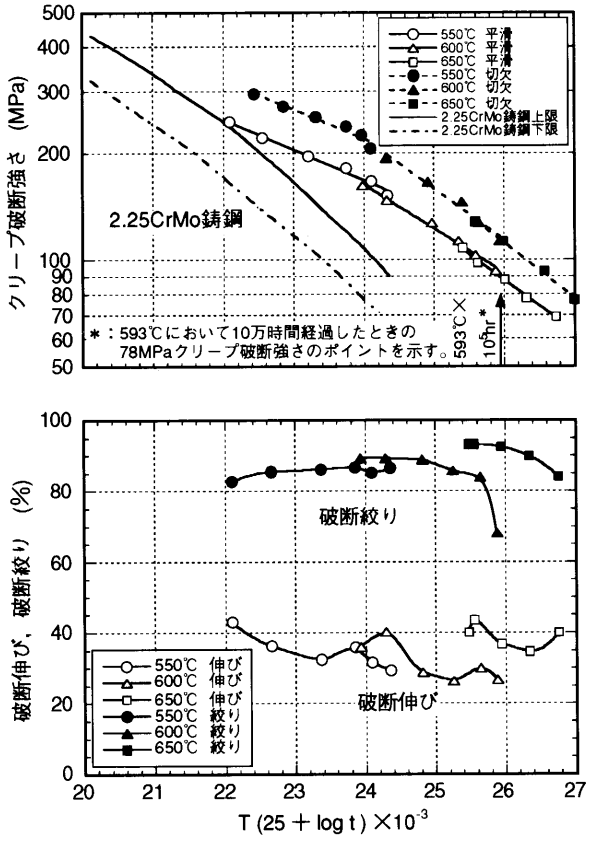


図3.8.2 モデル車室（シェル部・薄肉部・表層）のクリープ破断試験結果［2］

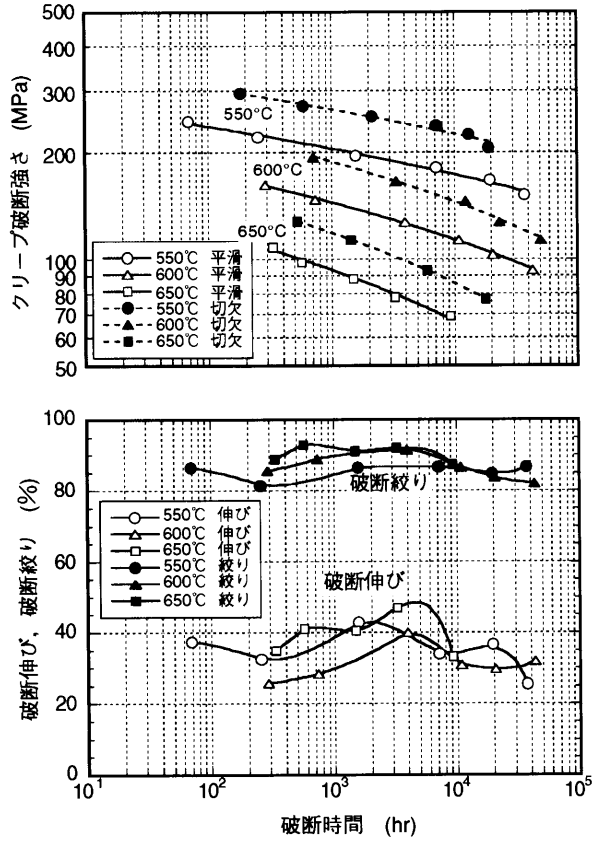


図3.8.3 モデル車室（シェル部・薄肉部・1/4厚肉部）のクリープ破断試験結果［1］

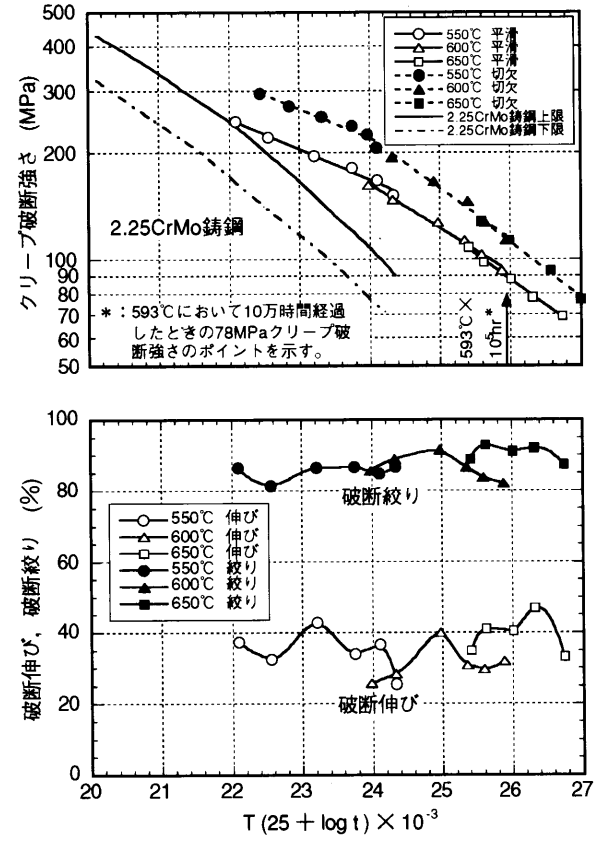


図3.8.4 モデル車室（シェル部・薄肉部・1/4厚肉部）のクリープ破断試験結果［2］

4）モデル車室材ではクリープ破断延性も１トン試験材に比べて全体的に高い。

5）クリープ破断特性の試験片採取位置の違いによる差はほとんどない。

上記のように，モデル車室材は１トン試験材に比べてクリープ破断における延性並びに強度がともに高い結果となっている。これは低圧ロータ材[4]，等の他の材料開発でも指摘されているように，不純物を低減することによって改善されたものであると判断される。

また，１トン試験材におけるクリープ破断強さでの評価でも行ったことであるが，１０万時間クリープ破断強さを７８MPaで評価したときの耐熱温度を算出すると次のようになって，さらに高い温度での適用が可能であることが明らかである。

$$26.39\times1000/(25+\log 10^{5})=880\mathrm{K}=607℃$$

（6）引張許容応力

火力原子力発電プラントに適用される圧力容器材料は基本的には火力原子力発電技術基準に基づいて設計されることになる。特に圧力容器の肉厚を決定する上ではこの基準により引張許容応力を定めることになる。以下にはモデル車室材の試験結果に基づいて引張許容応力を求めた結果を低合金鋳鋼（２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼：　ＪＩＳ　Ｇ５１５１　ＳＣＰＨ３２）[5]と比較して評価を行う。

引張許容応力に対する火力原子力発電技術基準の規定は次のようになる。

1）室温での最小引張強さの０.２５倍の値

2）各温度での引張強さの０.２５倍の値

3）室温での最小降伏点の０.６２５倍の値

4）各温度での降伏点の０.６２５倍の値（フェライト系材料）
　各温度での降伏点の０.９倍の値（オーステナイト系材料及び高ニッケル合金）

5）１,０００時間に０.０１％のクリープを生ずる応力の平均値

6）１００,０００時間で破断を生じる応力またはこれに相当する応力の最小値の０.８倍または平均値の０.６倍の値

今回許容応力を決める場合に上記の規定に加えて下記２項目も追加する。この追加規定はＡＳＭＥの規定[6]に従うものである。

7）材料仕様で決められた降伏点の０.６２５倍の値

8）材料仕様で決められた引張強さの０.２５倍の値

上記規定に基づいて引張許容応力を計算した結果を表３.１５にまとめて示す。表は左側から順に０.２％耐力の仕様（降伏点に相当する）×１［仕様条件そのもの］，０.２％耐力の仕様×０.６２５，引張強さの仕様 ×１，引張強さの仕様 ×０.２５，０.２％耐力（実績）×１［表３.１４の厚肉部１／４部の試験結果及び（　）内は図３.７９より読み取った値］，０.２％耐力（実績）×０.６２５，引張強さ（実績）［表３.１４の厚肉部１／４部の試験結果及び（　）内は図３.７９より読み取った値］×１，引張強さ（実績）×０.２５，１０万時間クリープ破断強さ［図３.８４のクリープ破断試験結果より各温度の１０万時間クリープ破断強さを導出］×１，１０万時間クリープ破断強さ×０.６，10^{-5}％／ｈｒクリープ強度及び引張許容応力である。この表を見ると，室温から１００℃までは引張強さの仕様条件，２００～５００℃までは引張強さの実績値５２５℃以上ではクリープ破断強さがそれぞれの温度の引張許容応力を決定している。なお，図３.８５に１トン試験材で実施したクリープ

表3.15　高Ｃｒ鋳鋼材のモデル車室材の材料特性に基づく引張許容応力の計算

温度 (℃)	0.2%耐力 (仕様) (MPa)		引張強さ (仕様) (MPa)		0.2%耐力 (実績) (MPa)		引張強さ (実績) (MPa)		１０万時間クリープ破断強さ (MPa)		10^{-5}%/hr クリープ強度 (MPa)	引張許容応力 (MPa)
	×1	×0.625	×1	×0.25	×1	×0.625	×1	×0.25	×1	×0.6		
RT (20℃)	549	343	666	166	615 616	384 385	758 757	190 189	-	-	-	166
100	549	343	666	166	- 550	- 344	674 666	169 167	-	-	-	166
200	-	-	-	-	518 521	324 326	630 624	158 156	-	-	-	157
300	-	-	-	-	510 506	319 316	602 601	151 150	-	-	-	150
400	-	-	-	-	474 474	296 296	568 568	142 142	-	-	-	142
475	-	-	-	-	(434)	(271)	(512)	(128)	228	136	234	128
500	-	-	-	-	433 411	271 257	492 429	123 107	197	118	190	115
525	-	-	-	-	(385)	(241)	(461)	(115)	166	100	146	100
550	-	-	-	-	(355)	(222)	(425)	(106)	134	80	115	80
575	-	-	-	-	(314)	(196)	(398)	(100)	107	64	90	64
600	-	-	-	-	276 277	173 173	359 368	90 92	82	49	60	49
610	-	-	-	-	(260)	(163)	(348)	(87)	74	44	-	44

1）高温引張試験結果は厚肉部・1／4部のもの，2）高温引張強さの（ ）で示す数値は図3.79のグラフから読み取った値，3）１０万時間クリープ破断強さは，シェル部・薄肉部のクリープ破断強さを採用した。4）本許容応力は発電用火力設備の技術基準に基づいて決めたものであるが，室温近傍における許容応力は材料仕様に基づくものであり，この部分のみＡＳＭＥ・ＳＥCⅢＤｉｖ.1に従って決定したものである。

試験の結果を示す。表3.15に示すクリープ速度はこの図より読み取った値である。

図3.86に表3.15で得られた引張許容応力値を低合金鋳鋼（2.25%ＣｒＭｏ鋳鋼：　ＪＩＳ Ｇ５１５１　ＳＣＰＨ３２）[5]と比較して示す。この図に示されるように，高Ｃｒ鋳鋼材の許容応力は低合金鋳鋼に比べて大幅に向上していることがわかる。なお，本図からも示されるように低合金鋳鋼材（ＳＣＰＨ３２）の許容応力も室温から４００℃まで一定の値を示していることから考えて，この低合金鋼の許容応力についても室温における材料仕様（降伏点及び引張強さの仕様）による規定が考慮されているものと推察される。

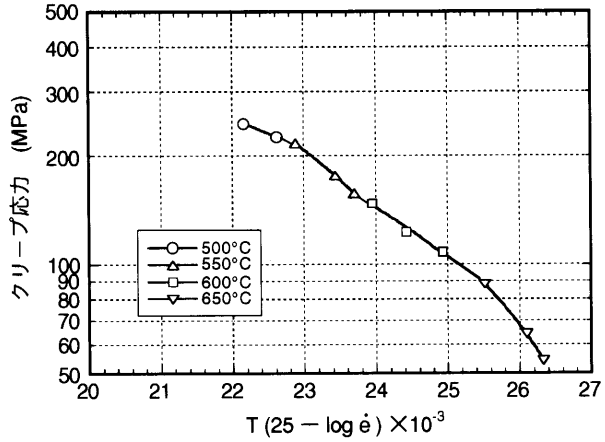


図3.85　１トン試験材のクリープ試験結果

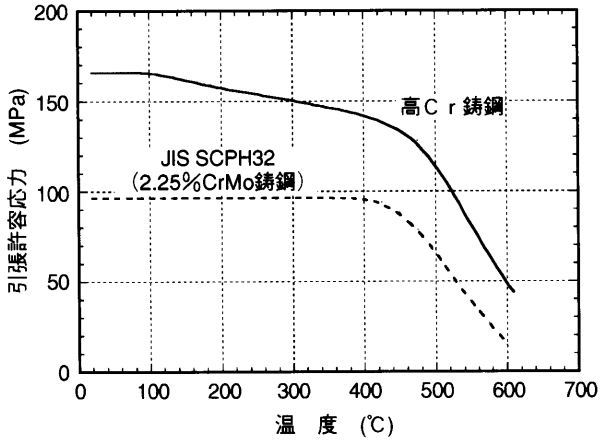


図3.86　高Ｃｒ鋳鋼車室材の引張許容応力のＪＩＳ材との比較[5]
（ＪＩＳ　ＳＣＰＨ３２：2.25ＣｒＭｏ鋳鋼）

なお，許容応力を決める場合には鋳鋼の場合に鋳物係数（０.８）を各温度に乗じることが行われるが，今回導出した許容応力にはこの係数を乗じていない。この規定は，鋳物とは欠陥の多いものであるという前提条件に立って決められたものであり，通産省の火力原子力発電技術基準でもＡＳＭＥの規定でも品質が悪くないときは鋳物係数を乗じなくても良いことになっている。若松超高温タービンを始めとして火力発電用の車室材に於いては品質保証としての非破壊検査を実施し，品質に問題があるときには溶接補修を行い，欠陥を除去するようにしているので，基本的には鋳物係数を乗じなくても良いことになる。従って，今回導出した許容応力には鋳物係数を乗じていない（若松の運転に際しては，ここに示す許容応力値と同等の値を官庁への提出書類に記載している）。なお，仮に鋳物係数を乗じたとしても，低合金鋳鋼材（ＳＣＰＨ３２）との比較において評価が大きく変わることはない。

（７）溶接試験

鋳鋼品では鋳造時に発生した欠陥を機械的に圧着する，いわゆる熱間鍛造処理は行えないので，欠陥に対しては補修溶接を行うことが必要である。また，蒸気タービンの車室材として適用する場合などは蒸気配管との接続もあり，構造溶接を行うことが必須の要件であり，車室用鋳鋼材においては良好な溶接性の確保が求められている。そこで，モデル車室材を母材とする溶接試験を実施し，特性評価を行うとともに，溶接棒の問題点を明らかにしてその解決方法についても示すこととする。

ａ）溶接試験要領

溶接用試験材は図３.８７に示す要領にてモデル車室より採取し，図３.８８に示す形状に試験材を加工した。また，溶接棒はモデル車室の同一の成分系の材料（共金系溶接棒）として表３.１６に示す成分の被覆溶接棒を準備した。溶接施工条件は表３.１７に示す通りである。

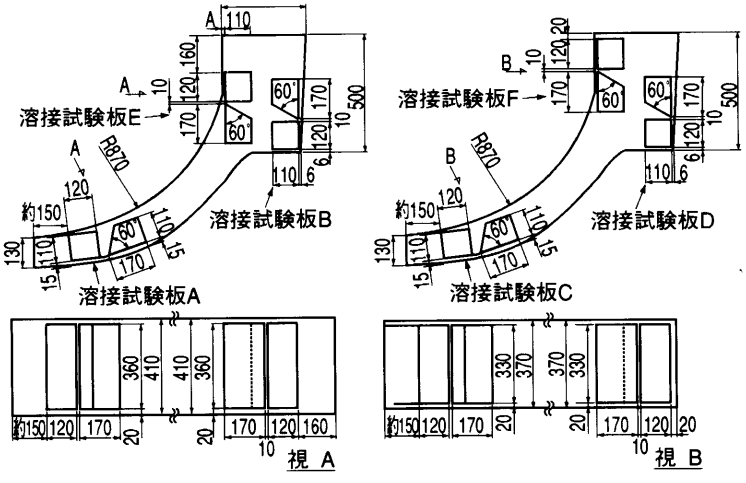


図３.８７　モデル車室からの溶接試験材の採取要領

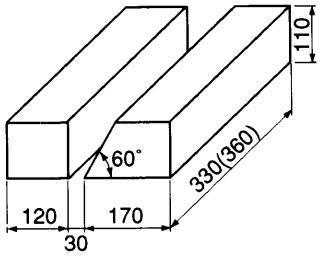


図３.８８　溶接試験板の形状

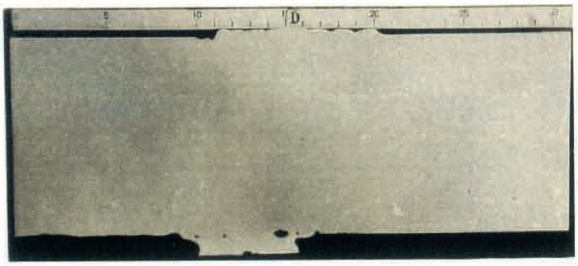
表３.１６　共金系溶接棒の化学成分

(mass%)

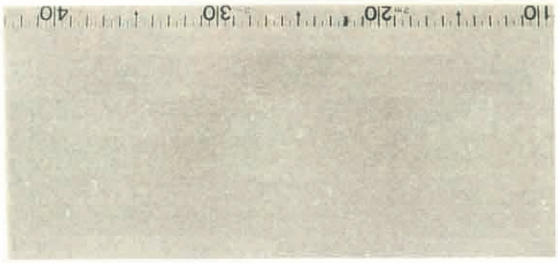
材料		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
溶接棒 WCR2	仕様	0.08-0.12	Max. 0.70	Max. 0.80	Max. 0.015	Max. 0.010	0.40-0.70	8.50-9.50	0.50-0.70	0.10-0.17	0.03-0.07	0.02-0.05
	実績	0.09	0.20	0.65	0.010	0.002	0.54	8.70	0.60	0.11	0.04	0.023
参考：モデル車室（母材）	仕様	0.09-0.13	Max. 0.70	Max. 0.80	Max. 0.030	Max. 0.010	0.40-0.70	9.10-10.0	0.65-1.00	0.13-0.20	0.03-0.07	0.03-0.07
	取鍋	0.12	0.49	0.68	0.010	0.003	0.51	9.70	0.78	0.145	0.050	0.039

b）組織調査

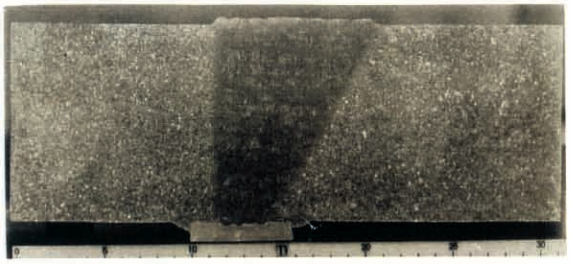
図３．８９に溶接試験材の染色探傷試験，サルファプリント並びにマクロ組織を示す。母材部，等に鋳造欠陥が若干認められるが，溶接割れは生じておらず表３．１７に示す溶接条件で施工することにより問題のない溶接継手が得られることがわかる。



染色探傷試験



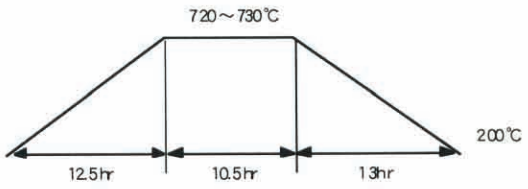
サルファプリント



マクロ組織

図３．８９　溶接部の性状並びにマクロ組織調査結果

表３．１７　溶接棒試験材の溶接要領

項　　目	溶　接　要　領
予　　熱	200℃以上
溶接棒の乾燥	250～300℃×1hr
層間温度	280℃以下
溶接速度	180～220mm/分
溶接姿勢	下向き
電　　流	120～160Amp
電　　圧	21～24Volt
積層法	ストレート・シングル・ビード
後　　熱	溶接完了後，150℃まで冷却し，その後ガスバーナで 550～650℃×10分後熱し，常温まで冷却した
応力除去焼鈍処理 （PWHT）	

c）硬さ分布

図３.９０に溶接継手部の硬さ分布を示す。溶接金属部は母材に比べて硬さが高い。これは溶金部は母材に比べて急速に凝固することになるため組織が微細であり，また急速に冷却することで焼入れ硬化が大きいことによるものと判断される。一方，母材の熱影響に隣接した部位では硬さの低下が認められる。これは溶接の影響によって焼きもどされたことによる。いずれにしても，溶接後の焼鈍処理だけである場合にはこのような硬さ分布になることは避けられない現象であるといえる。

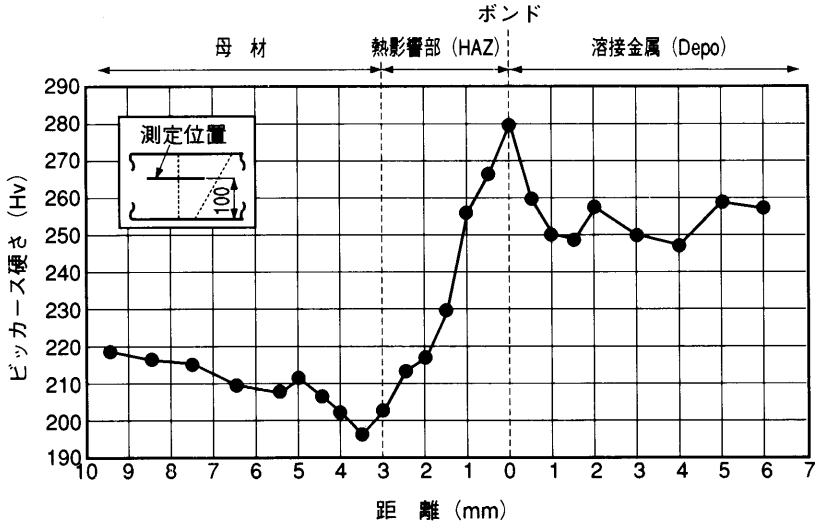


図３.９０　溶接試験材断面の硬さ分布（ビッカース硬さ）

d）機械的性質

表３.１８に溶接継手部の機械的性質を母材（フランジ・１／４部）と比較して示す。この結果から次のことが言える。

１）機械的強度はほぼ同等の値を示す[注14]。

２）引張における延性は母材と同等の値を示している。

３）衝撃値は母材よりも若干劣る。ただし，２６Ｊ以上あり実質的には何ら問題ない。また，５０％ＦＡＴＴも２５℃以下と良好である。

以上の結果から判断して，機械的性質の上では特に問題となることはないものと判断される。

表３.１８　溶接部の機械的特性

位置	常温引張試験				2 mmVノッチシャルピー衝撃試験	
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	50%FATT (℃)
溶金部	563 561	690 690	23.2 20.0	61.7 61.7	26-36	25
継手 （熱影響部）	541 544	675 677	22.8 20.4	67.3 64.0	ボンド：51-54 熱影響部：169-176	16 -10
母材 フランジ・1/4部	563 575	720 736	24.8 23.6	60.5 65.2	107 116	3

注14 機械的強度が図３.９０の硬さの結果と異なって母材の方が高いことになっているが，図３.９０の硬さ分布ではこの表３.１８に示される母材に対してさらに焼鈍処理を加えているためであり，その結果として母材部の方が溶金部よりも硬さが低くなっていることによる。

e）クリープ破断試験

図３．９１～図３．９４に溶接部のクリープ破断試験結果を示す。図３．９１，図３．９２が溶接金属部の試験結果であり，図３．９３，図３．９４が熱影響部の試験結果を示すものである。また，それぞれの部位について時間-応力図（図３．９１，図３．９３）及びラルソン-ミラー指数－応力図（図３．９２，図３．９４）の２種類の図にまとめている。また，各図において塗りつぶした記号及び破線は切欠試験片の結果を示し，また白抜きの記号及び実線は平滑試験片の結果をそれぞれ示す。

これらの図から次のことが言える。

溶金部では切欠強度が平滑強度よりも低くなる現象，いわゆるクリープ破断における切欠弱化が発生している。この現象は一般にクリープ延性の低下を伴うが，本溶接金属においても図３．９１，図３．９２に示されるようにクリープ破断延性が長時間側で大きく低下しており，このままでは実機に適用することは不可能と判断される。

一方，熱影響部のクリープ破断特性を図３．９３，図３．９４に示すが，最長４万時間近いデータがあるが切欠強度は平滑強度よりも高い強度を維持しており，切欠弱化に対する心配はないと判断される。なお，クリープ破断伸びが若干低い結果となっているが，破断絞りはある程度高い値を確保しており，クリープ変形が熱影響部の中でも細粒域の軟化した部分に集中することによって生じたものと考えられ，特に問題ないものと判断される。

以上のことから，熱影響部を含む母材についてはクリープ破断特性上問題ないと判断されるが，溶

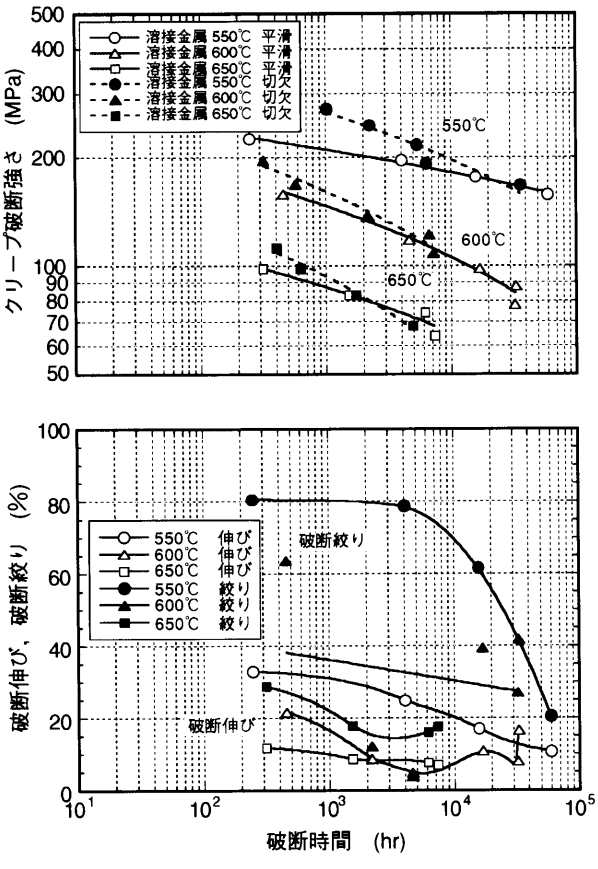


図３．９１　モデル車室・溶接部（溶金部）のクリープ破断試験結果［１］

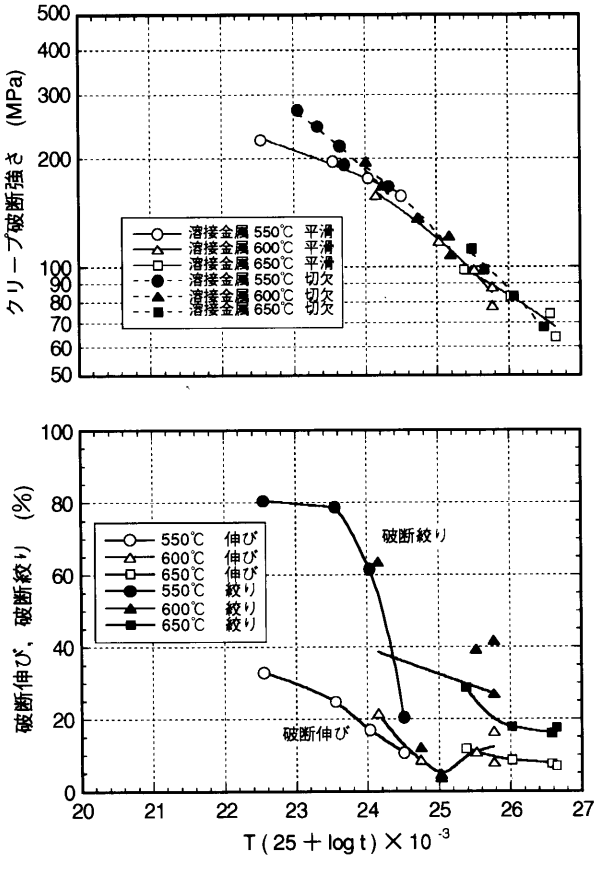


図３．９２　モデル車室・溶接部（溶金部）のクリープ破断試験結果［２］

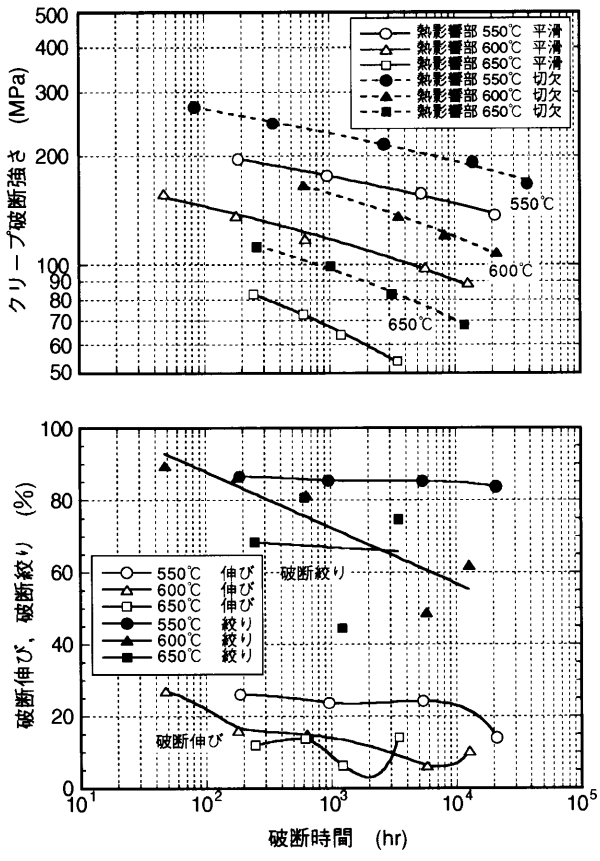


図3.93　モデル車室・溶接部（熱影響部）のクリープ破断試験結果［3］

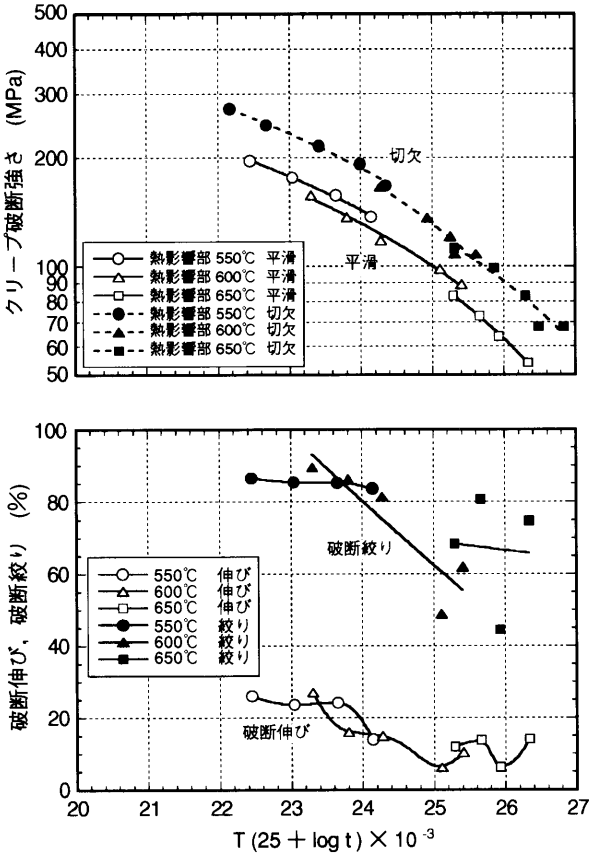


図3.94　モデル車室・溶接部（熱影響部）のクリープ破断試験結果［4］

接棒の特性に起因した溶接金属には高温構造材料としての大きな問題があるものと判断され，溶接棒の改良が不可欠な課題であることが明らかとなった。

（8）溶接棒の改良に関する試験

上記に示す溶接部のクリープ破断試験結果から，母材の高Ｃｒ鋳鋼材には問題がなく，溶接棒自体に問題があることが判明したので，溶接棒の改良についての検討を行った。

a）供試材及び試験方法

試験に供した溶接棒とその特徴を表3.19に示す。なお，ＷＣＲ２Ａは前項で説明を行ったクリープ脆化現象が発生した溶接棒であり，この溶接棒は大気溶解材を原材料としている。また，ＷＣＲ２ＶはＷＣＲ２Ａの成分で真空溶解材を原材料とする溶接棒である。一方，表中に示すＳｕｐｅｒ９Ｃｒはボイラ用９Ｃｒ系鍛鋼材料であり，この鍛鋼材については各溶接棒メーカから溶接棒が市販されており，この市販の溶接棒についても特性評価を行った。

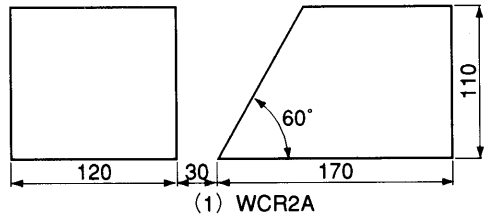
さらに，クリープ脆化の原因を追求する意味からも市販材だけでなく成分を少しずつ変えた溶接棒についても試作して材質調査試験に供した。

このようにして入手した溶接棒を用いて図3.95に示すような開先で溶接継手を製作し，図3.96に示す要領でクリープ破断試験片を採取して試験に供した。なお，溶接施工条件は表3.20，表3.21に示す通りである。また，表3.22に溶接金属部の化学分析結果を示す。

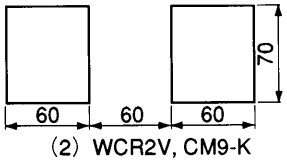
表3.19　試験に供した溶接棒一覧

種類	符号	メーカ*	位置づけ	特徴，他
被覆アーク溶接棒	WCR2A	日本ウェル	共金系	高Ｃｒ鋳鋼の類似成分
	WCR2V	日本ウェル	〃	〃
	CM9-K	神鋼	Ｓｕｐｅｒ　９Ｃｒ用市販材	ボイラ用９Ｃｒ鍛鋼材の溶接棒
	CM9-S	住金	〃	〃
	CM9-W	日本ウェル	〃	〃
	CM9-C	ＡＢＢＣＥ	〃	〃
	CM9-K1	神鋼	試作材	試作材の基本成分
	CM9-K2	神鋼	〃	低Ｍｎ，Ｎｉ
	CM9-K3	神鋼	〃	低Ｎ
	CM9-K4	神鋼	〃	低Ｎｂ
	CM9-K5	神鋼	〃	低Ｃｒ，Ｎｂ
	CM9-K6	神鋼	〃	低Ｃ，高Ｎ
	CM9-K7	神鋼	〃	高Ｃ，Ｎ
	CM9-K8	神鋼	〃	高Ｐ，Ｓ
	CM9-W1	日本ウェル	〃	低Ｎｂ
	CM9-W2	日本ウェル	〃	低Ｎｂ，Ｂ添加
	CM9-W3	日本ウェル	〃	高Ｓｂ
	CM9-W4	日本ウェル	〃	高Ｓｂ，Ｎ，Ｂ添加
	CM9-W5	日本ウェル	〃	高Ｓｂ，Ｂ添加
ＴＩＧ溶接棒	CM9-WT1	日本ウェル	〃	φ1.2mm
	CM9-WT2	日本ウェル	〃	φ2.4mm

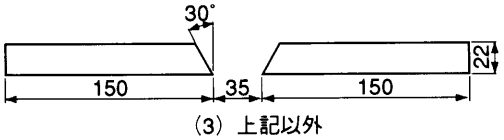
*：日本ウェル；日本ウェルディングロッド，神鋼；神戸製鋼所，住金；住友金属工業，
ＡＢＢＣＥ；ASea Brown Bover 社傘下のCombstion Engineering



(1) WCR2A

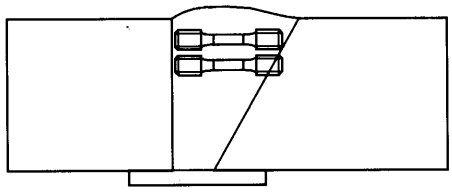


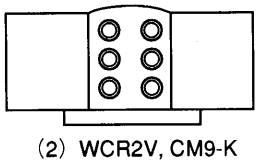
(2) WCR2V, CM9-K



(3) 上記以外

図3.95　溶接継手の開先形状


(1) WCR2A


(2) WCR2V, CM9-K

(3) 上記以外

図3.96　クリープ破断試験片の採取位置

表3.20　被覆アーク溶接施工条件

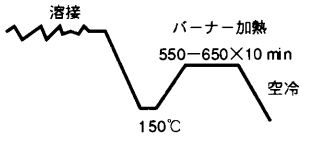
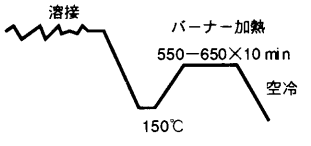
溶接棒	WCR2A	左記以外の溶接棒
溶接棒の乾燥条件	250-300℃×10 時間	300-350℃×1 時間
予熱温度	Min. 200℃	200-230℃
層間温度	Max. 280℃	Max. 280℃
溶接速度	180-200 mm/min	180-200 mm/min
溶接電流	120-160 A	180-210 A
溶接電圧	21-24 V	21-23 V
積層法	ストレート・シングル・ビード	ストレート・シングル・ビード
直後熱		
溶接後熱処理	720℃×10 時間炉冷	720℃×10 時間炉冷

表3.21　ＴＩＧ溶接施工条件

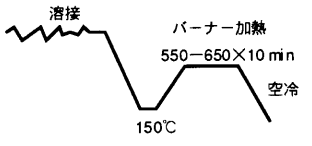
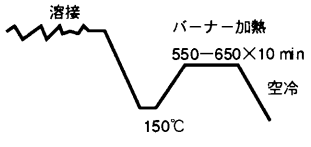
溶接棒	CM9-WT1（φ1.2mm）	CM9-WT2（φ2.4mm）
予熱温度	200-230℃	200-230℃
層間温度	Max. 280℃	Max. 280℃
溶接速度	180-200 mm/min	180-200 mm/min
溶接電流	170-180 A	180-190 A
溶接電圧	21-23 V	21-23 V
積層法	ストレート・シングル・ビード	ストレート・シングル・ビード
直後熱		
溶接後熱処理	720℃×10 時間炉冷	720℃×10 時間炉冷

表3.22　溶接金属部の化学成分分析結果

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Nb	Sn	As	Sb	N (ppm)	O (ppm)	B (ppm)	H (ppm)	C当量	Cr当量	δ-フェライト係数
WCR2A	0.13	0.24	0.55	0.010	0.005	0.000	0.55	8.88	0.67	0.149	0.008	0.042	0.025	0.004	0.0015	187	568	-	0.2	2.20	5.79	-52.2
WCR2V	0.17	0.29	0.55	0.006	0.003	0.000	0.57	9.07	0.71	0.146	0.009	0.054	0.022	0.003	0.0020	279	628	-	0.3	2.28	4.51	-59.4
CM9-K	0.07	0.42	1.49	0.006	0.006	0.010	0.92	9.19	1.05	0.190	0.007	0.037	0.007	0.007	0.0003	288	357	-	0.2	2.47	7.86	-47.7
CM9-S	0.08	0.33	0.87	0.010	0.001	0.002	0.55	8.37	0.92	0.206	0.018	0.056	0.007	0.003	0.0003	322	470	-	0.5	2.16	8.47	-49.1
CM9-W	0.08	0.21	0.84	0.009	0.002	0.002	0.31	9.33	0.86	0.122	0.009	0.010	0.008	0.003	0.0004	192	580	-	0.6	2.30	8.73	-34.4
CM9-C	0.09	0.19	0.31	0.012	0.002	0.007	0.16	8.21	0.92	0.171	0.007	0.029	0.008	0.007	0.0007	400	516	-	0.6	2.01	9.00	-47.9
CM9-K1	0.09	0.40	1.34	0.006	0.004	0.030	0.87	8.95	1.00	0.190	0.008	0.033	0.009	0.003	0.0011	311	360	-	0.5	2.40	6.91	-54.8
CM9-K2	0.06	0.41	0.90	0.007	0.003	0.030	0.47	8.95	1.00	0.187	0.006	0.034	0.009	0.003	0.0012	315	389	-	0.5	2.27	10.61	-37.7
CM9-K3	0.07	0.40	1.36	0.010	0.002	0.002	0.84	8.63	1.01	0.198	0.007	0.036	0.008	0.003	0.0005	247	375	-	0.5	2.32	7.81	-52.4
CM9-K4	0.07	0.36	1.39	0.010	0.003	0.002	0.84	9.12	1.01	0.193	0.008	0.023	0.008	0.003	0.0005	248	415	-	0.8	2.42	7.87	-46.9
CM9-K5	0.07	0.37	1.37	0.010	0.002	0.002	0.87	8.67	1.03	0.194	0.007	0.022	0.008	0.003	0.0005	262	366	-	0.6	2.34	7.45	-54.0
CM9-K6	0.06	0.36	0.96	0.008	0.003	0.020	0.47	8.16	1.07	0.190	0.003	0.018	0.007	0.003	0.0005	478	364	-	0.9	2.14	9.15	-53.9
CM9-K7	0.11	0.35	0.98	0.008	0.003	0.020	0.49	8.31	1.05	0.190	0.003	0.019	0.007	0.003	0.0004	459	338	-	1.4	2.22	7.10	-62.9
CM9-K8	0.08	0.38	1.40	0.027	0.017	0.002	0.87	9.15	1.01	0.195	0.008	0.032	0.008	0.003	0.0005	244	468	-	0.7	2.44	7.56	-48.4
CM9-W1	0.07	0.22	0.76	0.006	0.002	0.020	0.31	8.64	0.86	0.150	0.007	0.005	0.007	0.003	0.0006	149	648	-	1.4	2.15	9.07	-40.6
CM9-W2	0.08	0.23	0.90	0.006	0.002	0.020	0.29	9.06	0.87	0.190	0.006	0.007	0.007	0.003	0.0004	317	641	15	0.9	2.27	8.93	-40.1
CM9-W3	0.10	0.23	0.54	0.009	0.001	0.080	0.15	8.39	0.91	0.150	0.005	0.029	0.009	0.004	0.0008	393	612	-	0.8	2.10	8.35	-49.6
CM9-W4	0.07	0.25	0.99	0.006	0.002	0.020	0.29	9.22	0.89	0.200	0.006	0.041	0.007	0.003	0.0006	447	560	36	0.8	2.32	9.40	-35.7
CM9-W5	0.07	0.24	0.85	0.006	0.002	0.020	0.29	8.80	0.90	0.190	0.006	0.040	0.007	0.003	0.0005	223	579	35	0.7	2.21	9.80	-36.1
CM9-WT1	0.07	0.22	1.13	0.005	0.003	0.020	0.29	8.83	0.86	0.160	0.010	0.005	0.007	0.003	0.0005	82	44	-		2.25	8.91	-37.9
CM9-WT2	0.06	0.24	1.13	0.006	0.003	0.020	0.29	9.01	0.86	0.170	0.011	0.005	0.007	0.003	0.0004	88	15	-	0.7	2.28	9.70	-33.1

C当量　＝C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15 %

Ｃｒ当量＝%Cr+6%Si+4%Mo+1.5%W+11%V+5%Nb−40%C−2%Mn−4%Ni−2%Co−30%N

δ-フェライト% (MHI式) ＝−146−220%(C+N)−20%Ni−7%Cu−7%Co−6%Mn+6%Si+5%Mo+14%Cr+18%V+54%Al+8%W+90%Nb

b）試験結果

表3.２３～表３.２７に各種溶接金属に対するクリープ破断試験結果を示す。また，これらの試験結果をもとに６００℃-１４７MPa及び６００℃-１２７MPaにおけるクリープ破断特性を実績もしくは内挿して求めた結果を表３.２８，表３.２９に示す。なお，これらの試験結果の中で表３.２１～表３.２７に示すように溶接後の熱処理としてはＳＲ処理（Stress Relief）及びＮＴ処理（Normalizing and Tempering）の２種類の熱処理を施したものについてクリープ破断試験を実施している。各熱処理条件は下記に示す通りである。

ＳＲ処理：表３.２０に示す条件；７２０℃×１０時間

ＮＴ処理：１０３０℃×５時間空冷 → ７２０℃×１０時間

表３.２３ 各種溶接棒による溶接金属のクリープ破断試験結果（１）

溶接棒	試験片符号	形 状	試験温度 (℃)	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)	L.M.指数 (C=25)
	2A-P11	平滑	600	157	455.8	21.7	63.5	24.15
	2A-P12	〃	〃	137	2174.6	8.7	12.2	24.74
	2A-P13	〃	〃	117	4599.3	4.8	3.9	25.03
	2A-P14	〃	〃	98	16983.8	10.9	39.4	25.52
WCR2A	2A-P15	〃	〃	89	32986.7	8.0	27.1	25.77
	2A-P16	〃	〃	78	32306.8	16.6	41.8	25.77
SR*	2A-N11	切欠	600	196	318.3	—	—	24.01
	2A-N12	〃	〃	167	574.5	—	—	24.24
	2A-N13	〃	〃	137	2125.8	—	—	24.73
	2A-N14	〃	〃	121	6674.1	—	—	25.17
	2A-N15	〃	〃	108	7164.8	—	—	25.19
	2ANT-P11	平滑	600	167	116.4	45.2	83.8	23.63
	2ANT-P12	〃	〃	138	828.6	19.9	64.5	24.38
	2ANT-P13	〃	〃	118	2619.1	9.0	16.6	24.81
WCR2A	2ANT-P14	〃	〃	98	8279.4	13.0	41.7	25.25
	2ANT-N11	切欠	600	195	241.6	—	—	23.91
NT*	2ANT-N12	〃	〃	167	431.9	—	—	24.13
	2ANT-N13	〃	〃	136	1820.9	—	—	24.68
	2ANT-N14	〃	〃	122	4583.5	—	—	25.03
	2ANT-N15	〃	〃	107	7254.8	—	—	25.20
	2V-P11	平滑	600	196	47.5	37.8	85.7	23.29
	2V-P12	〃	〃	187	94.9	39.0	85.4	23.56
	2V-P13	〃	〃	177	1184.5	6.6	7.3	24.51
	2V-P14	〃	〃	147	4292.5	6.7	10.9	25.00
	2V-P15	〃	〃	127	11823.2	8.7	17.3	25.38
WCR2V	2V-P16	〃	〃	118	11878.1	19.3	15.0	25.39
	2V-P17	〃	〃	108	21324.3	6.7	17.5	25.61
SR*	2V-P18	〃	〃	89	27241.0	12.7	16.2	25.70
	2V-N11	切欠	600	196	776.5	—	—	24.35
	2V-N12	〃	〃	157	2626.0	—	—	24.81
	2V-N13	〃	〃	132	9598.1	—	—	25.31
	2V-N14	〃	〃	117	10568.9	—	—	25.34
	2V-N15	〃	〃	108	8733.6	—	—	25.27
	2V-N16	〃	〃	98	16811.2	—	—	25.52

*：ＳＲは表３.２０に示す溶接後熱処理の７２０℃×１０時間を意味する。
また，ＳＴは再熱処理の意味であり，次の熱処理を施した。
１０３０℃×５時間空冷 → ７２０℃×１０時間

表3.24　各種溶接棒による溶接金属のクリープ破断試験結果（2）

溶接棒	試験片符号	形　状	試験温度 (℃)	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)	L.M.指数 (C=25)
CM9-K SR*	9K-P11	平滑	600	197	18.3	37.8	84.8	22.93
	9K-P12	〃	〃	186	59.2	36.4	83.6	23.38
	9K-P13	〃	〃	176	853.4	19.3	44.4	24.39
	9K-P14	〃	〃	147	872.2	35.8	63.6	24.40
	9K-P15	〃	〃	128	2599.5	17.8	44.0	24.81
	9K-P16	〃	〃	118	4205.5	12.0	27.0	24.99
	9K-P17	〃	〃	108	6664.6	14.0	32.7	25.17
	9K-P18	〃	〃	88	32801→			
	9K-N11	切欠	600	197	441.3	-	-	24.14
	9K-N12	〃	〃	157	1915.1	-	-	24.69
	9K-N13	〃	〃	131	5130.3	-	-	25.07
	9K-N14	〃	〃	117	7106.9	-	-	25.19
	9K-N15	〃	〃	108	12055.3	-	-	25.39
	9K-N16	〃	〃	98	11757.4	-	-	25.38
CM9-K NT*	9KNT-P11	平滑	600	167	103.9	44.9	89.3	23.59
	9KNT-P12	〃	〃	138	649.5	33.9	89.2	24.28
	9KNT-P13	〃	〃	118	1493.6	39.2	90.6	24.60
	9KNT-P14	〃	〃	98	5583.2	37.3	86.9	25.10
	9KNT-N11	切欠	600	195	263.2	-	-	23.94
	9KNT-N12	〃	〃	167	719.0	-	-	24.32
	9KNT-N13	〃	〃	136	2244.4	-	-	24.75
	9KNT-N14	〃	〃	122	3983.1	-	-	24.97
	9KNT-N15	〃	〃	107	9009.4	-	-	25.28
CM9-S SR*	9S-P11	平滑	600	176	590.0	29.0	82.1	24.25
	9S-P12	〃	〃	147	2370.0	16.5	43.8	24.78
	9S-P13	〃	〃	127	6861.3	12.0	43.1	25.18
	9S-P14	〃	〃	108	11286→			
	9S-N11	切欠	600	189	1542.4	-	-	24.61
	9S-N12	〃	〃	161	3771.0	-	-	24.95
	9S-N13	〃	〃	147	6358.4	-	-	25.15
	9S-N14	〃	〃	117	10725→			
CM9-W SR*	9W-P11	平滑	600	176	26.1	38.4	84.5	23.07
	9W-P12	〃	〃	147	155.6	38.2	81.5	23.74
	9W-P13	〃	〃	127	606.1	30.6	79.4	24.26
	9W-P14	〃	〃	108	1524.6	23.7	67.3	24.61
	9W-P15	〃	〃	98	2257.7	16.9	51.1	24.76
	9W-N11	切欠	600	197	76.7	-	-	23.47
	9W-N12	〃	〃	168	313.6	-	-	24.01
	9W-N13	〃	〃	148	873.5	-	-	24.40
	9W-N14	〃	〃	119	2962.6	-	-	24.86
	9W-N15	〃	〃	108	4934.1	-	-	25.05

*：ＳＲは表３.２０に示す溶接後熱処理の７２０℃×１０時間を意味する。
また，ＳＴは再熱処理の意味であり，次の熱処理を施した。
１０３０℃×５時間空冷　→　７２０℃×１０時間

表3.25　各種溶接棒による溶接金属のクリープ破断試験結果（3）

溶接棒	試験片符号	形　状	試験温度 (℃)	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)	L.M.指数 (C=25)
CM9-CE SR*	9CE-P11	平滑	600	207	57.7	35.8	85.4	23.37
	9CE-P12	〃	〃	177	1015.5	15.1	19.7	24.45
	9CE-P13	〃	〃	147	4103.8	5.9	14.5	24.98
	9CE-P14	〃	〃	128	8494.4	6.3	24.2	25.26
	9CE-P15	〃	〃	108	10656→			
	9CE-N11	切欠	600	235	302.3	—	—	23.99
	9CE-N12	〃	〃	197	1175.6	—	—	24.51
	9CE-N13	〃	〃	168	3039.0	—	—	24.87
	9CE-N14	〃	〃	148	4405.8	—	—	25.01
	9CE-N15	〃	〃	118	10656→	—	—	
CM9-K1 SR*	K1-P11	平滑	600	176	412.6	29.7	67.2	24.11
	K1-P12	〃	〃	147	1105.2	20.1	51.7	24.49
	K1-P13	〃	〃	127	2746.7	11.9	27.3	24.83
	K1-P14	〃	〃	108	6379.4	10.6	19.9	25.15
	K1-N11	切欠	600	191	495.0	—	—	24.18
	K1-N12	〃	〃	167	946.3	—	—	24.43
	K1-N13	〃	〃	147	1589.3	—	—	24.62
	K1-N14	〃	〃	117	8698.4	—	—	25.27
CM9-K2 SR*	K2-P11	平滑	600	176	1318.4	10.2	30.2	24.55
	K2-P12	〃	〃	147	3312.7	9.5	27.2	24.90
	K2-P13	〃	〃	127	7505.7	9.0	15.6	25.21
	K2-P14	〃	〃	108	9562→			
	K2-N11	切欠	600	189	991.6	—	—	24.45
	K2-N12	〃	〃	167	2124.7	—	—	24.73
	K2-N13	〃	〃	147	3546.4	—	—	24.93
	K2-N14	〃	〃	118	11662→	—	—	
CM9-K3 SR*	K3-P11	平滑	600	176	264.4	25.4	72.6	23.94
	K3-P12	〃	〃	147	1054.4	17.6	43.4	24.47
	K3-P13	〃	〃	127	2014.9	11.9	23.2	24.71
	K3-P14	〃	〃	108	6061.2	9.3	17.5	25.13
	K3-N11	切欠	600	189	407.9	—	—	24.11
	K3-N12	〃	〃	161	796.5	—	—	24.36
	K3-N13	〃	〃	147	1196.4	—	—	24.52
	K3-N14	〃	〃	118	4179.4	—	—	24.99
CM9-K4 SR*	K4-P11	平滑	600	176	101.1	30.0	83.8	23.58
	K4-P12	〃	〃	147	697.9	16.8	47.6	24.31
	K4-P13	〃	〃	127	1174.5	12.4	48.8	24.51
	K4-P14	〃	〃	108	3871.5	8.6	16.6	24.96
	K4-N11	切欠	600	190	269.5	—	—	23.95
	K4-N12	〃	〃	162	714.4	—	—	24.32
	K4-N13	〃	〃	147	1104.9	—	—	24.49
	K4-N14	〃	〃	117	2558.4	—	—	24.80

*：ＳＲは表３．２０に示す溶接後熱処理の７２０℃×１０時間を意味する。

表3.26　各種溶接棒による溶接金属のクリープ破断試験結果（4）

溶接棒	試験片符号	形　状	試験温度 (℃)	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)	L.M.指数 (C=25)
CM9-K5 SR*	K5-P11	平滑	600	176	59.4	32.2	84.6	23.38
	K5-P12	〃	〃	147	494.1	31.9	78.7	24.18
	K5-P13	〃	〃	127	1012.0	21.4	55.6	24.45
	K5-P14	〃	〃	108	2174.0	24.5	57.1	24.74
	K5-N11	切欠	600	190	221.4	—	—	23.88
	K5-N12	〃	〃	161	645.7	—	—	24.28
	K5-N13	〃	〃	147	933.2	—	—	24.42
	K5-N14	〃	〃	118	2942.3	—	—	24.86
CM9-K6 SR*	K6-P11	平滑	600	176	588.4	17.8	47.9	24.25
	K6-P12	〃	〃	147	1930.6	14.8	25.6	24.70
	K6-P13	〃	〃	127	3512.1	7.6	25.8	24.92
	K6-P14	〃	〃	108	6094→			
	K6-N11	切欠	600	196	951.9	—	—	24.43
	K6-N12	〃	〃	166	1936.4	—	—	24.70
	K6-N13	〃	〃	147	3718.1	—	—	24.95
	K6-N14	〃	〃	117	6050.2	—	—	25.13
CM9-K7 SR*	K7-P11	平滑	600	177	816.0	17.9	53.2	24.37
	K7-P12	〃	〃	147	2237.7	10.3	23.1	24.75
	K7-P13	〃	〃	127	4702.7	7.2	23.5	25.04
	K7-P14	〃	〃	108	6249→			
	K7-N11	切欠	600	196	1336.4	—	—	24.56
	K7-N12	〃	〃	166	3156.0	—	—	24.88
	K7-N13	〃	〃	146	5761.3	—	—	25.11
	K7-N14	〃	〃	118	6096→	—	—	
CM9-K8 SR*	K8-P11	平滑	600	176	443.2	30.3	75.7	24.14
	K8-P12	〃	〃	147	1321.6	12.9	35.8	24.55
	K8-P13	〃	〃	127	2399.5	14.4	46.6	24.78
	K8-P14	〃	〃	108	4861.8	10.8	29.7	25.05
	K8-N11	切欠	600	189	727.6	—	—	24.33
	K8-N12	〃	〃	167	1162.3	—	—	24.51
	K8-N13	〃	〃	147	2005.0	—	—	24.71
	K8-N14	〃	〃	118	4801.4	—	—	25.04
CM9-W1 SR*	W1-P11	平滑	600	176	9.6	41.8	84.9	22.69
	W1-P12	〃	〃	147	79.4	50.8	86.6	23.49
	W1-P13	〃	〃	127	228.6	30.6	86.1	23.89
	W1-P14	〃	〃	108	935.9	16.1	55.0	24.42

*：ＳＲは表３．２０に示す溶接後熱処理の７２０℃×１０時間を意味する。

表3.27　各種溶接棒による溶接金属のクリープ破断試験結果（5）

溶接棒	試験片符号	形　状	試験温度 (℃)	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)	L.M.指数 (C=25)
CM9-W2 SR*	W2-P11	平滑	600	147	162.5	38.2	83.7	23.76
	W2-P12	〃	〃	127	426.4	27.5	76.8	24.12
	W2-P13	〃	〃	108	1941.0	23.3	61.2	24.70
	W2-P14	〃	〃	76	5223→			
CM9-W3 SR*	W3-P11	平滑	600	176	337.0			
	W3-P12	〃	〃	147	4837.2	30.3	83.4	24.04
	W3-P13	〃	〃	127	8886→	10.0	23.8	25.05
	W3-P14	〃	〃	108	8886→			
CM9-W4 SR*	W4-P11	平滑	600	176	1386.5	13.0	37.9	
	W4-P12	〃	〃	147	4428.6	5.9	12.3	24.57
	W4-P13	〃	〃	127	6944→			25.01
	W4-P14	〃	〃	108	6632→			
	W4-N11	切欠	600	196	2269.8	—	—	
	W4-N12	〃	〃	167	4915.8	—	—	24.76
	W4-N13	〃	〃	148	6813→	—	—	25.05
	W4-N14	〃	〃	118	6944→	—	—	
CM9-W5 SR*	W5-P11	平滑	600	176	1646.9	15.2	49.2	
	W5-P12	〃	〃	147	6855→			24.64
	W5-P13	〃	〃	127	7000→			
	W5-P14	〃	〃	108	6761→			
	W5-N11	切欠	600	196	3671.7	—	—	
	W5-N12	〃	〃	166	6381→	—	—	24.94
	W5-N13	〃	〃	148	6646→	—	—	
	W1-N14	〃	〃	117	6995→	—	—	
CM9-WT1 SR*	T1-P11	平滑	600	128	36.8	51.2	95.6	23.20
	T1-P12	〃	〃	108	88.0	48.5	95.5	23.53
	T1-P13	〃	〃	76	941.7	55.8	96.5	24.43
	T1-P14	〃	〃	63	2077.8	53.8	96.7	24.73
	T1-N11	切欠	600	146	90.6	—	—	23.54
	T1-N12	〃	〃	118	418.0	—	—	24.12
	T1-N13	〃	〃	83	2061.1	—	—	24.72
	T1-N14	〃	〃	71	3379.1	—	—	24.91
CM9-WT2 SR*	T2-P11	平滑	600	127	92.0	35.8	94.8	23.54
	T2-P12	〃	〃	108	217.9	39.6	95.6	23.87
	T2-P13	〃	〃	76	1878.6	51.3	95.1	24.69
	T2-P14	〃	〃	63	2865.1	43.8	94.9	24.85
	T2-N11	切欠	600	166	83.1	—	—	23.50
	T2-N12	〃	〃	147	196.2	—	—	23.83
	T2-N13	〃	〃	117	736.4	—	—	24.33
	T2-N14	〃	〃	84	3652→	—	—	

*：ＳＲは表３．２０に示す溶接後熱処理の７２０℃×１０時間を意味する。

表3.2８　特定応力下におけるクリープ破断特性の評価〔６００℃〕（1）

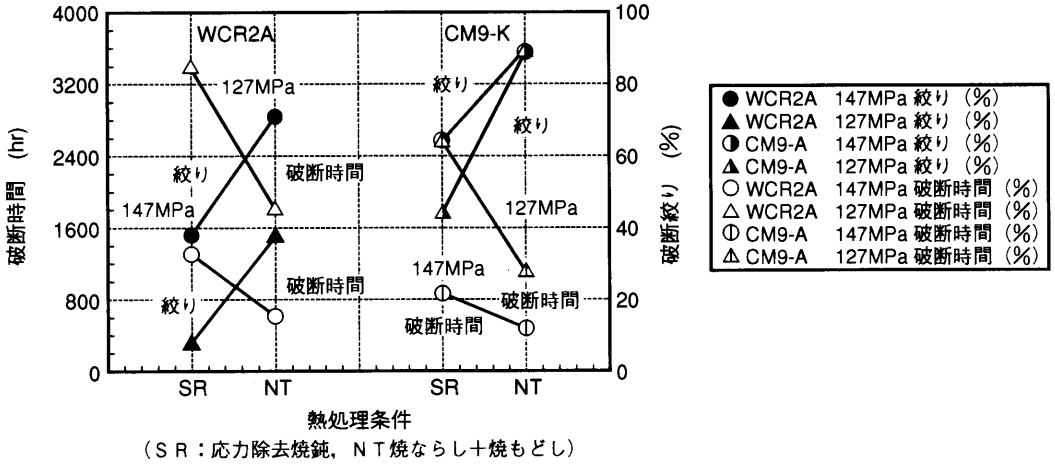
溶接棒	クリープ破断試験結果			特定の条件下でのクリープ破断特性			
				147MPa		127MPa	
	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	破断絞り (%)	破断時間 (hr)	破断絞り (%)	破断時間 (hr)	破断絞り (%)
WCR2A SR	157	455.8	63.5	1315	38	3387	8
	137	2174.6	12.2				
	117	4599.3	3.9				
WCR2A NT	167	116.4	83.8	608	71	1813	38
	138	828.6	64.5				
	118	2619.1	16.6				
WCR2V SR	147	4292.5	10.9	4293	11	11823	17
	127	11823.2	17.3				
CM9-K SR	147	872.2	63.6	872	64	2600	44
	128	2599.5	44.0				
CM9-K NT	167	103.9	89.3	480	89	1114	90
	138	649.5	89.2				
	118	1493.6	90.6				
CM9-S SR	147	2370.0	43.8	2370	44	6861	43
	127	6861.3	43.1				
CM9-W SR	147	155.6	81.5	156	82	606	79
	127	606.1	79.4				
CM9-CE SR	147	4103.8	14.5	4104	15	8494	24
	128	8494.4	24.2				
CM9-K1 SR	147	1105.2	51.7	1105	52	2747	27
	127	2746.7	27.3				
CM9-K2 SR	147	3312.7	27.2	3313	27	7506	16
	127	7505.7	15.6				
CM9-K3 SR	147	1054.4	43.4	1054	43	2015	23
	127	2014.9	23.2				
CM9-K4 SR	147	697.9	47.6	698	48	1175	49
	127	1174.5	48.8				
CM9-K5 SR	147	494.1	55.6	494	56	1012	57
	127	1012.0	57.1				
CM9-K6 SR	147	1930.6	25.6	1931	26	3512	26
	127	3512.1	25.8				

表3.29　特定応力下におけるクリープ破断特性の評価〔６００℃〕（2）

溶接棒	クリープ破断試験結果			特定の条件下でのクリープ破断特性			
				147MPa		127MPa	
	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	破断絞り (%)	破断時間 (hr)	破断絞り (%)	破断時間 (hr)	破断絞り (%)
CM9-K7 SR	147	2237.7	23.1	2238	23	4703	24
	127	4702.7	23.5				
CM9-K8 SR	147	1321.6	35.8	1322	36	2400	47
	128	2399.5	46.6				
CM9-W1 SR	147	79.4	86.6	79	87	229	86
	127	228.6	86.1				
CM9-W2 SR	147	162.5	83.7	163	84	426	77
	127	426.4	76.8				
CM9-W3 SR	147	4837.2	23.8	4837	24		
	128	8886→					
CM9-W4 SR	147	4428.6	12.3	4429	12		
	127	6944→					
CM9-W5 SR	147	6855→					
	127	7000→					
CM9-WT1 SR	147	—	—	—	—	37	96
	127	36.8	95.6				
CM9-WT2 SR	147	—	—	—	—	92	95
	127	92.0	94.8				

ア）熱処理の影響

図３．９７にＳＲ処理及びＮＴ処理を施した溶接金属部のクリープ破断試験結果を表３．２８から抽出してグラフにまとめて示す。試験材としてはＷＣＲ２Ａ及びＣＭ９-Ｋの２種類である。双方の材料とも単なる焼きもどし処理のＳＲ処理に対して焼入れ処理から行うＮＴ処理の方がクリープ破断強さは低下するもののクリープ破断延性は向上する。特にＣＭ９-Ｋはクリープ破断延性の向上が著しく，ＣＭ９-Ｋの溶接棒を使い，ＮＴ処理を行うのであればクリープ破断延性としては問題ないものと判断される。一方，ＷＣＲ２ＡについてはＮＴ処理を行うことよってＣＭ９-Ｋと同様にクリープ破断延性は改善されるが，十分なものではなく（５０％以下の絞りしか得られていない），溶接棒自体の改善が必要であると考えられる。



（ＳＲ：応力除去焼鈍，ＮＴ焼ならし＋焼もどし）

図３．９７　溶接金属部のクリープ破断特性に及ぼす熱処理の影響

イ）ＳＲ処理材における各元素の影響

次にＳＲ処理だけを行った溶接金属に対するクリープ破断試験結果について検討を行うこととする。図３．９８，図３．９９に６００℃-１２７MPaでのクリープ破断試験の破断絞り値と各元素の化学分析値の関係を示す。これらの図からクリープ破断延性に及ぼす影響のある元素は，Ｃ，Ｎｂ，Ｓｂ，Ｎの４種類が挙げられる。いずれの元素も添加量が増すに従いクリープ延性が低下する傾向が認められる。

このうちＣ，Ｎ及びＮｂは炭化物形成元素であり，またＳｂについては不純物として分類できる。

炭化物形成元素が多くなることによってクリープ脆化が起こることは炭窒化物が何らかの形でクリープ延性低下に影響していることを意味する。この点については以下の試験片の組織観察やクリープ破断強さの影響の項で検討することとする。

一方，不純物のクリープ脆化に及ぼす影響についてはGoochら[7]によってＣｒＭｏＶ鋼のクリープき裂伝播速度に及ぼす微量不純物元素の影響を評価するための指標である次の式が提案されている。

クリープ脆化係数（Creep Embrittlement Factor；ＣＥＦ）

$$＝P＋2.4As＋2.6Sn＋8.2Sb$$

そこで，この脆化係数とクリープ破断絞りの関係を調べた。図３．１００にその関係を示す。クリープ破断試験の２条件とも絞りと脆化係数には弱いながらも相関関係があることが示されており，溶接金属におけるクリープ脆化の現象が微量不純物元素に関係していることが示されている[注15]。ただし，

[注15] モデル車室の溶接試験における微量不純物量は多くなっており，他の溶接材料に比べてその量は極端に多い。本論から外れるが，この原因は溶接棒メーカのスクラップ管理から生じていることが後日の追跡調査において明らかになった。ステンレス系の溶接棒の原料は，燕市を中心とした洋食器メーカのスクラップを使用することが多く，これらの洋食器に用いられる素材は一般構造用の材料に比べて微量不純物（Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ）が多くなっており，そのために最初に製造した溶接棒では微量不純物の多いものとなった。

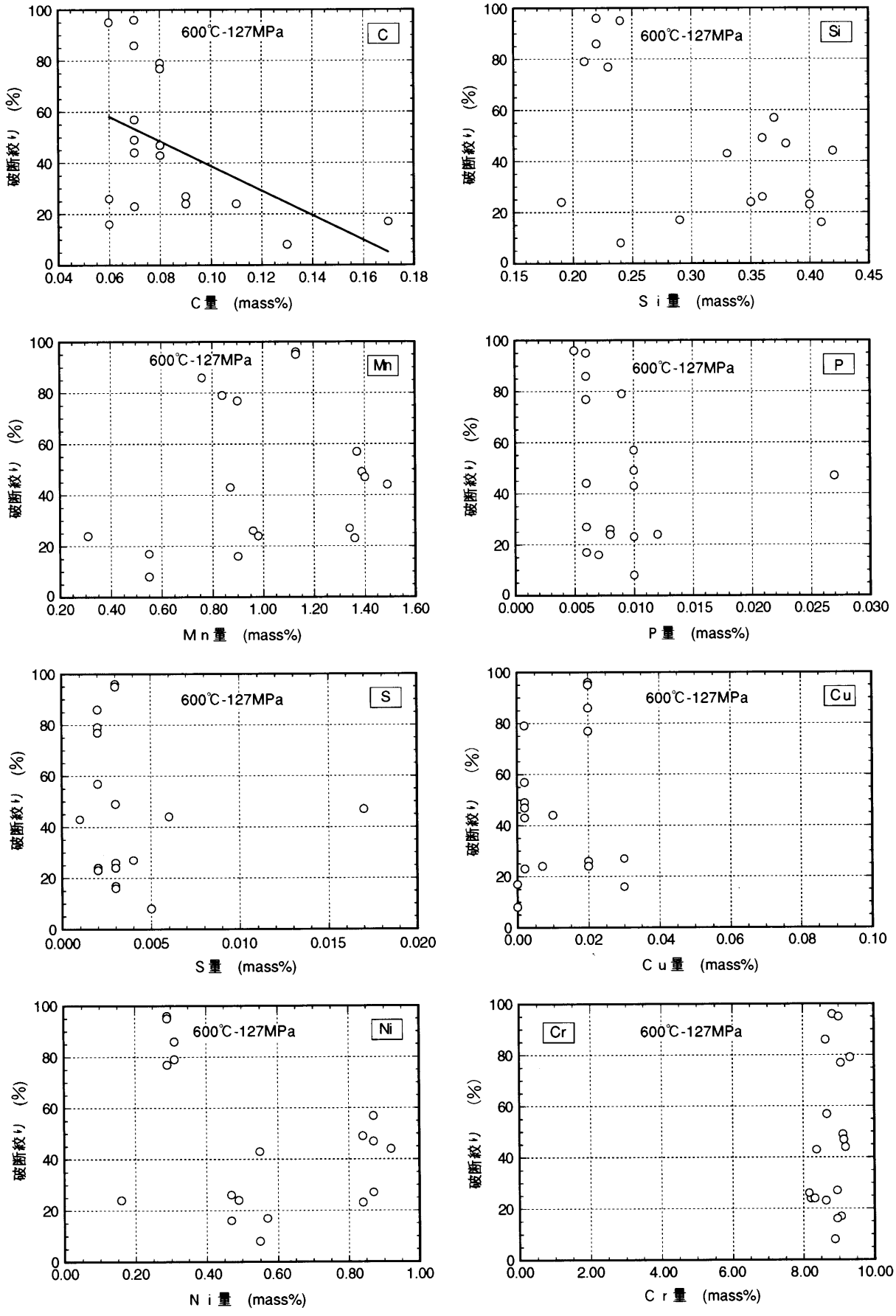


図3.98　溶接金属部のクリープ破断延性に及ぼす各種元素の影響（1）

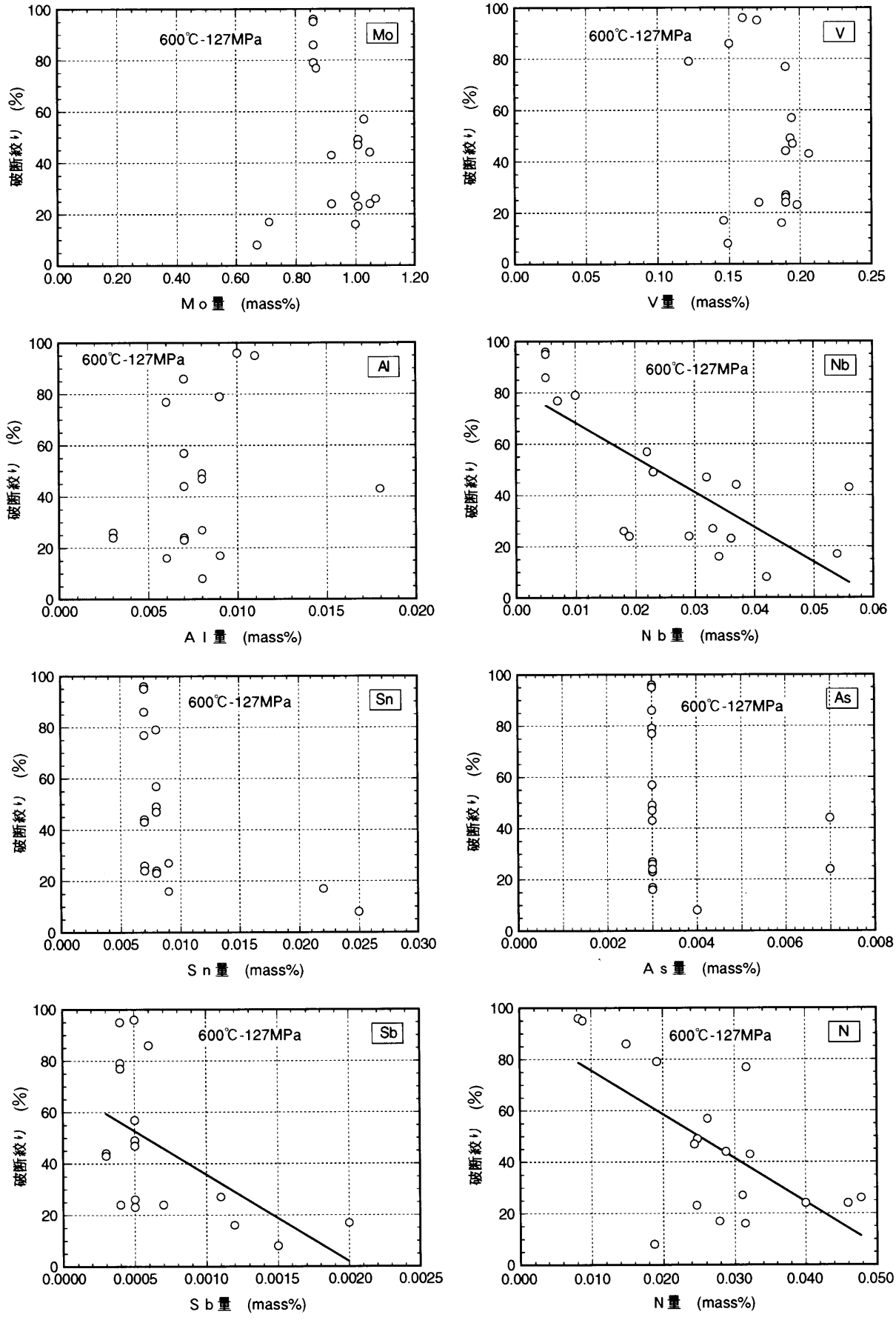


図3.99　溶接金属部のクリープ破断延性に及ぼす各種元素の影響（2）

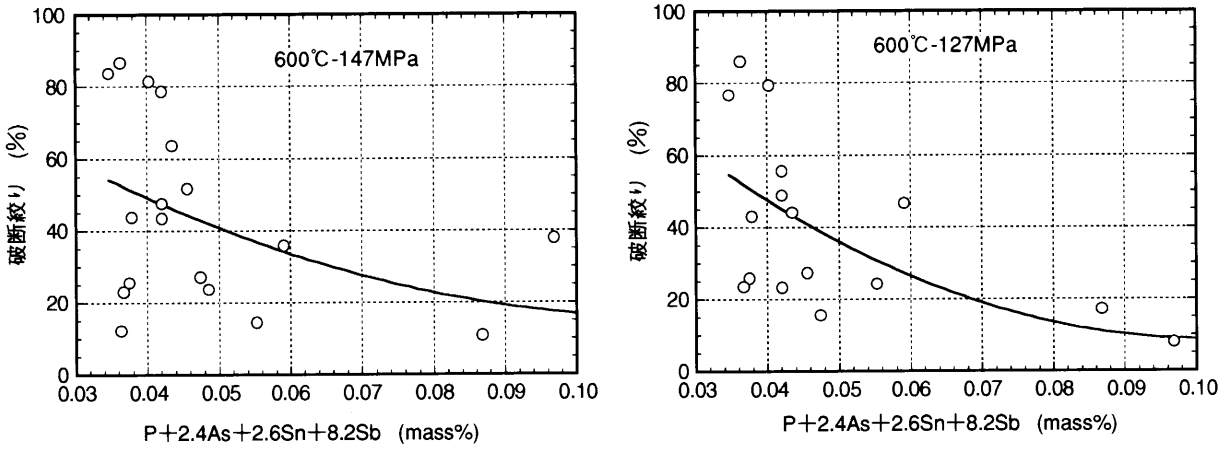


図３.１００　クリープ脆化係数とクリープ破断試験における絞りの関係

Ｓｂ以外の元素については図３.９８，図３.９９に示されるようにＰ，Ｓｎ及びＡｓとも必ずしもクリープ脆化を支配している元素ではなく，Ｓｂが多い素材（ＷＣＲ２Ａ）においてＳｂに伴って特にＳｎが多く混入したことによって見掛け上影響を及ぼしているものと考えられる。

ウ）クリープ破断試験片の観察

上記のように，溶接金属におけるクリープ脆化の現象については不純物の影響が大きいものと考えられるが，ＮＴ処理（再溶体化処理＋焼きもどし処理）を行うことによってクリープ延性が改善されることや炭化物形成元素が多く存在するときに脆化を起こしやすいことなどから，クリープ脆化において組織的な影響も大きいと判断される。そこで，クリープ脆化が最も顕著なＷＣＲ２Ａ，最も軽微なＣＭ９-Ｓ及び高Ｃｒ鋳鋼母材（比較的不純物が多いにも拘わらずクリープ延性の低下が認められていないもの）についてクリープ破断試験片の組織調査を行った。

図３.１０１に供試材の断面マクロ組織を示す。高Ｃｒ鋳鋼母材が等軸晶であるのに対して，溶接金属部は凝固時に生成した柱状晶とこの柱状晶が上層の溶接によって受けた熱の影響によって，再度オーステナイト域まで加熱された熱影響部から構成されている。

図３.１０２に断面の光学顕微鏡組織を示す。高Ｃｒ鋳鋼母材は位置によって組織的な違いは認められず，いずれの位置においても等軸晶のマルテンサイト単相組織となっている。これに対して溶接金属の２種類の材料ではともに上層ビードの影響を受けない粗大な粗粒域と熱影響を受けた細粒域になっている。

図３.１０３にクリープ破断試験片の断面マクロ組織，図３.１０４，図３.１０５に破面近傍及び破面から離れた標点間位置の光学顕微鏡組織を示す。高Ｃｒ鋳鋼母材の破断位置では十分に絞れており，また破断部近傍の結晶粒は応力作用方向に沿って伸びており，さらに破断部から離れた標点間位置に粒界き裂やボイドは全く認められていない。これに対して最も延性低下の大きいＷＣＲ２Ａでは破断部でほとんど絞れておらず，破断部や破断部から離れた標点間位置で粒界にボイドやボイドが連結してできた粒界き裂が認められ，典型的な粒界脆性破壊を示していた。また，ボイドや粒界き裂は上層ビードの熱影響を受けていない柱状晶領域のみに認められ，熱影響を受けた細粒域にはボイドは全く認められていない。また，ＣＭ９-Ｓは破断部の絞りが高Ｃｒ鋳鋼母材よりも少なかったものの，ボイドは破断部近傍にしか認められず，その形態は丸みを帯びておりＷＣＲ２Ａのように応力方向に直角にき裂状に生成しているものとは異なる形状を示している。また，ボイドの発生位置は粒内と考えられ粒界は脆弱ではないものと考えられる。

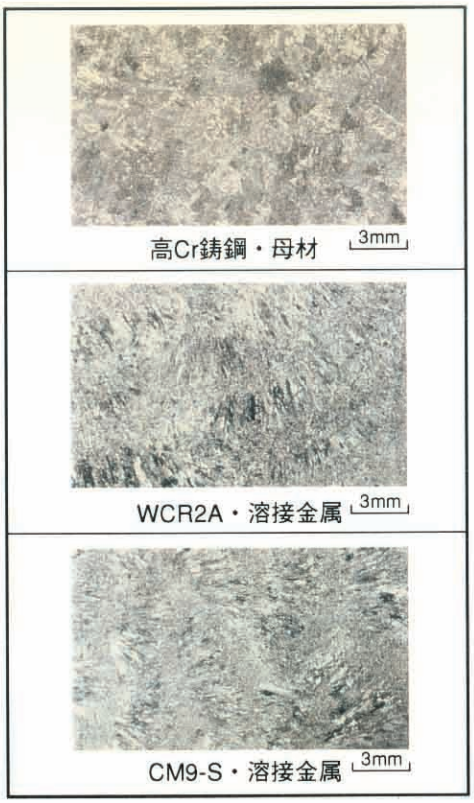


図３．１０１　高Ｃｒ鋳鋼の母材及び溶接金属部のマクロ組織

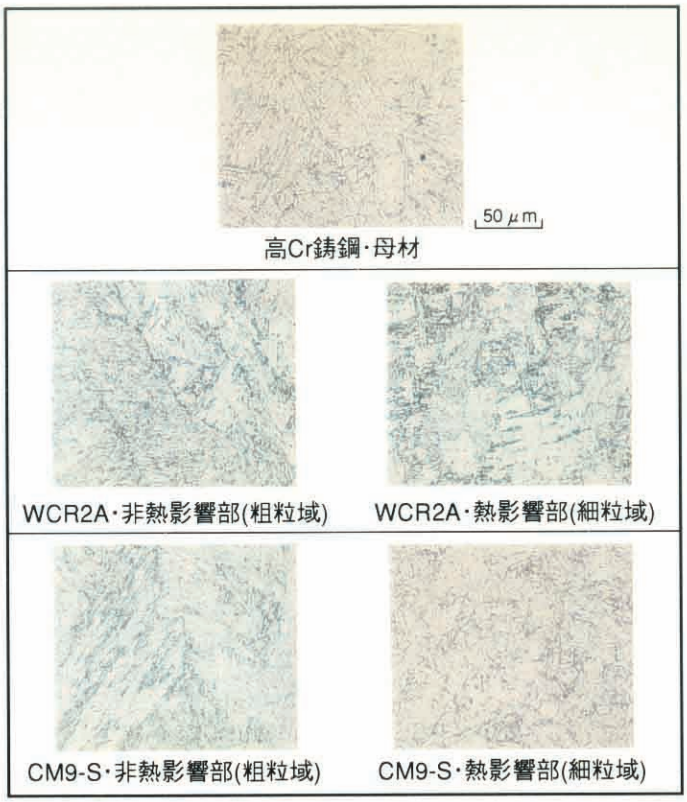


図３．１０２　高Ｃｒ鋳鋼の母材及び溶接金属部の光学顕微鏡組織

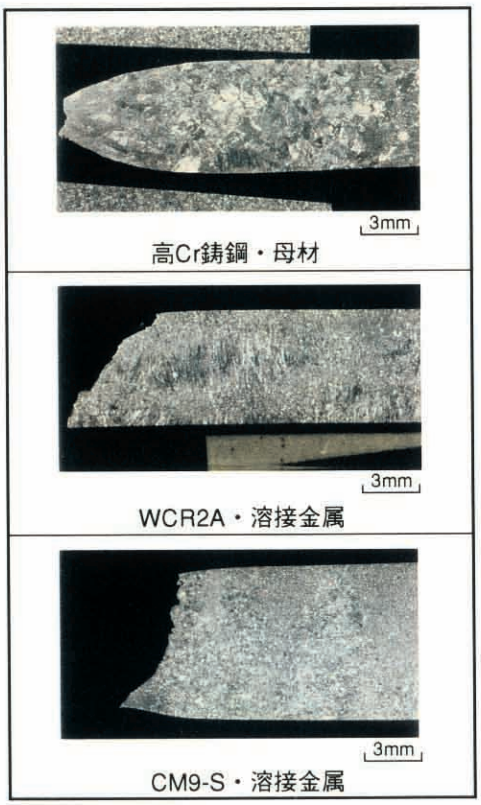


図３．１０３　クリープ破断試験片の断面マクロ組織

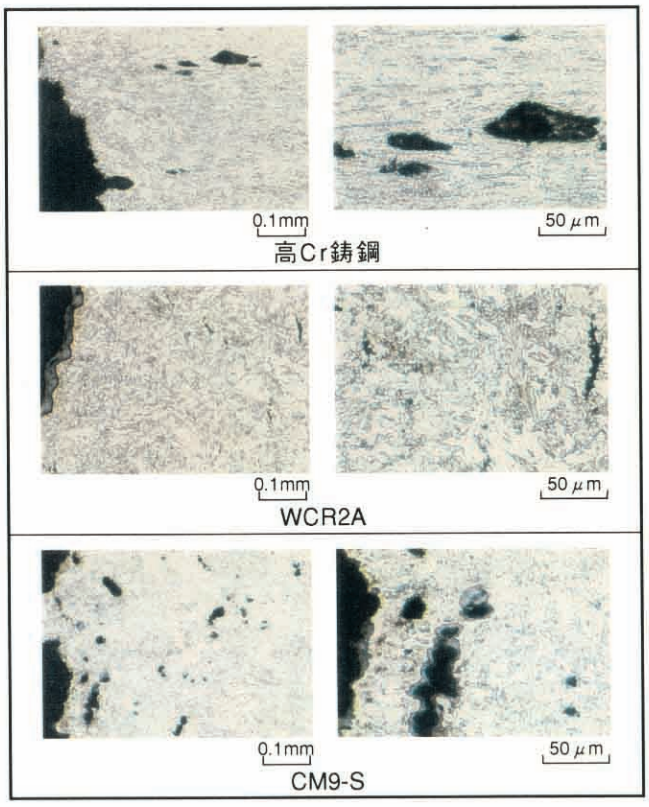


図３．１０４　クリープ破断試験片の破断部近傍の光学顕微鏡組織

図３．１０６に供試材の析出物の状況を走査電子顕微鏡写真によって示す。　高Ｃｒ鋳鋼母材の粒界は直線的で粒界上には多数の析出物が認められたが，ラス境界上のものと変わることはないものである。これに対して溶接金属の粒界はジグザグ状であり，またＷＣＲ２Ａの粒界上には粗大な析出物が多く観察された。一方，ＣＭ９-Ｓの粒界は高Ｃｒ鋳鋼母材と同様にＷＣＲ２Ａの粒界上で認められたような粗大な析出物は認められていない。（このようにＷＣＲ２Ａの粒界上に多く認められた粗大な析出物は，溶接材料の中にＣ及びＮｂが多く含まれていたことによって生じたものと推察される。）

図３．１０７にクリープ破断試験片の破断部近傍のボイド発生部の走査電子顕微鏡写真を示す。この

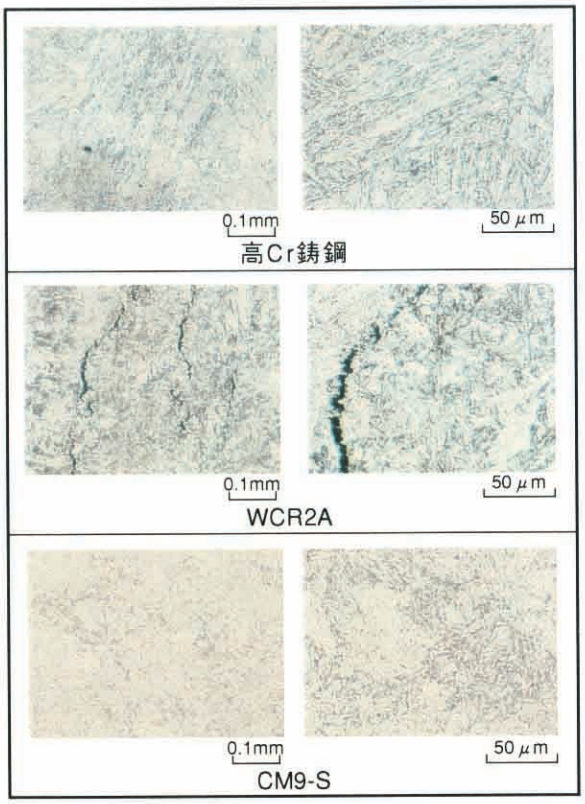


図３．１０５　クリープ破断試験片の破断部から離れた標点間位置の光学顕微鏡組織

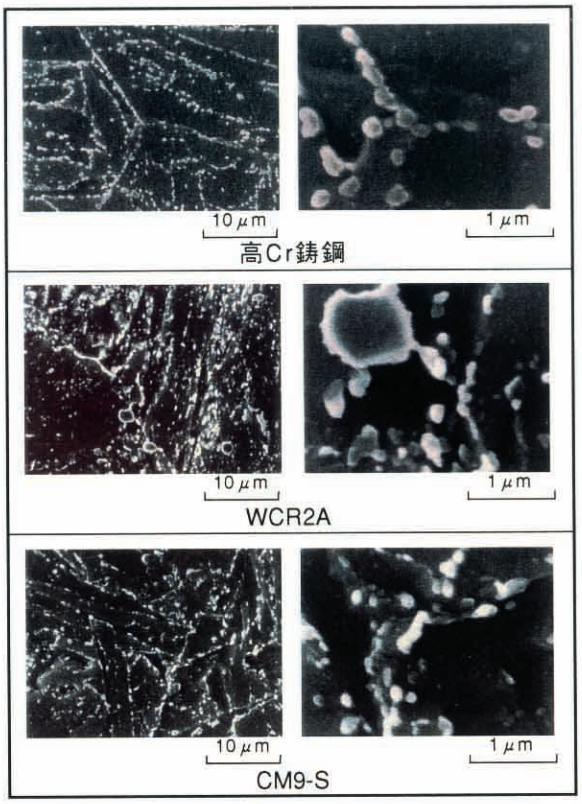


図３．１０６　高Ｃｒ鋳鋼の母材及び溶接金属部の粒界近傍の走査型電子顕微鏡組織

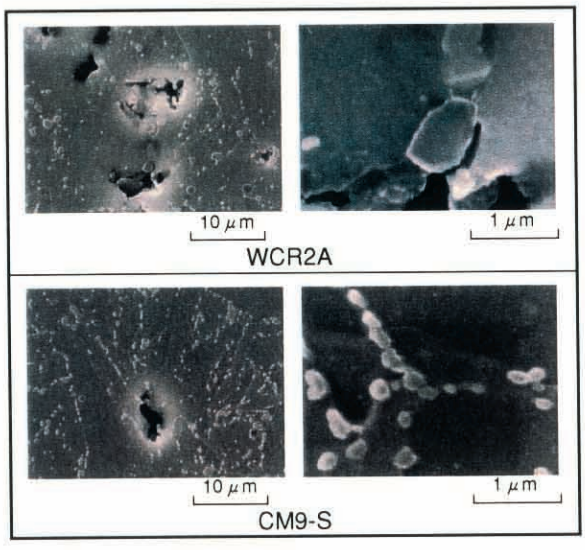


図３．１０７　クリープ破断試験片断面の粒界近傍の走査型電子顕微鏡組織

写真が示すように，ＷＣＲ２Ａのクリープボイドは上述の粗大な析出物と粒界との界面に沿って生成しており，粗大炭化物が粒界ボイド生成に寄与している可能性もあることが示されている。

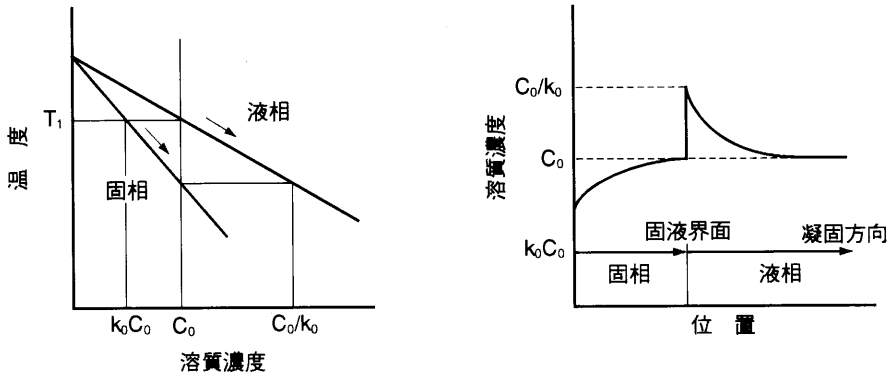
エ）ＮＴ処理（再溶体化処理＋焼きもどし処理）によるクリープ破断延性の改善

溶接金属のクリープ延性は，先に示したようにＮＴ処理によって改善されることや脆化した溶接金属におけるクリープボイドの生成は，上部ビードによって再溶体化された細粒域では認められず，熱影響を受けていない粗粒域で生成していることから，オーステナイト変態を生じさせることによってクリープ脆化を軽減できることが示されている。加えて，母材は調質処理が施されており，不純物が多いものであってもクリープ脆化は認められていない。そこで，これらの現象について以下に若干考察を行う。

クリープ脆化を起こしている溶接金属では，粒界にボイドが形成され粒界脆化によって延性低下を起こしていることが組織観察から明らかとなっている。粒界の結合力を弱めるものの一つとしては不純物の粒界への濃縮が考えられる。このような不純物としてはＰ，Ｓｎ，Ｓｂ，Ａｓが挙げられる。これらの元素を含む溶接金属が凝固する状況について図３.１０８に模式的に示すこととする。

δ-フェライトに対してＰ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂなどの不純物元素はその状態図[8]から明らかであるように凝固温度を低下させる（固液分配係数[注16]：$k_0 < 1$）。ここでC_0の組成を持つ液相から固相が晶出する場合を考えると，最初の固体はk_0C_0の組成のものが凝固する。このとき，固相の近くの液体の溶質濃度はC_0よりも溶質原子が富んだ状態になる。その結果，次に凝固する固相の溶質濃度はk_0C_0よりも濃いものとなる。定常状態になると固液界面では図３.１０８の（２）の図に示すようにC_0の固相とそれに隣接したC_0/k_0の濃度を持つ液相が固液界面にできる。凝固速度が遅い場合には固相内の原子の拡散が起こり初期に凝固した部分も含んでC_0の組成の有する固相ができることになるが，溶接金属の場合には凝固速度が速く，しかも凝固後の冷却速度も速いために非平衡状態のままの濃度状態で凍結されることになる。その結果，最後に凝固する部分には過剰な溶質原子が濃化することになる。

不純物元素が多い溶接棒の場合には，上記のような過程を経て濃化した不純物原子が溶接の各ビードの最終凝固部に濃化していることになる。このとき，単に焼もどしだけの処理である応力除去焼鈍処理（ＳＲ処理）だけを施した場合には不純物原子が十分に拡散することができず，最終凝固部に



（１）仮想的な鉄−不純物系2元状態図　　（２）凝固に伴う溶質濃度変化

図３.１０８　溶接金属における不純物のミクロ濃度偏析の状況を表す模式図

[注16] k_0＝（固体中の溶質濃度）／（液体中の溶質濃度），k_0 が１より小さいことは溶質原子は平衡状態にある固体及び液体間において固体中よりも液体中に多く存在するようになる。言い換えれば固体が生成するときに溶質原子は液体に吐き出されることになる。

残ったままとなっている。これに対して溶体化処理を行えば，不純物量が少ないＣＭ９-Ｓの場合には，不純物原子が十分に拡散することができるため，不純物元素のミクロ偏析が解消されることになり，脆弱な部分が無くなることによって粒界破断から粒内破断へと変わることにより，クリープ延性が確保されることになる。これに対して不純物元素の量が多いＷＣＲ２Ａの場合には必ずしも完全に不純物原子が拡散できていないため，ＳＲ処理材よりも高いクリープ破断延性は得られるものの完全にクリープ脆化が解消されてはいない。

また，ＮＴ処理を行うことによって組織が微細になり，たとえ粒界に不純物元素が濃化していたとしても粒界の面積が増えることや変形が容易になること（粒界滑りが容易になること）からクリープ延性は改善されるものと判断される。

オ）クリープ破断強さのクリープ破断延性に及ぼす影響

図３.９８，図３.９９に示す各元素のクリープ破断絞りに及ぼす影響をみるとかなりデータのばらつきが大きい。また，表３.２８，表３.２９を見ると明らかであるようにクリープ破断時間が長くなるほどクリープ破断延性が低下していることがわかる。そこで，クリープ破断延性に及ぼすクリープ破断強さの影響をなくして真の各元素の影響を評価することとした。

まず始めにクリープ破断強さとクリープ破断延性の関係を明らかにするために，図３.１０９に示すようにクリープ破断時間を横軸に縦軸にクリープ破断絞りを取りまとめた。この図で白抜きの記号は６００℃-１４７MPa，塗りつぶしの記号は６００℃-１２７MPaの結果を示すものである。

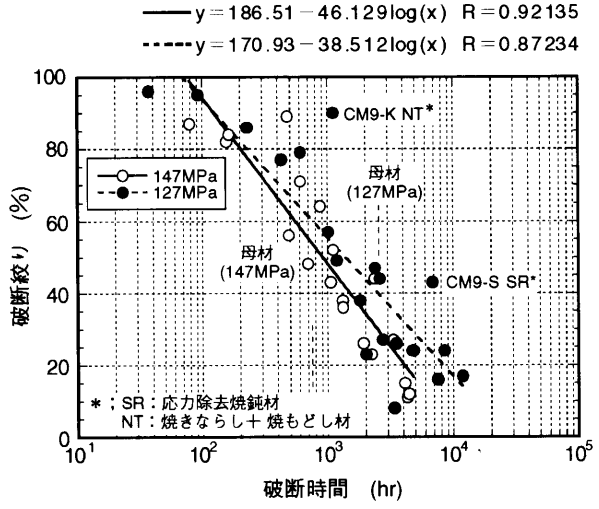


図３.１０９　クリープ破断強さとクリープ破断延性の関係

その近似式は次のようになる。

６００℃-１４７MPaの試験条件のとき

クリープ破断絞り（%）＝１８６.５１－４６.１２９×ｌｏｇ［破断時間（ｈｒ）］

６００℃-１２７MPaの試験条件のとき

クリープ破断絞り（%）＝１７０.９３－３８.５１２×ｌｏｇ［破断時間（ｈｒ）］

この図に示されるように，クリープ破断延性とクリープ破断強さとの間には明らかに強い相関関係があり，この影響を取り除くことが不純物元素，等の各元素の影響を評価する上で必要であると判断される。

カ）クリープ破断強さの影響を取り除いた場合の各元素の影響

そこで，表3.２８，表3.２９に示される各溶接材料のクリープ破断時間（ｔ），クリープ破断絞り（ＲＡ）を用いて下記の式に代入し，６００℃-１２７MPaにおける修正クリープ破断絞り（ただし，この値の絶対値に意味があるのではなく，相対的な値を評価するものである）を求めた。

（修正絞り）＝（絞りの実績値）＋３８.５１２×ｌｏｇ（破断時間）－１７０.９３

その計算結果を表3.３０に示す。また，この修正絞りと各元素量との関係を図3.１１０に示す。ただし，この図3.１１０では修正を行わなかった図3.９８，図3.９９のときの結果で相関関係があったものについてのみ示す[注17]。

この図3.１１０からわかるように，修正する前の絞り値ではＣ，Ｎ，Ｎｂ及びＳｂの各元素量との間に相関関係があったが，修正した絞り値ではＮ及びＮｂは相関関係が消失しており，こらの元素は単にクリープ破断強さを高めるために作用しただけであって直接的にクリープ破断延性を低下させていた元素ではないことがわかる。

一方，Ｃ及びＳｂは修正後の絞り値に対しても相関関係があり，これらの元素はクリープ破断延性を低下させる作用があることを改めて確認した。

このうちＣについては前述に示したように粗大な炭化物を粒界に形成させることによって，粒界ボイドの生成を助ける形でクリープ脆化に関与しているものと推察される。一方，Ｓｂについては粒界に偏析することにより粒界の結合力を低下させその結果粒界におけるクリープボイド生成を促進させているものと判断される。

表3.３０　修正したクリープ破断絞りの導出（クリープ破断条件：６００℃-１２７MPa）

試験片符号	破断時間（ｔ）(hr)	絞り（ＲＡ）(%)	log(ｔ) A	38.512×A B	RA+38.512*B-170.93（修正絞り値）
WCR2A SR	3387	8	3.530	135.94	-27
WCR2A NT	1813	38	3.258	125.49	-7
WCR2V SR	11823	17	4.073	156.85	3
CM9-K SR	2600	44	3.415	131.52	5
CM9-K NT	1114	90	3.047	117.34	36
CM9-S SR	6861	43	3.836	147.75	20
CM9-W SR	606	79	2.782	107.16	15
CM9-CE SR	8494	24	3.929	151.32	4
CM9-K1 SR	2747	27	3.439	132.44	-11
CM9-K2 SR	7506	16	3.875	149.25	-6
CM9-K3 SR	2015	23	3.304	127.25	-21
CM9-K4 SR	1175	49	3.070	118.23	-4
CM9-K5 SR	1012	57	3.005	115.74	2
CM9-K6 SR	3512	26	3.546	136.55	-8
CM9-K7 SR	4703	24	3.672	141.43	-5
CM9-K8 SR	2400	47	3.380	130.18	6
CM9-W1 SR	229	86	2.360	90.88	6
CM9-W2 SR	426	77	2.629	101.26	7
CM9-WT1 SR	37	96	1.568	60.39	-15
CM9-WT2 SR	92	95	1.964	75.63	0

[注17] 他の元素についても図化して評価を行ったが，新たな相関関係のある元素は見つかっていないため，これらの図については省略した。

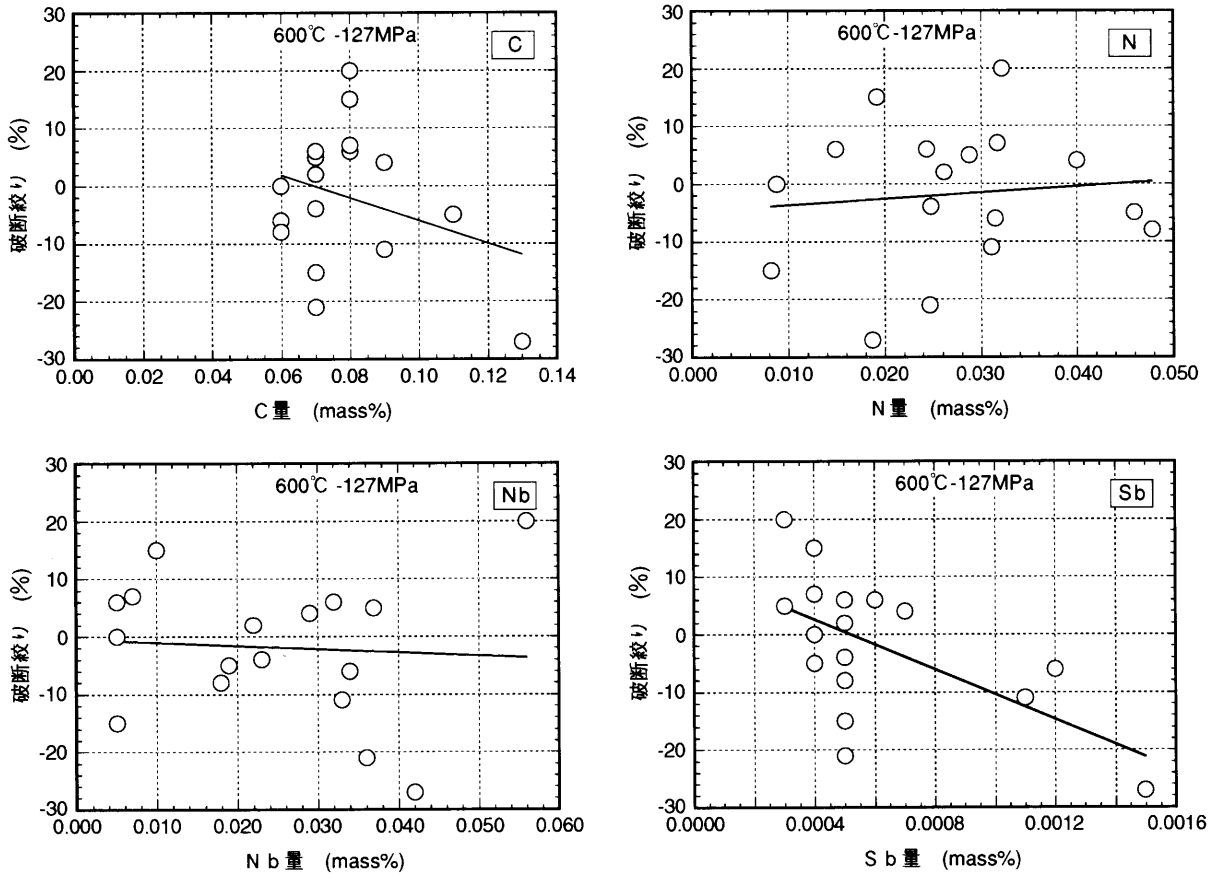


図3.110　修正クリープ破断絞りと各元素量の関係

キ）2.25%CrMo鋼（STP24）におけるクリープボイドの観察

Sbによるクリープ破断延性低下について微視的な面から論拠を見いだすため，クリープ破断試験片に発生したボイドについてオージェ分光分析装置にて解析を進めている。しかしながら，高Cr鋼の溶接金属部においてSbがクリープ脆化を起こすことの論拠となるデータは現状では得られていない。そこで，類似例に留まるが，他の研究者によって確認されている2.25%CrMo鋼（STP24）の例（未発表）[9]をここで示すことにする。

図3.111は，2.25%CrMo鋼の溶接熱影響部（粗粒域）を再現した熱処理材のクリープボイドの観察結果を示すものである。クリープ破断試験片はダブルノッチタイプ[注18]（平行部に2箇所の切欠が付いた試験片）であり，未破断の切欠部に発生したクリープボイドを観察したものである。上から順に，光学顕微鏡組織，走査電子顕微鏡組織（2次電子像），オージェ分光分析結果である。光学顕微鏡組織に示されるように未破断の切欠部近傍には多数のクリープボイドが形成している。このクリープボイドを走査電子顕微鏡で拡大して観察したものが2次電子像である。この2次電子像は光学顕微鏡組織において多数のボイドが発生している部位を切り出して所定の寸法に加工した後，オージェ内での破壊試験を行い[注19]，そのとき得られた破面を観察したものである。破面は粒界であることがわかる。このようにして得られた破面について分光分析を行った結果を示すのが最下段の写真であ

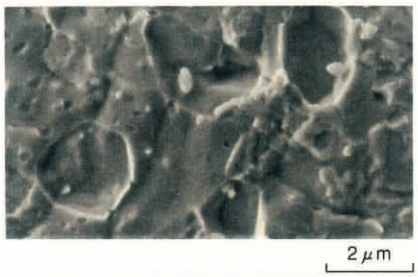
注18 平行部に2箇所の切欠が付いた試験片であり，一方の切欠でクリープ破断を起こしたときに残りの切欠部を観察することにより，切欠近傍に発生するクリープボイドを容易に観察できるようにした試験片

注19 オージェでの分析を行うため，空気中の汚れが破面に付かないようにするため，新生破面を出すときにはオージェ内の真空中で行うことが必要となる。

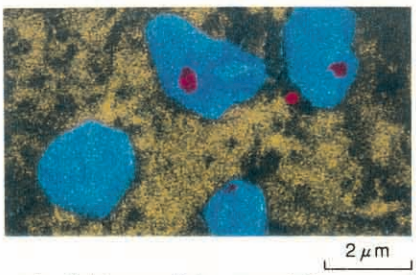
る。この写真で，黄色がP，赤がS，そして青がＳｂを示す。粒界破面にはPが集積しておりPによって粒界が脆弱になっていることがわかる。また，クリープボイド部分にはＳｂが集積しておりＳｂにはクリープボイドのような自由表面を安定化する作用があるものと推察される。このため，応力の作用によって生じたボイドはＳｂがボイド表面に集積するために表面エネルギーを低下させ，その結果応力の作用によってクリープ変形を起こすなどボイドが球状化していく現象を阻害する。その結果として応力集中係数が高い状態が保たれることによりさらにクリープボイドが成長，もしくは粒界に集積したPの作用も加わってボイドが連結してき裂へと変化してくことになり，クリープ変形を伴わない破壊（クリープボイドが成長・合体を繰り返してき裂へと成長していくことによる破壊）が起こるようになるため，クリープ延性の低い材料になるものと考えられる。

上記現象は2.25％ＣｒＭｏ鋼（ＳＴＰ２４）のクリープボイドの観察結果によって示されたことであるが，高Ｃｒ系の溶接材料においても同様な現象が生じている可能性は大きく，Ｓｂによるクリープ脆化の現象も説明できるものと考えられる。

切欠部近傍の光学顕微鏡組織



クリープボイドの走査型電子顕微鏡 (2次電子像)



オージェ分析 (P：黄色，S：赤色，Sb：青色)

図３.１１１　２.２５％ＣｒＭｏ鋼（ＳＴＰ２４）の溶接熱影響部再現材のクリープボイド生成部のオージェ分光分析結果（Ｐ：黄色，Ｓ：赤色，Ｓｂ：青色）

ク）溶接棒に対する見解

上記に示すように，高Ｃｒ鋳鋼の溶接金属部に発生したクリープ脆化の現象は，不純物元素や熱処理及び組織の形態などが複雑に作用して起こったものであると言える。以下にこれまでに明らかになったことをまとめて示す。

1）クリープ破断延性の低下現象はＮＴ処理（再溶体化処理＋焼きもどし処理）を施すことによって改善できるが，不純物量が多い溶接材料においてはその改善には限界がある。

2）クリープ破断延性を低下させる元素としては，Ｃ，Ｎ，Ｎｂ，Ｓｂが挙げられる。

3）また，クリープ破断延性とクリープ破断強さには強い相関関係があり，クリープ破断強さが強くなるとクリープ破断延性は低下する。

4）上記2）で示した元素のうち，Ｎ及びＮｂについてはクリープ破断強さを向上させることによってクリープ破断延性を低下させたものであり，直接的にクリープ破断延性は低下させる作用はない。

5）Ｃを多く添加した材料では粗大な炭化物が粒界に析出しており，クリープボイドがこの粗大な炭化物に接して生成しており，Ｃを多く添加することはクリープ破断延性の面から好ましくない（溶接性の点でもＣは少ない方が好ましい）。

6）Ｓｂはクリープ脆化現象に大きく寄与するので，可能な限り低く抑えることが必要である（管理基準は０.０００５％以下となる）。

7）Ｓｂは粒界に発生したクリープボイドを安定化させることによって，ボイドの連結・結合，さらにはき裂への成長させることを助ける作用があるものと考えられる。

以上のことから，高Ｃｒ鋳鋼材の溶接に際しては，次のように行うこととなる。

1）鋳造に伴う欠陥の除去や構造溶接を行う場合には，可能なかぎり調質前に溶接を実施する。

2）溶接棒はＣ及びＳｂの少ない材料を選定する。Ｃ＜０.１０％，Ｓｂ＜０.０００５％を満足することが管理基準となる。

3）ＳＲ処理しか行えない場合，１回の溶け込む溶接量を少なくして上部ビードによって下部ビードが再溶体化されるようにする。具体的にはＴＩＧ溶接を多用することが望ましい。

3.4.3　モデル車室材のまとめ

１０００MW級の大型事業用蒸気タービン車室を製造することを模擬して，若松高温タービン車室を製造する際に同一の溶湯を用いてモデル車室を製造した。また，このモデル車室を用いて溶接試験も実施した。以下にはこのモデル車室に関する試験で明らかになったことを示す。

1）基礎試験材や１トン試験材の結果に基づいて製造したモデル車室の性状は良好であり，目立った欠陥やラムダ偏析等も認められていない。

2）常温における延性，靭性も高く，特に靭性面ではこれまで行った基礎試験材や１トン試験材よりも良好な結果が得られている（不純物が低減されたことによる）。

3）クリープ破断強さも現用の低合金鋼鋳鋼車室材（２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼，ＪＩＳ：ＳＴＰＨ３２）を大きく上回るものであり，従来の使用条件から判断すれば６０７℃での使用も可能であり，低合金鋼鋳鋼車室材が５６６℃までの温度で制限されていることを考えると４１℃高い温度での適用が可能となっている。

4）溶接試験では溶接割れを起こすことなく施工が行えており，加えて溶接熱影響部のクリープ破断試験においても良好なクリープ破断特性を示しており，母材としては問題ないものである。

5）ただし，共金系の溶接棒で施工したときの溶接金属部においてクリープ脆化現象が認められた。

6）その原因を確認したところ，Ｃが高いこと並びにＳｂが高いことに起因してクリープ脆化が発生していることが明らかとなった。

7）このため，溶接金属のクリープ脆化を防ぐために溶接棒としてはＣ＜０.１０％，Ｓｂ＜０.０００５％を満足すること[注20]が必要である。

8）上述に示すようにして開発した高Ｃｒ鋳鋼車室材（名称：ＭＪＣ１２）は，電源開発・若松超高温タービンの内車室材[注21]（図3.１１２に高中圧タービンの組み合わせた状態を示す）を初

[注20] 本鋳鋼車室材の溶接には神戸製鋼製のＣＭ９ＣＢ（Super 9Cr 用の市販の溶接棒）でＳｂ量が低いものを確保することで対応している。

[注21] 通常タービンは２重の車室構造になっており，羽根車を直接囲む車室を内車室と言い，その外側にさらに外車室を設けている。内車室内部にはボイラで暖められた高温高圧の蒸気が直接流入するので，内部車室には高温強度の優れた材料を適用することが必要である。

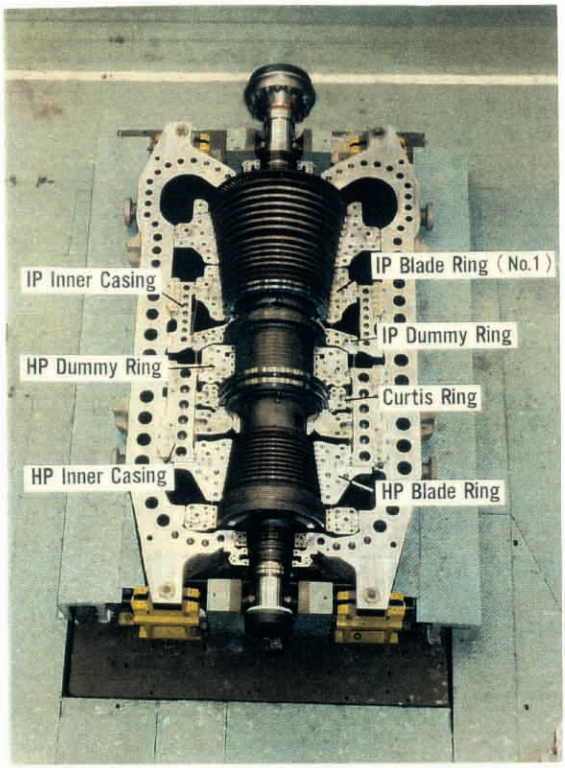


図３.１１２　電源開発・若松超高温タービン・高中圧タービンの組み合わせ状況
［高Ｃｒ鋳鋼対象部品：高圧内部車室，高圧翼環，高圧ダミー環，カーチス環，中圧内部車室，中圧ダミー環，中圧第１翼環，中央にあるロータは１２Ｃｒロータ材（ＴＭＫ１）］

めとして中部電力・碧南発電所３号タービン，北陸電力・七尾大田発電所，中国電力・三隅発電所（この場合は，主蒸気温度が６００℃となっている），等に適用並びに実用化されている。

３.５　結言

１０００MW級の大型超高温蒸気タービンに適用できる新しい高Ｃｒ鋳鋼車室材の開発・実用化研究を行い，以下のことが明かになった。

１）高Ｃｒ鋳鋼車室材の成分としては，高温強度，とりわけクリープ破断強さの高い成分系を追求するとともに溶接性に配慮して常温における延性，靭性の高い材料を選定した。

２）具体的には低Ｃ-９.５Ｃｒ０.８Ｍｏ-０.１５Ｖ-Ｎｂ-Ｎ鋼である。

３）本高Ｃｒ鋳鋼材は，常温延性，靭性に優れるため，溶接性も良好であり，予熱温度：２００℃以上で溶接可能である。

４）また，クリープ破断強さは従来の低合金鋼製鋳鋼材よりも４０℃以上高い温度での適用が可能であり，従来の設計であれば６０７℃の主蒸気条件のプラントでも適用が可能である。

５）また溶接熱影響部のクリープ破断特性も良好であり，クリープ脆化も起こさない。

６）ただし，溶接棒においてＣやＳｂの高い材料を用いるとクリープ脆化を起こすので，溶接材料としては十分管理した材料を用いること（具体的にはＣ：０.１０％以下，Ｓｂ：０.０００５％以下で管理する）が必要である。

７）上述に示すようにして開発した高Ｃｒ鋳鋼車室材（名称：ＭＪＣ１２）は，電源開発・若松超高温タービンを初めとして国内の新規事業用蒸気タービン内車室材として数多く使われ始めている。

参考文献

1）D. L. Newhouse, C.J. Boyle and R. M. Curran "A Modified 12-percent Chromium steel for large high-temperature steam turbine rotors," ASTM 68th Annual meeting June 13-18 (1965).

2）K.J. Irvine, D.J. Crowe and F. B. Pickering,"The physical metallurgy of 12% chromium steels," JISI, pp.386-405 (1960).

3）竹林，田代，藤田，中村，竹田「超々臨界タービン用高Ｃｒ耐熱鋳鋼材の開発」鉄と鋼 第７６年　第７号　pp.1068-1075

4）C. Berger: Proceedings of the R. I. Jaffee Memorial Symposium on Clean Materiala Technology, Chicago, Illinois, USA, 2-5 November, pp.227-232 (1992)

5）資源エネルギー庁公益事業部編「電気設備の技術基準の解釈」（平成９年度版）

6）ASME, Pressure Vessel Code Sec.III, Div. 1

7）D. J. Gooch et al, Metal Science, vol.11 p.545 (1977)

8）T. B. Massalski et al, Binary Alloy Phase Diagram, ASM, Ohio USA (1986)

9）西村，尾崎　金属学会にて発表を予定

第４章　６４９℃用オーステナイト系鋼ロータ材の開発

4.1　緒言

序論でも示したように事業用火力発電設備は昭和４０年代から採用された超臨界圧２４６kgf/cm^{2}g（２４．１MPa）の蒸気条件（温度条件：５３８／５３８℃[注1]，　５３８／５６６℃，５３８／５５２／５６６℃[注2]）が主流をなしている。しかしエネルギー源を海外に依存する率の高い我国においては，火力発電プラントの高性能化に対する要求は，諸外国と比較して一層激しいものとなっており，現状の蒸気条件を上回るいわゆる超々臨界圧プラントの開発が進められている。

そこで，電源開発株式会社（以下電発と略す）の若松事業所・２号タービンにおいて，ステップ１では５９３℃の主蒸気温度の超高温タービンの実証試験，ステップ２としては６４９℃の主蒸気温度の実証試験を行った。ステップ１の実証試験に用いるロータ材や車室材については第２章並びに第３章に示すようなフェライト系の材料を用いてロータ材や車室材の開発を行い，５９３℃もしくは６００℃の超高温タービンを実現している。本章及び次章（第５章）ではステップ２に用いるオーステナイト系のロータ材や車室材の開発・実用化状況について報告を行うものである。以下に簡単ではあるが，ステップ２の超高温タービンにおける材料開発の狙いを示す。

このステップ２における運転条件は主蒸気温度が６４９℃と高温になるために，従来よりロータ材として使用されているフェライト系の鋼種のＣｒＭｏＶ鋼や１２Ｃｒ鋼では十分に高い高温強度を得ることは難しく，オーステナイト系の鋼種が必要となる。このオーステナイト鋼としては，高温強度の優れた鉄基超合金のディスカロイやＡ２８６等が候補材として挙げられるが，このうちディスカロイは，１９６０年代前半に米国フィラデルフィア電力(株)のエディストン１号タービンにおいて超々臨界条件で運転を行ったときのタービンロータ材であり[1)]，またＡ２８６はこのディスカロイに類似した材料である。エディストン１号タービンでは，約７トンの大きさのディスカロイの鋼塊を用いて小型のロータを製造し，６５０℃の蒸気条件でのタービンの運転に供した。　これに対して電発・若松超高温タービン・ステップ２におけるロータは鋼塊重量で約４０トンあり（ＥＳＲ適用の場合），鉄基超合金を用いた大型の鍛造品でこのロータを製造するためには種々の検討を行う必要があった。そこで本研究では，ガスタービンの小型部品で実績のあるこれらの鉄基超合金について大型でしかも高温で回転する蒸気タービンロータへ適用することを目的に総合的に研究開発を進めた。

鉄基超合金のディスカロイやＡ２８６を蒸気タービンロータとして適用するためには以下の問題点が挙げられる。すなわち，

１）高温強度は比較的簡単に得られるが，鍛造温度範囲が狭く変形抵抗が大きいため熱間鍛造性が悪い。

２）$\gamma \rightarrow \alpha$（$\alpha'$）変態がないため，結晶粒の制御が難しい。

３）超合金特有の偏析性欠陥（フレックル）が発生する。

４）製造条件によって，クリープ延性が低くなることやクリープ破断の切欠弱化が発生する，など。

また，蒸気タービンロータの場合には素材重量が大きく，鉄基超合金材料の溶解に採用されて良好な特性が得られているＶＩＭ（Vacuum Induction Melting）→ ＶＡＲ（Vacuum Arc Remelting）では設備容量的に不可能であり，ＥＳＲ（Electron Slag Remelting）を採用する必要があり，製造法を含めて多方面から総合的にオーステナイトロータを開発することが必要であった。

[注1] ５３８℃／５３８℃：高圧蒸気温度／中圧蒸気温度をそれぞれ示す。

[注2] ５３８／５５２／５６６℃：高圧蒸気温度／再熱蒸気温度／中圧蒸気温度をそれぞれ示す。

このため，図４.１に示すような全体計画に基づいてディスカロイ-Ａ２８６系鉄基超合金を基本とするオーステナイトロータ材の開発ならびに実用化研究を実施した。以下に簡単に各研究内容の概要を説明する。

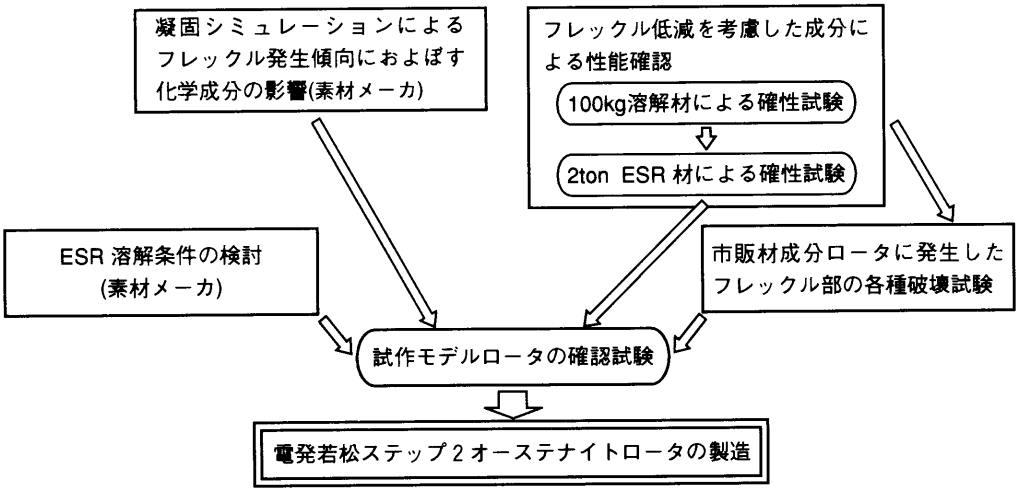


図４.１　発電若松超高温タービン用オーステナイトロータの開発

１）凝固シミュレーションによるフレックル発生傾向に及ぼす化学成分の影響

凝固実験を行い，Ａ２８６成分系における各種元素（Ｃ，Ｎｉ，Ｍｏ，Ｖ，Ａｌ，Ｔｉ）について含有量を変え，デンドライトアーム間隔等の測定を実施して，偏析性の欠陥であるフレックルの発生しやすさに及ぼす成分の影響について検討を行った。

２）ＥＳＲ操業条件の検討

本項目はフレックルを発生させにくい溶解条件を検討するものである。フレックルは溶質原子の偏析によって発生するものであるので，偏析を少なくするような溶解条件にすることが必要である。偏析は溶湯量が増えると起こりやすくなるため，ＥＳＲ操業に鋼塊上部（スラグ直下）に形成される溶湯のプールを小さくすることが必要であり，このために溶解の電流値を可能な限り低く抑えることになる。ただし，溶解電流を下げ過ぎると電流が不安定になり安定した操業を行えなくなるので限界がある。また，操業時間が長くなり工業的な生産としては好ましくない。このため，最適な操業条件を求めることが必要となる。この条件は製造する鋼塊の大きさ（使用する鋳型の大きさ）によって変化するため，製造する設備に依存するものであり，本紙では論じないこととする。

３）市販成分でロータを製造したときに発生したフレックル部の特性調査

成分的な配慮を行わない場合には，小径のロータ素材においてもフレックルが発生する。そこで，本研究ではフレックルが発生した場合においてフレックル部とはどのようなもので，どのような特性を有しているのかを明らかにするため，市販成分で製造したロータ素材のフレックルについて調査を行った。

４）フレックル低減を考慮した成分による性能確認

この研究では，上記の試験結果［１）及び３）］に基づいてフレックルが発生しにくい成分系の素材を１００ｋｇ試験材及び２トンＥＳＲ試験材を通して調査し，その最適成分を明らかにするとともに，その素材に対する最適熱処理方法についても検討を行った。

5）試作モデルロータの製造とその確認試験

上記試験結果に基づいて１３５０ϕの胴径を有する試作ロータを製造し，特性評価を行い，実機ロータを製造する前の最終的な検証を行った。

6）実機若松超高温タービンロータ素材の材料特性評価試験

若松超高温タービンロータ素材より採取した表層材及び中心孔コア材を用いて材料特性評価試験を実施した。

以下にこれらの検討内容について示す。

4.2　鉄基超合金製蒸気タービンロータ素材の問題点

オーステナイトロータの特性は，クリープ破断強さが必要であるがさらに機械的強度も要求される。このため，クリープ破断強さだけならば車室材に適用するＪＩＳ３１６系の材料や３０４系の材料でも十分であるが，機械的強度が不足するため析出強化型の合金である鉄基超合金が候補材として考えられているわけである。

鉄基超合金としてはディスカロイ（米国・ＷＨ社：ウエスティングハウス社の開発材料）やＡ２８６（米国・ＧＥ社：ゼネラルエレクトリック社の開発材料）が挙げられるが，これらの材料は良く似た成分であり，主にガスタービンのディスク材で用いられており，蒸気タービンの構成部材よりも高い温度で使用されている。また，ガスタービンのディスクなどに用いる場合には素材の大きさも蒸気タービンロータのような大型のものではない。ここで鉄基超合金のＡ２８６やディスカロイの基本的な特徴を示すと次のことが挙げられる。

1）鉄のオーステナイトを基本格子とする組織からなる。
2）溶体化処理及び時効処理を施して使用される。
3）時効処理によってγ'相が析出し，機械的強度並びに高温強度を高める。
4）組織内にはγ'相以外にη相，等の金属間化合物が析出している。
5）ＳＵＳ３０４，等のオーステナイト系ステンレス鋼と異なり，機械的強度も高い。
6）熱処理が不十分であるとクリープ破断の切欠弱化を起こす。

そこで，初めにこの項ではこの鉄基超合金を蒸気タービンロータ材として適用する場合の問題点を実際にロータ素材で得られたデータを基に示すことにする。

4.2.1　エディストン・ディスカロイロータの経験

６５０℃に近い温度での蒸気タービンの運転は，１９６０年代前半に米国のフィラデルフィア電力（株）のエディストン発電所で主蒸気温度６４９℃（１２００°Ｆ）で行われた実績がある。このときの蒸気タービンロータは前述の鉄基超合金のディスカロイを用いたものであり，ロータ素材の重量は約７トンであった。本タービンの製造は米国のウエスティングハウス社（以下，ＷＨ社と略す）が行い，またロータ素材の製造はベスレヘムスティールが担当した。このロータ素材の製造に際しては，ＷＨ社は良好な材料特性を得るために素材製造後に熱処理試験を実施し，ガスタービンディスクに用いられる場合のディスカロイ材の熱処理方法である２段時効処理（７３２℃→６４９℃）の他に３段時効処理（７７４℃→７３２℃→６４９℃）についても検討を行った。その結果，３段時効処理を行うことによって硬さが低下し，またクリープ破断強さも低下するが，延性が向上し切欠感受性が改善

されることを明らかにし，その結果に基づいてエディストンのロータ素材についても熱処理を行い，実機を製造した。

しかし，実際に作られたロータ素材の材料特性評価試験を行うと，クリープ破断の切欠弱化が認められるとともに，クリープ破断延性や常温引張延性が極端に低いものであり，必ずしも十分な特性を有するロータ素材ではなかったことが明らかとなっている。加えて，偏析性の欠陥であるフレックルが生成しており，このフレックルが発生した部位ではさらに延性が低下した材料となっていた。

4.2.2　A２８６鉄基超合金で製造したロータ素材の問題点

今回若松超高温タービンのステップ２を行うことになった際，素材メーカよりデモンストレーション用の超合金製タービンロータ素材の提供があった。以下にはその提供を受けた素材に対する検討結果について示す。

（1）提供されたロータ素材

図4.2に提供を受けたロータ素材の形状を示す。胴径は約７８０φ，全長：２２７２mm，製品重量：約６トンのものである。表4.1にロータ素材の化学成分を示す。試験材は表層のＢＲと称した部分より採取している。

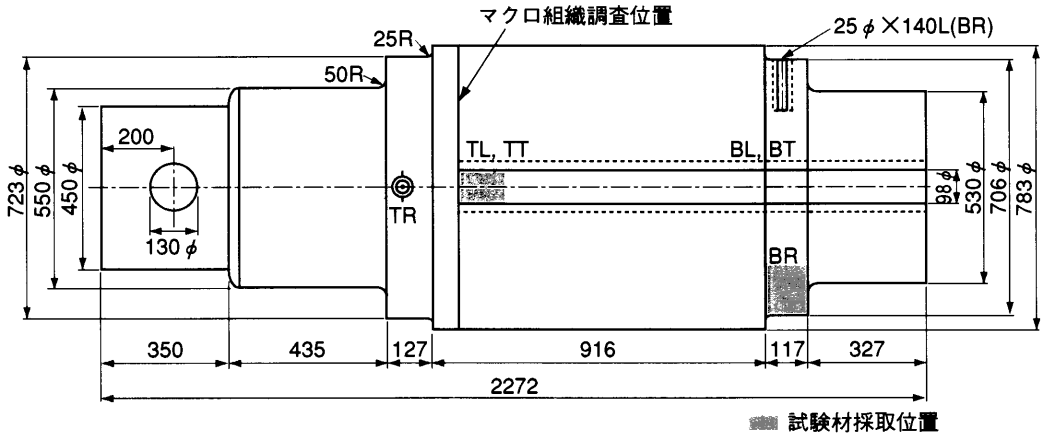


図4.2　素材メーカから提供されたＡ２８６製オーステナイトロータの形状

表4.1　素材メーカから提供を受けた市販成分のＡ２８６製オーステナイトロータの化学成分

(mass%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B
ASTM A638 Gr.660	Max. 0.08	Max. 1.0	Max. 2.0	24.0-27.0	13.5-16.0	1.0-1.5	0.1-0.5	Max. 0.33	1.9-2.35	0.0010-0.0100
レードル	0.010	0.06	1.25	25.12	14.39	1.51	0.23	0.33	2.18	0.0020

（2）機械的性質

表4.2に供試材の機械的性質を示す。機械的強度は0.2％耐力で８００MPa近くあり，仕様を大きく上回る高い強度を有する材料であり，熱処理が不明であるがおそらくガスタービンディスク素材に施される熱処理（例えば，１０１０℃での溶体化処理×１０時間 → ７４０℃×２０時間，等）が施されているものと推察される。延性面では，伸び並びに絞りとも仕様値を下回る値となっており，熱処理による改善が必要である。

表4.2　市販成分のA２８６製オーステナイトロータの機械的性質

試験片採取方向	常温引張試験				2mmVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー (J)
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	
規格値	Min. 586	Min. 892	Min. 15.0	Min. 18.0	-
半径方向	796	1075	13.0	16.3	-
	795	1059	11.0	12.4	-
軸方向	807	1072	12.8	10.2	49
	798	1071	14.0	10.8	45

（3）クリープ破断特性

表4.3及び図4.3にこのロータ素材のクリープ破断試験結果を示す。図4.3の上段はクリープ破断強さを示すものであり，横軸はラルソン-ミラー指数［T：絶対温度（K），t：破断時間（hr）］とし，縦軸はクリープ破断強さとして整理して示すものである。また，下段はクリープ破断延性を示すものであり，破断伸び，絞りを縦軸としてまとめたものである。上段の図において，白抜きの記号は平滑試験片の結果，塗りつぶしの記号は切欠試験片の結果をそれぞれ示すものである。この図から明らかであるように，切欠クリープ破断強さは平滑試験片の強さと変わらず，切欠強化になっていない[注3]。また，クリープ破断延性についても低く，信頼性に欠ける試験結果となっている。この原因については，後述に譲るが基本的には熱処理方法が適当ではなかったことによるものと判断される。

以上のように，鉄基超合金を大型の鍛鋼品である蒸気タービンロータ素材に適用する場合には，これまでのガスタービンディスクに適用してきた製造方法では十分に信頼できる素材は得られない。

そこで以下では，このような問題点を解決することを目的として多方面からの検討を行い，若松超高温タービンのステップ2に適用できる超合金製蒸気タービンロータを開発した。

表4.3　市販成分のA２８６製オーステナイトロータのクリープ破断試験結果
（図4.3はこの表のデータを図示したもの）

符号	形状	試験温度 (℃)	破断応力 (MPa)	破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)	L.M.指数 (C=18)
A-P1	平滑	600	392	3608.8	3.8	0.8	18.82
A-P2	〃	650	343	742.4	2.9	4.3	19.27
A-P3	〃	〃	294	1299.4	1.4	0.7	19.49
A-P4	〃	700	245	850.5	6.3	5.3	20.37
A-P5	〃	〃	196	2610.5	10.3	5.9	20.84
A-P6	〃	730	196	590.5	14.3	13.6	20.84
A-P7	〃	〃	147	2074.4	16.5	18.5	21.38
A-N1	切欠	600	479	459.7	-	-	18.04
A-N2	〃	650	445	117.2	-	-	18.53
A-N3	〃	〃	371	283.4	-	-	18.88
A-N4	〃	700	310	65.8	-	-	19.29
A-N5	〃	〃	243	435.8	-	-	20.09
A-N6	〃	730	243	227.2	-	-	20.42
A-N7	〃	〃	194	974.9	-	-	21.06

[注3] 第2章でも示したように，蒸気タービンにおいては翼溝など切欠部が多く存在するが，設計的にクリープ破断強度を考える場合には平滑材の強度で評価することになる。このため，材料に対しては切欠強度は常に平滑強度よりも高くなること，言い換えれば切欠強化であることが求められている。

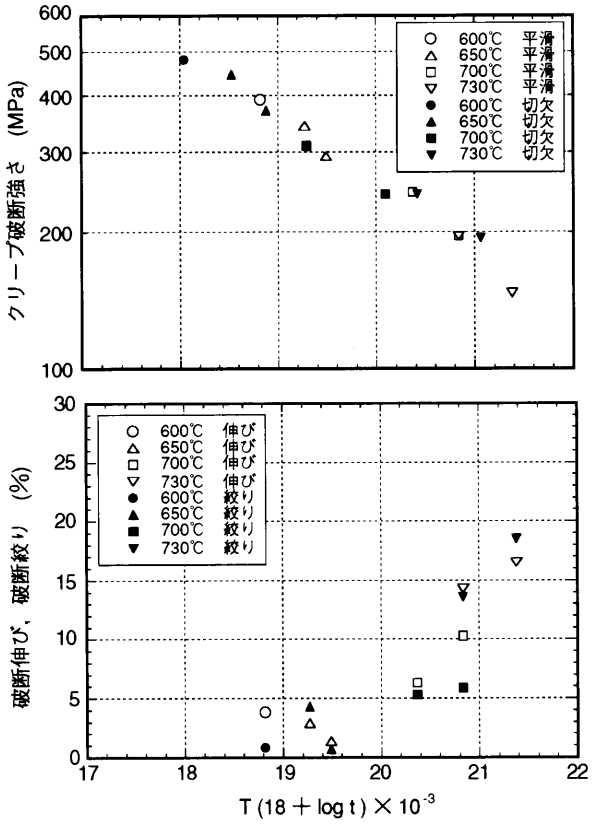


図4.3　提供された超合金Ａ２８６製ロータ素材のクリープ破断特性

4.3　凝固シミュレーションによるフレックル発生傾向に及ぼす化学成分の影響

緒言に示すようにオーステナイトロータを製造する場合には，「偏析性の欠陥であるフレックルの生成を如何に抑制するか」がポイントとなる。そこで，凝固シミュレーション装置を用いて化学成分がフレックル生成にどのような影響を与えるかを明らかにすることとする。なお，フレックル自体の特性については，緒言にも示したように「市販成分でロータを製造したときに発生したフレックル部の特性調査」の項で詳細に評価する。

4.3.1　試験材

真空タンマン溶解炉装置を用いて表4.4に示すＡ２８６系成分の７種類の材料について凝固速度を変えた鋼塊について２次デンドライトアーム間隔の測定，等の試験を行った。ＡＲ０が基本鋼であり，Ａ２８６系鉄基超合金の成分となっている。

ＡＲ１はこの基本鋼に対して，Ｃを0.０３％から０.０２％へ，Ｓｉを0.４％から0.１５％へ，Ｍｎを１.２％から０.６％へ，Ｔｉを1.９％から１.３％にそれぞれ下げたものである。ＡＲ２はＡＲ１を基本成分とし，Ｃを少し下げ，Ｔｉを1.５％にしたもの，ＡＲ３はＡＲ２よりもさらにＴｉを増加させ１.７％にしたものである。このＡＲ１～ＡＲ３の試験材によりＴｉの凝固特性に及ぼす影響を調べることができる。

ＡＲ４はＡＲ２を基本成分として（Ｔｉ：1.５％）Ｎｉを２６％から３６％へ，Ｍｏを1.２％から２％へと増加させた材料である。ＡＲ５はＡＲ４のＮｉ量をもとの２６％に戻した材料であり，ＡＲ６はＡＲ４のＭｏ量を1.２５％に戻した材料である。このＡＲ４～ＡＲ６によってＮｉ及びＭｏの凝固特性への影響が示される。なお，γ'の成分比率を変えないようにするために，Ｔｉ／Ａｌ比は８.０～８.６の間で大きく変えていない。

表4.4　凝固シミュレーション試験に用いた供試材の化学成分

(mass%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Co	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B	O (ppm)	N (ppm)	Ti/Al
AR0	0.032	0.40	1.15	0.008	≦0.001	<0.01	<0.01	25.82	15.84	1.28	0.22	0.22	1.89				8.5
AR1	0.023	0.15	0.62	0.009	0.0016	<0.01	0.02	25.88	14.84	1.23	0.19	0.15	1.29	0.0064	39	53	8.6
AR2	0.015	0.15	0.62	0.009	0.0030	<0.01	0.02	26.00	14.95	1.24	0.19	0.18	1.51	0.0053	43	45	8.3
AR3	0.013	0.15	0.63	0.009	0.0016	<0.01	0.02	25.94	14.94	1.24	0.19	0.21	1.71	0.0062	38	40	8.1
AR4	0.013	0.15	0.62	0.009	0.0013	<0.01	0.02	35.58	14.90	1.97	0.01	0.18	1.52	0.0058	42	36	8.4
AR5	0.014	0.15	0.62	0.009	0.0034	<0.01	0.02	26.00	14.86	1.98	0.01	0.18	1.54	0.0056	35	38	8.6
AR6	0.014	0.15	0.62	0.009	0.0025	<0.01	0.02	35.57	14.87	1.24	0.19	0.18	1.52	0.0057	39	42	8.4

4.3.2　試験結果

（1）光学顕微鏡観察による2次デンドライトアーム間隔の測定

図4.4にA286系鉄基超合金の凝固試験における凝固速度（冷却速度）と2次デンドライトアーム間隔との関係を示す。基本的には冷却速度と2次デンドライトアームの間には下記の関係が成り立ち（両対数で直線近似），冷却速度が遅くなるほどデンドライトアームの間隔が大きくなる[2)]。

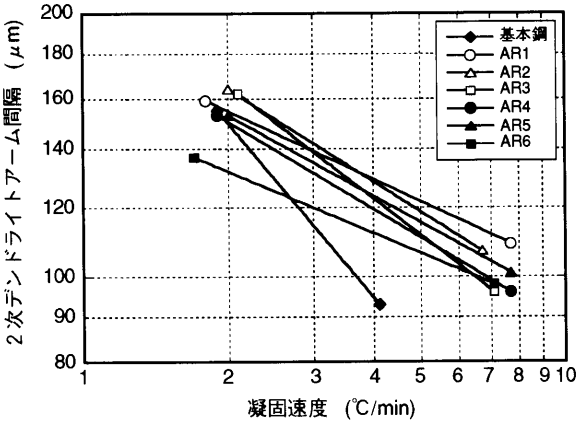
$$2\text{次デンドライトアーム}\ (S_2) = A \times R^{\alpha}\ \ 2)$$

A，α：凝固定数

R　　：凝固速度

AR1～AR3の凝固係数Aの値を見ると，Ti量が少なくなるほどAの値も小さくなり，2次デンドライトアーム間隔が小さくなる傾向が認められる。しかし，αを含めて評価すると必ずしもTi量を少なくすることがアーム間隔を小さくすることにはなるとは限らない。オーステナイトロータの中心部（胴径：1000ϕ）付近での冷却速度はおよそ2℃／分であり，そのときのAR1～AR3のアーム間隔の計算値はそれぞれ153μm，164μm，165μm となり，Ti量の少ない方がアーム間隔は小さくなることが示されている。また，AR2とAR6を比較した場合，AR6の方がAR2よりも2次デンドライトアーム間隔は小さくなっており，Ni量を26%から36%に引き上げることによってアーム間隔は小さくなることを示している。

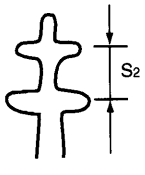
この2次デンドライトアーム間隔は，柱状晶の発達しやすさを示すものであり，柱状晶が発達する



試験材	凝固速度 R (℃/min)	2次アーム間隔* S_2 (μm)	凝固定数* A	凝固定数* α
AR0 (26Ni-16Cr-1.9Ti) 基本鋼	1.9 4.1	155 93	237	-0.664
AR1 (1.3Ti)	1.8 7.7	159 109	185	-0.260
AR2 (1.5Ti)	2.0 6.7	164 107	210	-0.353
AR3 (1.7Ti)	2.1 7.1	162 96	223	-0.430
AR4 (1.5Ti-2Mo-36Ni)	1.9 7.7	153 96	189	-0.333
AR5 (1.5Ti-2Mo)	2.0 7.7	153 101	189	-0.308
AR4 (1.5Ti-36Ni)	1.7 7.1	137 98	155	-0.234

*：$S_2 = A R^{\alpha}$

図4.4　A286系鉄基超合金の凝固速度と2次デンドライトアーム間隔の関係



ことによりその先端には溶質原子が濃縮することになるため，偏析性の欠陥であるフレックルは生成しやすいことになる。その観点から見た場合にはＮｉは高いほど，またロータ材の凝固速度を考えた場合にはＴｉ量は低い方が良いということになる。

（2）２次デンドライトアーム部のＥＰＭＡ（Electron Probe Micro Analyzer）分析

表4.5にフレックルのＥＰＭＡ分析結果（文献データ[3]）を示す。この表に示されるように，フレックル部にはＣ，Ｓｉ，Ｎｉ，Ｔｉが濃化している。そこで，ＡＲ１～ＡＲ５の試験材のデンドライトアーム部のＥＰＭＡ分析を行った。その結果を表4.6に示す。この結果から以下のことが明らかとなる。

1）ＡＲ１～ＡＲ３は順にＴｉ量が多くなるが，この順に従ってＴｉの偏析度合が増していく。

2）ＡＲ４（３５Ｎｉ-1.5Ｔｉ）はＡＲ２（２５Ｎｉ-1.5Ｔｉ）に比べてＮｉ量が多いが，Ｎｉ，Ｓｉ，Ｔｉの偏析は少なく，Ｎｉの増加によってフレックルの生成能は低下するものと判断される。

以上の結果からも，ミクロ偏析に対してＴｉは助長し，Ｎｉは抑制するものと判断され，フレックルを軽減する上ではＴｉを低減し，Ｎｉを増量することが好ましいと考えられる。

表4.5　フレックル部のＥＰＭＡ分析結果（文献の結果[3]）

(mass%)

位置	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe	V	Al
フレックル部	0.10	2.00	1.50	11.5	34.0	1.25	6.5	42.65	0.30	0.20
フレックル部周辺マトリックス	0.05	1.25	1.50	12.5	31.0	1.25	3.7	48.25	0.30	0.20
マトリックス部	0.05	0.70	1.50	14.5	25.5	1.25	2.1	53.90	0.30	0.20

表4.6　デンドライトアームに対するＥＰＭＡ分析結果

	Si (0.1K)		Mn (1K)		Ni (10K)		Mo (0.5K)		Ti (2K)	
AR0（基本鋼）	Max. 156 Min. 100	56	Max. 48 Min. 38	10	Max. 64 Min. 55	9	Max. 25 Min. 20	5	Max. 35 Min. 12	23
AR1	Max 72 Min. 45	27	Max. 30 Min. 23	7	Max. 66 Min. 55	11	Max. 36 Min. 25	11	Max. 30 Min. 9	21
AR2	Max 76 Min. 46	30	Max. 30 Min. 24	6	Max. 68 Min. 57	11	Max. 35 Min. 24	11	Max. 42 Min. 12	30
AR3	Max 75 Min. 48	27	Max. 28 Min. 22	6	Max 66 Min. 54	12	Max. 37 Min. 26	11	Max. 52 Min. 15	37
AR4	Max. 64 Min. 45	19	Max. 28 Min. 21	7	Max. 88 Min. 79	9	Max. 50 Min. 36	14	Max. 35 Min. 10	25
AR5	Max. 70 Min. 42	28	Max. 33 Min. 25	8	Max. 83 Min. 74	9	Max. 31 Min. 23	8	Max. 48 Min. 14	34

なお，Ｐ，Ｓ，Ｃｒ，Ｖ，Ａｌ，Ｂには濃度差はなかった。

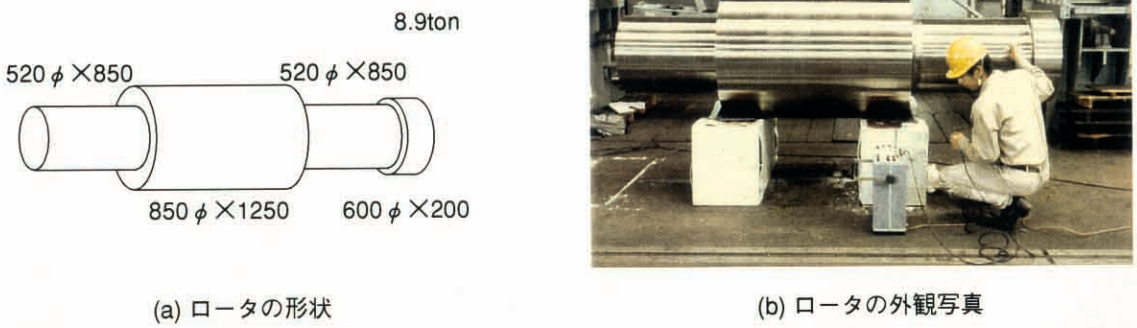
4.4　市販成分のＡ２８６大型鋼塊のフレックル部の特性調査

一般に超合金のように多量の溶質原子を含む材料を蒸気タービンロータのような大型鋼塊として造塊を行うと，例えＥＳＲ造塊のような偏析の少ない鋳込み方法を採用したとしても偏析性の欠陥であるフレックル[3]が発生する。このフレックルは前項に示すように添加合金元素の添加量を調整することで軽減できる可能性もあり，成分的な配慮を行うことが必要である。しかし，大型鋼塊になればなるほど偏析は生じやすく，このためフレックルも起こりやすくなるため，蒸気タービンロータを製造する場合には不可避的な欠陥であるとも言えるので，フレックルの特性を正しく把握し，必要に応

じて設計的な配慮を行うことが望まれる。そこで，通常ガスタービンのディスクなどに使われている成分[注4]のＡ２８６を用いて試作したロータ素材[注5]を入手し，このロータに発生したフレックルについて調査を行うこととした。

4.4.1　供試材

試験に供したロータ素材の形状及び外観状況を図４.５に示す。ロータ素材は電気炉（大気炉）にて溶解を行い，ＶＯＤ（Vacuum Oxygen Decarburization，真空酸素脱炭法[注6]）処理を行って低Ｃ材とし，さらに真空処理を施して酸素を除去し，成分調整を行った後，鋳塊とした。次にＥＳＲ炉（Electro Slag Remelting，エレクトロスラグ再溶解炉）にて２次溶解を行い均質で清浄度の良い鋼塊（鋼塊径：１０００ϕ，長さ：２４７０mm　，重量：１５.３５トン）を得た。出来上がった鋼塊は図４.６に示すような工程にて熱間鍛造を施しドラム形状のロータ素材とした。表４.７にこのロータ素材の化学分析値を示す。低ＣのＡ２８６系鉄基超合金からなるロータ素材であり，Ｔｉ量も１.９％程度と通常のＡ２８６並の高い値を示すものとなっている。また，酸素：３０～４０ppm，窒素：１０ppm　程度と真空脱ガス処理も十分に行われており，良好な状態の鋼塊に仕上がっている。



(a) ロータの形状　　(b) ロータの外観写真

図４.５　市販成分のＡ２８６製ロータの形状と外観状況

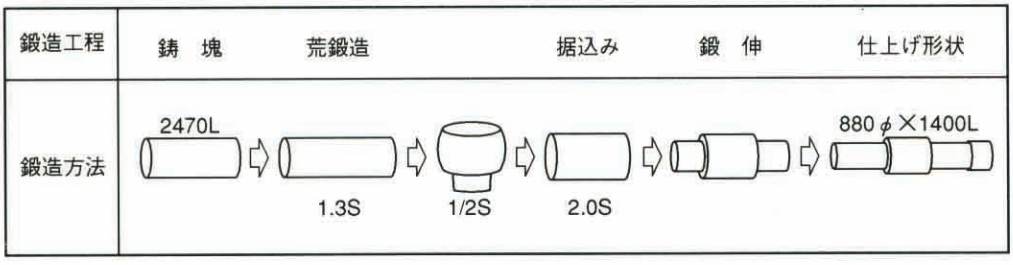


図４.６　市販成分のＡ２８６ロータ素材の鍛造要領

[注4] 蒸気タービンロータ材としての配慮，言い換えれば大型鍛鋼材としての偏析等に対する配慮を行っていない成分の材料を言う。これらの配慮については本研究に於いて明らかになったものであり，この項で対象とするロータ素材はこのような成分的な検討を行う前に作られた素材であるため，大型鍛鋼材としての成分的な配慮は行われていない。

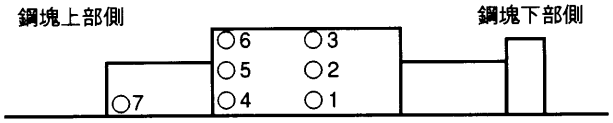
[注5] このロータ材も素材メーカがデモンストレーション用に試作したものであり，上記のように成分的な配慮がされていないものである。ただし，このロータ素材は共同研究を行った（株）神戸製鋼所が製作したものであったため，フレックルの特性評価に供した。

[注6] 真空チャンバー内に溶湯を入れた取鍋をおき，真空処理をすると同時に取鍋下部より純酸素を注入する。この処理により溶湯中に存在するＣは酸素と結びついてＣＯガスとなり溶湯から取り除かれていく。この処理によって低Ｃの溶湯を得ることが可能となる。

表４.７　市販成分で製造したロータ素材の各部の化学成分分析結果

(mass%)

位置	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Al	V	B	O (ppm)	N (ppm)
1	0.032	0.43	1.15	0.007	≦0.01	0.03	25.27	15.69	1.28	1.80	0.21	0.22	0.0054	33	10
2	0.031	0.41	1.15	0.007	≦0.01	0.03	25.76	15.86	1.27	1.84	0.21	0.22	0.0051	30	12
3	0.034	0.43	1.17	0.008	≦0.01	0.03	25.87	15.76	1.30	1.84	0.21	0.22	0.0063	32	10
4	0.031	0.41	1.16	0.008	≦0.01	0.03	25.72	15.75	1.27	1.87	0.22	0.22	0.0062	33	10
5	0.032	0.40	1.15	0.008	≦0.01	0.03	25.82	15.84	1.28	1.89	0.22	0.22	0.0056	36	12
6	0.034	0.42	1.18	0.008	≦0.01	0.03	25.82	15.70	1.31	1.95	0.21	0.22	0.0073	30	10
7	0.032	0.40	1.15	0.008	≦0.01	0.03	25.60	15.66	1.27	1.89	0.23	0.22	0.0061	33	8



4.4.2　熱処理試験

本ロータ素材の熱処理方法については，後述の「フレックル低減を考慮した成分による性能確認」の試験結果（本研究と並行して実施）に基づいて決めた関係からこの項の説明に必然性の欠けるところもあるが，詳細の熱処理条件選定に対する基本的な考え方ついては後述（4.5節）に譲り，ここでは蒸気タービンロータ素材に採用されるべき熱処理方法を用いて処理を行ったロータ素材の材料特性評価のみについて言及することとする。

蒸気タービンロータの熱処理方法としては後述する研究結果から溶体化処理＋３段時効処理を採用することとした。この３段時効処理のうち２段目と３段目は固定した熱処理条件としており，７４０℃×２０時間及び６５０℃×２０時間である。また，ポイントとなる１段目の時効処理では比較的大きなγ' 相を析出させるとともにη相を析出させてγ'相の中に取り込まれていくＴｉ量を少なくすることを目的としているため，熱処理試験を実施して最適処理温度を決定した。

１段目の時効処理条件は次の通りである。

７６０，７８０，８００，８２０，８４０，８６０℃×２０時間

（１）光学顕微鏡観察

図4.7に各時効処理条件に対応したロータ素材の光学顕微鏡組織を示す。この写真の中の層状に粒界に析出しているものがη相（Ni_3Ti，DO_{24}構造）であるが，このη相は１段目の時効処理温度が８００～８４０℃のものに現れており，これ以外の温度では現れていないことからη相の析出ノーズはこの温度付近にあるものと考えられる。このη相は光学顕微鏡で確認できるほどの比較的大きな析出物であり，粒界三重点に層状をなして存在したり，粒界にフィルム状に析出したりするものである。大きな析出物であるために強度向上には寄与しない。また，このη相が析出していても延性や，靭性の低下をもたらさないことは実験的に確認[注7]されている。このため，１段目の時効処理においてη相を析出させることは，余分に存在するＴｉがγ'相［Ni_3（Ａｌ，Ｔｉ）］中に溶け込んで必要以上に強度を上昇させることや延性を低下させることを防ぐことができることを意味する。そのような意味から１段目の時効処理温度は８００～８４０℃が適当であると判断される。

[注7] この研究で試験を行っている材料においてもη相は多数析出しているが，その析出によって延性や靭性はもたらされていない。

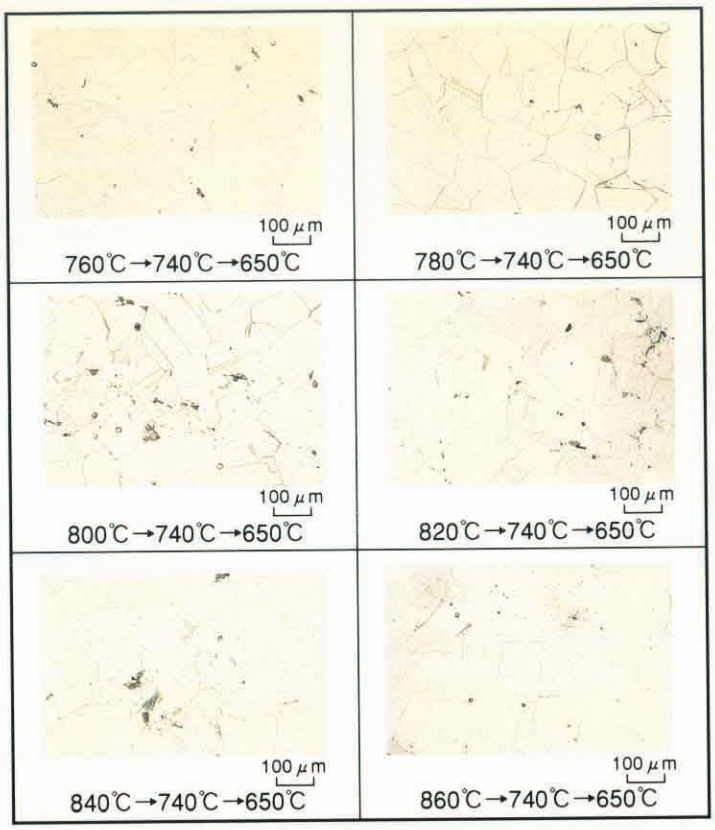


図４.７　１段目の時効処理温度を変えた場合の光学顕微鏡組織の変化

（２）硬さ試験

図４.８に１段目の時効処理を温度で整理した素材の硬さ測定結果を示す。１段目及び２段目の時効処理終了後における硬さは１段目の時効処理温度が高くなるほど低くなっており，１段目の時効処理温度が高いものほどγ'相が大きくまたその数が少ないことを意味している。しかし３段目の時効処理後では１段目の時効処理温度が８６０℃のものの場合，８４０℃のものよりも硬さが高くなっており，６５０℃の時効処理においてかなり多くの析出が起こり強度が増加することから，それ以前の時効析出が不十分であったことが示されている。また，８４０℃の１段目の時効処理は２段目における

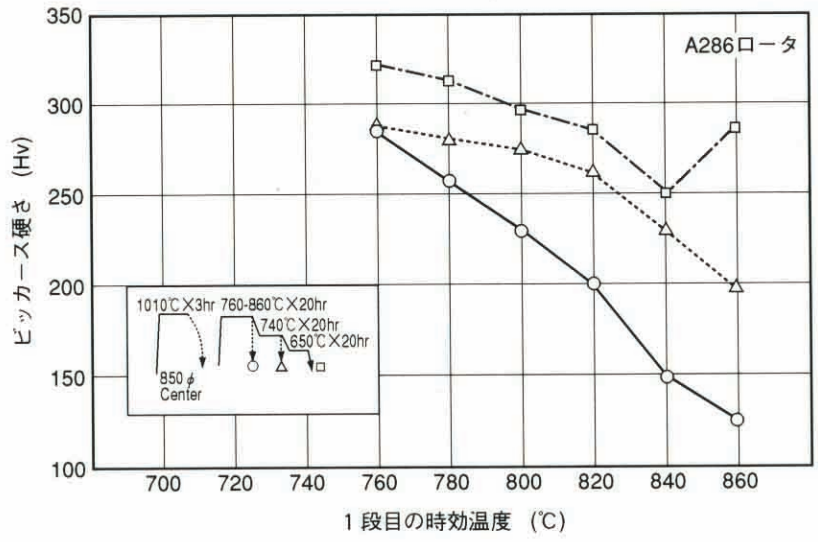


図４.８　市販成分によるＡ２８６製ロータ素材における１段目の時効温度と硬さの関係

時効硬化量が多く，１段目における時効析出量が少ないものと考えられる。このため，硬さ面から見た場合の最適な１段目の時効処理温度は８００～８２０℃となり，この温度域で１段目の時効処理を行えば，各時効処理条件においてそれぞれ硬化が生じており，その結果十分な時効析出が達成されているものと判断される。

上記光学顕微鏡観察結果及び硬さ測定結果から判断して１段目の時効処理温度を８２０℃とすることとした。

4.4.3　フレックル部の性状調査

（1）マクロ組織

図4.9に本ロータ胴部の横断面マクロ組織を示す。この写真に示されるようにロータには微細な黒い斑点が中心近傍から表層近くまで認められている。この斑点がいわゆるフレックルと言われる偏析性の欠陥であり，均一性の高いＥＳＲ鋼塊で製造された本ロータ素材においてもフレックルの生成を防ぐことはできない。図4.10にはこのフレックル部をさらに拡大して横断面だけでなく縦断面からも観察した結果を示す。フレックルの大きさは直径が３～４mm 程度で軸方向（鋼塊の上下方向）に伸びた形となっている。このフレックルは中心部と表層近傍には現れていない。これは次のように説明できる。

フレックルは偏析性の欠陥であり，通常鋼塊に認められるラムダ偏析と同じように発生する。鋼塊の凝固は図4.11に示すように下部及び側面の水冷ルツボより進行するが，このとき必ず溶融金属の湯溜まりが発生する。この湯溜まりは鋼塊径が大きいほど，また溶解速度が速いほど大きくなる。この湯溜まりでは凝固が進行する際に比重の軽い元素のＣ，Ｓｉ，Ｔｉは上方へと移動するために凝固金属の斜面に沿って外周へと移動する。このとき，Ｃ，Ｓｉ，Ｔｉは温度勾配が最小となっている中間部に偏析し，フレックルを形成する。なお，最外周部では側面からの冷却が速いために偏析を生ず

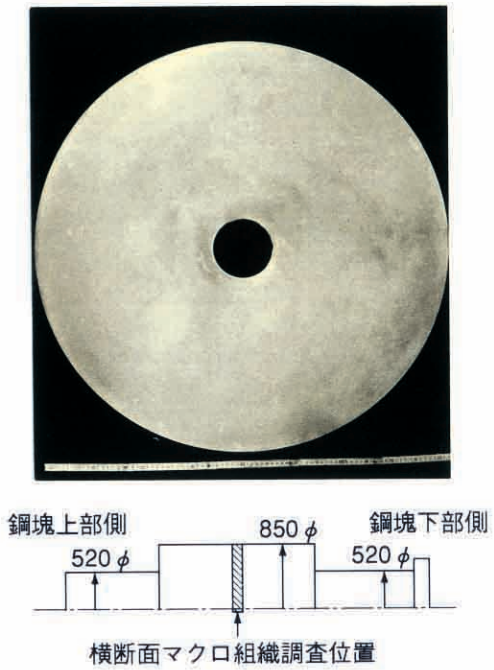


図4.9　市販材成分のロータ材の横断面マクロ組織

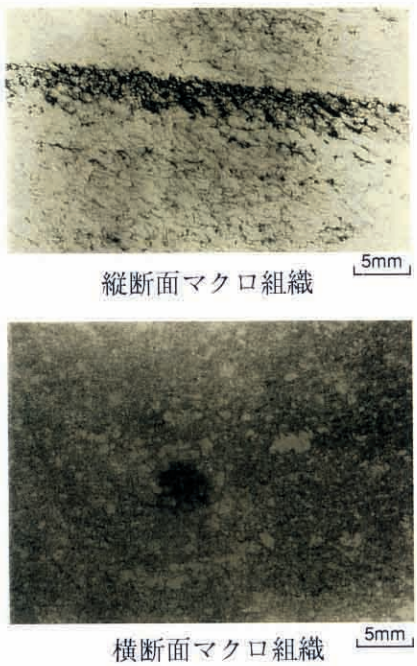


図4.10　市販材成分のロータ材の横断面マクロ組織（拡大）

る前に凝固するのでフレックルは発生しない。このようなことからフレックルは中心部及び最外周部には存在しない。本ロータの製造においてはＥＳＲ法を採用しているので通常鋼塊のように全体が一斉に凝固することはないので，通常の大型鋼塊（自然凝固させた鋼塊）よりも偏析は少なくフレックルも発生しにくい。また，フレックルの発生量を軽減するためには湯溜まりを小さくすることが偏析を少なくすることにつながるので好ましく，その点を考慮すると溶解速度を遅くすることがフレックル抑制の上で効果があるものと判断される。

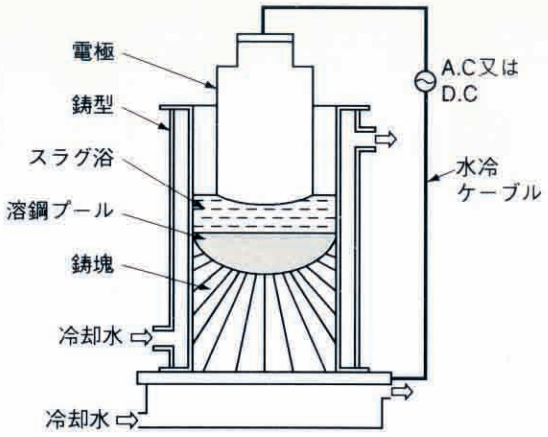


図４.１１　ＥＳＲ操業状況の模式図

（２）光学顕微鏡組織

図４.１２にフレックル部の光学顕微鏡組織を示す。このフレックル部の析出物は後述のＥＰＭＡ分析結果から示されるようにＴｉやＭｏなどの炭窒化物である。これらの析出物は凝固時に生成されたもので融点も高く安定しており，熱処理や鍛造では消滅させることはできない。ただし，ソーキング処理（鍛造前に高温に保持して成分の均質化を図ること）で若干少なくすることができる。なお，フレックルはＥＳＲ操業時の磁場の関係で図４.１２の横断面の光学顕微鏡組織からわかるようにうず巻き状になって現れる。

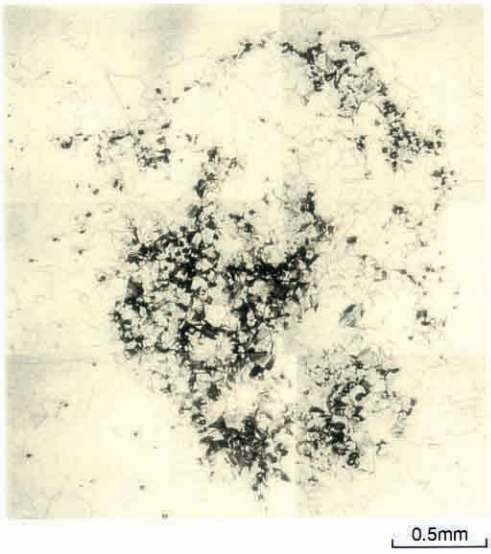


図４.１２　フレックル部の光学顕微鏡組織（横断面）

（３）硬さ測定

図４.１３にフレックル部のビッカース硬さ分布を示す。フレックル部には後述するようにＴｉの炭化物等が多くあり，このために硬さが上昇している。この図でも確認できることであるが，フレックル部の大きさは硬さがマトリックス部よりも高くなっている部分であることから３～４mm 程度であり，光学顕微鏡で観察された黒い斑点状のものの大きさと一致する。

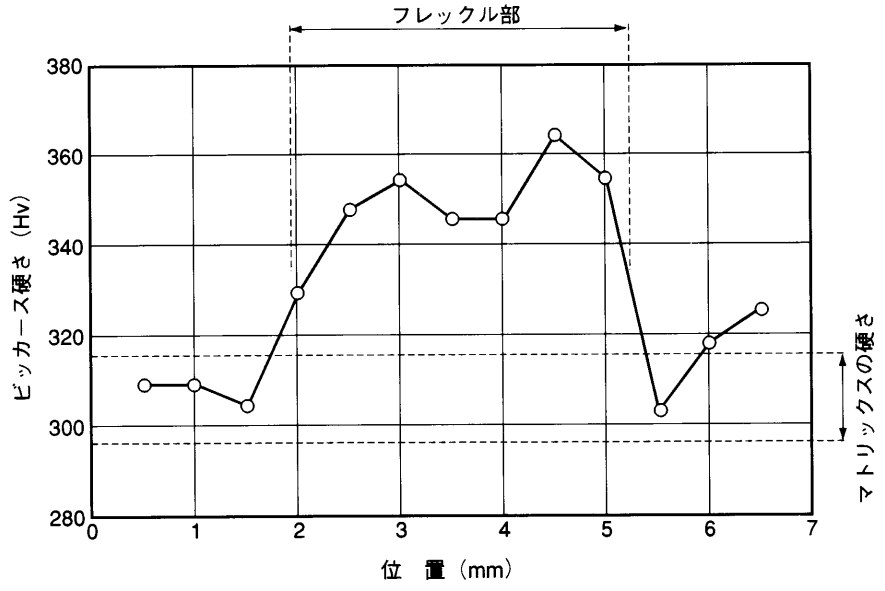


図４．１３　フレックル部の硬さ分布

（４）ＥＰＭＡ分析

フレックルの構成物質を明らかにするために，走査電子顕微鏡およびＥＰＭＡにより調査を行った。表４．８にフレックル部の化学成分をＥＰＭＡにより定性的に分析した結果を示す。また，参考のために，文献[3]に報告されている分析値（表４．５）も併せて示す。これらの表に示されるようにフレックル部にはＣ，Ｓｉ，Ｍｎ，Ｎｉ，Ｔｉが偏析していることがわかる。

図４．１４～１６には他の３箇所におけるフレックル部のＥＰＭＡ面分析の結果を示す。この結果からはフレックル部に多数存在する析出物のほとんどはＴｉの化合物であることがわかる。このため，フレックルの低減にはＴｉ量を低減してＴｉの化合物が形成しないようにすることが最も効果的な方法であると言える。

表４．８　フレックル部のＥＰＭＡ分析結果

(mass%)

材　料	位　置	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	B	Fe
本ロータ材	フレックル部	-	0.56	1.63	29.41	16.05	1.27	-	3.17	-	-	-
	マトリックス部	0.034	0.42	1.18	25.82	15.70	1.31	0.22	1.95	0.21	0.0073	-
文献値[3]（表４．５）	フレックル部	0.10	2.00	1.50	34.0	11.5	1.25	0.30	6.5	0.20	-	42.65
	フレックル部周辺マトリックス	0.05	1.25	1.50	31.0	12.5	1.25	0.30	3.7	0.20	-	48.25
	マトリックス部	0.05	0.70	1.50	25.5	14.5	1.25	0.30	2.1	0.20	-	53.90

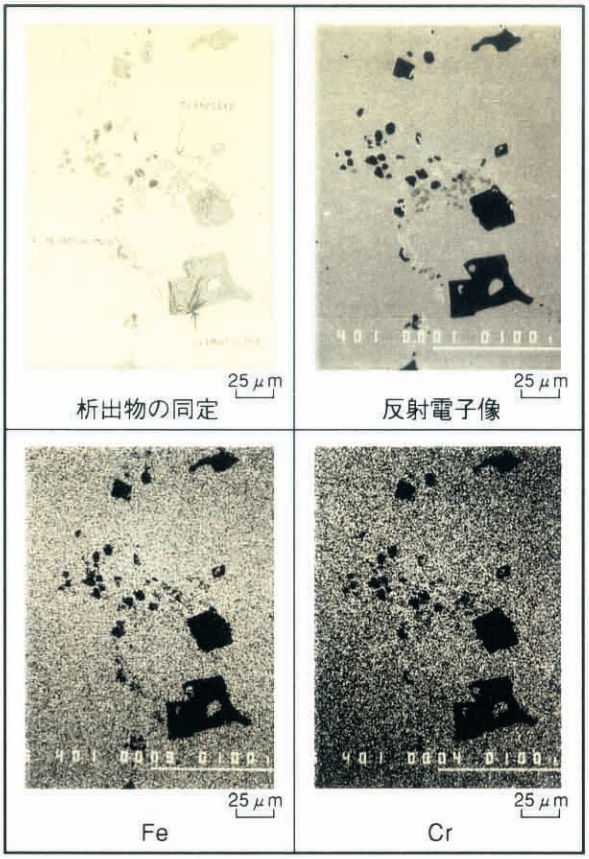


図４．１４　フレックル部のＥＰＭＡ分析結果（１）

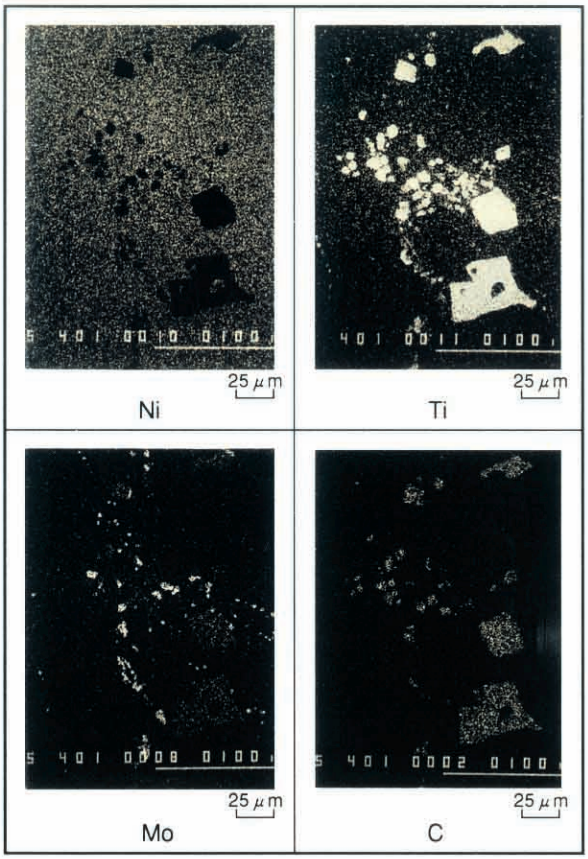


図４．１５　フレックル部のＥＰＭＡ分析結果（２）

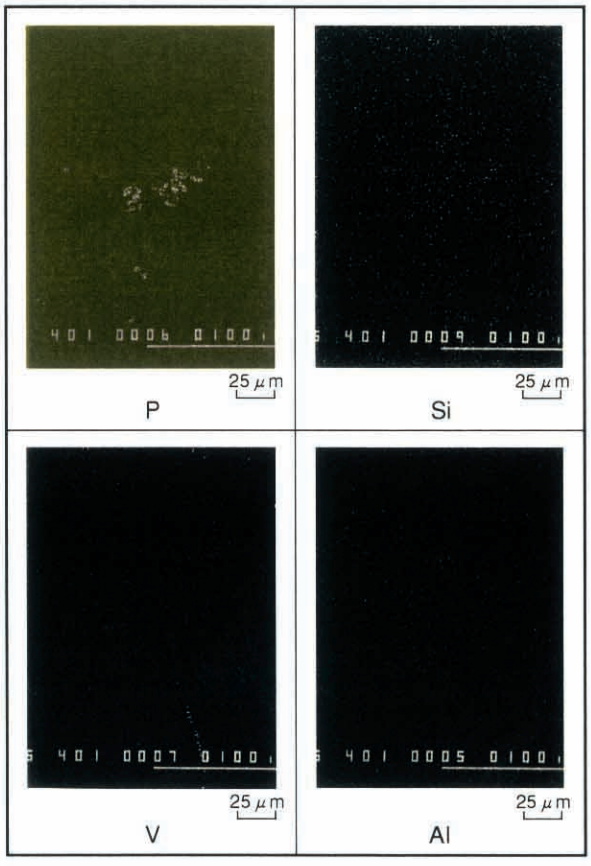


図４．１６　フレックル部のＥＰＭＡ分析結果（３）

4.4.4　フレックル部の機械的特性

本ロータ材の常温の機械的性質を表4.9に示す。この表には１９６０年代に米国フィラデルフィア電力（株）のエディストン発電所で１２００°Ｆ（６４９℃）の蒸気条件下で運転したＵＳＣタービンロータ（ディスカロイ）の機械的性質[4]も併せて示す。

表4.9　市販成分で製造したロータ素材の各部の機械的性質

位置		常温引張試験				2mmVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー(20℃)(J)
		0.2%耐力(MPa)	引張強さ(MPa)	伸び(%)	絞り(%)	
表層部	健全部 半径方向	554	943	24.6	25.4	62
		547	937	22.8	30.8	69
	フレックル部 半径方向	564	927	16.3	13.9	54
		570	943	16.8	16.8	55
中心部	健全部 接線方向	500	895	26.0	28.1	55
		513	914	24.0	25.4	58
	フレックル部 接線方向	521	902	16.1	10.9	46
		514	905	18.3	16.8	41
*エディストン	健全部	551	937	15.7	15.6	16
	フレックル近傍	552	715	3.6	6.2	16
	フレックル部	503	675	2.9	8.2	13

＊　外周リング材
熱処理条件：溶体化処理；１０１０℃×３ｈｒ　９５０φ中心相当噴水冷却シミュレート熱処理
時効処理　；８２０℃×２０ｈｒ→７４０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ

（1）常温引張特性

強度面ではフレックル部は健全部と変わらない値を示すが，伸び，絞りは低く延性に欠けることがわかる。フレックル部での試験では破断位置がフレックルであり，フレックルの脆い特性がそのまま引張試験に現れたと考えられる。ただし，本結果とエディストンのディスカロイロータ材と比較すると素材が大きいにも拘わらず[注8]本ロータ材の方が延性の点で優れている。この理由についての正確な評価は難しいが，大きな理由としては製鋼技術の進歩によるものと考えられる。すなわち，エディストンのロータ材を製造した頃はまだ真空処理方法が実用化されておらず大気溶解のままの溶湯をそのまま用いていたので，溶湯中に含まれるガス成分が多く，Ｓｉ等の脱酸材をかなり多く入れたものと推察される。この場合には粒界にＧ相と呼ばれる析出相が現れて延性，靭性を低下させるものと言われており，この影響が大きいものであったと考えられる。また，高Ｃｒ鋼の素材であるために脱Ｐ処理が難しく，加えて他の不純物元素の除去においても十分に行われていないものと推察される。このためにエディストンのロータ材の延性は低いものであったと考えられる。

（2）衝撃特性

フレックル部の衝撃値は健全部に比べて劣る結果となっている。これも硬く脆いＴｉの化合物が多く存在することによるものと考えられる。ただし，エディストンのロータ材に比べると遥かに良い値を示しており，このことも常温引張延性と同じように製鋼技術の違いに起因するものと判断される。

[注8] 本ロータ素材の重量が約１５トンであるのに対して比較材のエディストン発電所に用いられたディスカロイ製のロータ素材の重量は約7.5トンと小さい。

4.4.5　フレックル部の高温引張特性

図4.17，18に表面部半径方向並びに中心部接線方向の高温引張試験結果の温度依存性を示す。本試験結果から以下のことが明らかである。

（a）フレックル部の強度は中心部で健全部と比較して若干劣るが，基本的には健全部と変わらない。

（b）フレックル部の延性は４００℃以上では健全部とほとんど差はないが，４００℃以下では著しく劣る。

（c）フレックル部の引張試験後の破断位置を見ると４００℃以上ではマトリックス部から破断しているが，４００℃以下ではフレックルから破断している。

したがって，フレックルを含む蒸気タービンロータを運転する場合，４００℃以下の低温側では十分な延性が得られないことから暖気運転を十分に行うことが必要であると考えられる。

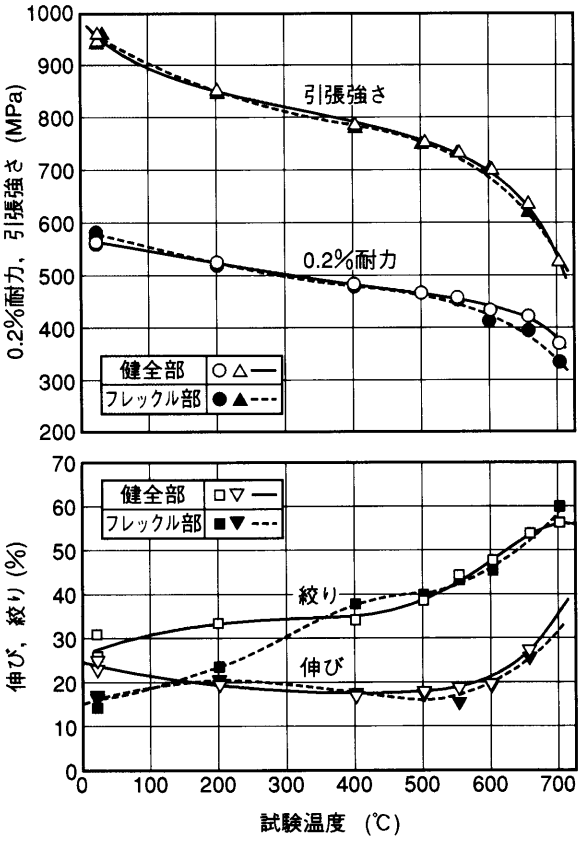


図4.17　市販成分製ロータ素材の表面部半径方向の機械的性質の温度依存性

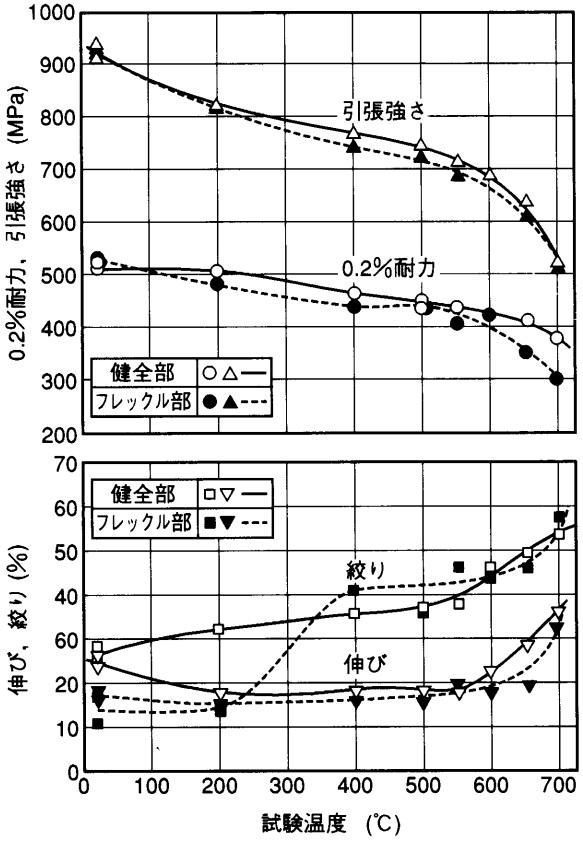
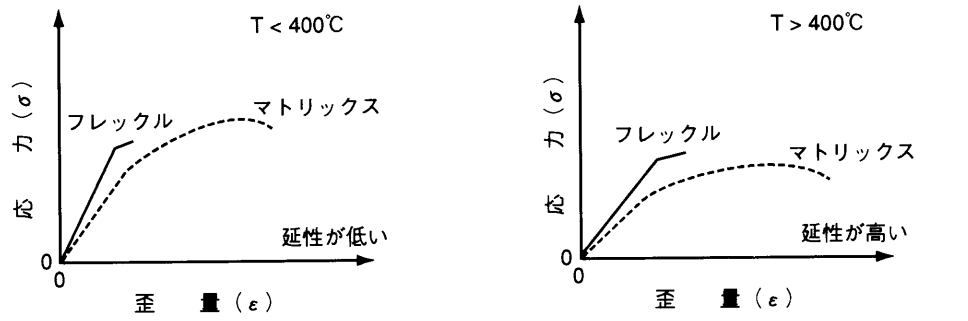


図4.18　市販成分製ロータ素材の中心部接線方向の機械的性質の温度依存性

なお，本結果からフレックルは図4.19に模式的に示すような引張特性を持つものと考えることができる。すなわち，４００℃よりも低い温度でのフレックルを含む試験では，フレックルはマトリックスと比較して延性が低く，このために（a）に示すようにフレックル部から破断する。一方，４００℃以上ではフレックル部で破断が生じる前に（b）に示すようにマトリックスで破断し高い延性を示すようになる。また，フレックル部をミクロ的に見た場合，４００℃以上では硬く脆い析出部とマトリックスの界面の間に働く力はマトリックスの強度低下と延性の向上により，マトリックスの微視的な塑性変形によって吸収され弱まっていることも予想され，このためにフレックルからの破断も抑制されているとも考えられる。



(a) 400℃より低い温度における応力・歪曲線　　(b) 400℃より高い温度における応力・歪曲線

図4.19　フレックルおよび健全部の応力・歪曲線（模式図）

4.4.6　クリープ試験

フレックルを含むA286系鉄基超合金のタービンロータ材のクリープ特性を把握するために，クリープ試験を行い，表4.10及び図4.20に示す結果を得た。なお，本試験に供した試験片は，フレックルを含まない内部より接線方向に切り出したものである。

本結果から，650℃で1000hに10^{-2}%／時間の定常クリープを示す応力を推定すると140MPa以上あり，十分に高いことが分かる。（設計上108MPaあれば1200°F超高温タービンを運転する上で問題はない。）実際に蒸気タービンロータを製造する場合には，フレックルの生成を抑制するためにTi添加量を低くする関係で強度が低くなることが考えられるため，この最小クリープ速度も20～30MPa程度低くなることが予想されるが，650℃で1000hに10^{-2}%／時間の定常クリープ速度を発生させる応力として108MPa以上のクリープ強度は十

表4.10　市販成分製ロータ材のクリープ試験結果
（フレックルを含まない中心部接線方向の試験材）

試験温度 (℃)	クリープ応力 (MPa)	最小クリープ速度 $\dot{e}$ (%/hr)	T (18− log $\dot{e}$) $\times10^{-3}$	破断時間 tr (hr)	T (18 + log tr) $\times10^{-3}$	伸び (%)	絞り (%)
650	314	8.94E-02	17.58	110.8	18.50	28.4	47.4
650	284	1.02E-02	18.46	331.7	18.94	18.6	47.4
650	250	1.89E-03	19.13	1507.4	19.55	16.8	42.0
700	245	2.38E-02	19.10	188.3	19.73	33.3	58.3
700	216	2.79E-03	20.00	537.4	20.17	26.3	55.8
700	186	6.62E-04	20.61	1514.5	20.61	25.9	46.4

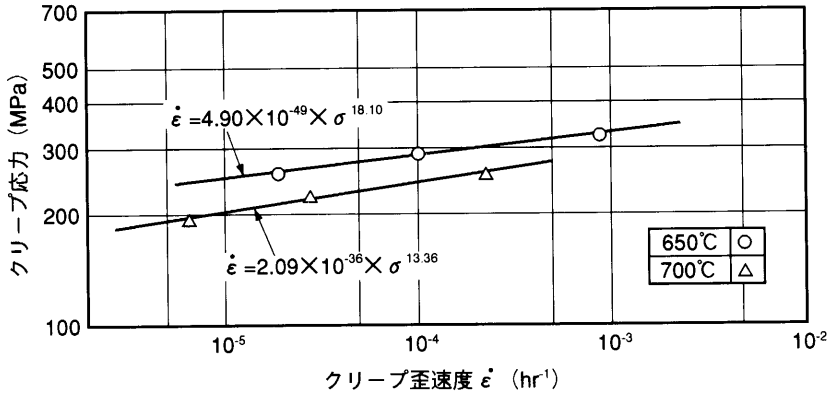


図4.20　市販成分製のA286ロータ材のクリープ試験結果
（フレックルを含まない中心部接線方向の試験材）

分に確保できるものと判断される。

4.4.7　クリープ破断試験

図4.21に表層のフレックルを含まない部位（健全部と称する）と表層近傍のフレックル部のそれぞれの半径方向のクリープ破断強さを比較して示す。また，図4.22に中心の健全部と中心近傍のフレックル部のそれぞれの半径方向のクリープ破断強さを比較して示す。これらの図において逆三角印（▽印），丸印（○印）及び三角印（△印）はフレックル部の試験結果を示すが，他の白抜きの記号（□印，◇印）で示される健全部のクリープ破断強さと同等のクリープ破断強さを示しており，フレックル部がクリープ破断強度の面で健全部に比べて劣ることのないことが明らかとなっている。言い換えれば，例えロータ素材の中に偏析性の欠陥であるフレックルが存在していたとしてもその部分からクリープ破断による破壊は起こらないことを意味する。また，この図下段にはクリープ破断時における延性（伸び，並びに絞り）を示す。この結果から次のことが言える。

1）温度が低い場合（６００℃）の方が温度が高い場合（６５０℃）に比べてフレックル部のクリープ破断延性は健全部に比べて低くなる傾向にあり，その傾向は絞りよりも伸びの方に明瞭に現れている。

2）試験温度が高いほど，クリープ破断延性は向上する。

3）６５０℃の試験ではフレックル部と健全部でのクリープ破断延性の違いはない。

以上の結果から判断して，フレックル部におけるクリープ破断現象は次のように考えることができる。高温引張試験では４００℃を境にして低温側では破断位置がフレックル部近傍であるのに対して４００℃以上ではマトリックス部である健全部で破断している。クリープ破断試験においても同じような破壊傾向を示すものであり，低温側ではフレックルに依存する形でクリープ破断が生じているの

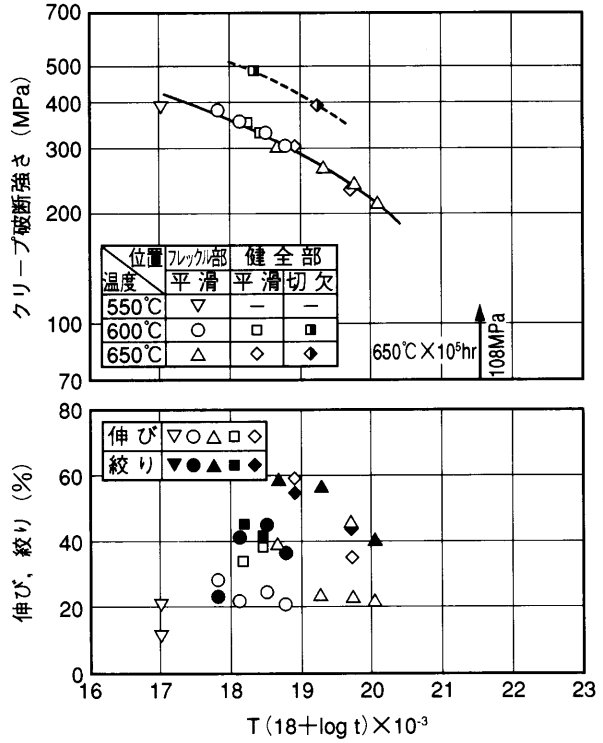


図4.21　表層健全部および表層近傍フレックル部半径方向のクリープ破断強さ

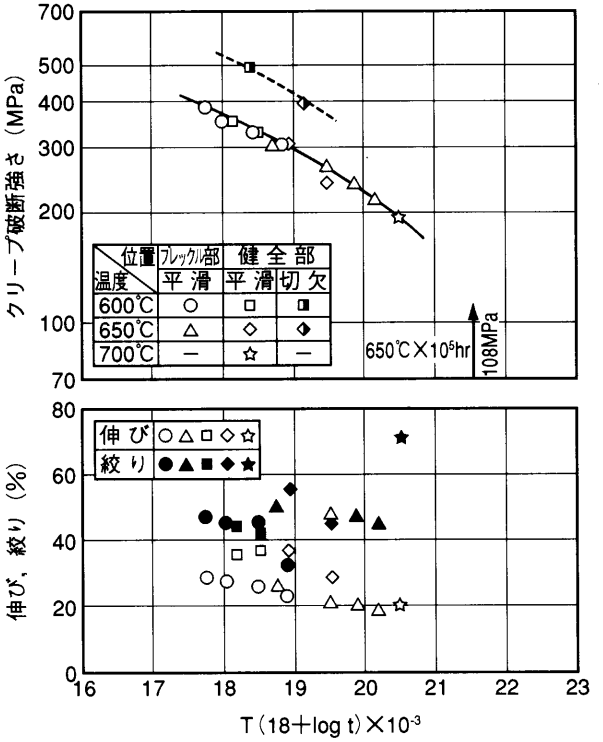


図4.22　内部健全部および内部近傍フレックル部接線方向のクリープ破断強さ

に対して，高温側ではフレックル部にはあまり依存せずクリープ破断が起こるために健全部の破壊形態を呈するようになる。このために，低温側ではクリープ延性が低く高温側ではクリープ破断延性は健全部と変わらないようになる。この形態の変化は応力が高温引張試験に比べて低く変形速度が遅いために高温引張試験よりも高温側でもその違いが認められたものと考えられる。言い換えれば，６００℃と６５０℃という高温でクリープ破断延性の違いが現れたものと推察される。

なお，同図には健全部の切欠試験片のクリープ破断強さを示すが，切欠試験片の強度は平滑試験の結果を大きく上回るものであり，完全な切欠強化型の特性を示しており，熱処理方法として３段時効処理を採用したことが正しい選択であったことを証明するものであると言える。

また，図４.２３には図４.２１及び図４.２２の試験結果のうち平滑材の結果についてまとめて示す。設計的にクリープ破断強さを見た場合には蒸気温度の６５０℃で１０万時間破断強さが１０８MPa（１１kgf/mm^2）以上であれば問題ないことになるが，図４.２３の平滑強度を高温・長時間側に外挿すると十分に設計的に必要な強度を満足するものと判断され，３段時効処理によって従来のクリープ破断強さよりも低くなるものの６５０℃の主蒸気温度を有する１０００MWクラスの超高温タービンに十分適用できるロータ材であることが確認でき，３段時効処理の妥当性を示す結果であると評価できる。

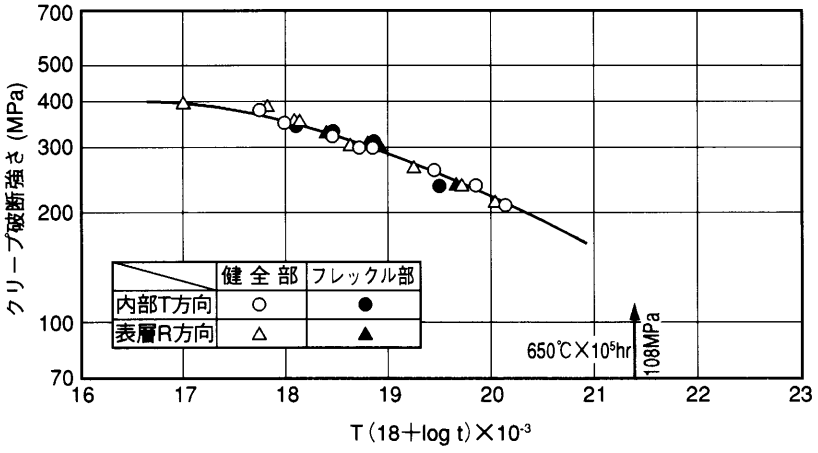


図４.２３　神鋼試作ロータのクリープ破断強さ
（３段時効材：820℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）
（矢印は設計応力を示す。
６５０℃-１０万時間クリープ破断強さが１０８ＭＰａ以上であることが必要。）

４.４.８　高サイクル疲労試験

図４.２４～図４.２７に健全部並びにフレックル部の室温及び６５０℃における高サイクル疲労試験結果を示す。各試験条件での疲労限は次の通りとなる。

室温・健全部　　：２５０MPa,　室温・フレックル部　　：２２５MPa,

６５０℃・健全部：２５０MPa,　６５０℃・フレックル部：２５０MPa

この結果が示すように，室温においてはフレックル部，健全部に比べてわずかに高サイクル疲労強度が劣るものの，６５０℃に於いては健全部とフレックル部の疲労強度は変わるものではなく，フレックル影響は現れていない。このことも先に述べた高温引張における破断位置の結果と同じことに基づくものであり，室温ではフレックル部近傍より疲労破壊が起こるが，６５０℃のような高温になると破断位置は健全部となるために疲労強度は健全部だけの試験片と変わらないものとなると判断される。

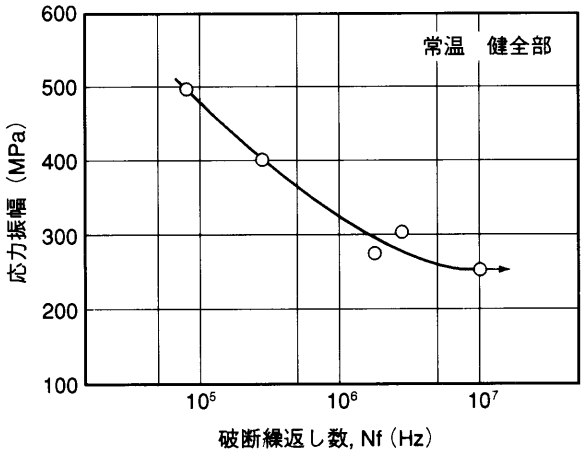


図４.２４　表層健全部半径方向の常温高サイクル疲労試験結果

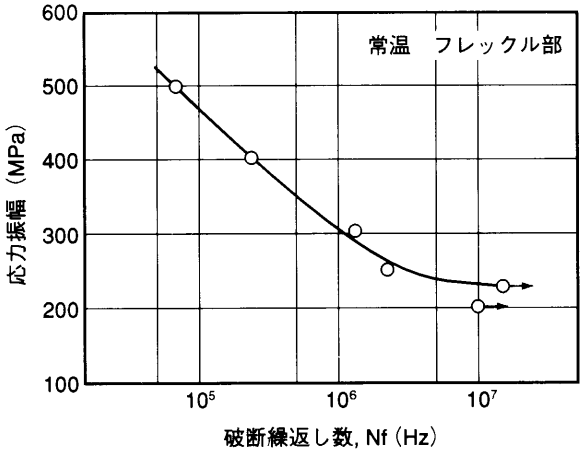


図４.２５　表層フレックル部半径方向の常温高サイクル疲労試験結果

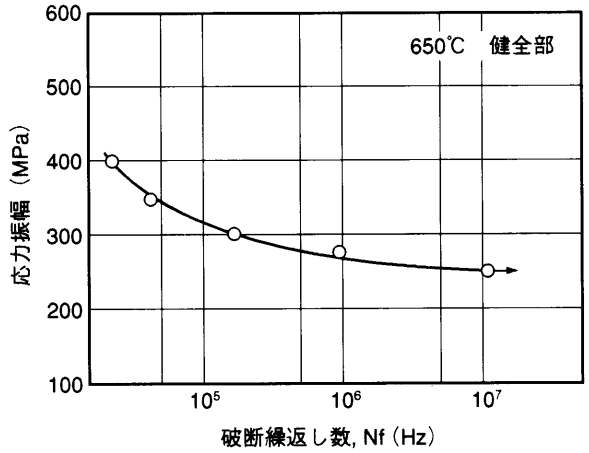


図４.２６　表層健全部半径方向の高サイクル疲労試験結果（６５０℃）

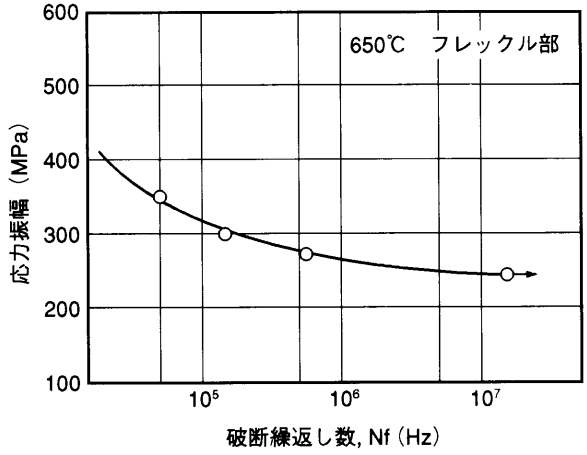


図４.２７　表層フレックル部半径方向の高サイクル疲労試験結果（６５０℃）

４.４.９　低サイクル疲労試験

図４.２８，図４.２９に健全部並びにフレックル部の低サイクル疲労試験結果を示す。特に，図４.２９のフレックル部低サイクル疲労試験結果には健全部の全歪量（ε_t）の結果についても併せて示す。低サイクル疲労強度を健全部とフレックル部で比較した場合にはフレックル部は健全部に比べて若干劣る結果になっている。また，フレックル部の低サイクル疲労試験（フレックルを含む試験）の破断部は図４.３０に示すようにマトリックスの健全部であり，フレックル部ではない。このことから判断して図４.２９に示されるフレックル部の低サイクル疲労強度が健全部の結果（図４.２８）に比べて劣ることは次のような原因によるものと判断できる。今回の低サイクル疲労試験では歪制御法により試験を行っており，このためにフレックル部の試験（フレックルの含む試験片による低サイクル疲労試験）における全歪量（ε_t）のうち弾性歪量（ε_e）を除いた塑性歪量（ε_p）はフレックルの塑性歪量と健全部の塑性歪量の合計になるが，フレックルは先にも示したように硬く変形しにくい部分であり，歪制御で試験を行う関係でマトリックスとなる健全部の塑性変形量（ε_p）は，フレックルを全く含まない健全部の試験片におけるものよりも大きくなるため，相対的に破断を起こしたマトリックス（健全部）にとっては塑性歪量の大きい厳しい試験となる。このため，フレックルを含む試験片におけるマトリックス部（健全部）はフレックルを含まない健全部の試験片に比べて同じ試験条件であっても疲労損傷は大きくなり，そのために低サイクル疲労強度が若干低く現れたものと考えられる。

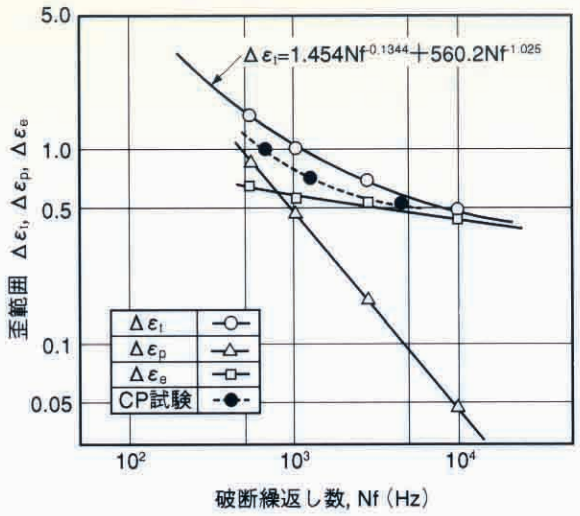


図4.28　内部健全部接線方向の低サイクル疲労試験結果（650℃）

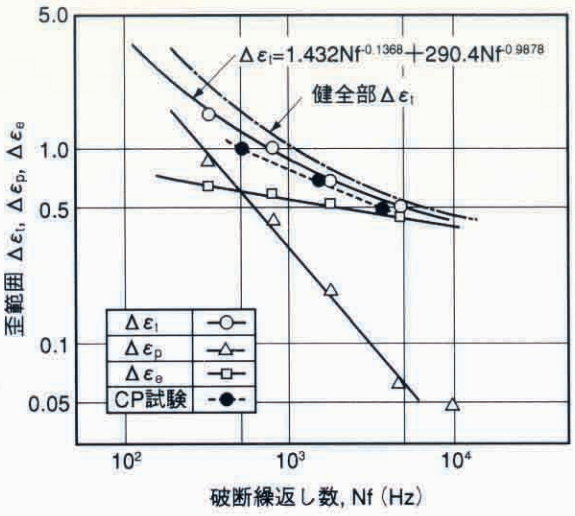


図4.29　内部フレックル部接線方向の低サイクル疲労試験結果（650℃）

低サイクル疲労試験片の試験後の状況

低サイクル疲労試験片・平行部の拡大写真

図4.30　低サイクル疲労試験片の試験後の状況
（650℃，△εt＝0.706）

疲労損傷は大きくなり，そのために低サイクル疲労強度が若干低く現れたものと考えられる。

図4.28及び図4.29には上記の結果であるＰＰ試験[注9]の他にＣＰ試験[注10]の結果も併せて示す。このＣＰ試験では上記のＰＰ試験のようなフレックル部（フレックル部を含むもの）と健全部の間での低サイクル疲労強度の差は生じていない。しかし，双方の試験片ともＰＰ試験に比べてＣＰ試験の低サイクル疲労強度は低くなっており，クリープ損傷の影響が現れているものと判断される。

4.4.10　疲労亀裂伝播試験

図4.31に650℃で実施した疲労亀裂伝播試験の結果を示す。横軸は繰り返し加わった応力の変動幅を応力拡大係数の変化量として規格化して示し，また縦軸は繰り返し数に対する亀裂の進展量をとった。したがって，右側もしくは下側にデータがある方が疲労による亀裂伝播速度は遅くなるものであると評価され，良い材料であると判断される。図4.31に示す本試験結果には600℃における12Ｃｒロータ材の試験結果[5]を比較データとして示す。12Ｃｒロータ材のデータが600℃のものであるが，本試験結果は12Ｃｒロータ材の結果と同等以上の特性を示しており，疲労亀裂伝播

[注9] 低サイクル疲労試験における引張時／圧縮時の歪速度が双方とも0.1％／secであり，速い歪速度で試験を行うために試験中にクリープ損傷を受けることはほとんどない通常の低サイクル疲労試験方法。

[注10] 低サイクル疲労試験における引張時／圧縮時の歪速度が引張時：0.01％／sec，圧縮時：1.0％／secとなる条件で実施した試験であり，引張時の歪速度が遅く，このために引張時にクリープ損傷が試験片に加わることを意図して行う試験方法。

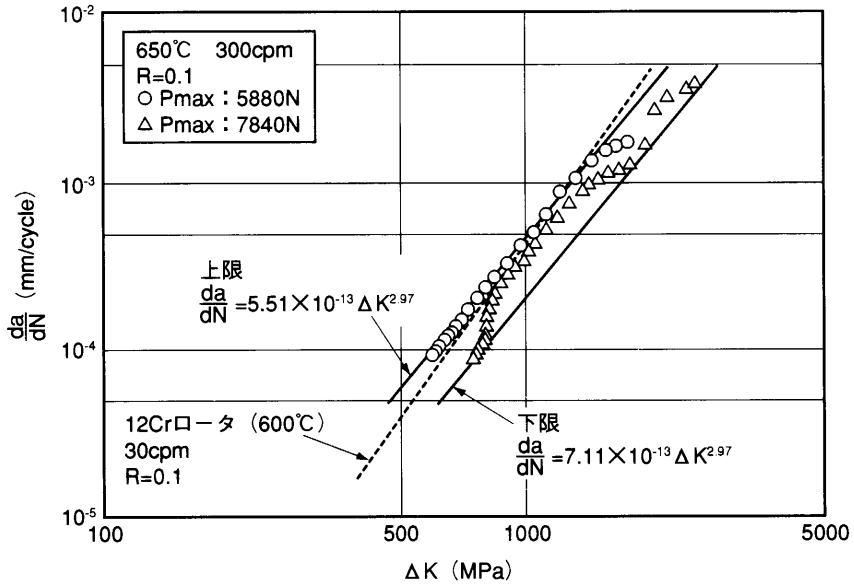


図4.31　疲労亀裂伝播試験結果（650℃）

特性の点では12Crロータ材を600℃の条件下で使用するよりもこのオーステナイトロータ材を650℃で使用する方が材料の使用条件としては安全側であると判断される。

4.4.11　クリープ亀裂伝播試験

図4.32に650℃におけるクリープ亀裂伝播試験の結果を示す。この図において横軸のC^*は試験片に作用した応力や亀裂寸法に比例する値であり，また縦軸はクリープ亀裂伝播速度のda/dtである。このとき，一般にはクリープ伝播速度は次の式で表される。

$$\frac{da}{dt} = C_c (C^*)^{mc} \qquad 4\text{-}(1)$$

ここでC_c，mcは材料によって決まる定数

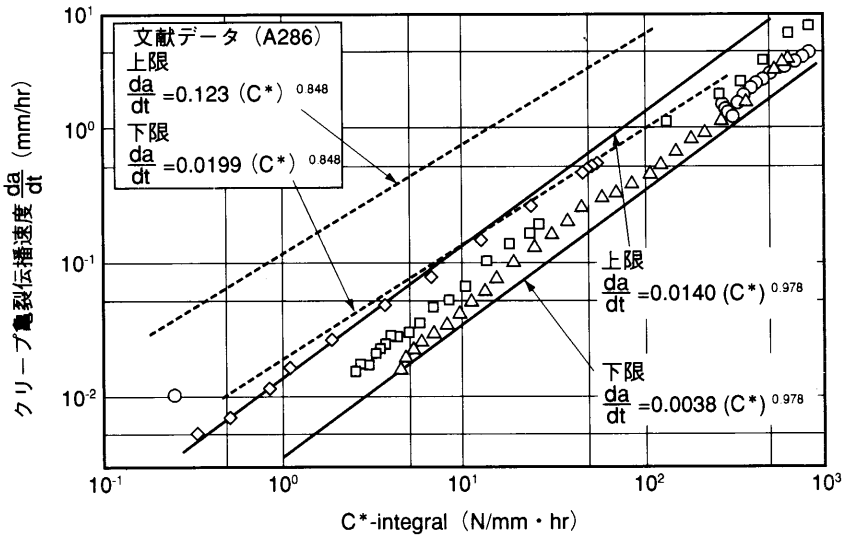


図4.32 市販成分のA286ロータ材（フレックル部・接線方向）のクリープ亀裂伝播速度（650℃）

この式に従ってクリープ亀裂伝播特性をまとめて図４．３２を得ているが，全てのデータ点はmc＝０．９７８，Cc＝０．０３５５～０．１３０３の範囲に収まっている。この試験結果はＡ２８６の文献データ[6]よりもクリープ伝播速度がおよそ１桁遅いことを示すものであり，クリープ亀裂伝播特性において今回試験を行ったＡ２８６が特に優れていることを示すものである。

このように本結果において良好なクリープ亀裂伝播挙動を示した原因としては，従来とまったく異なる熱処理方法の３段時効処理を採用したことが大きいものと判断される。この熱処理方法の効果の詳細については後述するが，基本的にはクリープ破断強度は低くなるもののクリープ破断延性が向上し，クリープ破断の切欠強度が平滑強度に比べて遥かに高い値を示すようになる。今回試験を行った試験材の成分は文献で示される材料と基本的には変わらないものであり，３段時効処理を行わなかった場合には切欠強度は平滑強度に比べて高いものではなく，前述の図４．３に示すような結果になる材料である。しかし，３段時効処理を行うことによって図４．２１，図４．２２に示すように切欠強化型の特性を示す材料となっている。また，クリープ破断延性も高くなっており，クリープ破断延性を重視した材料となっている。これに対して文献の材料はガスタービンの構成部材に適用される熱処理[注11]が施されており，６５０℃において十分なクリープ破断延性は期待できない。その結果，応力集中のあるクリープ亀裂伝播試験では局部的に受けたクリープ損傷を周辺部にも負担させるような応力の再分布は起こりにくく，局部的にクリープ損傷が進むことにより亀裂伝播速度が大きくなったものと推察される。

４．４．１２　破壊靭性試験

試験対象である鉄基超合金のＡ２８６はオーステナイト鋼であるため，靭性に優れており，破壊靭性試験を行った場合には平面歪条件を満たすことができないのでK_{IC}試験[7]が行えないため，J_{IC}試験[8]を実施した。

その結果，室温のJ_{IC} は９９MN/m（１０．１kgf/mm），１２３MN/m（１２．６kgf/mm）となった。この値をK_{IC}に換算すると次のようになる。

$$K_{IC}=\sqrt{\frac{J_{IC}E}{1-\nu^2}} \qquad 4\text{-}(2)$$

K_{IC} ： 破壊靭性値 (MN/m$^{3/2}$)
ν ： ポアソン比（０．３）
E ： ヤング率（kgf/mm^2）：206000MPa

J_{IC}：99MN/m (10.1kgf/mm)のとき，

$$K_{IC}=\sqrt{\frac{99\times 206000}{1-0.3^2}}=4734\ \text{MN/m}^{3/2} \quad (485\text{kgf/mm}^{3/2})$$

また，J_{IC}: 12.6 kgf/mmのとき，

$$K_{IC}=\sqrt{\frac{123\times 206000}{1-0.3^2}}=5277\ \text{MN/m}^{3/2} \quad (539\text{kgf/mm}^{3/2})$$

[注11] ７３２℃及び６５０℃の２段時効処理

この破壊靭性値は従来から高圧ロータ材として用いられているＣｒＭｏＶ鋼や１２Ｃｒ鋼の破壊靭性値に比べて高い値を示しており（高圧ロータ材で高い破壊靭性値を持つものでもせいぜい３００kgf/mm$^{3/2}$ 程度である），良好な破壊靭性値も有すると評価してよいと判断される。

また，前述のクリープ亀裂伝播試験片で求めた６５０℃におけるJ_{IC}値は１４０MN/m（１４.３kgf/mm）であり，K_{IC} 値は ５６３０MN/m$^{3/2}$（５７４kgf/mm$^{3/2}$）であり，常温とほぼ同等の良好な値を示しており，本ロータ材の靭性は問題ないものと評価できる。

4.4.13　等温長時間脆化試験

表4.11に本ロータ素材の等温長時間脆化試験結果を示す。この結果に示されるように，このロータ素材の室温の衝撃値は等温脆化処理を施しても何ら低下することはなく脆化する兆候も認められていない。

表4.11　長時間脆化試験結果（２０℃における２mmＶノッチシャルピー衝撃試験結果）

(J)

時効処理温度 (℃)	時効処理時間 (hr)			
	0	1000	3000	7000
600	46	60	64	61
		60	67	53
650	42	50	51	43
		47	47	47

4.4.14　フレックルの欠陥として評価した場合の寿命評価について

上記に示したようにフレックルは条件によっては全く問題のないものとして評価できるものでもあるが，フレックルはあくまでも欠陥であると考え，ここから亀裂が発生することも視野に入れて評価することが必要であると考えられる。そこで，疲労並びにクリープによって亀裂がどのように成長するかについて検討する。

まず始めに疲労亀裂伝播挙動について評価を行う。

（1）疲労亀裂伝播挙動

安全側の推定を行うために，図4.31の上限値をデータとして採用した。この上限の亀裂伝播速度は以下の通りである。

$$\frac{da}{dn} = C_f(\Delta K)^{mf} \qquad 4\text{-}(3)$$

$$C_f = 5.51\times10^{-13}$$
$$mf = 2.97$$

上記式は次のように展開できる。

$$\frac{da}{dn} = C_f(\Delta\sigma\sqrt{\pi a_f})^{mf} \qquad 4\text{-}(4)$$

f　：1.12　（自由表面の影響係数）
$\Delta\sigma$　：等価応力範囲
a　：亀裂寸法

$$\therefore \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{a^{mf/2}} da = \int_0^{\Delta N} C_f (\Delta\sigma\sqrt{\pi_f})^{mf} \Delta N$$

$$\therefore a_f = \left[a_i^{1-mf/2} + (1-mf/2) C_f (\Delta\sigma\sqrt{\pi_f})^{mf} \Delta N \right]^{1/(1-mf/2)} \qquad 4\text{-}(5)$$

a_f：最終亀裂寸法
a_i：初期亀裂寸法

上記式に３年間の発停回数（ＷＳＳ，Weekly Start and Stop，週１回の発停を繰り返す）の１５０回及び２０年間の発停回数の１０００回をΔNに代入し，初期亀裂寸法（a_i）として２～５０mmを選び最終亀裂寸法（a_f）を計算すると，図４.３３（３年後）及び図４.３４（２０年後）のようになる。

ここで，計算例を示す。

初期亀裂寸法（a_i）＝５mm，

発停回数＝１５０回（３年後）

等価応力範囲＝６８６MPa，とすると，

$$a_f = \left[5^{1-2.97/2} + (1-2.97/2) \times 5.51 \times 10^{-13} \times (686\sqrt{\pi} \times 1.12)^{2.97} \times 150 \right]^{1/(1-2.97/2)}$$

$$= 7.495 \text{ mm}$$

この結果は図中（a_i：５，a_f：７.５）として示される。

図４.３３と図４.３４の結果から判断すれば，３年後では等価応力範囲が２９４MPa程度であれば亀裂はほとんど成長しない。また，２０年後であっても等価応力範囲が１９６MPa程度であれば亀裂はほとんど成長しないことがわかる。

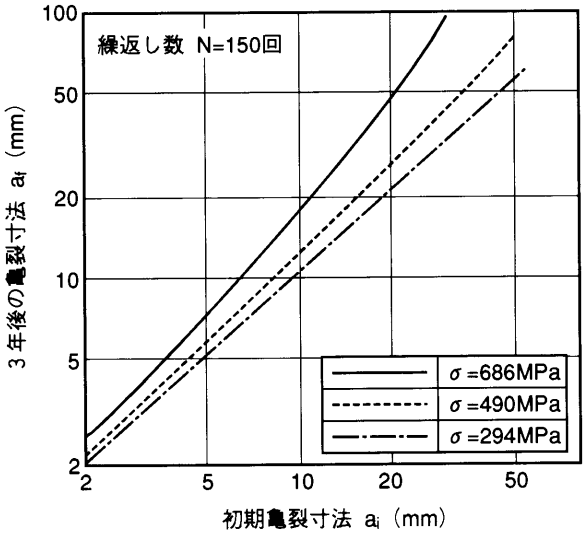


図４.３３　疲労亀裂伝播特性
（初期亀裂寸法と３年後の亀裂寸法の関係）

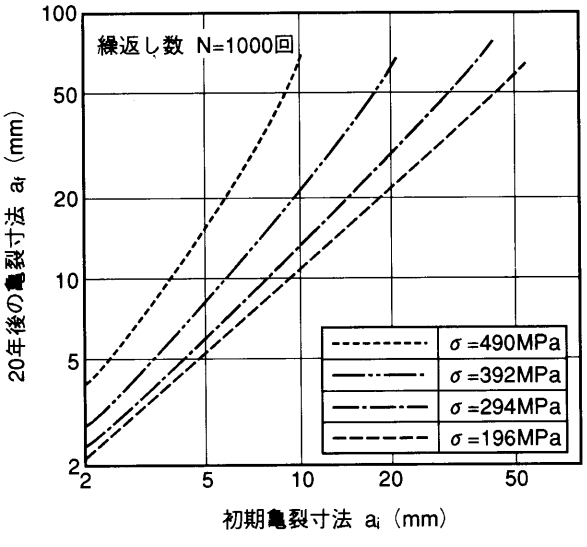


図４.３４　疲労亀裂伝播特性
（初期亀裂寸法と２０年後の亀裂寸法の関係）

（2）クリープ亀裂伝播挙動

クリープ亀裂伝播挙動についても安全側の評価を行うために図4.32のクリープ亀裂伝播速度の上限値を採用して計算を行った。この上限の亀裂伝播速度は以下の通りである。

$$\frac{da}{dt} = C_c(C^*)^{mc} \qquad 4\text{-}(1)$$

$$C_c = 0.0140$$
$$mc = 0.978$$

上記式は次のように展開できる。

$$\frac{da}{dt} = C_c\left(C_0^{\,*} f^2\right)^{mc} \qquad 4\text{-}(6)$$

f：1.12（自由表面の影響係数）

ここで

$$C_0^{\,*} = C_s\,\sigma\dot{\varepsilon}a$$
$$\dot{\varepsilon} = K\sigma^n$$

を4-(6)式に代入すると，

$$\frac{da}{dt} = C_c\left(C_0^{\,*} f^2\right)^{mc} = C_c\left(C_s\,\sigma\dot{\varepsilon}af^2\right)^{mc} = C_c\left(C_s\,\sigma K\sigma^{\mathrm{n}}\,af^2\right)^{mc}$$
$$\frac{da}{dt} = C_c\left(C_s\,K\sigma^{\mathrm{n+1}}f^2\right)^{mc}a^{mc}$$

となり，

$$K_c = C_c\left[C_s\,K\sigma^{\mathrm{n+1}}f^2\right]^{mc}$$

とすると

$$\frac{da}{dt} = K_c a^{mc} \qquad 4\text{-}(7)$$

となる。なお，4-(7) より

$$\int_{a_i}^{a_f}\frac{da}{a^{mc}} = \int_0^{\Delta t}K_c dt \qquad 4\text{-}(8)$$

$$a_f = \left[a_i^{1-mc} + (1-mc)K_c\Delta t\right]^{1/(1-mc)} \qquad 4\text{-}(9)$$

4-(9) に各数値を代入する。

例として，６５０℃，応力σ＝１９６MPa，２０年後（１７５２００時間後）について計算を行う。

１）K_cを求めるためにC_sを求める。

$$C_s = 3.85(n-1)/\sqrt{n} + \pi/n$$

この nはクリープにおける歪速度の計測値が当てはめられる。クリープ試験結果は図4.20に示す通りであり，この図からクリープの歪速度を読み取ると６５０℃の場合には$K=4.90\times10^{-49}$，$n=18.10$ となる。

従って，

$$C_s = 3.85\,(n-1)\sqrt{n} + \pi/n$$

$$3.85\,(18.1-1)\sqrt{18.1} + \pi/18.1 = 15.65 \qquad \text{となる。}$$

2）次に，K_c を求める。

$$K_c = C_c\left[C_s\, K\sigma^{n+1} f^2\right]^{mc}$$

$$= 0.0140 \times \left[15.65 \times 4.90 \times 10^{-49} \times 196^{1+18.1} \times 1.12^2\right]^{0.978} = 9.6 \times 10^{-6}$$

3）２０年後の亀裂の寸法（a_f）を計算する。

$$a_f = \left[a_i^{1-mc} + (1-mc)K_c \Delta t\right]^{1/(1-mc)}$$

$$= \left[a_i^{1-0.978} + (1-0.978) \times 9.6 \times 10^{-6} \times 175200\right]^{1/(1-0.978)}$$

$$= \left[a_i^{0.022} + 0.037\right]^{45.45}$$

ここで初期亀裂寸法を２mm とすると，

$$a_f = \left[2^{0.022} + 0.037\right]^{45.45} = 10.2\text{mm} \qquad \text{が得られる。}$$

すなわち，応力σ＝１９６MPaで初期亀裂寸法が２mmであるとき，２０年後の亀裂寸法は１０.２mm になる。

同様にして，３年後のクリープ亀裂寸法を計算した結果を図４.３５に，また２０年後のクリープ亀裂寸法を計算した結果を図４.３６にそれぞれ示す。

この計算結果から，等価応力が１４５～１５５MPa（１５～１６kgf/mm^2）程度以下であれば，２０年後でも亀裂はクリープによってほとんど進展しないことがわかる。

以上のように，疲労亀裂伝播特性から見た場合には応力：１９６MPa 以下，またクリープ亀裂伝播速度から見れば応力：１４５～１５５MPa 程度以下であれば２０年運転に供しても亀裂はほとんど

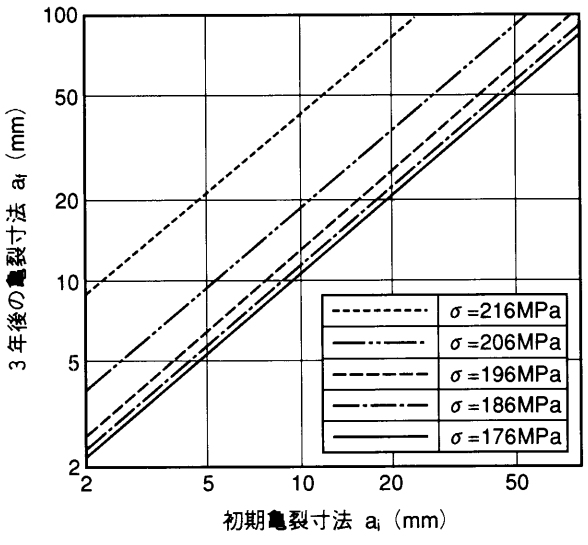


図４.３５　クリープ亀裂伝播特性
（初期亀裂寸法と３年後の亀裂寸法の関係）

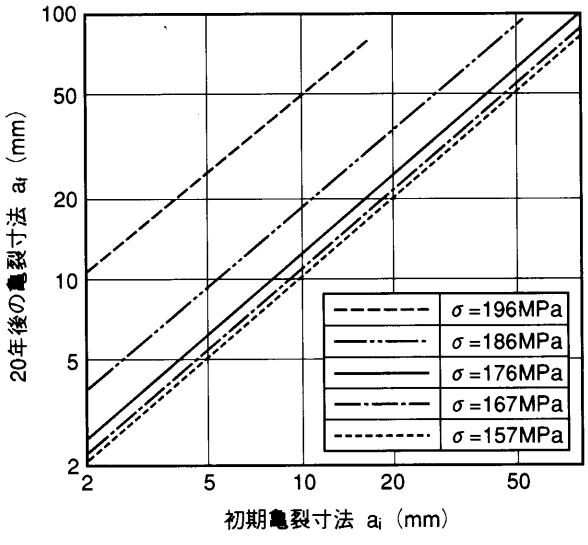


図４.３６　クリープ亀裂伝播特性
（初期亀裂寸法と２０年後の亀裂寸法の関係）

進展しないので，フレックルを欠陥として評価した場合には，等価応力が１４５～１５５MPa程度以下であれば特に問題ないと考えられる。ただし，設計面から超高温タービンの発生する応力を計算すると，若松超高温タービン（ステップ２，蒸気温度：６５０℃，出力：５０MW）の接線方向の非定常熱応力値は１６７MPa（中心孔）～１９６MPa（表層）に達するので，できるだけフレックルの発生を抑制することが必要であり，さらにフレックルが発生する場合でも発生応力の低い中間部にフレックルの発生領域を制御することが必要である。

4.4.15　フレックル欠陥を有するロータ材に関するまとめ

偏析性の欠陥であるフレックルが発生した市販成分の鉄基超合金Ａ２８６からなるオーステナイトロータ素材に対して，詳細については4.5節で述べる３段時効処理を施し，フレックル部を中心にその材料特性調査を行った結果，以下のことが明らかとなった。

1）フレックル部はＴｉ，Ｃ，Ｓｉ，等が濃化しており，その部分はマトリックスに比べて硬い。

2）フレックルは鋼塊径が大きくなるほど発生しやすくなるが，溶解速度を遅くしてＥＳＲ操業時の溶湯のプールを小さくすることにより偏析が軽減されフレックルの発生も抑制できる。

3）フレックルは鋼塊の半径方向に対してその中間部に多く発生する。これはちょうど凝固速度が遅くなる部位であり，一般鋼塊で言えばラムダ偏析部に相当する。

4）引張試験を行った場合，４００℃以下ではフレックル部で破断が起こり，延性も低下するが，４００℃を越える温度ではマトリックス部で破断し，延性も健全部の試験結果と変わらない程度のものとなる。

5）フレックル部の衝撃値は健全部と比較して低い値を示すが，過去に製造されたエディストンのディスカロイ製のロータよりも高く，また６００℃及び６５０℃の等温脆化処理でも７０００時間の処理を行っても全く脆化しない。

6）フレックル部のクリープ破断強さは健全部のものと同等であり，また延性も若干劣るところもあるが，問題になるものではない。

7）フレックル部の高サイクル疲労強度は室温では健全部に比べて若干劣る値を示すが，６５０℃の試験では差はなく，実質的には高サイクル疲労強度の面でフレックルが問題になることはない。

8）６５０℃におけるフレックル部（フレックルを含む試験片）の低サイクル疲労強度は健全部（フレックルを全く含まない試験片）に比較して低い値を示す。このときのフレックル部の破断位置はマトリックス（健全部）であり，低サイクル疲労強度が劣る原因はフレックルの塑性歪量が少ないためにマトリックス部の塑性歪量が増し，その結果として破断したマトリックス部の塑性歪量が増すことによって健全な試験片よりもマトリックスの疲労損傷が大きくなることによるものと考えられる。

9）本ロータ素材の疲労亀裂伝播速度は遅く，２０年後（ＷＳＳ）でも等価応力が２０kgf/mm^2 以下であれば亀裂はほとんど進展しない。

10）本ロータ素材のクリープ亀裂伝播速度は従来のＡ２８６材の文献データよりも１桁小さく，６５０℃で２０年間使用しても等価応力が１５～１６kgf/mm^2 以下であれば，初期亀裂はほとんど進展しない。

4.5　フレックル低減を考慮した成分による性能確認（1）

（１００ｋｇ試験材による特性評価）

前項に示すようにフレックルは偏析性の欠陥であり，この部分は硬く脆いので可能な限りその発生を抑えることが必要である。そこで，本項並びに次項では鉄基超合金のＡ２８６を基本材料としてその優れた高温強度を損なうことなく，フレックルの発生を抑制した成分系について１）小型試験材（１００ｋｇ試験材），２）大型試験材（２トン試験材）を用いて特性評価試験を実施した。本項では１００ｋｇ試験材を用いた試験結果について報告するものである。

4.5.1　供試材

表４．１２に試験に供した試験材の化学成分を示す。溶解は，真空誘導炉（ＶＩＦ：Vaccum Induction Furnance）を用いてそれぞれ１００ｋｇ溶解し，図４．３７に示す方法にて鍛造を行った。

成分については以下に示す考えにより決定した。

すべての試験材に共通している点として，フレックルの生成を抑制するために，フレックル部に濃化する元素のＴｉ，Ｃ，Ｓｉを低く抑えていることである。表４．１２には前項で調査報告を行ったロータ素材の化学成分も併せて示すが，このロータでは多数のフレックルが発生していることが確認されており，１００ｋｇ試験材では上述のようにこの成分よりもＴｉ，Ｃ，Ｓｉを低くした。

表４．１２　１００ｋｇ溶解材の化学成分

(mass%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B	O (ppm)	N (ppm)	Ti/Al
AR1	0.023	0.15	0.62	0.009	0.0016	25.88	14.84	1.23	0.19	0.15	1.29	34	39	53	8.6
AR2	0.015	0.15	0.62	0.009	0.0030	26.00	14.95	1.24	0.19	0.18	1.51	0.0053	43	45	8.3
AR3	0.013	0.15	0.63	0.009	0.0016	25.94	14.94	1.24	0.19	0.21	1.71	0.0062	38	40	8.1
AR4	0.013	0.15	0.62	0.009	0.0013	35.58	14.90	1.97	0.01	0.18	1.52	0.0058	42	36	8.4
AR5	0.014	0.15	0.62	0.009	0.0034	26.00	14.86	1.98	0.01	0.18	1.54	0.0056	35	38	8.6
AR6	0.014	0.15	0.62	0.009	0.0025	35.57	14.87	1.24	0.19	0.18	1.52	0.0057	39	42	8.4
A286（仕様）	Max. 0.08	0.15-1.00	0.25-2.00	Max. 0.025	Max. 0.025	24.00-27.00	13.50-16.00	1.00-1.50	0.10-0.50	Max. 0.35	1.90-2.35	0.0030-0.010	-	-	-
ディスカロイ（仕様）	Max. 0.08	Max. 1.00	Max. 1.5	Max. 0.04	Max. 0.03	24.00-28.00	12.00-15.00	2.00-3.50	-	Max. 0.35	1.50-2.00	0.0010-0.010	-	-	-
市販材成分ロータ	0.034	0.42	1.18	0.008	0.001	25.82	15.70	1.31	0.22	0.21	1.90	0.0073	30	10	9.0

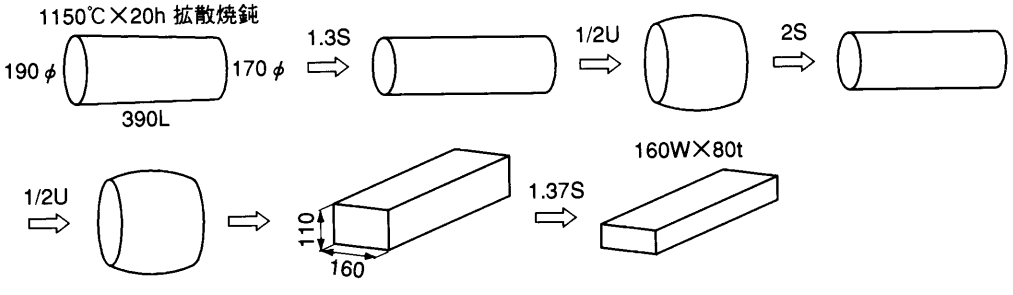


図４．３７　供試材の鍛造条件（１００ｋｇ試験材）

ＡＲ１～ＡＲ３は市販のＡ２８６をベースとしてＴｉ量を1.3～1.7mass%に変化させた。Ｃ量はＡＲ１は0.023mass%，ＡＲ２およびＡＲ３は0.015mass%程度までに低く抑えた。また，ＡＲ４及びＡＲ５はディスカロイをベースとしてＡＲ４はＮｉ量を３６mass%に増加させたものである。双方ともＡＲ１～ＡＲ３と比較してＭｏを増加させＶを無添加とした。ただし，ディスカロイの成分系で溶体化処理後の冷却速度が遅くなるとクリープ延性が低下する傾向があるので，Ｍｏ量を２mass%以下とした。ＡＲ６はＡＲ２のＮｉ量を３６mass%に増加させたものである。Ｎｉ量を３６mass%に増した材料はＮｉ量を増すことによりオーステナイト相を安定化させ，優れた高温特性を期待して行ったものである。

なお，本項の試験材は4.3項の試験材の符号の成分と一致するものである。

4.5.2　熱処理試験

フレックルが発生しにくい成分で超高温タービンロータとして必要な特性が得られることを評価するため，熱処理方法の検討も含めて以下の項目の試験を行った。

各試験材は溶体化温度１０１０℃で３時間保持後８５０φ中心相当シミュレート冷却を行い，以下の条件で時効処理を行った。

（ａ）１段時効

７００，７２０，７４０，７６０，７８０，８００，８２０，８４０，８６０℃

の各温度において２０時間保持

（ｂ）２段時効

i)　７００，７２０，７４０，７６０℃×２０時間＋６５０℃×２０時間

ii)　７６０，７８０，８００，８２０，８４０，８６０℃×２０時間＋７４０℃×２０時間

（ｃ）３段時効

７６０，７８０，８００，８２０，８４０，８６０℃×２０時間＋７４０℃×２０時間

＋６５０℃×２０時間

上記熱処理を施した材料に対して，ビッカース硬さ計により硬さの測定を行った。その結果を図4.38～図4.43に示す。各図とも横軸に第１段目の時効処理温度を示し，縦軸にビッカース硬さを示す。この熱処理試験では，２段時効処理及び３段時効処理とも，第１段目の時効温度のみを変え，２段時効処理の２段目の時効温度を６５０℃，３段時効処理の２段及び３段目の時効温度をそれぞれ７４０℃及び６５０℃と固定して行った。

これらの熱処理試験の結果を見ると明らかであるように，一部の試験結果を除き各時効処理によって試験片は硬化しており，炭化物やγ'相（結晶構造：Ｌ１２型）を中心とした金属間化合物の析出がこれらの熱処理により生じていることを示している。

この時効処理による析出物は，７８０℃付近ではη相［Ni_3Ti］と少量で粒径の大きいγ'相［$Ni_3(Al, Ti)$］，７２０℃付近では比較的小さい粒径のγ'相，６５０℃付近では非常に小さなγ'相[9]である。このうち，７８０℃付近で析出するη相やγ'相はあまり強度への寄与はなく，時効処理による硬さの上昇も少ない。

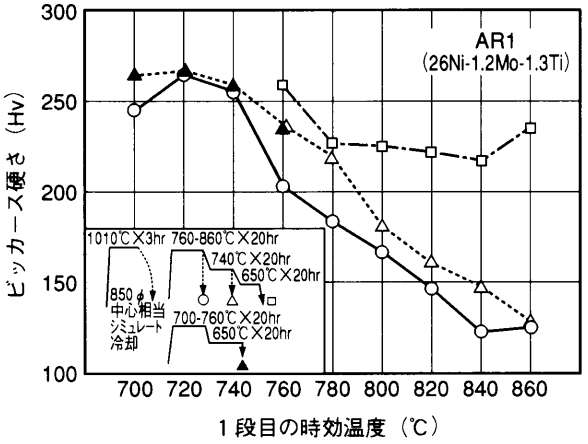


図４.３８　ＡＲ１における１段目の時効温度と硬さの関係

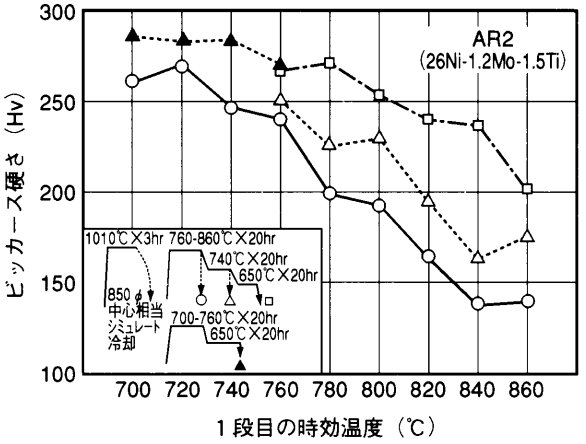


図４.３９　ＡＲ２における１段目の時効温度と硬さの関係

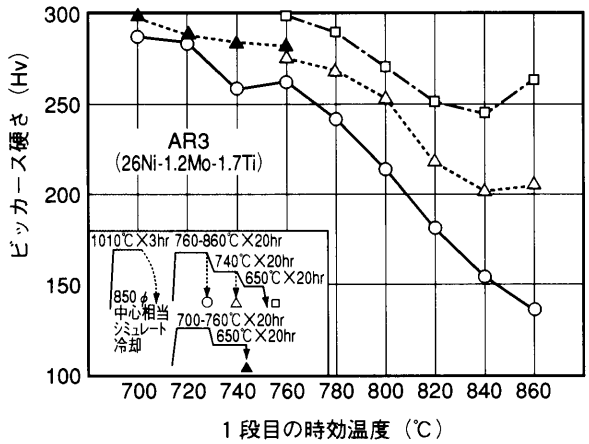


図４.４０　ＡＲ３における１段目の時効温度と硬さの関係

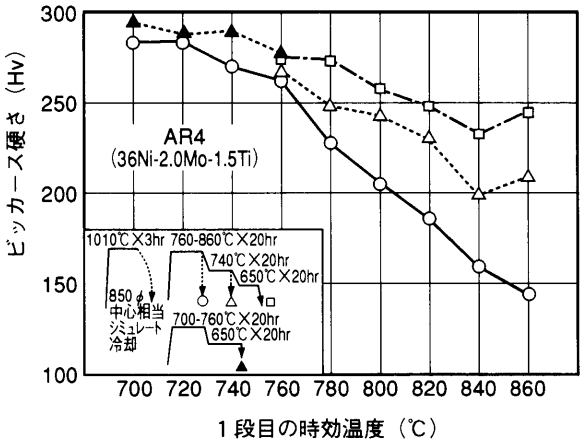


図４.４１　ＡＲ４における１段目の時効温度と硬さの関係

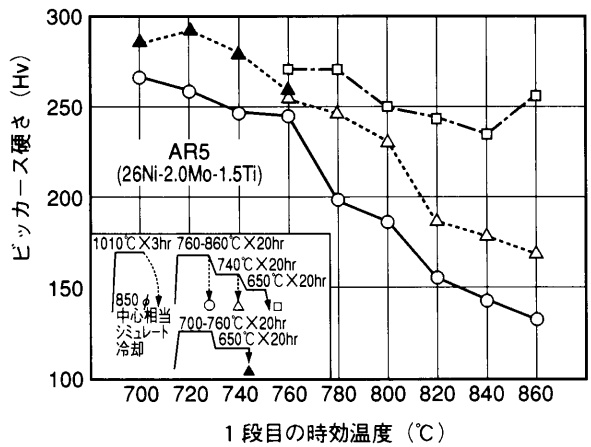


図４.４２　ＡＲ５における１段目の時効温度と硬さの関係

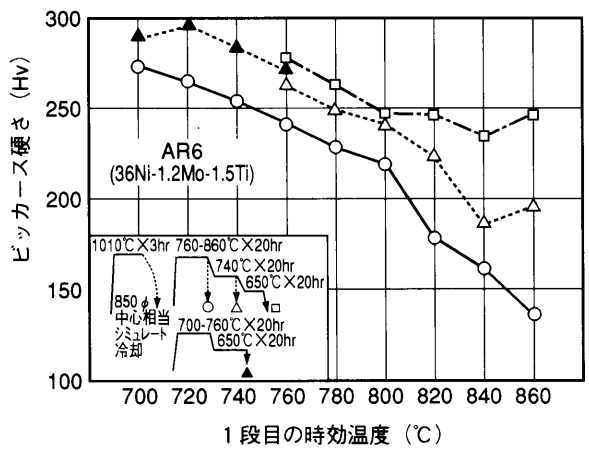


図４.４３　ＡＲ６における１段目の時効温度と硬さの関係

本試験結果及び前項での熱処理試験の結果に基づいてクリープ破断試験及び長時間脆化試験に供する材料及び熱処理を以下のように決定した。

1）ＡＲ１　２段時効　７３０℃×２０ｈｒ →６５０℃×２０ｈｒ

2）ＡＲ１　３段時効　７８０℃×２０ｈｒ →７４０℃×２０ｈｒ →６５０℃×２０ｈｒ

3）ＡＲ２　２段時効　７３０℃×２０ｈｒ →６５０℃×２０ｈｒ

4）ＡＲ２　３段時効　７８０℃×２０ｈｒ →７４０℃×２０ｈｒ →６５０℃×２０ｈｒ

5）ＡＲ４　３段時効　７８０℃×２０ｈｒ →７４０℃×２０ｈｒ →６５０℃×２０ｈｒ

クリープ破断試験や長時間脆化試験の試験材としてＡＲ１，ＡＲ２，ＡＲ４を選択したが，これは4.3項に示すように，この３鋼種は他の鋼種と比較してＮｉ，Ｓｉ，Ｔｉの偏析が少なく，フレックルの生成能が低いものと判断されたからである。また，時効処理条件として２段時効と３段時効をともに選定したが，これはクリープ破断強度特性に及ぼす時効熱処理方法の影響が不明であったことによる。基本的には，析出物をすべて出して組織を十分に安定化させてクリープ破断の切欠弱化を起こさせないために３段時効処理を行う方が安全側の熱処理となるが，Ｃ，Ｔｉの含有量が少ない場合，２段時効でも十分安定化させることも可能と考えられるため，２段時効処理材についても調査を行うこととした。熱処理温度としては３鋼種とも同一条件となっているが，以下の考えにより決定した。

a）ＡＲ１　２段時効　７３０℃×２０ｈｒ → ６５０℃×２０ｈｒ

ＡＲ１は，他材料と比較してＴｉ量が少なく（1.3mass%），図4.３８より明らかなように硬さは他の材料よりも低い。0.２%耐力として４９０MPa（５０kgf/mm^2）を確保するためには，ビッカース硬さとして２５０以上が必要であり，そのためからも１段目の時効温度を７３０℃とした。

b）ＡＲ１　３段時効　７８０℃×２０ｈｒ → ７４０℃×２０ｈｒ → ６５０℃×２０ｈｒ

上述のようにＴｉ量が少ないことにより全体的に硬さは低く，ビッカース硬さ　（Ｈｖ）で２５０を確保することは難しいが，Ｈｖ：２３０は得られる。Ｈｖ：２３０を得ようとするならば，１段目の時効温度は７８０～８４０℃のどの温度においても３段時効処理後にはＨｖ：２３０以上を確保することはできる，このとき，１段目の時効処理温度が８００～８４０℃の場合，η相が多く析出するために，高温側（１段目～２段目の時効処理）で得られるγ'相の析出は少なく，その結果として２段目の時効硬化量は小さい。その結果，６５０℃で行う３段目の時効処理によって微細なγ'相が多数析出して硬化することになり，実質的には時効温度差の大きい２段時効処理を施したもの（２段目の時効処理がない熱処理）と同じ効果となってしまう。このために，蒸気タービンロータのような大型鍛鋼品の十分に安定した組織を得る熱処理法としては適さない[注12]と考えられる。すなわち，１段目の時効処理を８００℃以上で行う場合には７４０℃における２段目の時効処理においてγ'相が十分に析出する駆動力が得られないため十分な析出が起こらないので次段階における６５０℃の時効処理によって多数のγ'相を生成することになり，必ずしも安定な析出物の構成にならない。言い換えれば，６５０℃で析出した微細なγ'相は７４０℃でのγ'　相の析出が十分でなかった分だけ余分に析出する

[注12] 大型鍛鋼品であるロータ素材を製造する上では，γ'相としては比較的大きなものから材料強度向上に効果のある微細なものまで種々のサイズのγ'相を得るようにすることが必要と判断している。２段目の時効処理によって時効硬化しないということは，２段目の時効によってγ'相が十分析出していないことになり，その結果として微細なγ'相が多数析出することになり，好ましい析出状態にはなりえないと判断される。

ことになり，この余分に析出したγ'相は不安定であるために使用時に応力負荷状態で凝集が起こると考えられ，組織安定性に欠ける可能性[注13]があるものと推察される。したがって，１段目の時効温度は７８０℃として７４０℃における析出も十分に行われるようにした。

c）ＡＲ２　２段時効　７３０℃×２０ｈｒ → ６５０℃×２０ｈｒ

ＡＲ２はＡＲ１と異なりＴｉ量が1.5mass%と比較的多く存在するために，ＡＲ１より高い強度が得られている。このため，２段時効材では図4.39に示すようにＨｖで２７０以上あり，１段目の時効処理温度を７００～７６０℃までのどの温度でも強度的には問題はない。ただし，バランスの良い粒度分布の析出物を得るという点から考えると，１段目の時効処理は６５０℃の時効硬化だけに依存しない７２０～７４０℃が適当であると考えられる。

d）ＡＲ２　３段時効　７８０℃×２０ｈｒ → ７４０℃×２０ｈｒ → ６５０℃×２０ｈｒ

ｃ）で示したようにＡＲ２は強度の点では問題ない。２段目の時効処理で十分に硬度が上昇するのは７８０～８００℃であり，（７８０℃の値は実際にはもう少し高い値を示すと予想される）強度の点から７８０℃を１段目の時効温度とした。

e）ＡＲ４　３段時効　７８０℃×２０ｈｒ → ７４００℃×２０ｈｒ → ６５０℃×２０ｈｒ

強度の点及び各温度での時効析出により硬度が上昇している点から１段目の熱処理温度を７８０℃とした。

4.5.3　光学顕微鏡組織観察

図4.44～4.49に各試験材の３段時効処理後の光学顕微鏡組織を示す。ここに示す組織は，１段目の時効処理温度を７６０℃から８６０℃まで２０℃ごとに変えて熱処理を行ったものであり，２段目の時効処理温度：７４０℃及び３段目の時効処理温度６５０℃は固定として行った。

ＡＲ１～ＡＲ３の比較では，Ｔｉ添加量の及ぼす影響を見ることができる。１段目の時効処理温度が７６０℃の場合には，η相（粒界に層状に現れる金属間化合物であり，Ni_3Tiの化学組成を有する）は認められないが，７８０℃になるとＴｉ量の多いＡＲ２及びＡＲ３でη相がわずかに認められるようになる。その量はＴｉ添加量の多いＡＲ３がＡＲ２よりも多い。１段目の時効処理温度が８００～８４０℃ではかなり多くのη相がＡＲ２及びＡＲ３で観察されるが，ＡＲ１ではほとんど認められない。また，１段目の時効処理温度が８６０℃になるとＡＲ２及びＡＲ３でもη相の析出量は減少してくる。これらの結果から判断してη相の析出ノーズは８２０～８４０℃付近になるものと判断される。

ＡＲ２とＡＲ６及びＡＲ４とＡＲ５を比較するとＮｉ添加量の影響を見ることができる。それぞれの比較に於いて大きな差は認められないが，Ｎｉ量の多いＡＲ６及びＡＲ４はＡＲ２及びＡＲ５に比べて若干η相の析出量が少ないものと考えられ，Ｎｉ量の増加によってＴｉのマトリックスへの固溶度が増すものと推察される。

[注13] 応力下に於いて析出物が凝集・粗大化を起こす場合，析出物を構成する溶質原子の拡散速度の違いから空格子が形成されることになる。この空格子は応力の作用によって凝集・粗大化する場合があり，その場合には空格子からボイド，遂には亀裂へと変化してクリープ破断を起こすことになる。このクリープ損傷の場合には変形を必要としていないため，応力集中を起こしている切欠部のクリープ破断強さが平滑部よりも劣る結果となる，いわゆるクリープ破断の切欠弱化が発生することを意味する。したがって，高温で使用する構造部材においては，使用中に析出物が容易に凝集・粗大化を起こすような不安定な状態にすることは避ける必要がある。

図４．４４　３段時効処理後の光学顕微鏡組織（１）
（760℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

図４．４５　３段時効処理後の光学顕微鏡組織（２）
（780℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

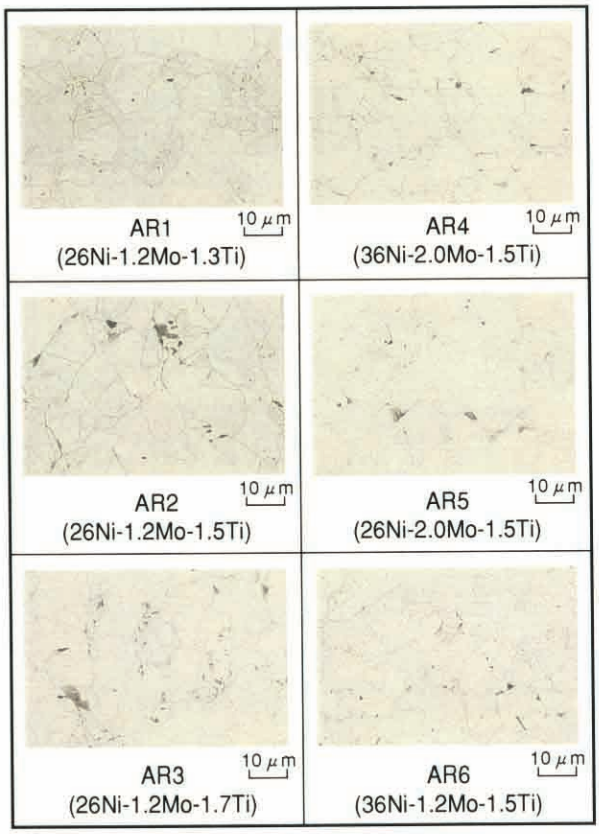


図４．４６　３段時効処理後の光学顕微鏡組織（３）
（800℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

図４．４７　３段時効処理後の光学顕微鏡組織（４）
（820℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

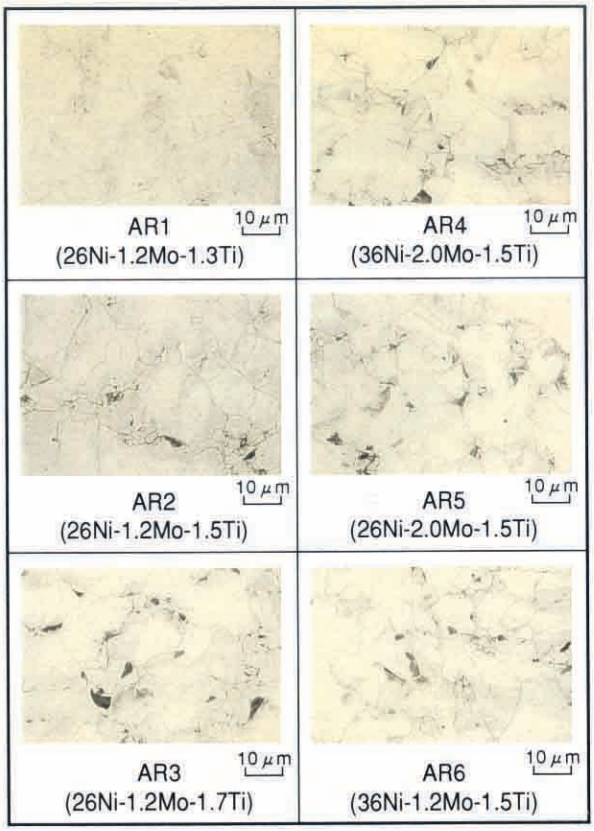


図４.４８　３段時効処理後の光学顕微鏡組織（５）
（840℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

図４.４９　３段時効処理後の光学顕微鏡組織（６）
（860℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

なお，ＡＲ２及びＡＲ５の比較においてはＭｏ添加量の違いによる組織的の差は認められない。また，光学顕微鏡組織観察では材料特性に大きな影響を与えるγ'相の析出状況については析出物の大きさが小さいために観察できない。

次にＡＲ１の２段時効処理材（７３０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ）と３段時効処理材（７８０℃×２０ｈｒ→７４０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ）の光学顕微鏡組織を比較して図４.５０に示す。写真の色調が異なることを考慮しても３段時効処理材の方が２段時効処理材よりも析出物が多く存在しており，高温での組織安定性から考えた場合には３段時効処理材の方が安定な材料であると判断される。

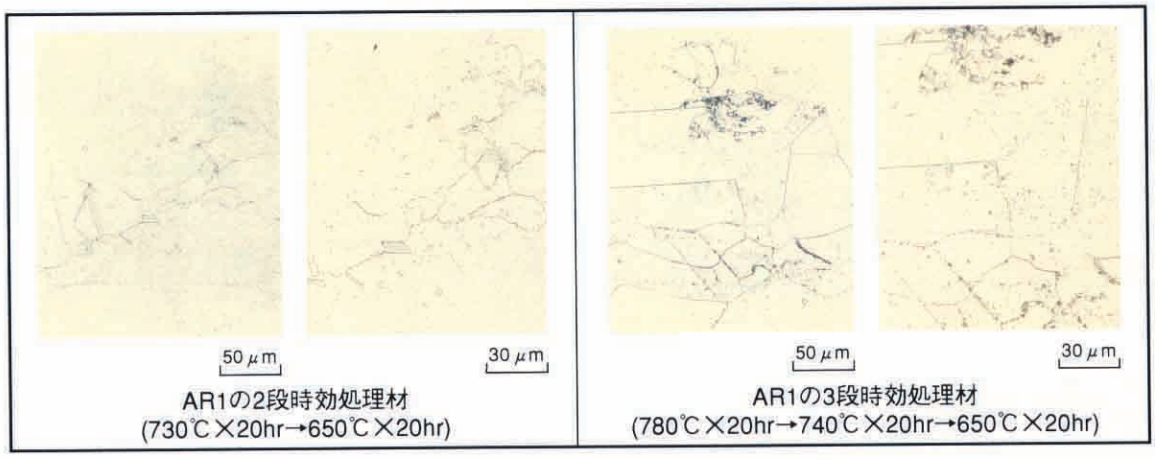


図４.５０　光学顕微鏡組織に及ぼす時効処理条件の影響（ＡＲ１）

4.5.4　機械的特性

表4.13に小型試験材の機械的性質を示す。また，図4.51にこれらの結果を図として示す。なお，熱処理は2段時効処理及び3段時効処理とし，時効処理温度は表4.13の欄外に示すような条件で統一して行った。

機械的強度について見ると，Ti添加量が増すに従って0.2%耐力と引張強さがともに増加する。

表4.13　小型試験材の機械的性質

時効処理条件	材　料	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	2mmVノッチ** シャルピー衝撃値 (J)
2段時効材*	AR1 (26Ni-1.2Mo-1.3Ti)	592	901	24.0	43.8	72 86
	AR2 (26Ni-1.2Mo-1.5Ti)	660	958	26.0	41.0	64 72
	AR4 (36Ni-2.0Mo-1.5Ti)	686	994	30.0	43.5	- -
3段時効材*	AR1 (26Ni-1.2Mo-1.3Ti)	451	817	20.0	38.5	77 83
	AR2 (26Ni-1.2Mo-1.5Ti)	529	901	20.0	38.5	70 67
	AR3 (26Ni-1.2Mo-1.7Ti)	565	958	20.0	33.4	74 80
	AR4 (36Ni-2.0Mo-1.5Ti)	519	923	18.0	38.5	71 91

*：熱処理
溶体化処理　：1010℃ x 3hr　950φ中心相当噴水噴霧シミュレート冷却
2段時効処理：720℃×20hr → 650℃×20hr
(730℃ではない)
3段時効処理：780℃×20hr → 740℃×20hr → 650℃×20hr
**：20℃で実施した値

このとき，AR2とAR4で大きな差が認められないことからNi量やMo量は強度には大きな影響を与えないものと判断される。また，2段時効処理材の方が3段時効処理材よりも強度が高い。これは既に熱処理試験結果でも示すように，3段時効処理の場合には1段目の時効処理時に比較的大きなγ'相が析出してしまうことによって2段目や3段目の微細なγ'相の析出量が減ることによるものと考えられる。加えて，1段目の時効処理ではη相が析出するものと考えられる。このη相は光学顕微鏡でも観察できるような大きな析出物であり，その形態からγ'相のように機械的強度に寄与するものではないことが容易に理解できる。η相は先にも示すようにNi3Tiであり，この析出によってγ'相中に入るTi量が減る。Tiは上記にも示すようにこの材料の機械的強度を増加させることに効果がある。これは，Tiがγ'相中にNi3（Al，Ti）という形で溶け込むことによっ

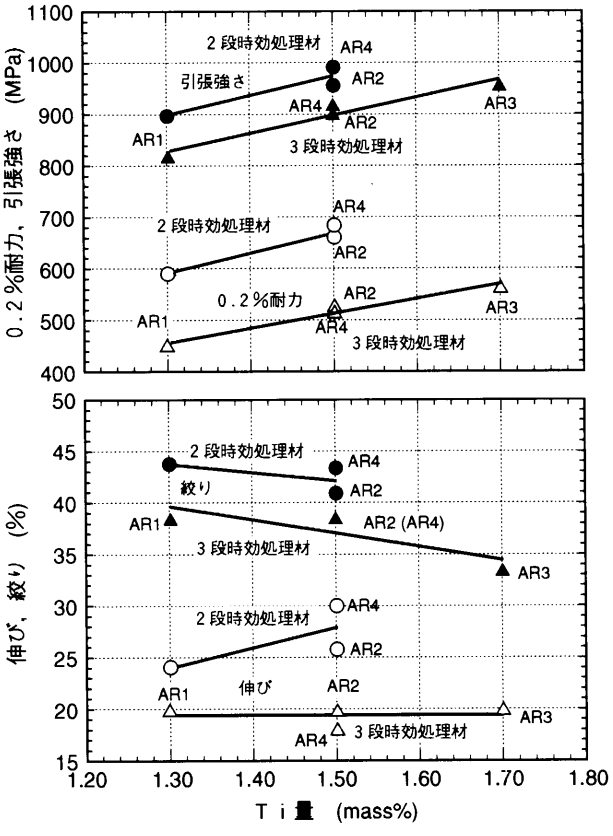


図4.51　小型試験材の常温引張試験結果

てマトリックスとの整合歪を増させることによるものである。また，詳細には後述するクリープ破断特性の項に譲るがＴｉはγ'相の逆位相境界エネルギーの絶対値を増加させるのでγ'相自身の変形抵抗を増させる作用がある。このため，３段時効処理材では１段目の時効処理によってη相の析出を起こさせることになり，γ'相へのＴｉの固溶量を減少させることをもたらし，その結果として強度が低くなるものと考えられる。

一方，図下段に示す延性を見た場合，強度を高くさせるＴｉの増量により一部の結果を除いて延性は低下することがわかる。ただし，その値はわずかであり，また２段時効材の伸びはＴｉの増加とともに増えており，Ｔｉの増加が延性に及ぼす影響は実際上は問題ないものと考えられる。また，３段時効処理材よりも２段時効処理材の方が延性が高い結果となっている。これは２段時効材の析出物の全体量が３段時効材に比べて少ないことによって延性が高くなったものと推察される。

4.5.5　クリープ破断特性

図４.５２～図４.５６に１００ｋｇ試験材のクリープ破断試験結果を示す。それぞれの図において上段はクリープ破断強さを表し，下段はクリープ破断延性を表す。クリープ破断延性も極端な低下は認められておらず，良好な結果となっている。また，短時間データではあるが，平滑クリープ破断強さは設計的に必要な６５０℃×１０万時間クリープ破断強さにおいて１０８MPaを満足できるものと判断される。これらの結果は，最長で１５００時間程度までのデータなので信頼性の面では十分なデータとは言えないが，どの試験材に於いてもクリープ破断特性の上での必要条件は満たしているものと考えられる。

さらに，これらの図においてクリープ破断延性を比較すると，３段時効処理材の方が２段時効処理材よりも高い延性を示しており，信頼性の高い材料であることがわかる。

図４.５７，図４.５８にはＡＲ１並びにＡＲ２の時効処理条件を変えた場合のクリープ破断強さを

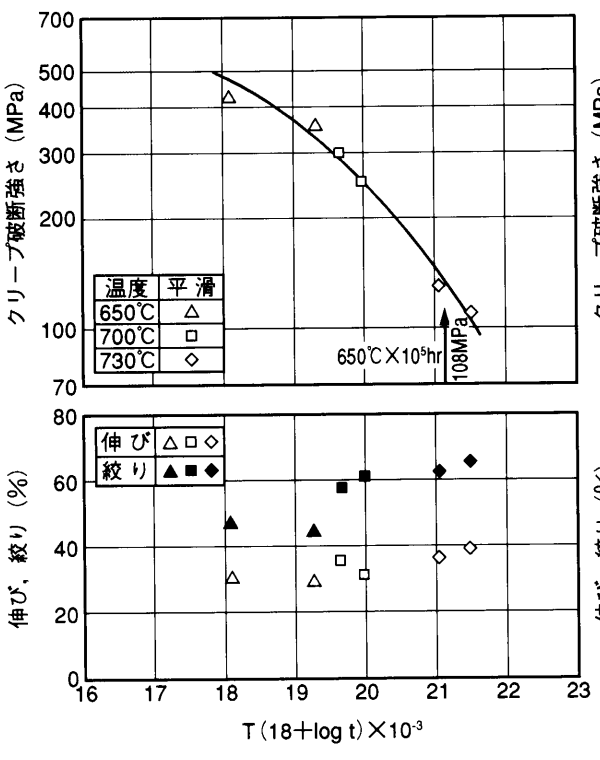


図４.５２　ＡＲ１の２段時効材のクリープ破断強さ（730℃×20hr→650℃×20hr）

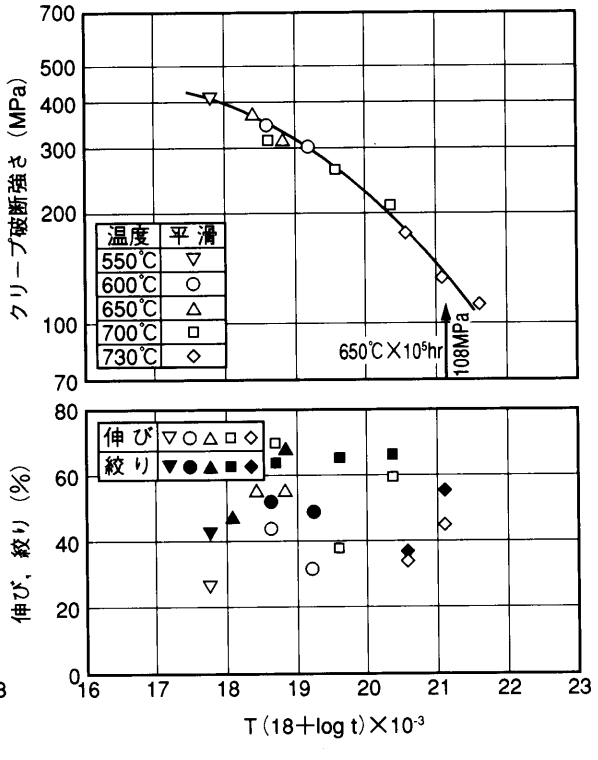


図４.５３　ＡＲ１の３段時効材のクリープ破断強さ（780℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

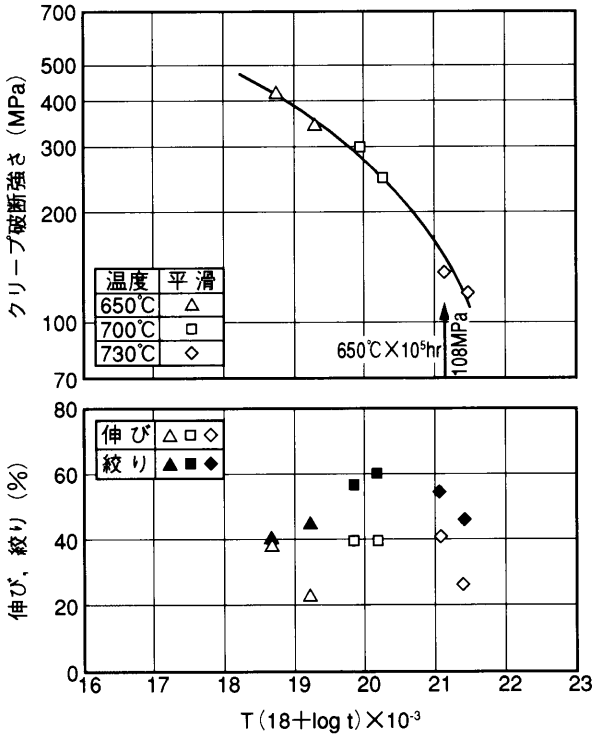


図４.５４　ＡＲ２の２段時効材のクリープ破断強さ（730℃×20hr→650℃×20hr）

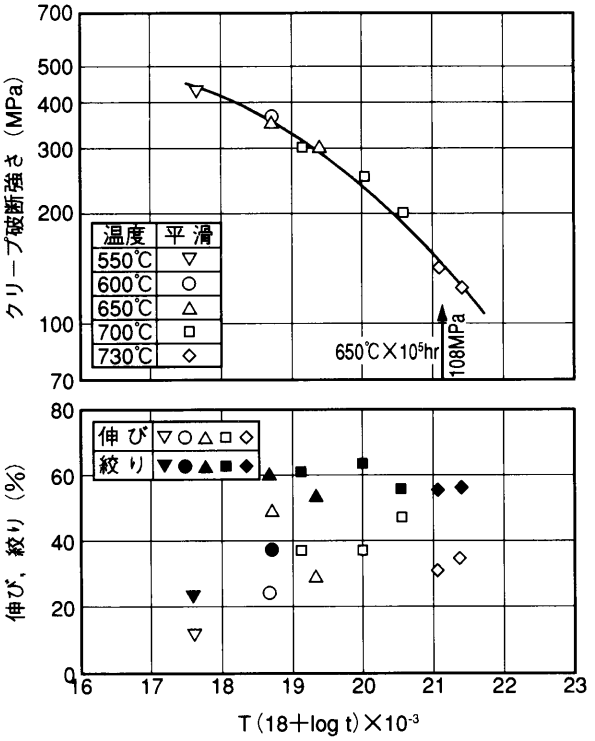


図４.５５　ＡＲ２の３段時効材のクリープ破断強さ（780℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

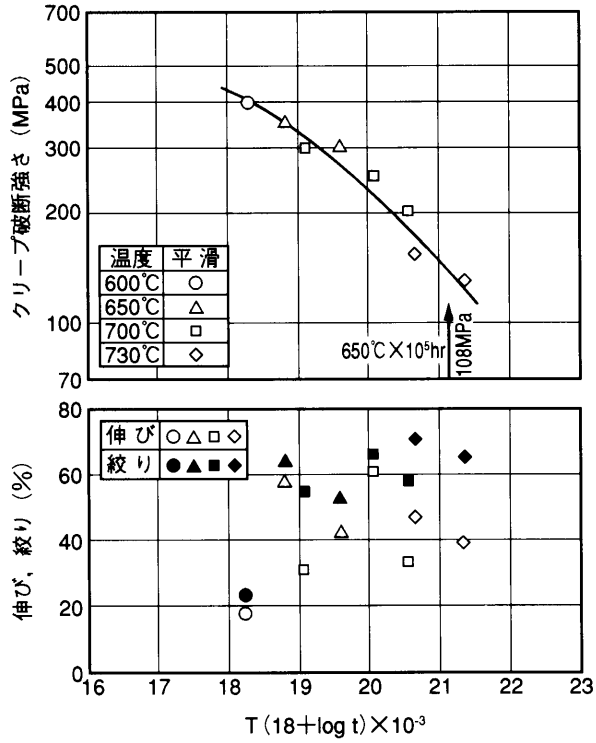


図４.５６　ＡＲ４の３段時効材のクリープ破断強さ（780℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

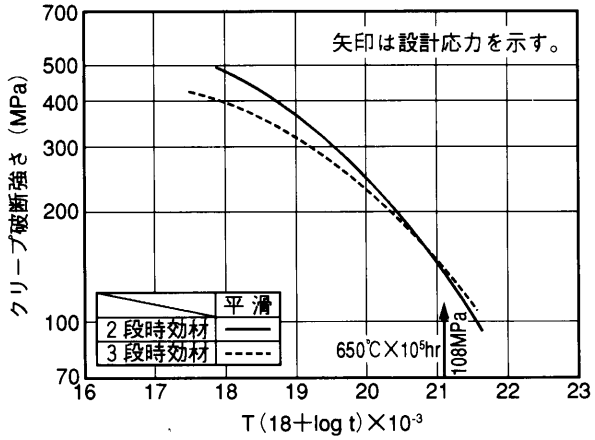


図４.５７　２段時効材と３段時効材のクリープ破断特性の比較（ＡＲ１）

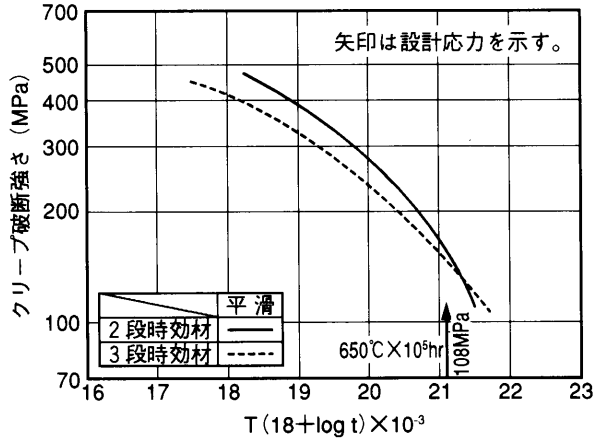


図４.５８　２段時効材と３段時効材のクリープ破断特性の比較（ＡＲ２）

比較した図である。２種類の材料とも２段時効処理の方が３段時効処理材よりも低指数側（低温・短時間側）では高い平滑クリープ破断強さを示すが，強度曲線の傾きは大きく，高指数側（高温・長時間側）になると３段時効処理材の方がクリープ破断強さは高くなる傾向が認められている。このことに加えて，前述に示すように３段時効処理材の方が２段時効処理材よりもクリープ破断延性が良好であることも考え併せると，組織安定性の観点から判断して３段時効処理の方が２段時効処理よりも良好なクリープ破断特性を示すものと考えられる。

図４．５９には図４．５２～図４．５６から読み取った６５０℃-１０万時間クリープ破断強さの値をＴｉ添加量でまとめたものである。機械的強度がＴｉ添加量に依存するように（図４．５１参照），クリープ破断強さもＴｉ添加量に依存するものであり，Ｔｉ添加量が増えるに従いクリープ破断強さは増す。また，ＡＲ４のクリープ破断強さが他の材料と比較して高い値を示していないことからＮｉ添加量を２６％から３６％に増やしてもクリープ破断強さの向上は期待できないものと考えられる。

以上のように，フレックルの生成しにくい成分系として，Ｔｉ添加量を減らした１００ｋｇ試験材においてクリープ破断試験を行った結果，Ｔｉ添加量を少なくすることによって機械的強度並びにクリープ破断強さは低くなる傾向は認められるものの，設計的に必要な高温強度はＴｉ量を１．３％まで減じたＡＲ１でも十分に対応できる材料であることがわかった。また，クリープ破断延性や長時間クリープ破断強さを考えた場合には，２段時効処理よりも３段時効処理の方が良好な特性を示しており，蒸気 タービンロータを考えた場合には３段時効処理を採用すべきであるという結論に至った。

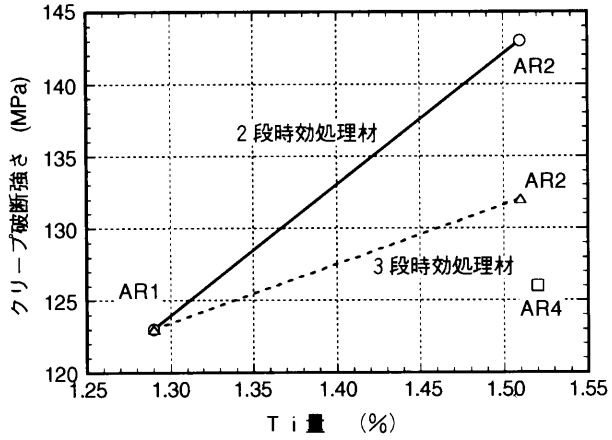


図４．５９　　Ｔｉ量とクリープ破断強さの関係
（６５０℃-１０万時間クリープ破断強さの比較）

４．６　フレックル低減を考慮した成分による性能確認（２）

（２トン試験材による特性評価）

上記に示すように小型試験材（１００ｋｇ試験材）を用いた材料特性評価試験によって開発の方向が明らかになったので，その結果に基づいて大型試験材（２トン試験材）による材料特性評価試験を実施することとした。

４．６．１　供試材

表４．１４に２トン試験材の化学成分を示す。小型試験材の結果からＴｉ量を１．３％程度に低く下げても高温強度は設計仕様を十分に満足できることが明らかになったので，Ｔｉ量については市販材

レベル（２％程度，ＪＩＳ規格仕様[10]：ＳＵＨ６６０；1.90～2.35％）よりも全ての材料で低くし，フレックルが発生しにくい成分系とした。他の成分については市販のものと基本的には変わらないが，ＫＭ２については，Ｎｉ添加量を３５.５％とし，小型試験材のＡＲ４を再現する成分系としている。なお，参考のため表４.１４には小型試験材の化学成分の抜粋も示す。

これらの試験材の溶解は，実機蒸気タービンロータ素材を模擬するために，真空高周波溶解炉（ＶＩＦ：Vacuum Induction Furnace）で溶解・成分調整を行い，エレクトロスラグ再溶解炉（ＥＳＲ：Electro Slag Remelting Furnace）用の電極を製造し，次いでＥＳＲ操業（図４.１１に操業方法を示す）により２トンの鋼塊を作ることにより行った。（ただし，ＫＭ５の電極製造では大気溶解を用いた。）

ＥＳＲ法で造塊した鋼塊は図４.６０に示す要領にて熱間鍛造を施した。このようにして製造した大型試験材（２トンＥＳＲ試験材）について組織調査，機械試験，クリープ破断試験，等温長時間脆化試験を実施した。

表４.１４　２トンＥＳＲ試験材の化学成分

(mass%)

材料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ar	Ti	B	O (ppm)	N (ppm)	Ti/Al
KM1	0.017	0.13	0.61	0.005	0.0020	26.05	15.15	1.19	0.19	0.22	1.67	0.0049	18	18	7.6
KM2	0.013	0.20	0.58	0.003	0.0020	35.50	15.05	1.98	Max. 0.005	0.18	1.40	0.0054	46	25	7.8
KM3	0.018	0.19	0.61	0.003	0.0017	26.18	15.17	1.29	0.20	0.11	1.20	0.0053	25	23	10.9
KM5	0.019	0.28	0.65	0.004	0.0020	25.91	15.06	1.25	0.20	0.12	1.42	0.0048	28	46	11.8
AR1	0.023	0.15	0.62	0.009	0.0016	25.88	14.84	1.23	0.19	0.15	1.29	0.0064	39	53	8.6
AR2	0.015	0.15	0.62	0.009	0.0030	26.00	14.95	1.24	0.19	0.18	1.51	0.0053	43	45	8.3
AR4	0.013	0.15	0.62	0.009	0.0013	35.58	14.90	1.97	0.01	0.18	1.52	0.0058	42	36	8.4

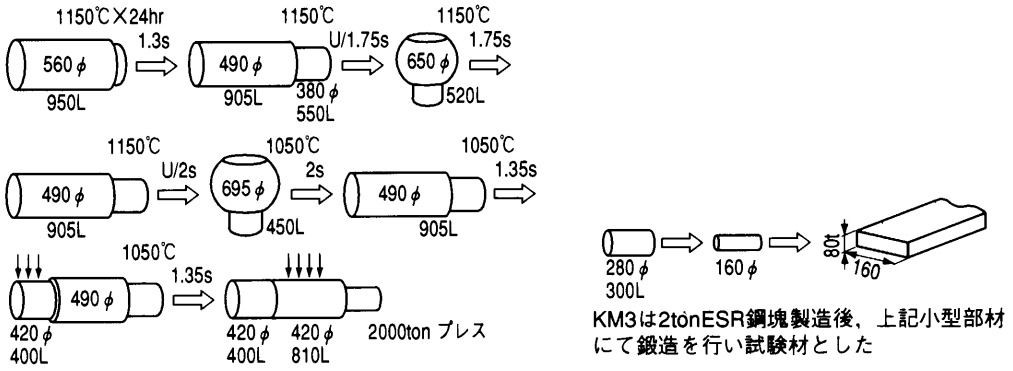


図４.６０　供試材の鍛造条件（２トンＥＳＲ材）

４.６.２　熱処理条件の検討

蒸気タービンロータ材としての鉄基超合金Ａ２８６の熱処理条件について最終的に決めるために，大型試験材である２トン試験材を用いて熱処理試験を実施した。なお，この熱処理試験ではＫＭ１及びＫＭ２を代表鋼種として選定し，この試験材に対して熱処理条件の検討を行った。

４.６.２.１　溶体化処理条件の検討

これまで行っていた小型試験材の材料特性評価試験では，共同で研究を行っている神戸製鋼所の実績から溶体化処理温度を１０１０℃に固定して行っていたが，最適な溶体化処理条件が必ずしも明確ではなかったので，改めて溶体化処理条件の検討を行った。

溶体化処理条件としては，９３０℃，９７０℃，１０１０℃，１０５０℃を選定し，各温度で3時間保持した後に水滴噴霧冷却条件下での１２００φ胴部中心相当のシミュレート冷却を行った。また，溶体化処理後は全て下記に示す同一の時効処理条件にて時効処理を行い，常温引張試験，衝撃試験並びにクリープ破断試験に供した。

表４．１５に機械的性質，表４．１６にクリープ破断試験結果をそれぞれ示す。これらの表から次のことが読み取れる。

１）機械的強度並びに常温延性は溶体化処理温度が低いものほど高い値を示す。これは結晶粒度に依存するものと考えられ，溶体化処理温度の低いものは結晶粒が微細であり，これによって高い機械的強度と常温延性が得られるものと判断される。

表４．１５　２トンＥＳＲ材における溶体化処理温度と機械的性質の関係

材　料	化学成分 (mass%)				溶体化温度 ×３ｈｒ (℃)	常温引張試験				2mmV ノッチシャルピー 衝撃吸収エネルギー (J)
	Cr	Ni	Mo	Ti		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	
KM1	15.2	26.1	1.2	1.67	1050	619	990	20.0	33.0	64，　64
					1010	622	1045	20.0	33.0	69，　67
					970	632	996	20.0	33.0	71，　71
					930	645	1003	19.0	33.0	64，　64
KM2	15.1	35.5	2.0	1.40	1050	492	904	27.6	34.5	70，　67
					1010	511	921	27.4	39.4	84，　84
					970	502	909	29.4	45.9	101，　101
					930	510	927	27.6	45.3	110，　113

時効条件：780℃ ×20hr →740℃ ×20hr→650℃ ×20hr

表４．１６　２トンＥＳＲ材における溶体化処理条件と平滑クリープ破断特性の関係

材　料	化学成分 (mass%)				溶体化温度 ×３ｈｒ (℃)	試験条件		破断時間 (hr)	伸　び (%)	絞　り (%)
	Cr	Ni	Mo	Ti		温　度 (℃)	応　力 (MPa)			
KM1	15.2	26.1	1.2	1.67	1050	650	343	334.4	30.3	34.4
					1010	650	343	265.2	20.3	23.1
					970	650	343	249.1	11.7	14.7
					930	650	343	229.0	15.4	16.9
KM2	15.1	35.5	2.0	1.40	1050	550	441	639.7	27.7	27.2
						650	343	49.0	42.3	38.1
						730	176	275.4	62.5	59.5
					1010	550	441	537.8	12.7	18.7
						650	343	45.0	26.0	20.8
						730	176	275.1	60.2	51.9
					970	550	441	429.2	12.3	15.4
						650	343	31.3	21.9	19.9
						730	176	220.3	55.9	47.5
					930	550	441	353.9	17.9	16.5
						650	343	24.1	16.5	18.4
						730	176	189.4	71.3	52.2

2）衝撃値も溶体化処理温度が低いものほど高い値を示す。この結果についても上記に示す結晶粒度の差異に起因するものと考えられる。

3）クリープ破断試験結果では，溶体化処理温度が高いものほど破断時間が長く，高いクリープ破断強さを有する。

4）クリープ破断延性については他の性質に比べて顕著ではないが，６５０℃の試験条件では溶体化処理温度を高くする方がクリープ破断延性は大きい。

以上の結果が示すように溶体化処理温度は一長一短があり判断に窮するところであるが，高温で使用する上ではクリープ破断特性を重視すべきことやこれまでの実績を考慮すると，溶体化処理温度が高めであり小型試験材の熱処理条件でもある１０１０℃を変更する必要はないという結論に至った。

4.6.2.2　時効処理条件の検討

これまでの小型試験材の材料特性評価試験結果から蒸気タービンロータ素材の時効処理としては3段時効処理が良いという結論となっている。ここではこれまで行っていた3段時効処理方法を見直し，さらに最適な条件を模索するため時効処理条件の検討を行った。

特にこの試験における狙いは，3段時効処理の時効順序の影響について検討を行った。具体的には1段目の時効処理と2段目の時効処理の順番を変えることによってどのような効果が現れるか確認することを目的としている。

時効処理は高い温度から順番に行うことが一般に行われる方法である。これは，低い温度での処理によって得られた析出物が次の段階の高い温度での時効処理によって消失してしまう恐れがあることによる。しかし，この鋼種の場合には1段目も2段目もγ' 相の析出温度域に入っており，1段目で析出した微細なγ' 相も時効処理時間範囲内では凝集・粗大化に伴う消失も起こりえないと考え，従来の1段目と2段目の時効処理の順序を入れ替えたものについても調査を行った。なお，最も高温側の時効処理温度についてはＴｉ量に応じてＫＭ1（1.7Ｔｉ）：８２０℃，ＫＭ5（1.4Ｔｉ）：８００℃，ＫＭ3（1.2Ｔｉ）：７８０℃とした。この理由の詳細については後述に譲るが，概略は次の通りである。Ｔｉは時効処理中にγ' 相の中に溶け込んでγ' 相を増加させることや整合歪を増すこと，さらには逆位相境界エネルギーを増加させること等から機械的強度を高くするとともにクリープ延性を低下させる作用があり，γ' 中に溶け込むＴｉ量を低く下げることが必要である。1段目の時効処理は後述するようにη相［Ｎｉ３Ｔｉ］の析出ノーズにかかっており，文献から判断してその析出ノーズは８１０～８２０℃であることから８２０℃までの温度域では高い温度を取るほど多くのη相を析出させることができる。このため，クリープ延性を重視した材料設計を行わなければならない蒸気タービンロータ材では過剰なＴｉは必要以上にγ'を強化するのでη相として消費することが望ましいと考えられる。このため，上記のようにＴｉ量に応じてη相の量を増すように考え，時効処理温度を高くするようにしている。

この条件で時効処理を行った試験材の機械的性質を表4.17，クリープ破断試験結果を表4.18にそれぞれ示す。これらの試験結果から明らかになったことを以下に示す。

1）機械的強度は順に温度を下げていくＡタイプの方がわずかではあるが高い。引張延性はこの強度結果に伴ってＢタイプの方が高い。

2）クリープ破断強さではほとんど差が現れていないが，若干順に温度を下げていくＡタイプの方が破断時間が長い。

これらは，Bタイプの時効処理の場合，最初に溶質原子が十分に固溶されている状態で微細なγ'を析出させることができるので，より高い強度が期待できるものと考えていたが，必ずしもその考えに従うものではなく，次のステップでの高温側の時効処理によって最初に析出した微細な析出物の

表4.17　2トンESR材における時効処理条件と機械的性質の関係

材料	化学成分 (mass%)				時効条件（×20hr）(℃)				常温引張試験				2mmV ノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー (J)
	Cr	Ni	Mo	Ti	1段目	2段目	3段目	時効処理タイプ*	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	
KM1	15.2	26.1	1.2	1.67	780	740	650	A	622	1045	20.0	33.0	69, 67
					700	780	650	B	605	983	19.0	36.0	70, 70
					700	760	650	B	673	1003	21.0	31.0	67, 56
					730	760	650	B	670	1012	20.0	33.0	67, 56
KM2	15.1	35.5	2.0	1.40	780	740	650	A	511	921	27.4	39.4	84, 84
					700	780	650	B	494	897	28.6	46.3	87, 89
					700	760	650	B	567	945	28.4	44.0	89, 89
					730	760	650	B	552	939	27.6	41.7	81, 84
					760	730	650	A	567	946	26.0	48.0	67, 64

*：時効処理タイプ

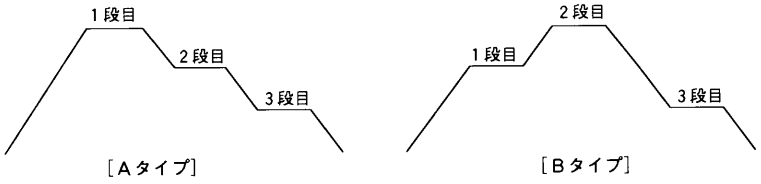


表4.18　2トンESR材における時効条件と平滑クリープ破断性質の関係

材料	化学成分（mass%）				時効条件*（×20hr）(℃)				試験条件		破断時間 (hr)	伸び (%)	絞り (%)
	Cr	Ni	Mo	Ti	1段目	2段目	3段目	時効処理タイプ**	温度 (℃)	応力 (MPa)			
KM1	15.2	26.1	1.2	1.67	780	740	650	A	650	343	265.2	20.3	23.1
					700	780	650	B	650	343	219.2	32.1	27.5
					700	760	650	B	650	343	829.3	17.1	20.2
					730	760	650	B	650	343	698.6	13.9	17.2
KM2	15.1	35.5	2.0	1.40	780	740	650	A	550	441	537.8	12.7	18.7
									650	343	45.0	26.0	20.8
									730	176	275.1	60.2	51.9
					700	780	650	B	550	441	582.2	14.6	21.4
									650	343	42.3	30.7	28.6
									730	176	253.9	66.9	54.3
					700	760	650	B	550	441	1332.9	10.2	12.9
									650	343	107.9	24.4	24.1
									730	176	330.8	41.2	46.0
					730	760	650	B	550	441	1036.2	11.9	18.4
									650	343	87.2	25.4	26.3
									730	176	323.1	57.1	53.1
					760	730	650	A	650	343	93.9	28.1	18.1

*　：溶体化処理 1030℃×3hr 950fシミュレード冷却後，各温度条件で20hr 保存し時効処理を行う。

**：表4.17の注に示す時効処理タイプ

部が再度固溶してしまい，その結果としてＡタイプと変わらない機械的強度しか得られなかったものと推察される。

以上の結果に示すように，新たな試みとしてＢタイプの時効処理条件について材料特性評価試験を行ったが，このＢタイプの時効処理材はＡタイプの時効処理材と同等程度の特性しか示していないことから，通常の熱処理方法と異なるＢタイプの熱処理方法は避けることとした。すなわち，順に時効処理温度を下げていくＡタイプの熱処理方法を選択した。

4.6.3　組織調査

図4.61に大型試験材の光学顕微鏡組織を示す。各試験材ともオーステナイト相の単相組織であり，その中に析出物が現出した組織となっている。析出物の多い部分は結晶が細かくなっており，若干ではあるが混粒組織となっている。ＫＭ１ではっきりと現れているが，粒界に層状の大きな析出物が認められる。これがη相である。η相は粒界に大きなものが存在している他に粒界に薄く存在している。このη相はＴｉ量が多いものほど多く，Ｔｉ量が1.2％のＫＭ３ではほとんど認められていない。また，各材料とも共通であるが，粒内に直線的な積層欠陥が認められ，積層欠陥エネルギーが低いことを示している。また，析出物の量はＴｉ量が増すほど多くなることがこの光顕レベルでも容易に認識できる。

図4.62には大型試験材の走査型電子顕微鏡による組織観察結果を示す。ＫＭ１に認められる大きな塊状の析出物はＴｉＣである。また，光顕でも確認できているが，粒界には層状のη相が認められ

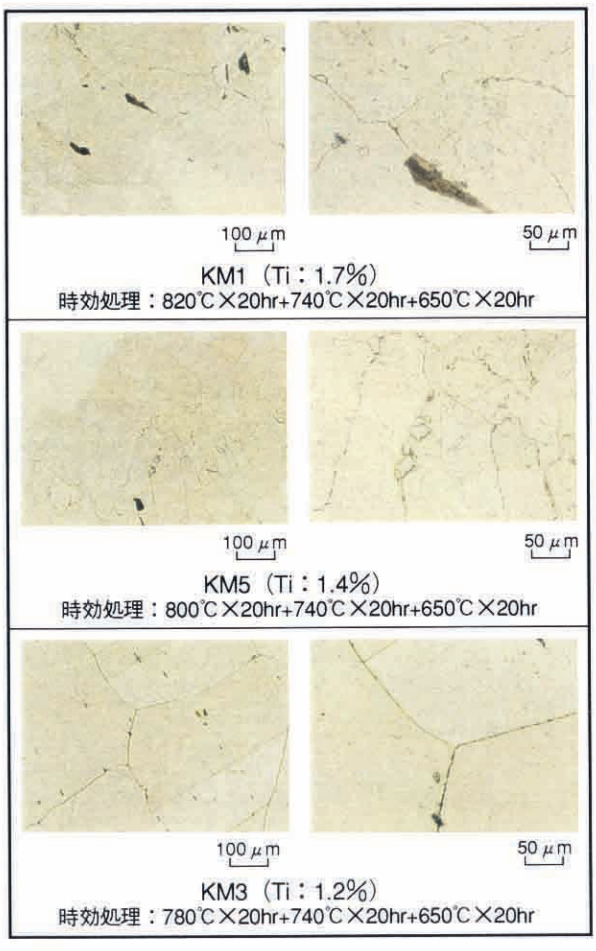


図4.61　２トン試験材の光学顕微鏡組織

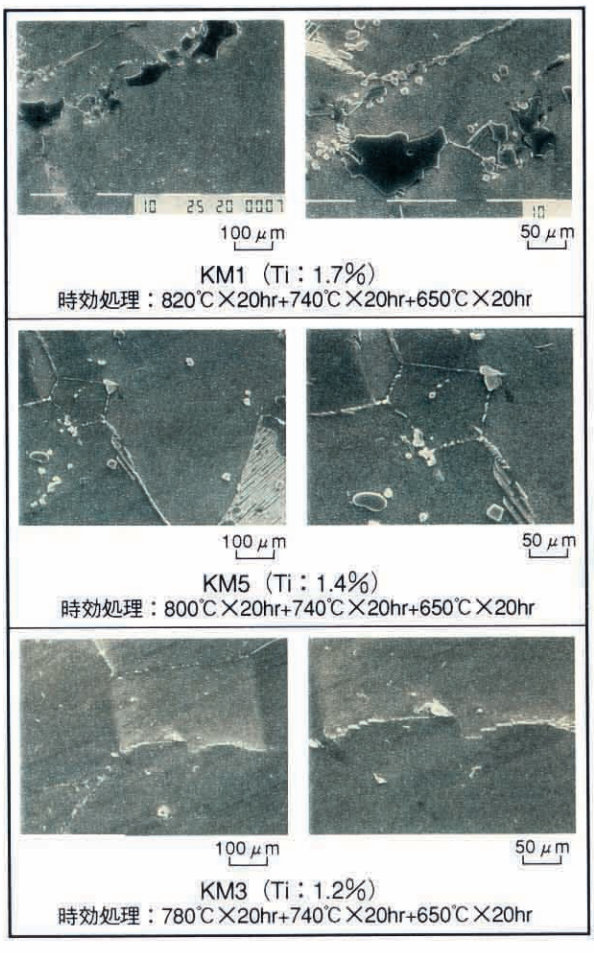


図4.62　２トン試験材の走査電子顕微鏡組織

る。さらに，粒内には非常に微細な析出物が認められる。この微細な析出物がγ'相である。この写真ではγ'相の大きさや分布状況については確認することはできていない。ただし，ＫＭ５の拡大した写真を見るとわかるように，粒界に析出したη相の周辺にはγ'相の析出のない部分が現れており，η相の析出によってＮｉ及びＴｉが消費され，その結果γ'相の析出を抑制したと考えられる。

4.6.4　クリープ破断試験

大型試験材のクリープ破断試験結果を図４.６３～図４.６５に示す。このクリープ破断試験に供した試験材の熱処理は前項に示す組織調査に供した試験材と同じ処理を施したものであり，すなわち，下記に示す熱処理を施した。

溶体化処理（各試験材共通）：

１０１０℃×３ｈｒ　１２００φ中心相当シミュレート冷却（水滴噴霧），

時効処理：１段目の時効処理条件　：８２０℃×２０ｈｒ（ＫＭ１）

８００℃×２０ｈｒ（ＫＭ５）

７８０℃×２０ｈｒ（ＫＭ３）

２段目の時効処理（各試験材共通）：７４０℃×２０ｈｒ

３段目の時効処理（各試験材共通）：６５０℃×２０ｈｒ

これらの試験結果から以下のことが明らかである。

１）３種類の材料とも平滑試験片の破断目標である６５０℃-１０万時間クリープ破断強さの１０８MPaは満足できる見込みである。

２）３種類の材料とも切欠試験片の強度は平滑試験片の強度を上回る結果となっており，切欠弱化とはなっていない。

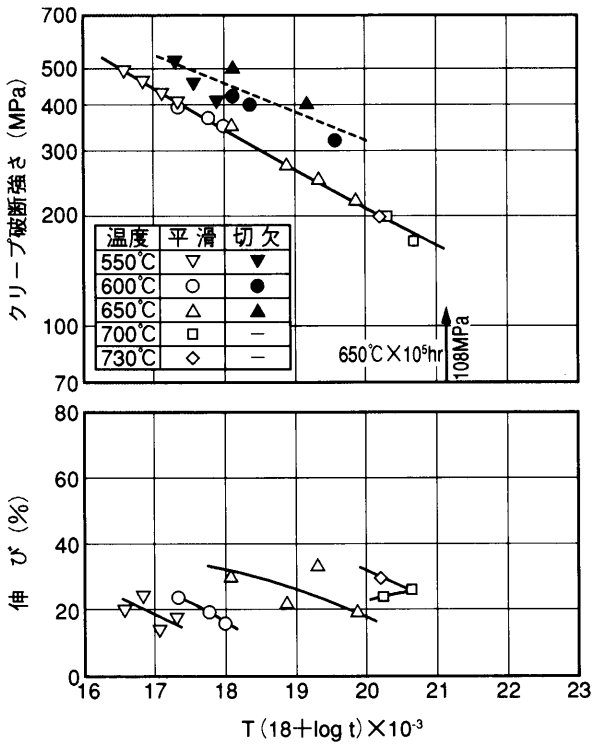


図４.６３　ＫＭ１（１.７Ｔｉ）材のクリープ破断強さ
（820℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

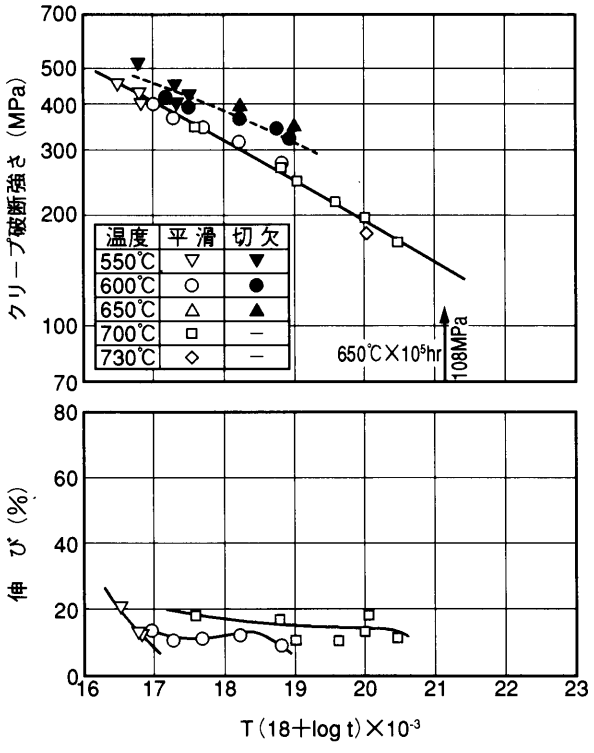


図４.６４　ＫＭ５（１.４Ｔｉ）材のクリープ破断強さ
（820℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

3） Ｔｉ量の多いＫＭ１（１.７％Ｔｉ）の平滑クリープ破断強さが最も高い値を示し，ＫＭ５（１.４％Ｔｉ）とＫＭ３（１.２％Ｔｉ）はほぼ同等のクリープ破断強さを有する。

4） ＫＭ５のクリープ破断延性は他の材料に比べて低い。（Ｔｉを１.４％とＫＭ１の１.７％に比べて低くしているにも拘わらず，ＫＭ１よりも低い延性を示す。）

ＫＭ５が低いクリープ破断延性を有する原因として考えられるものとしては，電極製造の時に大気溶解を用いて行ったことが挙げられる。具体的なメカニズムは明確ではないが，大気溶解時に導入された窒素もしくは酸素が粒界強度を低下させ延性低下をもたらしたものと推察される。図４.６６にはクリープ破断延性の低いＫＭ５のクリープ破断試験片の破面をＫＭ３のものと比較して示す。ＫＭ３，ＫＭ５の破面とも粒界が現れているが，ＫＭ３の粒界破面には延性破壊を起こしたときの起伏が認められるが，ＫＭ５の破面にはＫＭ３で認められたような起伏は認められず凹凸のないきれいな粒界破面を呈しており，この粒界破壊の形態にガス成分元素が作用したものと推察される。

クリープ破断延性から見ると大気中のガス成分が混入したＫＭ５を除いて考えると，Ｔｉ量を低く下げた方が安定して高い破断延性が得られており，目標とする平滑クリープ破断強さが得られるのであれば，Ｔｉ量を可能な限り低く下げることにより良好なクリープ破断延性が得られると判断される。（Ｔｉ量を低く下げることは本項で説明したようにクリープ破断延性の確保の上で有用であるが，この他に先にも示したようにフレックルの発生を抑制する上でも有用である。）

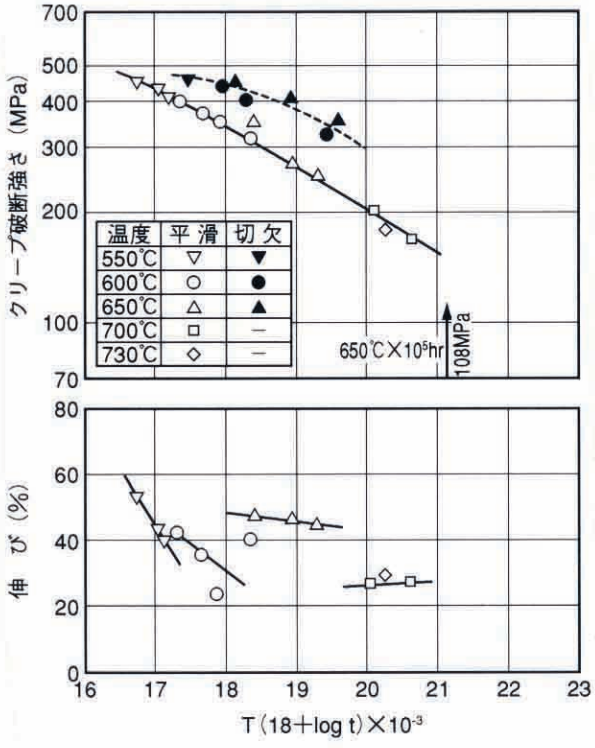


図４.６５　ＫＭ３（１.２Ｔｉ）材のクリープ破断強さ
（780℃×20hr→740℃×20hr→650℃×20hr）

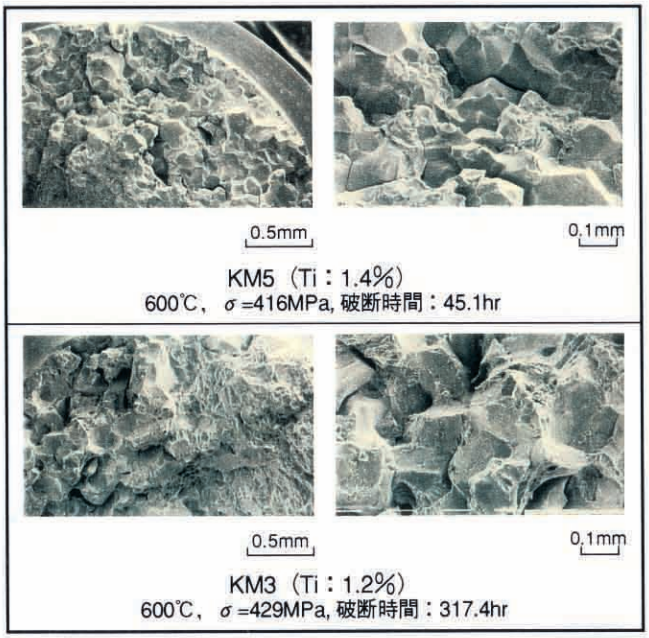


図４.６６　クリープ破断試験後の破面の走査型電子顕微鏡による観察

４.６.５　２トン試験材のまとめ

「フレックルの低減を考慮した成分における性能の確認」を目的として，小型試験材（１００ｋｇ試験材）の結果に基づいて２トンＥＳＲ試験材での材料特性評価試験を行い，以下のことが明らかになった。

1） 溶体化処理温度を変えることを検討したが，従来から用いている１０１０℃での溶体化処理が

機械的特性並びにクリープ破断特性から見て有用であると判断されたので，従来通りの溶体化処理条件を採用する。

2）３段時効処理の順序を変えて行うことも検討したが，従来からの高温から順番に時効処理を行うことを大幅に改善する方法ではなく，基本的には特性において変わらない結果となったので，実績のある従来方法を採用することとした。

3）Ｔｉ量を低く下げることは機械的強度やクリープ破断強さにとってマイナスの因子となるが，Ｔｉ量を１.２％まで下げても設計的に必要な機械的強度やクリープ破断強さは確保できる。

4）また，Ｔｉ量を下げることでクリープ破断延性は向上するので，設計的に必要な強度が確保できるのであれば，Ｔｉ量は可能な限り低く下げることが望ましい。

5）大気溶解を行って電極を製造したＫＭ５はクリープ破断延性が低い。この原因は必ずしも明確ではないが，ガス成分元素の混入の影響が大きいものと推察される。このため，実機ロータ素材の製造においては，ガス成分の混入を可能な限り低く下げるような配慮を行うことが必要である。

4.7　蒸気タービンロータ材としての鉄基超合金Ａ２８６の成分と熱処理について

4.7.1　フレックルの低減を考慮した成分系

偏析性の欠陥であるフレックルの発生を抑制するためには，フレックル部に濃縮する溶質元素を可能なかぎり低く抑えることが必要である。前述に示すようにフレックル部に濃縮する元素としては，Ｃ，Ｓｉ，Ｔｉなどが挙げられるが，このうち特にＴｉはフレックル部の延性，靭性の低下に大きく影響する。このため，フレックル生成の抑制のためにはＴｉの低減が不可決となる。一方，Ｔｉは本ロータの基本材料であるＡ２８６の主要強化相であるγ'相にＮｉ３（Ａｌ，Ｔｉ）という形で溶け込み強度向上に寄与する。したがって，極端な添加量の低減は，機械的強度や高温強度を維持する上で避けなければならない。

そこで，４.５項に示すように成分の１００ｋｇ試験材を製造し，フレックルの低減を考慮した成分について検討を行った。その結果を表４.１９にまとめて示す。また，表４.１９の試験結果のうち機械的強度の代表である０.２％耐力とＴｉ添加量との関係を図４.６７に，さらにクリープ破断強さとＴｉ添加量の関係を図４.６８にそれぞれ示す（これらの図には２トン試験材の結果も併せて示す）。これらの二つの図が示すようにＴｉ量を減少させるに従い機械的強度並びにクリープ破断強さはともに低下する。しかし，これらの強度の低下は主蒸気温度６４９℃用の蒸気タービンロータとして使用する場合には特に問題になるものではない。設計強度から見た場合には，０.２％耐力の仕様は３９２MPa以上であり，Ｔｉ量が１.３％のＡＲ１でも４５０MPa以上であることから問題ない。また，クリープ破断強さにおいても６５０℃-１０万時間クリープ破断強さの必要な強度は１０８MPa以上である

表４.１９　１００ｋｇ試験材の材料特性の比較（総括）
（２６Ｎｉ材，３段時効処理材*）

材　料	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	2mmVノッチ シャルピー衝撃値 (J)	クリープ破断強さ ６５０℃×１０万時間 (MPa)
AR1 (26Ni-1.2Mo-1.3Ti)	451	817	20.0	38.5	77 83	123
AR2 (26Ni-1.2Mo-1.5Ti)	529	901	20.0	38.5	70 67	132
AR3 (26Ni-1.2Mo-1.7Ti)	565	958	20.0	33.4	74 80	-

*：７８０℃×２０ｈｒ→７４０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ

が，Ｔｉ量が1.3％のＡＲ１でも１２０MPa以上あり，設計的に問題ない値を示している。

そこで，１００ｋｇ試験材の結果に基づいて２トンＥＳＲ試験材を製作し，小型試験材の結果を検証した。その結果を表4.21に示す。この表4.21の結果についても図4.67並びに図4.68に１００ｋｇ試験材の結果とともに示す。２トンＥＳＲ材の結果においても１００ｋｇ試験材の結果と同様にＴｉ量低減により機械的強度並びにクリープ破断強度はともに低下する傾向を示すが（ＫＭ５についてはガス成分が多く混入しており，ここでの検討対象から除外する），Ｔｉ量：1.2％程度でも表4.20に示すオーステナイトロータとしての材料仕様を満足できる。

以上のことから，Ａ２８６を蒸気タービンロータ材として使用する場合にはＴｉ量を1.2％程度まで減少させてフレックルの生成を抑制し，高いクリープ破断延性と引張延性を得るようにすることが良いものと判断される。

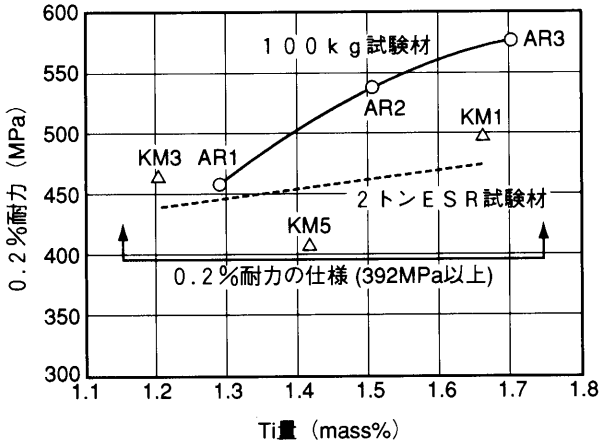


図4.67　Ｔｉ添加量と0.2％耐力の関係
（１００ｋｇ試験材及び2トンＥＳＲ試験材）

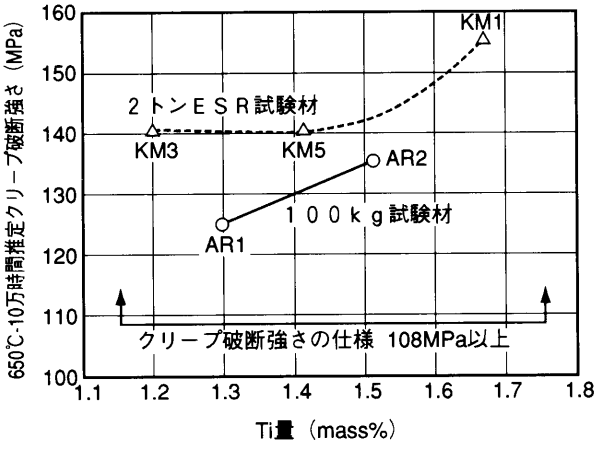


図4.68　Ｔｉ添加量と６５０℃-１０万時間推定クリープ破断強さの関係
（１００ｋｇ試験材及び2トンＥＳＲ試験材）

表4.20　オーステナイトロータ材の材料仕様

常温引張試験				クリープ破断強さ ６５０℃×１０万時間 (MPa)
0.2％耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	
Min. 392	Min. 735	Min. 15	Min. 18	Min. 108

表4.21　２トンＥＳＲ試験材の材料特性の比較（総括）
（２６Ｎｉ材，３段時効処理材*）

材　料	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	クリープ破断強さ ６５０℃×１０万時間 (MPa)	１段目 時効処理温度 (℃)
KM1 (26Ni-1.2Mo-1.7Ti)	490	935	24	31	152	820
KM5 (26Ni-1.3Mo-1.4Ti)	402	833	28	43	137	800
KM3 (26Ni-1.3Mo-1.2Ti)	459	783	26	50	137	780

*：X℃×２０ｈｒ→７４０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ

4.7.2　クリープ破断延性並びにクリープ破断における切欠強化を考えた熱処理方法

蒸気タービンロータにおいては，小型のガスタービン部品と異なり大型の鍛造品となること，さらに回転体として使用されることなどから，十分な延性・靭性の確保が最も重要なことの一つとなる。Ａ２８６を通常のガスタービンディスク材と同じような熱処理を施すと０.２％耐力は容易に７０kgf/mm^2（６８６MPa）以上は確保できる。しかし，この場合は延性が低く，蒸気タービンロータ材としては適していない。ガスタービン部品に適用される熱処理は，通常２段時効処理が多く用いられており，１段目の時効温度は７３２℃程度であり，図４.６９に示されるＴＴＴ曲線（Time Temperature Transformation Diagram）[11]から明らかなようにこの温度はγ'相の析出のノーズの下側に位置するため，微細なγ'が多数析出し，高い高温強度が得られる反面，延性は低いものとなる。このような組織においても，６５０℃を越える温度で使用するならば高温強度があり，また延性も確保されるために有用であるが，使用温度が６５０℃以下の場合，クリープ破断延性の低下や場合によってはクリープ破断における切欠弱化をもたらす。このため，エディストン１号タービンロータの場合，ウエスティングハウス社は，７３２℃の時効処理の前に７７４℃の時効処理を行い，クリープ破断強度を下げる代わりにクリープ破断延性の向上とクリープ破断の切欠弱化を抑制しようとした。これは，図４.６９からわかるように７７４℃の時効処理によって比較的大きなγ'相を析出させ，γ'相による転位のピンニング効果を弱めるようにしたと判断される。しかし，その手法が必ずしも十分ではなく，完全に切欠弱化を防げるほどの熱処理ではなかったと判断される。　エディストン１号タービンのロータが切欠弱化を示した理由は現在のような進んだ精錬法が適用されたわけではなく，大気溶解の弊害を十分に除去することができなかったことも挙げられるが，そのほかに熱処理が不十分であったことも否定できない。すなわち，３段時効処理は適用したが１段目の時効温度が低くすぎるために，

（１）微細なγ'相を多量に析出させてしまったことによって粒界近傍に局部的な転位の集中を起こしたこと，

（２）１段目の時効処理で過剰なＴｉがη相として十分に消費されなかったためにγ'相中に多量にＴｉが取り込まれてしまい，クリープ破断の切欠弱化や延性の低下をもたらしたこと，

が考えられる。

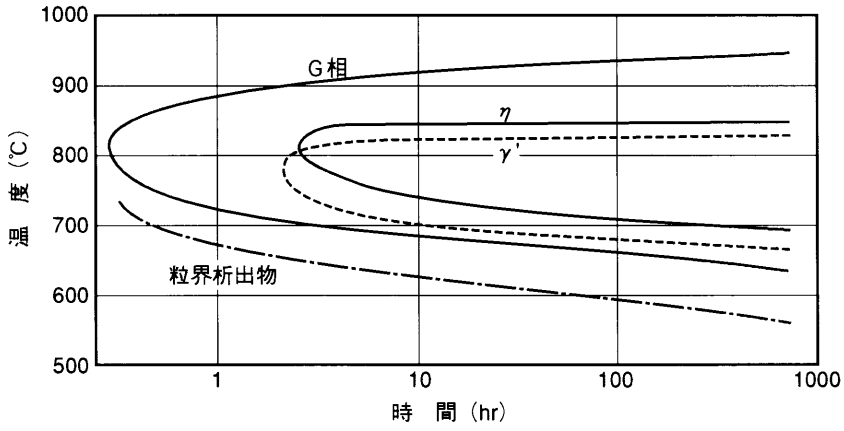


図４.６９　ＡＴＳ２８（X-5NiCrTi26 15，A286の類似材）のＴＴＴ図[11]

（1）のことは次のように説明される。

マトリックス中（γ）に析出するＮｉ３Ａｌ系金属間化合物（γ'）の大きさは，時効温度で決まり，高い処理温度ほど大きい。文献[12]によれば７３２℃；２３０Å（２３nm），７６０℃；３１０Å（３１nm），７７４℃；３３０Å（３３nm）というデータがある。

本ロータ材中の変形に伴う転位は，γ'の大きさが小さいときはγに整合に析出したγ'相を貫いて進む。このときγ'相中では，転位のらせん転位部分は逆位相境界エネルギーの高い｛１１１｝面上から低い｛１００｝面上に交叉すべりを起こす。この交叉すべりを起こした部分は本来のすべり面ではないため動くことができず，固着する[13]。一方，γ'の大きさが十分に大きいと転位は，γ'をすりぬけるか又はループを描いてγ'相中には侵入しないようになる。このため微細なγ'は強度上昇に強く寄与するが，比較的大きいγ'はある程度の強度上昇には寄与するが微細なものほどの寄与はない。

このとき平均のγ'の粒径が小さいものが多い場合，γ'によって粒内が強化され，変形の主体が粒界部となるため，粒界に隣接したすべり面上から発生した転位は，粒界近傍の粒径の小さなγ'を切ることにより上述の交叉すべりが起こり，転位は固着しやすくなる。この固着は｛１１１｝面上の２つ分解したショックレイの部分転位[14]が合体して完全転位になることによって｛１１１｝面上の転位が｛１００｝面上の転位としてもなりえるときに発生する。ショックレイの部分転位が合体によって完全転位になる確率は，２つの部分転位の距離が熱振動を起こしていることから温度が高くなるほど高くなる。すなわち，温度が高くなるほど合体しやすくなり，その結果として温度が高くなるほど固着しやすくなる。この現象はいわゆる「強さの正の温度依存性」[13]としてγ'などのＬ１２型の金属間化合物で多く認められる現象である。

このように転位が固着しやすい状況である場合には，一度転位が移動できた｛１１１｝面では転位の移動が他の部分よりも容易になり，すべりが次々に繰り返されるようになる。言い換えれば，変形は特定の部位に集中して，局部的に転位が集中するようになる。この場合，他の場所の転位密度は低く，応力集中部の粒界に転位が集中することになるため，この粒界ですべりが生じ，それが空格子点および亀裂へと変化し破壊へと進むため，切欠弱化を示すことになる。Ａ２８６においてこのように局部的に転位が集中している状況はN.A.Wilkinsonによって確認されている[12]。

Ａ２８６においてクリープ破断延性の低下や切欠弱化現象が起こる原因としては上記のメカニズムが考えられるが，このメカニズムはγ'相の「強さの正の温度依存性」に起因するものであるので，γ'相の強さが最も高くなる温度である５５０℃近傍で最も顕著になる。実際にＡ２８６のクリープ破断試験を行うと５５０℃のクリープ破断延性が最も低いことがしばしば確認される。例えば，図4.3で認められるように７３０℃から６００℃へと温度が低くなるに従いクリープ破断延性は低くなっている。また，切欠強度も７３０℃ではぎりぎりで切欠強度は平滑強度よりも高くなっているが，それ以下の温度では全て切欠弱化になっている。この他に，図4.63～図4.65で確認できるように，低い温度の試験であるほど切欠強度が平滑強度に近づいていることなども例として挙げられる。同様な現象はN.A.Wilkinsonの試験結果でも確認されている[12]。

一方，平均のγ'の粒径が大きい場合，転位線はγ'をすりぬけるもしくはループを描いて運動することが多くなるため，γ'を切って進むことが少なくなり，転位は比較的自由に動くことができるので広く分布するようになり（文献[12]によれば７６０℃の時効材はγ'の粒度が３１０Å（３１nm）であり，均一に分布した転位が観察されている），上述に示されるような転位が特定の部位に集中することが少なくなり，延性の低下や切欠弱化は起こりにくくなる。

また，（2）のことは次のように説明される。

図4.69のA286のTTT曲線を見ると明らかなように，時効温度の高い方からG相，η相，γ'相が存在する。時効温度がγ'相の析出ノーズにかかる場合，γ'相［Ni3（Al，Ti）］が優先して形成されるために多くのTiがγ'相中に取り込まれγ'相の格子定数は増加する。このときγ'相とγ相との格子定数との差は大きくなり，ミスフィット（整合歪み）は増大する。このために，γ'相の持つ変形抵抗は増大し良好なクリープ破断強度が得られる。この効果はガスタービンディスク材など比較的高温で使用される場合，温度が高いことで延性もあるため有用な熱処理方法であり，このためこれらの部品素材に対する熱処理では，1段目の熱処理をγ'相のノーズよりも若干低い732℃で行い，γ'相を微細でしかもγ'/γのミスフィットを大きくして析出させる。しかし，延性を重視しなければならないロータ材の場合では，上述の熱処理を用いると使用温度である650℃以下で十分なクリープ破断延性は得られず，場合によってはクリープ破断の切欠弱化を生じさせてしまう。この現象は次のように説明される。γ'　相の逆位相境界エネルギー（APB　Energy；Antiphase　Bounbary Energy）はTiのγ'相中への固溶量が増加するに従い増加する[15]。一方，APBエネルギーが増加するとγ'相中での転位の｛111｝面から｛100｝面への交叉すべりが増加し，（1）で説明したメカニズムによって局部的な転位密度の増大が粒界近傍に発生し，切欠弱化を生じさせる。この現象は，温度が高くなるほど｛100｝面での転位が可動しやすくなるので650℃以上の高温で使用する比較的小型のガスタービンディスクではそれほど問題にならない。しかし，650℃以下の比較的低い温度で使用する場合，クリープ破断の切欠弱化が問題となる。例えば，ガスエキスパンダーに使われるディスク材では使用温度が538℃と低いためにクリープ破断の切欠弱化によって10000時間使用後にディスクに亀裂が発生するという事故を起こしている[16]。

従って，鉄基超合金を蒸気タービンロータに使用する場合には，運転温度が使用する材料としては低いためにこの切欠弱化を起こさない熱処理が必要となる。すなわち，蒸気タービンロータとして使用する場合には，1段目の時効温度を十分に高い温度で行い，γ'相の大きさを適度なものにするとともに，γ'相中に固溶するTi量を低く抑えることが必要である。もちろんあまり高い温度にしても有用な金属間化合物の析出は生じないので適度な温度での時効処理が必要である。その温度の選定は成分によって若干異なるが，基本的にはη相の析出ノーズにかかることが必須であり，さらにγ'相の析出ノーズの高温側であることが望ましい。具体的には780℃～820℃程度になる。このうちTi含有量が多い場合，例えばTi量が1.9％程度の場合，Tiのγ'中への固溶量を少なくする必要があるので，η相（Ni_3Ti）としてTiを十分に析出させることが不可欠であり，この場合には1段目の時効温度は若干高めの820℃程度となる。また，Ti量が1.2％程度であれば780℃程度の時効処理温度となる。

4.7.3　オーステナイトロータの製造上の問題点とその対策

前述の小型試験から2トンESR試験材までに得られた知見を図4.70にまとめて示す。鉄基超合金で大型の鍛鋼品である蒸気タービンロータ素材を製造する場合にはさまざまな問題があるが，この図に示すように製造技術や材料の成分及び熱処理選定により，製造上の最大の問題であるフレックルの発生やクリープ破断の切欠弱化の問題を解決できることが明らかとなった。特に，Ti添加量の低減と3段時効処理の適用はこのロータ素材を製造する上で最も重要な技術であると言える。

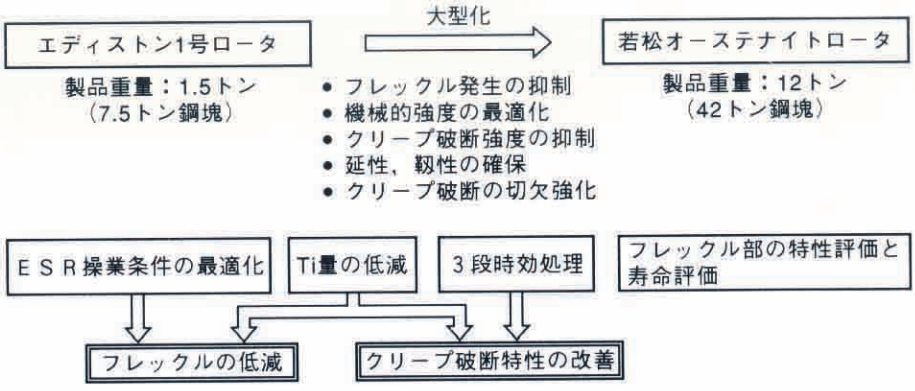


図４.７０　オーステナイトロータの製造上の問題とその対策

４.８　試作モデルロータの製造とその確認試験

これまでの試験材を用いた試験結果に基づいて実機ロータを製造することになるが，実機製造を行う前の最終確認として鋼塊径１３５０φのＥＳＲ鋼塊を用いた試作モデルロータの製造を行った。

４.８.１　化学成分

試作モデルロータ材の基本成分は２トン試験材のＫＭ３とした。ただし，低Ｔｉの可能性を探るためにＴｉ量をさらに下げて１.１％狙いとしている。表４.２２にモデルロータ素材のレードル分析値を２トン試験材のＫＭ３の化学成分とともに示す。ほぼ狙い通りの成分が得られており，Ｔｉ量は１.１３％となっている。

表４.２２　試作モデルロータの化学成分

(mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B
モデルロータ	0.021	0.16	0.48	0.011	0.001	25.95	14.62	1.30	0.18	0.13	1.13	0.0048
KM 3 (1.2%Ti)	0.018	0.19	0.61	0.003	0.002	26.18	15.17	1.29	0.20	0.11	1.20	0.0053

４.８.２　マクロ組織

図４.７１にモデルロータ素材の横断面マクロ組織を４.４.３項で示した市販成分で作ったロータ素材のマクロ組織と比較して示す。市販成分のロータ材では通常鋼塊のラムダ偏析に相当する部位に斑

(1) 試作モデルロータ(鋼塊径:1350φ，1.1%Ti)
フレックルは全く認められない

(2) 市販成分材ロータ(鋼塊径:1000φ，1.9%Ti)
鋼塊の中間部から中心にかけて斑点状のフレックルが観察される

図４.７１　試作モデルロータ素材の横断面マクロ組織
［（１）モデルロータ，（２）比較の市販成分系ロータ］

点状のフレックルが認められているが，この試作モデルロータ素材では胴径が市販成分材よりも大きいにも拘わらずフレックルは現れていない（市販成分のロータ材の胴径が８５０φであるのに対して，試作ロータ素材の胴径は１３５０φである。胴径が大きい場合にはマクロ偏析が大きくなりやすいのでフレックルも発生しやすい）。これは，Ｔｉ量を低く抑えたことによって達成されたものと判断できる。

4.8.3　機械的性質

表4.23にモデルロータ素材の機械的性質を示す（後述するクリープ破断強さについても併せて示す）。Ｔｉを低く下げたことで3段時効処理を施した本試作ロータ素材の機械的強度は低くなっており，0.2％耐力が仕様の下限に近い値を示している。しかし，引張延性は高くこれまでの試験結果の中で最も高い値を示している。この結果から判断してＴｉ量を1.1％まで下げることは機械的強度の点で好ましくないと判断される。従って，機械的強度から考えた場合，実機ロータ素材の製造では1.2～1.4％程度のＴｉ量が最適であると考えられる。

表4.23　試作モデルロータの材料試験結果

位　置	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	クリープ破断強さ ６５０℃×１０万時間 (MPa)
仕　様	Min. 392	Min. 735	Min. 15	Min. 18	Min. 108
表層部	393	780	32	48	123
中心部	411	751	32	50	

4.8.4　クリープ破断強さと設計応力

図4.72にモデルロータ素材のクリープ破断試験結果を示す。Ｔｉ量が1.1％と少ないことでクリープ破断強さは低くなっているが，目標とする６５０℃-１０万時間クリープ破断強さの１０８MPa（１１kgf/mm^2）は十分に満足できる１２３MPa程度の強度を有する。この結果から判断してクリープ破断強さの点ではＴｉ量を1.1％まで低く下げても問題ないことが言える。

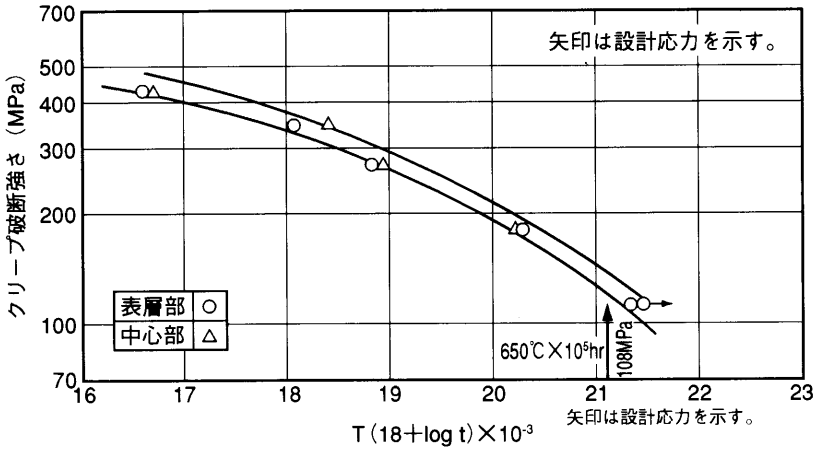


図4.72　試作モデルロータのクリープ破断強さ

4.9　実機若松超高温タービンロータ素材の材料特性評価試験

上記の研究成果に基づいて電源開発（株）・若松事業所向け超高温タービン用オーステナイトロータ素材の製造を行った。以下にその製造状況と材料特性評価試験結果を示す。

4.9.1　ロータ素材の製造

図4.73に実機オーステナイト鋼製蒸気タービンロータの製造工程を示す。溶解は3回に分けて塩基性電気炉（大気溶解）で行い，低炭素ステンレス鋼を製造するときに用いられる真空酸素脱炭法（Vacuum Oxygen Decarburization，炉内を真空にするとともに，酸素を溶湯中に注入する方法。負圧下では炭素は酸素と結びついて一酸化炭素となり除去されていく）を用いて溶湯中の炭素を低レベルに下げた。次いで真空保持炉で3回に分けて溶解した溶湯を合わせた後に真空処理を行い，溶湯中の酸素や窒素等のガス成分元素を除去した。また，真空処理後に酸素と反応しやすいＴｉやＡｌなどの合金元素も含めてこの真空保持炉にて添加して目的の成分に調整した。このようにしてできた溶湯を鋳込み，ＥＳＲ用の電極とした。次にこの消耗電極を用いてＥＳＲ炉で2次溶解を行い，通常の造塊方法に比べて均質で清浄度の良い鋼塊（１３５０φ×３７００Ｌ）を得た。この鋼塊に対して2回の据込工程を含む熱間鍛造を施して欠陥の圧着，偏析の物理的並びに熱的拡散，結晶粒度の調整，成形を行い，９７０φのロータ素材を製造した。熱間鍛造後，図4.73に示すように下記の熱処理を施した。

溶体化処理：１０１０℃×３ｈｒ水滴噴霧冷却

時効処理　：　８００℃×２０ｈｒ→７４０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ

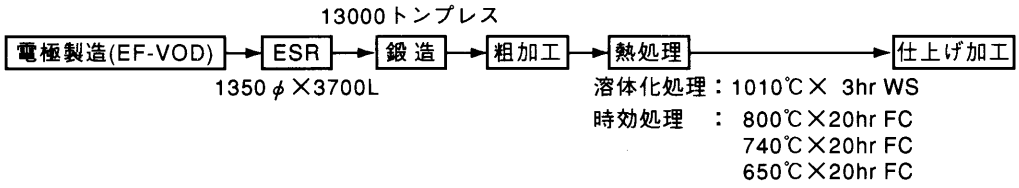


図4.73　若松超高温タービンステップ2用オーステナイトロータの製造工程

4.9.2　化学成分

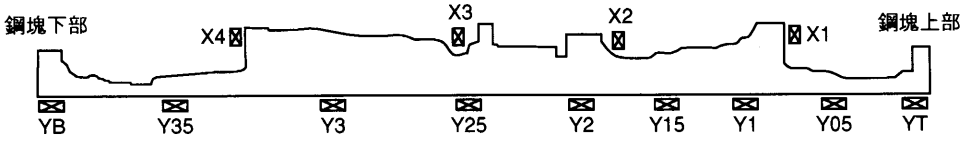
表4.24に実機オーステナイトロータ素材の化学成分を示す。特に目立つような成分のばらつきも

4.24　若松超高温タービン（ステップ2）用オーステナイトロータの化学成分

(mass%)

位置	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B
仕　様	0.010-0.030	Max. 0.35	0.30-0.80	Max. 0.020	Max. 0.010	-	25.00-27.00	14.00-16.00	1.00-1.50	0.10-0.50	Max. 0.35	1.15-1.60	0.0020-0.010
狙　い	0.020	0.15	0.60	Max. 0.015	Max. 0.0030	-	26.00	15.00	1.25	0.25	0.20	1.35	0.0050
レードル	0.014	0.12	0.58	0.012	0.0002	-	25.89	14.91	1.24	0.25	0.1	1.38	0.0041
YT	0.013	0.12	0.59	0.011	0.0003	0.03	25.85	15.18	1.24	0.25	0.16	1.38	0.0041
Y05	0.014	0.12	0.59	0.011	0.0003	0.03	25.81	15.15	1.23	0.25	0.17	1.38	0.0042
Y1	0.014	0.12	0.58	0.012	0.0002	0.03	25.84	14.87	1.23	0.25	0.16	1.38	0.0046
Y15	0.014	0.13	0.59	0.011	0.0002	0.03	25.78	15.12	1.23	0.25	0.16	1.40	0.0040
Y2	0.014	0.12	0.58	0.012	0.0002	0.03	25.89	14.91	1.24	0.25	0.16	1.39	0.0038
Y25	0.013	0.13	0.59	0.011	0.0002	0.03	25.78	15.12	1.23	0.25	0.15	1.39	0.0037
Y3	0.014	0.13	0.58	0.012	0.0002	0.03	25.84	14.89	1.23	0.25	0.15	1.33	0.0039
Y35	0.014	0.15	0.59	0.011	0.0002	0.03	25.77	15.09	1.22	0.25	0.13	1.30	0.0038
YB	0.014	0.16	0.58	0.011	0.0002	0.03	25.75	15.08	1.22	0.25	0.12	1.27	0.0033
X1	0.014	0.12	0.60	0.012	0.0002	0.03	26.03	14.97	1.25	0.25	0.16	1.46	0.0038
X2	0.014	0.12	0.60	0.012	0.0002	0.03	26.01	14.95	1.24	0.25	0.16	1.42	0.0044
X3	0.014	0.14	0.59	0.012	0.0002	0.03	25.97	14.94	1.24	0.25	0.14	1.41	0.0041
X4	0.014	0.15	0.59	0.011	0.0002	0.03	25.93	14.92	1.22	0.25	0.13	1.36	0.0037

目標　N：0.0040%以下



なく，均質な成分分布となっている。材料特性に大きな影響を与えるＴｉも１.２７～１.４６％の範囲にあり，問題ないものとなっている。

４.９.３　マクロ組織

図４.７４に実機ロータのX-１並びにX-２における横断面マクロ組織写真を示す。この写真から明らかであるようにフレックルは認められず，組織的に問題のないものとなっている。

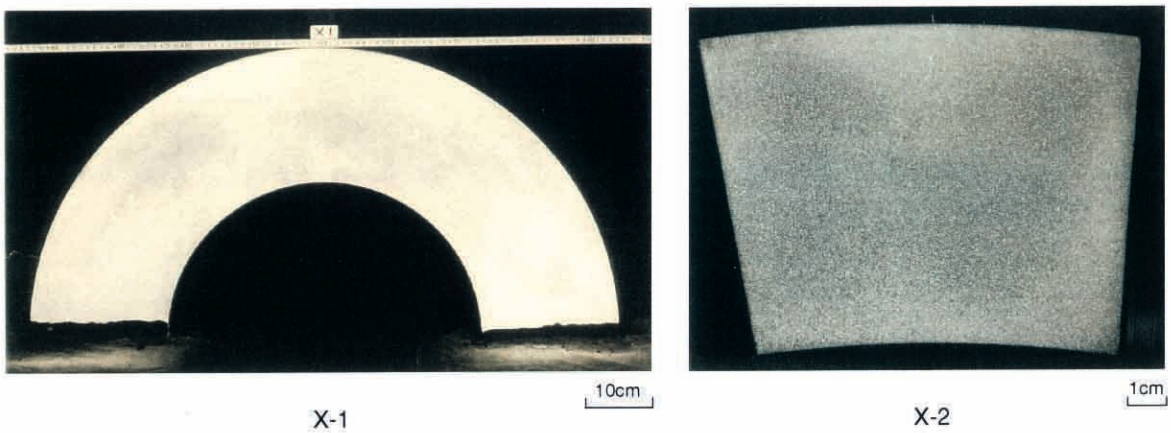


図４.７４　若松超高温タービン・ステップ２用オーステナイトロータ材のマクロ組織

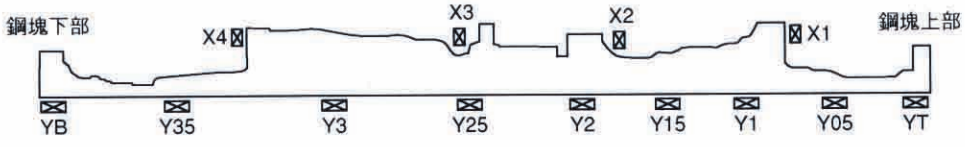
４.９.４　機械的性質

表４.２５に実機ロータ素材の機械的性質を示す。機械的強度は仕様の３９２MPaを十分に満足するものであり，問題ないものである。また，引張延性もモデルロータ素材並に良好な値を示している。衝撃値は１１５Ｊ以上あり高靭性の材料となっている。

図４.７５にはＴｉ量で整理した各部位の機械的強度（０.２％耐力）を示す。基礎試験でも指摘し

表４.２５　若松超高温タービン（ステップ２）用オーステナイトロータの機械的性質

位　置	常温引張試験				常温衝撃試験
	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸　び (%)	絞　り (%)	衝撃値 (J)
仕　様	Min. 392	Min. 735	Min. 15	Min. 18	—
YT	463	884	30	46	127, 124, 127, 127
Y1	488	889	28	46	122, 124, 122, 119
Y2	434	893	22	34	119, 116, 116, 124
Y3	456	863	28	44	116, 116, 127, 127
YB	414	819	30	53	161, 162, 162, 165
X1	498	900	27	45	101, 103, 124, 122
X2	464	878	29	46	124, 124, 124, 127
X3	441	857	29	46	133, 130, 133, 130
X4	451	856	29	53	156, 136, 141, 133



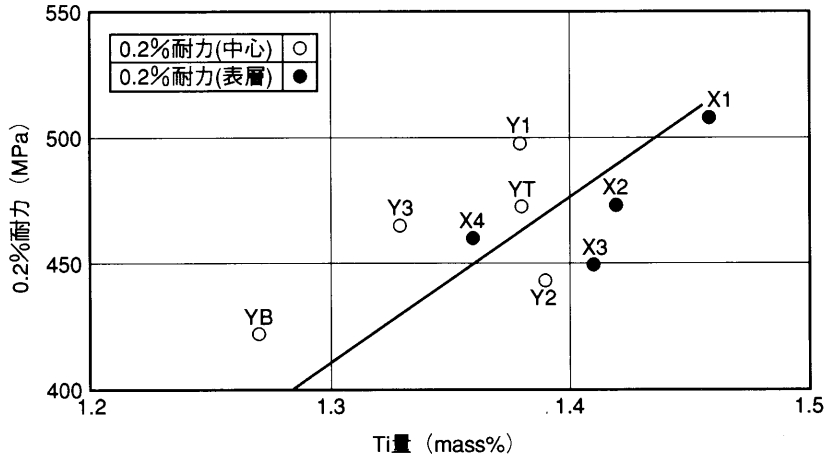


図４.７５　若松超高温タービン用オーステナイトロータのＴｉ量と０.２％耐力の関係

ているように，このロータ素材の機械的強度はＴｉ量に依存するものとなっている。本ロータ素材の場合にはＴｉ量が１.２７％～１.４６％であったので，１段目の時効処理温度を８００℃にして狙い通りの機械的強度が得られている。

4.9.5　クリープ破断強さと設計応力の関係

図４.７６に実機ロータ材のクリープ破断試験結果を示す。切欠試験片のクリープ破断強さは平滑試験片の強度よりも遥かに高く，切欠弱化の兆候すら認められない。また，平滑試験片のクリープ破断強さは目標となる６５０℃-１０万時間での強度の１０８ＭＰａを余裕をもって満足しており，全く問題ない特性となっている。

図４.７７にはこのロータ素材の平滑クリープ破断強さと蒸気温度：６５０℃における設計応力との関係を示す。設計的に問題となる各ポイントに対しても十分に余裕のあるクリープ破断強さを示しており，信頼性の高いロータ素材であると言える。

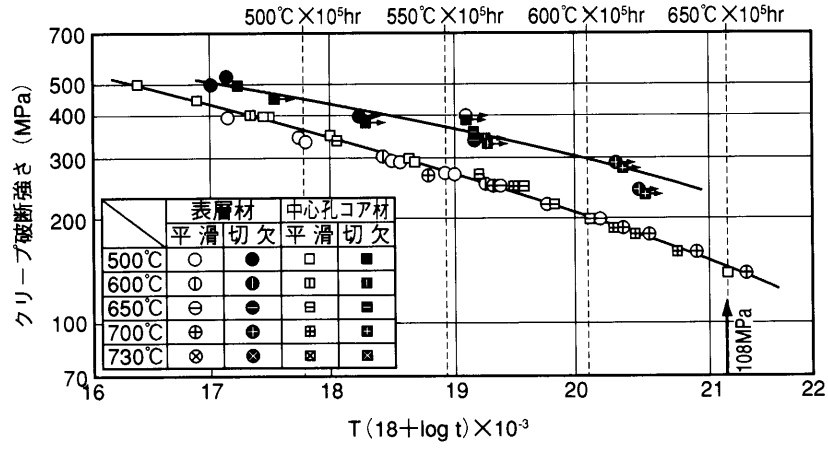


図４.７６　若松超高温タービン用オーステナイトロータのクリープ破断試験結果

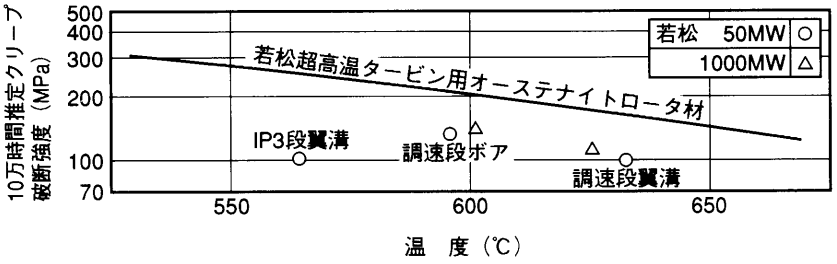


図４.７７　若松超高温タービン用オーステナイトロータのクリープ破断強さと設計所要応力との関係

４.９.６　実機ロータの熱処理条件の検証

上記に示すように実機ロータ素材の材料特性は全く問題のない信頼性の高いものであることが証明されているが，ここで熱処理条件から見た場合の本ロータ材の検証を行うこととする。

図４.７８には１段目の時効処理温度を７６０℃～８２０℃に変えた場合のクリープ破断試験結果を示す。１段目の時効処理温度を高くするに従い破断時間は短くなっていくことがわかる。しかし，時効処理温度が８２０℃になると予想に反してクリープ破断時間は長くなり，しかもクリープ破断伸びは大幅に低下している。この現象は次のように理解できる。８２０℃の温度はη相の析出ノーズの上側に位置し，２０時間では析出ノーズに入り込まないということである。すなわち，８２０℃で２０時間時効処理をしてもη相の析出は起こらない。加えて言うならば，η相よりも析出ノーズが低い温度側にあるγ'相の析出も当然起こっていない。このため，８２０℃で２０時間時効処理した場合は１段目の時効処理を何も行わないことと同じことになる。このため，７４０℃及び６５０℃の２段時効処理を行ったものと同等の材料となり，クリープ破断強さが高くクリープ破断延性の低い材料になったものと判断される。

このようにＡ２８６の時効析出挙動は成分によって大きく変動するので，時効処理をするときには十分な配慮を必要とする。いずれにしても，本ロータ素材の１段目の時効処理温度は８００℃で正しかったとも言える。

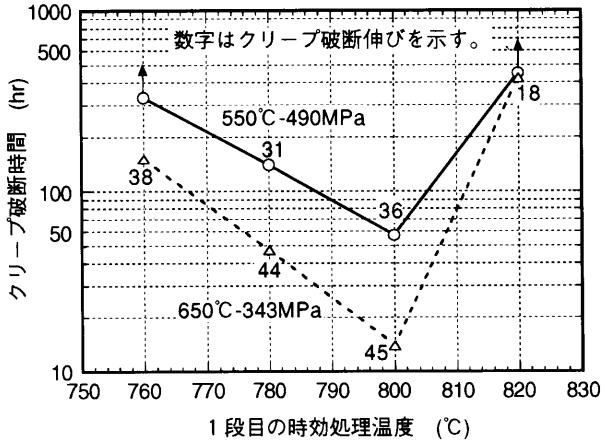


図４.７８　　実機ロータ素材に対する熱処理試験結果
（１段目の時効処理温度クリープ破断特性の関係）

熱処理　：溶体化処理；１０１０℃×３ｈｒ９７０φ中心相当シミュレート冷却（水滴噴霧冷却）
時効処理：X℃（横軸）×２０ｈｒ→７４０℃×２０ｈｒ→６５０℃×２０ｈｒ

4.10 結言

１０００MW級の大型超高温タービン（主蒸気温度：６５０℃）に適用できる新しいオーステナイトロータ素材の開発・実用化研究を行い，以下のことが明らかとなった。

1）鉄基超合金のＡ２８６の大型鋼塊は偏析の少ないＥＳＲ造塊法で製造しても偏析性の欠陥であるフレックルが発生する。

2）このフレックル部には，Ｃ，Ｓｉ，Ｔｉ，等が濃化しており，硬く，脆い。

3）３段時効処理を施した場合，このフレックルを欠陥として評価しても２０年の運転中に亀裂が発生・進展して問題を起こすことはないものと判断される。

4）この偏析性の欠陥であるフレックルの発生を抑制する上ではＴｉの添加量を低減することが必要である。

5）Ａ２８６においてＴｉの添加量を低減すると機械的強度並びにクリープ破断強さの低下をもたらす。

6）また，Ｔｉの低減は常温引張延性やクリープ破断延性の向上をもたらす。

7）３段時効処理はクリープ破断特性の向上に有用である。特に１段目の時効処理により，η相の析出と比較的大きなγ'相の析出が行われ，これによってクリープ破断延性や切欠感受性が改善される。

8）上記の知見に基づいて実機ロータを製造した。その結果，次のことが明らかとなった。

a）ロータ素材にはフレックルは認められず，成分並びに造塊方法が適切であった。

b）機械的強度も仕様を十分満足するものであり，また延性，靭性も良好であった。

c）３段時効処理の適用によりクリープ破断特性は安定しており，切欠強化特性を示す。

d）また，平滑クリープ破断強度は設計応力に対して十分に余裕のあるものであった。

なお，この実機オーステナイトロータは電源開発（株）・若松事業所に於いて世界最高温度の６４９℃の蒸気温度で約５０００時間順調に運転を行い，超高温タービンの実証試験を終えた。運転後の検査においても何ら欠陥はなく，本実証試験においてこのロータ材の安全性が確認された。

また，参考として図4.79に実機オーステナイトロータ［電源開発（株）・若松事業所向け超高温タービン・ステップ2，主蒸気温度：６４９℃］の外観を示す。

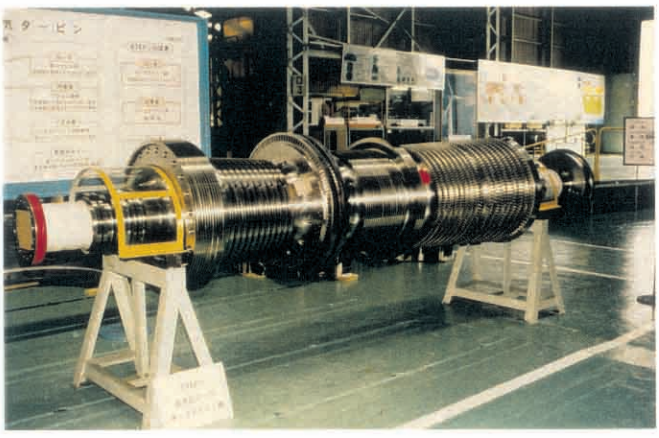


図4.79　電源開発（株）・若松事業所向け超高温タービン（ステップ2）オーステナイトロータの外観

参考文献

1） W.E.TRUMPLER,Jr.,E.A.FOX etc. "Development Associated with The Superpressure Turbine for Eddystone Station Unit No.1"ASME Paper 59-A-288.

2） 桜井，山田，北村，竹ノ内「鉄基超合金Ａ２８６の逆Ｖ偏析の脆化相の生成条件」鉄と鋼 vol.74 No.12 pp.58-65 (1988)

3） C.E.SMELTZERr,Jr."Solve steel""Freckle"Mystery",The Iron Age pp.188～189（1959）.

4） W. E. Trumpler, Jr., E.A. Fox, etc., "Development Associated with The Superpressure Turbine for Eddystone Station Unit No.1", ASME Paper 59-A-288.

5） 電力中央研究所「超々臨界圧蒸気タービンロータ用改良１２Ｃｒ鋼の各種強度特性評価」依頼報告285530号（1986.7）

6）J. D. Landes and J. A. Begly, " A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth," ASTM STP590, pp.128-148 (1976).

7） ASTM E399-81.

8） ASTM E813-81.

9） 長谷川，寺崎「耐熱合金A286の時効組織と高温強度について」材料試験 vol.10 No.90 pp.70～75（1961）

10） JIS　G4311（1991）

11） F. Schubert, "Temperature and Time Dependent Transformation : Application to Heat Treatment of High Temperature Alloys," Phase Stab High Temp. Alloys pp.119-149 (1981).

12） N. A. Wilkinson, "Technological Consideration in the Forging of Superalloy Rotor Parts," Metals Technology pp.346-359 (1977).

13） B. H. Kear and H. G. F. Wilsdorf, Trans. AIME vol.224, p.382 (1962).

14） 例えば，J. Weertman and J. R. Weertman, 中村正久訳，基礎転位論，丸善（株），p.122

15） M. Vittori "γ' particle coarsening and yield in Alloy 800," Journal of Materials Science, vol.16 pp.3461-3469 (1981).

16） R. J. Sitko, "Creep Rupture Tests of A-286 at Elevated Temperature," Journal of Testing and Evaluation, vol.13 No.4 pp.285-291 (1985)

第5章　６４９℃用オーステナイト系鋼車室材及びバルブ材の特性評価

5.1　緒言

本章では第４章で示したオーステナイトロータ材と同様に主蒸気温度：６４９℃で適用できるオーステナイト車室に関する研究成果について報告するものである。６４９℃クラスの蒸気タービンを実現する上では前項で説明を行ったオーステナイトロータ材の他に，第３章で示したように蒸気タービン運転時に回転するタービンロータや翼を高温，高圧の蒸気とともに包み込む圧力容器（いわゆる車室）を構成する材料が必要であり，特に蒸気に直接触れる内車室材料及び弁室材料が必要となる。この内車室材や弁室材料は高温で高圧力を受けるために，クリープ破断強さや耐力で代表される優れた高温強さが要求される。また，これらの部品は，構造が複雑で厚肉であるために，起動時などに高温の蒸気が流入すると局部的に加熱されて，昇温時に圧縮の塑性変形が生じ，冷却時には逆にその部分に大きな引張応力が残ることがある。このため，これらの部分では上記の熱サイクルによって亀裂発生が起こり易く，このような亀裂発生あるいは欠陥の存在によって脆性破壊的に大きな亀裂に進展することもある。特にオーステナイト鋼は第２章や第３章で説明したフェライト鋼よりも遥かに線膨張係数が大きく，熱応力が過大となるため，このような損傷が起こりやすい。また，これらの部品は複雑な形状を有するので，第３章に示したように通常は容易に複雑な形状を作り出すことのできる鋳物によって製造されているが，後述するようにオーステナイト車室を鋳物で製造すると使用中に脆化しやすくなるので鍛鋼材を使わざるを得ないという課題もある。

このように，オーステナイト鋼を車室材として適用する上では解決しなければならない課題は多いが，６４９℃という前例がないに等しい主蒸気温度のプラントを実現する上では，高温強度がフェライト系材料よりも遥かに優れたオーステナイト系の材料を車室材として適用しなければならず，これらの課題を一つ一つ解決していくことが必要である。

そこで本研究では，まず唯一の経験である米国・フィラデルフィア電力のエディストン発電所で使用されていたバルブ材料の調査を行った。次いで，この調査結果や文献に基づいて材料設計指針を検討し，その結果に基づいて実機車室を製造するとともに，同一ロットの素材の特性に対する評価・検討を行った。

5.2　オーステナイト車室材の問題点

オーステナイト鋼を蒸気タービンの車室材として適用する上では以下の考慮すべき点が挙げられる。

1）常温における機械的強度の確保

2）クリープ破断強さの確保

3）クリープ破断の切欠強化特性の確保

4）長時間時効脆化を生じさせないこと

5）時効収縮による変形の発生の防止

である。

以下に，上記問題点について検討し，材料設計の資とする。なお，本検討対象であるオーステナイト車室材料としては，ＳＵＳ３０４，ＳＵＳ３１６，ＳＵＳ３２１，ＳＵＳ３４７やオーステナイトロータで適用したＡ２８６（ＳＵＨ６６０）等の超合金までが挙げられるが，製造性，コスト，溶接性等を考えた場合には米国での実績[1)，2)]も含めて３１６Ｈ鍛鋼が最も有力な材料として考えられる。そこでここでは３１６Ｈ鍛鋼を適用することを前提条件として研究を進めた。

5.2.1　常温の機械的強度の確保

ＳＵＳ３１６等のオーステナイト系ステンレス鋼の場合には，オーステナイトをマトリックスとして微量の炭化物を中心とした析出物が分散する組織となっており，またこれらの析出物についても積極的に析出させたものではなく，結果として時効析出してくるものであるため，機械的強度はかなり低い値を示す。十分な機械的強度を得るためには，結晶粒を微細化してマトリックス自体の強度を高めることが必要である。しかし，オーステナイト鋼において結晶粒を微細化することは容易なことではない。これは，結晶構造がオーステナイト（面心立方格子）であり，高温から室温まで変態がないため結晶粒を微細化するためには鍛造等の加工によって歪を与え，その後の熱処理によって再結晶させることにより目的とする結晶粒度を得るようにすることが必要であり，加工量と熱処理温度，時間との関係を十分に把握することが不可欠となる。

5.2.2　クリープ破断強さの確保

これまでにさまざまな研究で明らかなようにＳＵＳ３１６Ｈ鋼はオーステナイト鋼であることから６５０℃のような高温においても高いクリープ破断強さが期待できる。しかし，成分の選定が適切でないと組織中にδ-フェライトが生成してしまう。このδ-フェライトはクリープ破断強さが低くまた延性，靭性に欠ける。加えて，長時間高温保持するとδ-フェライトからσ相への変化する[注1]とも考えられており，σ相の生成によって脆化すると同時にクリープ破断強さの低下も予想される。このδ-フェライトの生成の抑制はＮｉバランス[3)][注2]を高くすることもしくはＣｒ当量[4)][注3]を低くすることによって防げるが，製造性から見た場合には単純にＮｉバランスを高くするというわけにはいかない[注4]。このため，特性と製造性から判断して成分を最適化することが必要となる。

5.2.3　クリープ破断の切欠強化特性の確保

この問題は組織安定性に関係して起こるものである。３１６Ｈ鋼は通常は溶体化処理状態で用いられる。しかし，主蒸気条件が６４９℃のプラントの使用中にはＣｒ炭化物を中心とした析出が起こる[5)，6)]。このときＣｒの拡散移動に伴うKirkendall効果によって空格子が生じ，その空格子が応力の作用によって凝集して小孔となり，遂には亀裂へと成長し，クリープ破断を起こす。この空格子や小孔が生成したときに，材料自身に変形能があれば転位の作用（上昇運動）によって空格子は自由表面まで運ばれて変形という形でクリープ変形が起こるようになるため，クリープ延性の低下や切欠弱化は起こらない。しかし，十分に変形能がないような場合には空格子は表面に逃げることができないためにマトリックス中にそのまま残存することになる。切欠のあるような応力集中部では，このように発生した空格子が表面エネルギーを下げるために凝集していく。このようにできた空孔は変形を伴わずに連結していき亀裂へと成長し，遂には破断へと移行する。すなわち，変形能のない材料では逆に

[注1] δ-フェライトもσ相もＣｒ当量が高く，Ｎｉバランスが低いときに現れやすい相であり，δ-フェライトからσ相へ変化することも十分予想されることである。

[注2] Ni-balance：30(C＋N)＋0.5Mn＋Ni＋11.6－1.36(1.5Si＋Cr＋Mo＋0.5Nb)

[注3] Cr当量：Cr＋0.31Mn＋1.76Mo＋0.97W＋2.02V＋1.58Si＋2.44Ti＋1.7Nb＋1.22Ta－0.226Ni－0.117Co

[注4] 溶湯が凝固するときに液体から直接オーステナイト相に変態すると凝固割れが発生しやすい。特に形状が複雑であれば，凝固した部分の拘束が強く働き割れが発生しやすい。これは，オーステナイト相が高温強度に優れていることや線膨張係数が大きく凝固時の収縮量が大きいことによる。この凝固割れを防ぐためには凝固時に一度高温強度の劣り，柔らかいδ-フェライトを出させ凝固を完了させ，その後オーステナイトに変態させることが必要となる。このような観点から考えた場合にはＮｉバランスは極端に高くするのではなく，適度に高くすることが必要である。詳細については後述する。

変形を必要とせずにクリープ破断が生じるために切欠のように変形拘束があったとしても容易に亀裂が発生し破断へと移行する。一方，十分に変形能がある材料では生成した空格子は転位の運動によって自由表面まで移動して変形を伴ってクリープ現象が起こるために，変形拘束を受けている切欠試験片では変形ができないためにクリープ破断が起こりにくくなる。前者のような材料では切欠弱化もしくは切欠弱化傾向を示し，後者のような材料では切欠強化挙動を示す。

ＳＵＳ３１６の場合には基本的には溶体化処理状態で製造されることになるので，使用中の炭化物，等の析出はKirkendall効果による空格子の発生を促すものであり，十分な変形能を有した材料であることが要求される。変形能を阻害する因子としては不純物等が空格子に入り込むことによって転位の上昇運動を起こしにくくすること等が考えられる。また，炭化物の析出だけでなく，σ相の析出も空格子の発生原因になりえるので，σ相が生成しにくい成分系にすることが必要であると考えられる。

5.2.4　長時間時効脆化を生じさせないこと

ＳＵＳ３１６の長時間脆化現象は主にσ相の生成が原因として知られている。３１６系の材料としては鋳鋼品で脆化現象が認められる。これは，鋳鋼品の場合鋳造時の欠陥を少なくするために成分系としてはδ-フェライトが生成しやすい成分が選定されることによる。凝固時にδ-フェライトが生成すると機械的強度がオーステナイトよりも低いため，凝固収縮に対して塑性変形を起こして順応するために凝固割れを起こしにくい。また，凝固後の冷却過程においても線膨張係数がオーステナイトよりも小さいために体積変化が少なく，鋳物のように型に拘束されている場合には中心部の最終凝固部への変形応力も小さくてすむ。このために鋳物を製造する場合にはδ-フェライトが生成されるように成分が選定されることになるが，δ-フェライトが生成しやすい成分系はＣｒ当量が高く，逆にＮｉバランスが低い成分系となり，σ相が現れやすい成分系になる。このため，３１６系の鋳物を高温で使用するときは，使用時間の経過とともにσ相が増えて靭性が低下するようになる。製造時に急冷を行ってσ相の生成を防止しても使用温度が高いために使用中にσ相が析出するので，この方法は意味がない。本質的な対策としては，Ｎｉバランスを高くすることが必要となる。理想的には，凝固時に液相から固相になるときはδ-フェライトとし，次に凝固終了後にδ-フェライトからオーステナイトに変態するような成分系にすることが必要と予測される。

5.2.5　時効収縮による変形の発生の防止

溶体化処理状態で製造された３１６Ｈ鍛鋼を高温で使用すると，炭化物等の析出が起こる。３１６Ｈ鍛鋼では固溶状態から析出が生じるとマトリックスは収縮してしまう。車室を製造した場合上下２つの車室から作られるため，内面側の温度が上昇した部分がより多くの収縮を起こすと内側に向かって曲がる形の変形が起こるようになる。この変形量が多いと定期検査などで車室を開放した後に車室が元の通りにセッティングできなくなる。これを防ぐためには製造時にある程度時効析出を起こしてから製品の形に加工することが必要となる。また，その変形量がそれほど大きくならないのならば，特に対策は必要としない。そこで，事前にその変形量を計算により推定することが必要である。今回製造した若松超高温タービン用オーステナイト車室においては後述する方法による変形量を計算，予測した。

5.3　エディストンの主蒸気弁調査結果

上記に示すように，オーステナイト鋼のＳＵＳ３１６Ｈ鋼において蒸気タービンの車室，等の圧力容器を製造することは種々の解決しなければならない課題があった。この課題に対して検討を行う矢先に，以前６４９℃の主蒸気温度で運転が行われたエディストン発電所の弁室が廃却となり入手できるという情報が米国より入った。そこで，早速この弁室材を入手して材質調査を行い，オーステナイトステンレス鋼の超高温タービン用圧力容器への適用についての基礎に資するための検討を実施した。以下にその結果を示す。

5.3.1　エディストン１号機の概要

米国・フィラデルフィア電力のエディストン１号機は１９６０年２月５日より営業運転を開始し，１９６１年９月に世界で初めて最高蒸気温度の６４９℃（１２００°F）に達した。本蒸気タービンユニットは蒸気条件：６４９／５６６／５６６℃，３４.５MPa（１２００／１０５０／１０５０°F，５０００psig，３５２kgf/cm^{2}g）で設計された定格出力３２５MW，回転数３６００／１８００rpmの蒸気タービンである。

本ユニットの超高温タービンは図５.１に示すような構成となっており，４組の主蒸気止弁（Stop Valve）と蒸気加減弁（Control Valve）が設置されている。１９６６年（営業運転開始後６年）に主蒸気弁に亀裂が入っていることから１９６８年にグラインダーによってその亀裂を除去した。しかし，その後も同一の場所に亀裂が発生し，進展が認められたので１９８２年４組の主蒸気止弁／蒸気加減弁を新品と交換し，旧品を廃却した。この廃却品が今回の調査対象の弁室である。

図５.２には本ユニットの運転条件を示す。２２年間の運転は主蒸気温度としては６１０～６４９℃，主蒸気圧力では２４.１～３４.５MPaという超々臨界圧条件（ＵＳＣ，Ultra Super Critical 条件）である。また，弁室が廃却になるまでの累積起動停止回数は３２６回であり，累積運転時間は約１３万時間である。

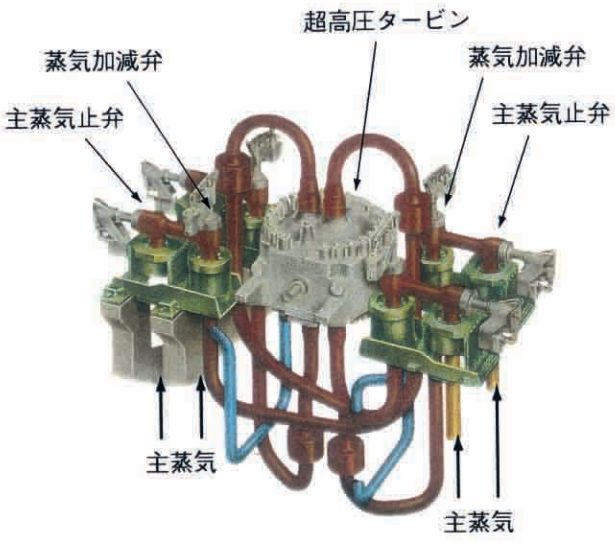


図５.１　フィラデルフィア電力・エディストン１号機・超々臨界圧蒸気タービン（主蒸気止弁及び蒸気加減弁の位置）

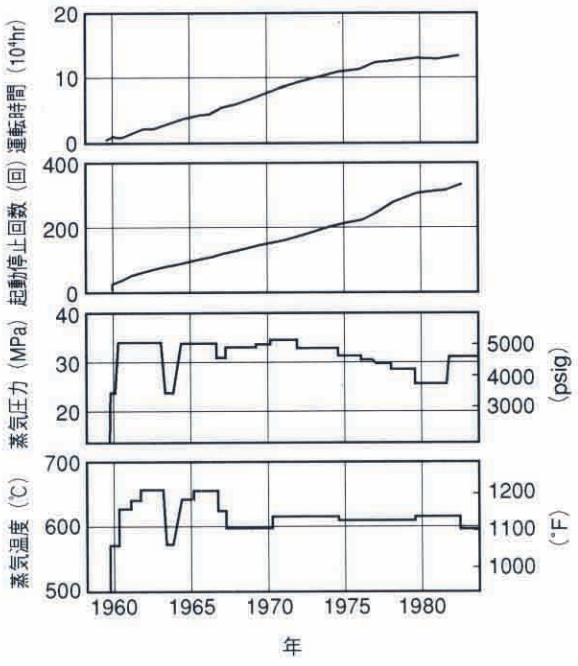
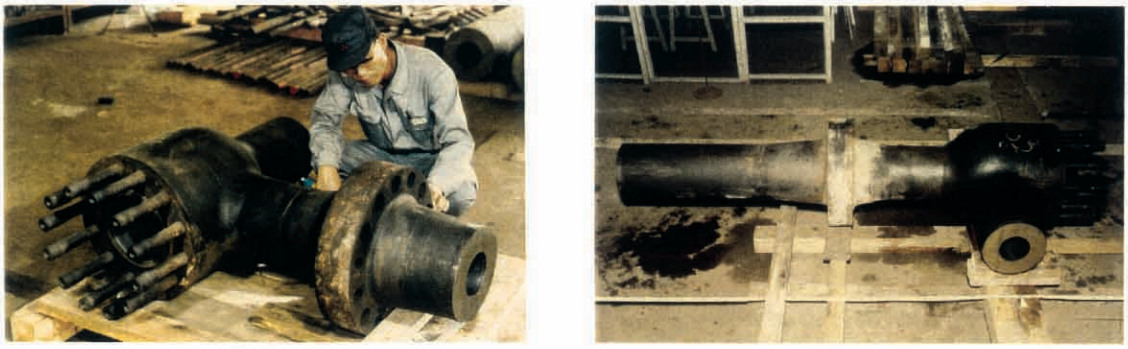


図５.２　主蒸気止弁および蒸気加減弁の運転記録

5.3.2　外観状況

図5.3に入手した弁室（バルブ）の外観を示す。主蒸気止弁と蒸気加減弁は同一の大きさであり，蒸気加減弁には接続管が取り付けてある。各弁室とも超合金（W５４５）製のボルトが付いており，外観（外面側）には損傷は認められない。なお，入手した弁室はこれ以外にもあり，調査した弁室の数は主蒸気止弁：２個，蒸気加減弁：３個である。図5.3に示さない弁室は部分的に入手したものであり，基本的には図5.3の写真に示すものと変わらないものである。



主蒸気止弁　　蒸気加減弁

図5.3　入手したエディストン弁室の外観

5.3.3　損傷状況

（1）亀裂の分布状況

入手した弁室について亀裂の調査を行った。その結果，主蒸気止弁と蒸気加減弁とでは，亀裂の発生状況はかなり異なっていた。一方，同一種類の弁における亀裂発生状況は極めて類似していた。ところで，各弁材料素材の割当はランダムであったことから[注5]，もし材料の相異の影響が大きかったとすれば，同一種類の弁においても，亀裂の発生状況に有意差が生じたはずである。したがって，亀裂発生には材質の差よりも運転条件の差の方が影響が大きかったものと推察される。

亀裂は全て弁室内面に生じていた。図5.4に，目視並びに浸透探傷法で検知した亀裂の分布状況を示す。また，図5.5～図5.7には典型的な亀裂の状況の例を示す。主蒸気止弁とボイラ側主蒸気管の接合溶接継手部の主蒸気管側の一部，主蒸気止弁のボウル部，ねじ端逃し溝底，弁座回りのストレーナ溝底，デフューザ端フィレット部，主蒸気止弁と蒸気加減弁をつなぐ弁接続管，蒸気加減弁の蒸気入口管側厚肉部，ボウル部，ねじ端逃し溝底，弁座回りのストレーナ溝底及びデフューザ端フィレット部にそれぞれ亀裂の発生が認められた。しかし，蒸気下流側となる蒸気加減弁と超高圧タービンを結ぶ連結管には，亀裂の発生が認められなかった。言い換えれば，大きな損傷が認められる部位は主蒸気止弁の下流側[注6]から蒸気加減弁の上流側に限られていると言える。その典型的な例として，蒸気加減弁の方が主蒸気止弁よりも亀裂は深く損傷は大きいが，デフューザ端フィレット部を比較すると（図5.5及び図5.6の各々の（e）の写真を比較すると），蒸気加減弁の方が主蒸気止弁のものよりも亀裂は軽微であることがわかる。

注5　エディストンの超々臨界圧タービンに用いられていた弁は全体で４対の主蒸気止弁と蒸気加減弁から構成されており，実プラントから取り外された後にはこれらの弁室は日欧米のプラントメーカや素材メーカに配分されて，それぞれのメーカによって調査が行われた。その際の弁室の分配は特に決められたものではなく，任意に分けられたものである。

注6　下流側：弁室の中にある弁棒などの弁そのものの下流側を意味する。主蒸気止弁の場合には弁が閉じているとき下流側には蒸気が来ない。一方，上流側は弁室内部を指し，主蒸気止弁では常に蒸気が来ている部分を指す。

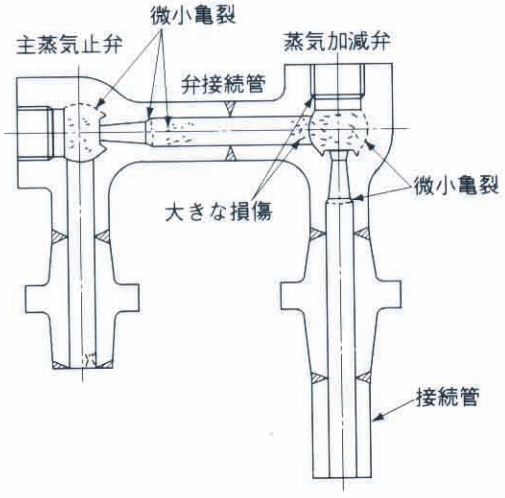


図5.4　主蒸気止弁および蒸気加減弁の損傷状況

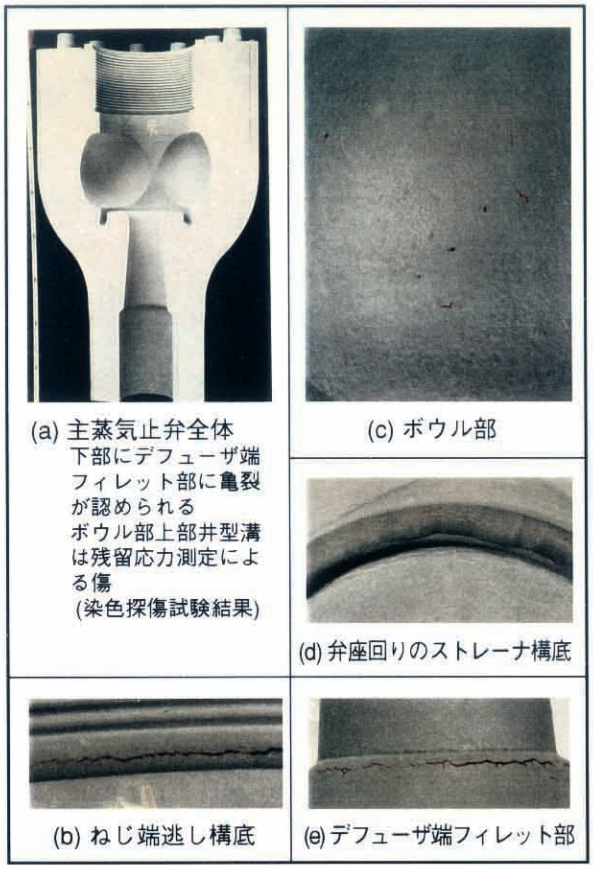


図5.5　主蒸気止弁に発生した亀裂の状況
(染色探傷試験結果)

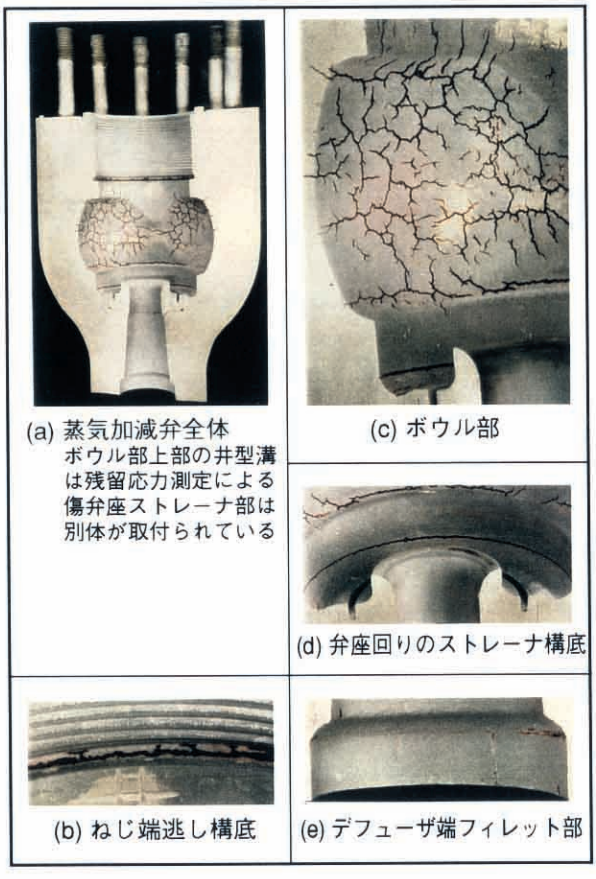


図5.6　蒸気加減弁に発生した亀裂の状況
(染色探傷試験結果)［1］

図5.7　蒸気加減弁に発生した亀裂の状況
(染色探傷試験結果)［2］

また，蒸気加減弁の蒸気入口管側厚肉部，ねじ端逃し溝底，ボウル部を除くと，検知された亀裂は極めて浅く，腐食酸化物の下の金属部の深さは1mm以下であった。特に，ストレーナ溝底は，主蒸気止弁及び蒸気加減弁のいずれにおいてもかなり削除されてはいたが，最終的な金属部中の亀裂深さは1mm 以内であった。なお，蒸気加減弁のストレーナ溝底には早期に亀裂が発生したが，その部分を削除し，新しい弁座部に換装してからは熱応力の軽減効果があったと考えられる。以上のことから，ストレーナ溝底には後述のように主として熱疲労による亀裂が発生しやすいが，その後はほとんど進展しにくいことが推測された。

一方，蒸気加減弁の蒸気入口管側厚肉部（図5.7（h）または（i）），ねじ端逃し溝底（図5.6（b））及びボウル部（図5.6（c））では，かなり開口した明瞭な亀裂が生じていた。図5.8には最も損傷の大きい蒸気加減弁の内面の亀裂の状況を示す。この写真に示す亀裂も深さ10mm 以上あり，損傷の大きさを物語るものであるが，亀裂先端を見ると丸みを帯びており，進展性はあまりないものと判断される。また，主亀裂のほかに，主亀裂と同程度の深さの範囲に，マクロ組織の粒界に沿って生じた微視的な亀裂がほぼ均一に分布していることが注目される。微視的亀裂が粒界に沿って生じていることから，ボウル部内面亀裂の発生には熱疲労とともにクリープ破断機構もかなり関与していること[注7]がうかがえる。ところで，このような微視的亀裂が主亀裂発生後に生じたとは考えにくい。もし主亀裂が先に発生したとすれば，該部の応力が開放され，上述のような微視的な亀裂が主亀裂の間に均一には発生しないからである。したがって，まず内部にクリープ破断機構が関係した微視的亀裂が発生し，そのためにマクロ的な強さが低下し，これらが合体成長して主亀裂が生じたと考えられる。

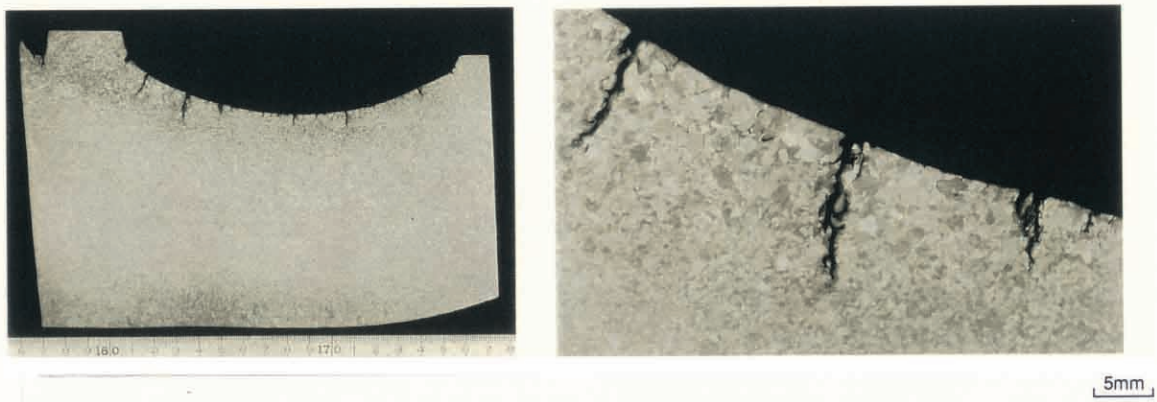


図5.8　蒸気加減弁に発生した亀裂の断面状況（マクロ組織）

（2）亀裂を発生させた応力

以上の観察結果とともに，クリープ現象とこれに基づく亀裂を生じさせた応力状態について考察する。

図5.9に蒸気加減弁の温度分布を，1）起動時（非定常状態），2）運転中（定常状態）に分けてそれぞれ定性的に示す。主蒸気止弁で蒸気は止められているが，運転開始後，主蒸気止弁は一気に開放されるため高温の蒸気が主蒸気止弁の下流側から蒸気加減弁の上流側まで到達すると考えられる。このとき，この蒸気が到達した部分は高温の蒸気を短時間に受けることになるので内表面は急激に温度が上昇するものと予想される。オーステナイト鋼の場合にはフェライト鋼に比べて線膨張係数が

注7 この鋼種のクリープ破断は粒界で生じる。ここで観察される亀裂が粒界に存在していることがクリープ破断現象としての条件を満たしている。（腐食ならば，全ての亀裂が内表面に現れているはずである。）

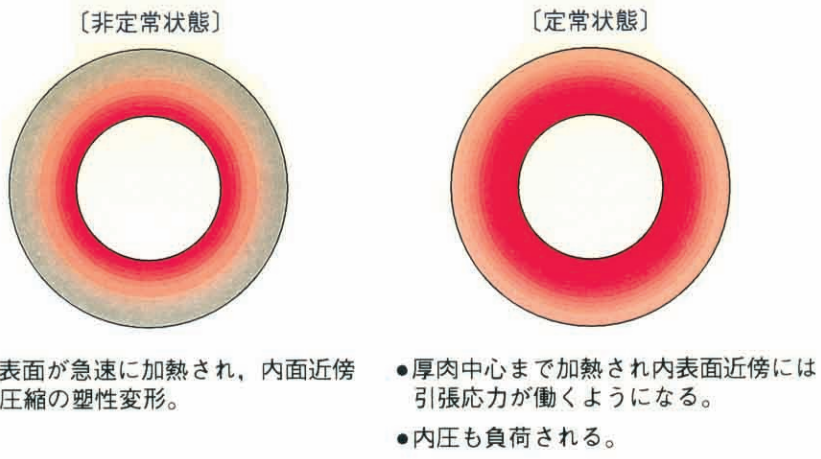


図５.９　蒸気加減弁の温度分布(模式図)

大きく，また熱伝達率が低いので内表面と外面側で温度差に起因した熱応力が大きい。このため，内表面は膨張しようとするが外面側は十分に加熱されていないため，内表面は膨張できない状態となる。このとき，内表面は温度が高くなっているため，外面側よりも機械的強度は低くなっており，この熱応力によって圧縮の塑性変形を生じてしまうことになる。その後，外面側まで十分な熱伝達が起こり，肉厚中心部が膨張しようとしたとき，内表面は圧縮の塑性変形を起こしているために，定常状態での運転中には常に引張の応力を受けるようになる。この引張応力がクリープ損傷を与えることになるものと考えられる。このようなメカニズムでクリープ損傷が起こると考えると，熱応力に起因した応力の発生になるので，表面からある程度の深さまでで亀裂は停止することになる。したがって，熱応力の発生の程度によって亀裂の深さは決まり，基本的には亀裂が特定の深さまで進展すればそれ以上は進展しないことになる。この深さは各部位の熱容量や温度履歴及び形状による応力集中に依存するものと考えられる。言い換えれば，この種の亀裂が発生したときに単純に亀裂の除去を行うのではなく，場合によってはそのままにしておくことの方が得策であるとも言える。亀裂が発生したときに仮に亀裂を除去すると新たに熱応力によって亀裂が再度発生してしまうことになる。これに対して亀裂を除去しなければ，亀裂が存在することによって内表面部には大きな熱応力は発生しないので亀裂は新たには発生しないことになる。また，既に存在する亀裂も先端部では熱応力が大きくないために定常状態における引張の応力も生じなくなるので，亀裂は進展しないものと考えられる。

（３）超音波探傷による亀裂の把握

ねじ端逃し溝底（図５.５及び図５.６の（ｂ））の亀裂発生は部分的であり，かつ，亀裂深さもせいぜい５mm程度であった。しかしボウル部では深さ２～２０mmの亀甲状の亀裂が生じていた。特にねじ部側の亀裂が深い傾向にあった。このような蒸気加減弁ボウル部の内表面の亀裂を，弁外部から超音波探傷法で検出できるかどうかについて検討した結果，１０mm以上の深さの内表面亀裂の深さは誤差２mm以内で検出できることを確認した[7]。具体的には，周波数：２.２５MHz，入射角：４５°，横波斜角探触子を用いて探触子を移動することにより亀裂の先端の反射と亀裂内面側の反射の位置を確認して亀裂の長さを測定する方法である。この測定方法により実際の亀裂の長さ１２.３mmのものが１２.７mmとして計測された。

５.３.４　マクロ組織

図５.１０及び５.１１に主蒸気止弁及び蒸気加減弁の縦断面マクロ組織を示す。組織的に見て主蒸

気止弁と蒸気加減弁に差はない。両弁室とも内面側の組織は粗く，外周・表層部分の組織は細かいものとなっている。これはおそらく鍛造時の鍛錬効果の違いが現れたものと考えられる。すなわち，外周部表層部では十分な鍛錬効果（加工度）が得られているために溶体化処理時に再結晶によって細かい組織が得られたものであり，一方中心部では十分な鍛錬効果（加工度）が与えられていないために溶体化処理時に大きめの結晶ができることになったものと考えられる。

また，このマクロ組織を見ると主蒸気止弁及び蒸気加減弁とも同じようにねじ部の外側やデフューザ部の外周，等のようにマクロ組織を出すときのエッチングで腐食されにくい部位が存在する。この部分は使用中の炭化物，等の時効析出があまり進んでいない部分，言い換えれば温度があまり上昇していなかった部分であると言える[注8]。このことから判断して，定常状態（運転後，安定した温度に達した後）における弁室の温度分布は，主蒸気止弁及び蒸気加減弁とも同じようになっているものと考えられ，亀裂の発生原因が先に示した熱応力によって起こるものであることを否定するものではない

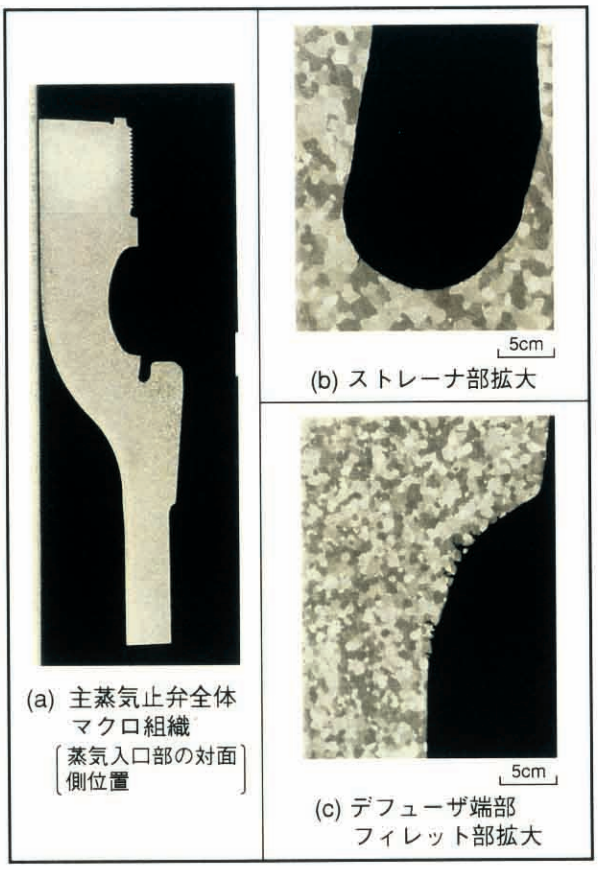


図５.１０　主蒸気止弁の縦断面マクロ組織

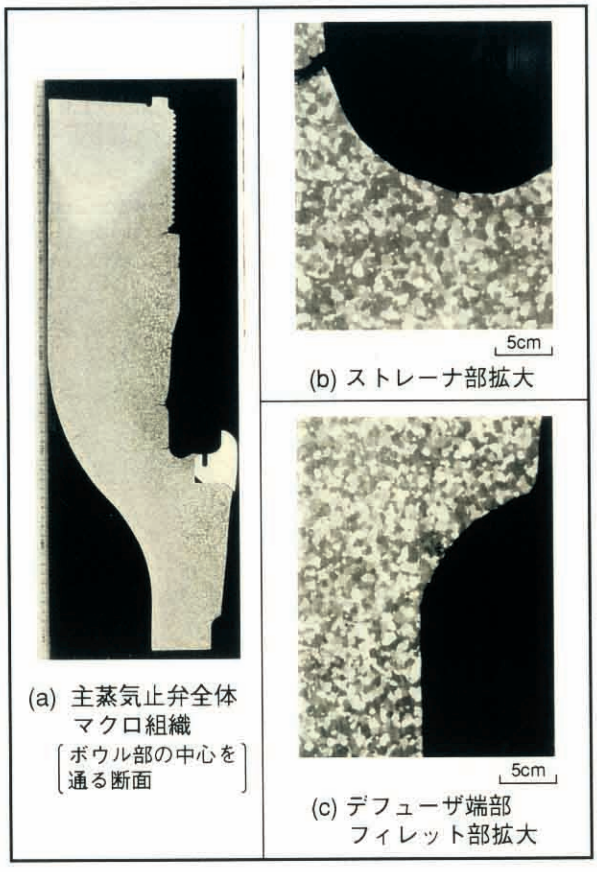


図５.１１　蒸気加減弁の縦断面マクロ組織

５.３.５　光学顕微鏡組織

図５.１２及び図５.１３に主蒸気止弁及び蒸気加減弁の光学顕微鏡組織を示す。これらの図には主蒸気止弁及び蒸気加減弁のねじ部，ボウル部及び弁座下流側のパイプ部のそれぞれの内面，板厚中心及び外面の光学顕微鏡組織を示す。本調査の範囲内では，蒸気加減弁の析出は主蒸気止弁に比べてや

[注8] ３１６などのオーステナイト系ステンレス鋼は６５０℃程度の時効に際してＣｒ炭化物やσ相が析出する。析出が起こると，粒界近傍にＣｒ欠乏相ができるのでエッチングによって粒界がはっきりと現れるようになる。温度が十分に上がっていない部分では時効析出量も少なく，Ｃｒ欠乏相もはっきりと形成されない。このため，同一の条件によってエッチングを行うと温度があまり上がっていない部位ではエッチングされにくい結果となる。

や少ない傾向が見られるが，両弁の光学顕微鏡組織はほとんど同様であった。参考のために図５．１４には再溶体化処理（処理条件は図５．１３及び後述の５．３．７項に示すとおりである。）を施した主蒸気止弁の光学顕微鏡組織を示す。この再溶体化処理材に比べて使用後の光顕組織にはかなり多くの析出物が認められる。また，ねじ部やボウル部などの内面に近い側では粒界が選択的に腐食されており，Ｃｒの炭化物としての析出が進行していることがわかる。

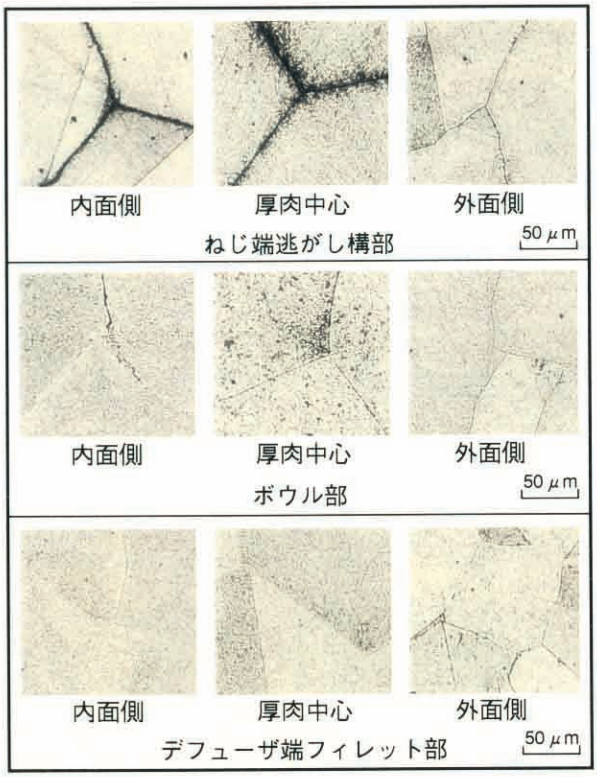


図５．１２　主蒸気止弁の光学顕微鏡組織

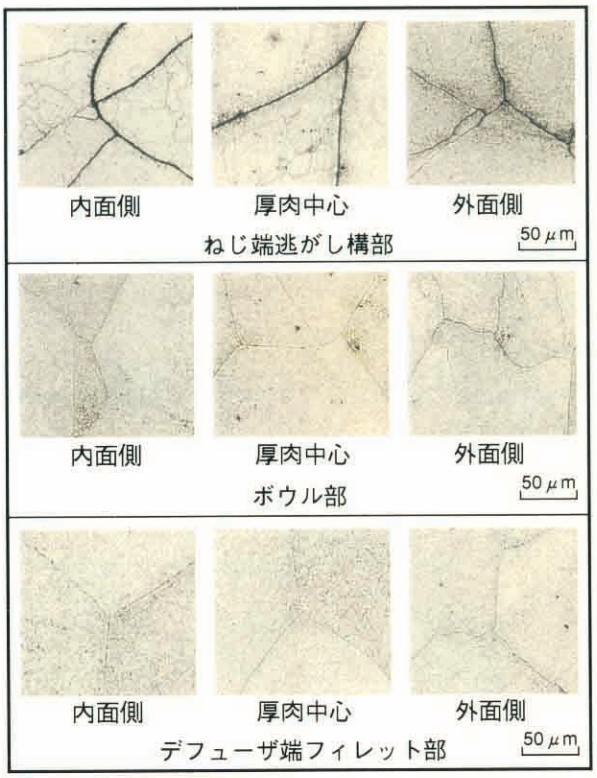


図５．１３　蒸気加減弁の光学顕微鏡組織

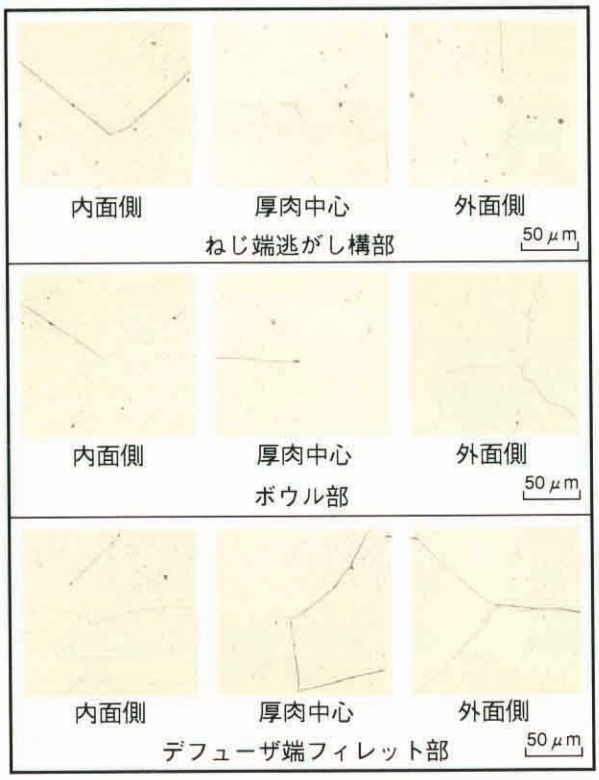


図５．１４　主蒸気止弁の再溶体化処理後の光学顕微鏡組織（再溶体化処理条件：1066℃ｘ４時間 空冷）

5.3.6　化学成分

表5.1に両弁の化学成分分析結果を示す。公称17Cr-12Ni-2Moの成分を有する316鍛鋼であるが，公称成分に比べてCrが15%と低く，Niが14%と高く，表にも示すようにNiバランスが高く，Cr当量の低い成分系となっている。また，C量が0.08%と高く，316H鍛鋼と称するに値するC量となっている。このように，Niバランスが高い成分系であることから，δ-フェライトやσ相が現れにくい成分系であると考えられ，長時間649℃という高温で使用しても脆化しにくい成分系であると判断される。また，σ相が析出しにくい成分系であることからクリープ脆化も起こしにくいものと考えられる。

表5.1　主蒸気止弁及び蒸気加減弁材料の化学成分（ボウル部板厚中央）

(mass%)

蒸気弁の種類	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Co	Nb	Ti	B	N	注1) Ni-bal	注2) Cr当量
主蒸気止弁	0.080	0.54	1.95	0.021	0.010	0.09	13.95	15.03	2.16	0.02	0.028	0.01	0.010	0.0005	0.0215	5.08	17.2
蒸気加減弁	0.078	0.55	1.96	0.021	0.010	0.09	13.88	15.08	2.11	0.02	0.028	0.01	0.009	0.0004	0.0216	4.94	17.2

注1）Ni-bal [3]　=30(C+N)+0.5Mn+Ni+11.6−1.36(1.5Si+Cr+Mo+0.5Nb)

注2）Cr当量 [4] = Cr+0.31Mn+1.76Mo+0.97W+2.20V+1.58Si+2.44Ti+1.7Nb+1.22Ta−0.226Ni−0.117Co

5.3.7　機械的特性

高温で長時間使用した後の材料の機械的性質を把握するために，主蒸気止弁並びに蒸気加減弁に対して，常温引張試験及び2mmVノッチシャルピー衝撃試験を実施した。一例として，図5.15に主蒸気止弁の軸方向採取試験片による試験結果を示す。ねじ部が他の部分に比べて，引張強さがやや小さく，一方，延性及び衝撃値がやや大きい。また全体的にみると，使用後は使用前（溶体化状態）に比べて，引張強さが大きくなり，伸び，絞り及び衝撃値が小さくなっている。この延性及び衝撃値の低下は，炭化物の析出等によって生じたものと推察される。しかし，それぞれの絶対値は十分に高い水準にあると考えられる。

次に，本材料の初期状態（未使用状態，すなわち溶体化状態）を推定するために，使用材に再溶体化処理を施した材料（以下，再溶体化処理材と呼ぶ）を用いて，上述と同様の試験を実施した。再溶体化処理は，約100×100×100～150［mm］の使用材に対して，1066℃で4時間保持した後に空冷することによって実施した。

主蒸気止弁及び蒸気加減弁の両弁の再溶体化処理材の間では，試験結果にほとんど差異が生じなかった。図5.16に主蒸気止弁の再溶体化処理材の室温における軸方向の機械的性質を示す。再溶体化処理により，0.2%耐力及び引張強さは減少し，伸び，絞り及び衝撃値は著しく改善されている。また，図5.17には蒸気加減弁の使用材及び再溶体化処理材の高温引張試験結果を示す。使用材の絞りが温度の上昇とともに大きくなるのに対して，再溶体化処理材の場合には逆に小さくなる傾向がある。また，使用材と再溶体化処理材の0.2%耐力の差はほとんど一定であるのに対して，両者の引張強さの差は高温側で小さくなる傾向がある。これは再溶体化処理材では，高温になると0.2%耐力を超えた応力負荷では加工硬化能が大きくなることを示唆している。

いずれにしても，使用材の高温引張特性は炭化物の析出等によって延性が若干低下しているものの特に問題となるものではなく，十分に使用できる材料であると判断される。

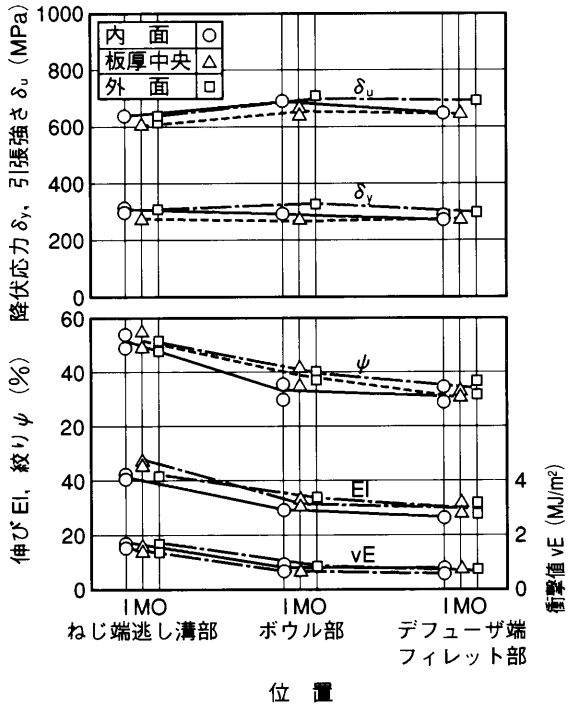


図5.15　主蒸気止弁の室温における軸方向の機械的性質

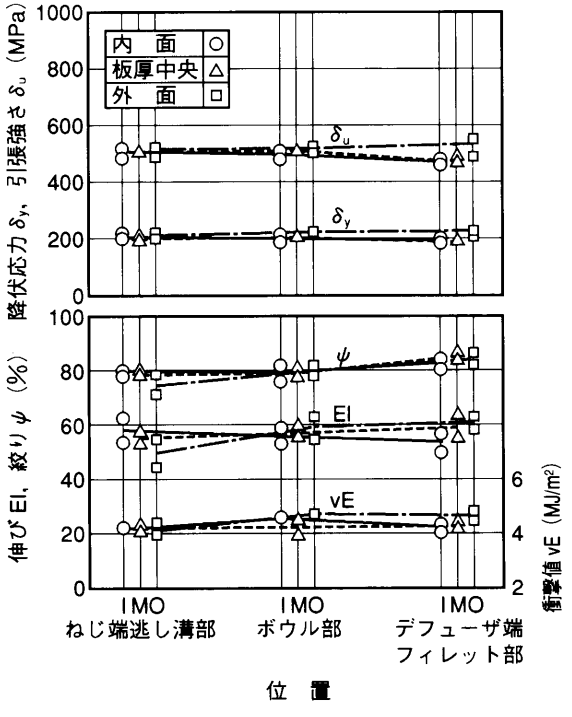


図5.16　主蒸気止弁の再溶体化処理後の室温における軸方向の機械的性質

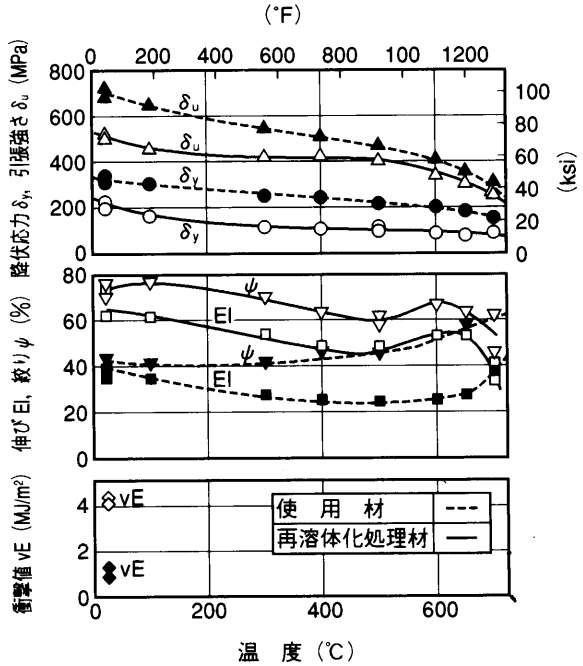
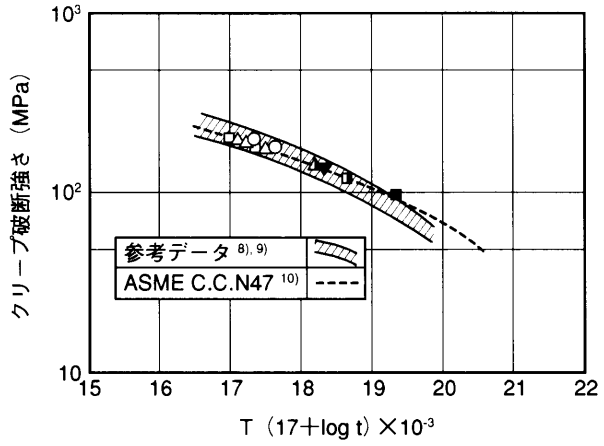


図5.17　蒸気加減弁の室温および高温における機械的性質

5.3.8　クリープ破断特性

図5.18に主蒸気止弁及び蒸気加減弁の使用材並びに再溶体化処理材のクリープ破断試験結果を示す。図中には比較のために，1957年から1958年にかけてウエスティングハウス社で実施した1065℃で2時間保持した後に水冷した材料並びにそれをその後更に1065℃で8時間加熱して空冷した材料の621℃，649℃及び677℃における試験結果[8)，9)]を斜線で示す。また，ASME Code N47の621℃（1150°F）及び649℃（1200°F）でのクリープ



		650℃	700℃	750℃
主蒸気止弁	使用材	□	◨	■
	再溶体化処理材	△	◭	—
蒸気加減弁	使用材	○	—	—
	再溶体化処理材	—	—	▼

図５.１８　主蒸気止弁及び蒸気加減弁のクリープ破断強度

破断強度[10]を点線で示す。使用材と再溶体化処理材を比較すると大差はなく，また，これらの強度はウエスティングハウス社で実施した未使用材の試験結果のばらつの範囲内にある。また，ＡＳＭＥＣｏｄｅ Ｎ４７のデータとも良く一致している。このことから，本材料は，使用中の析出時効によるクリープ破断強度の減少もほとんどなく，使用後の状態でも十分なクリープ破断強度を有している。言い換えれば，長時間使用後でもクリープ損傷はほとんど起こっていないと言える。

５.３.９　クリープ特性

図５.１９に蒸気弁材料の６５０℃における最小クリープ速度を，W.F.Simmonsらのデータ[11]及びL.D.Blackburnのデータ[12]と比較して示す。長時間使用した蒸気弁材料及びその再溶体化処理材料の最小クリープ速度は，第１近似的には上記の参考データに近いことが分かった。すなわち，今回試験を行った両弁材のクリープ強度は未使用のものと遜色ない強度を示すことが明らかとなった。

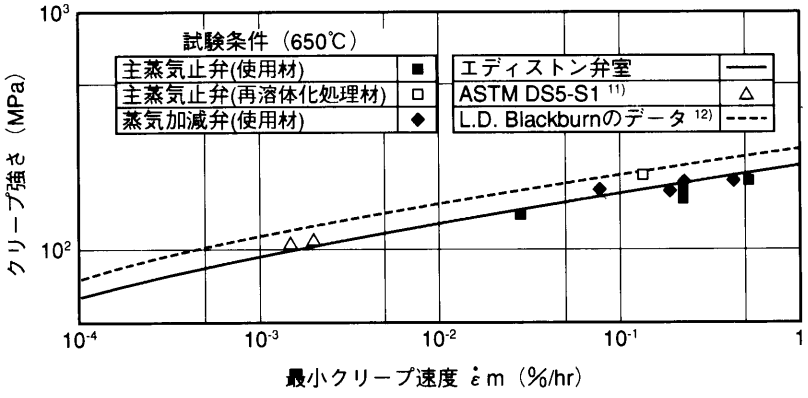


図５.１９　主蒸気止弁及び蒸気加減弁の最小クリープ速度

５.３.１０　低サイクル疲労特性

蒸気弁材料の低サイクル疲労強度を評価するために，長時間使用した蒸気弁材料及びその再溶体化処理材料を試験するとともに，これら試験データをＳＵＳ３１６鋼に関する文献データ[10]，[13]と比較検討した。図５.２０は全ひずみ範囲と主蒸気止弁の６５０℃における破断までの荷重繰返し数の関係を示す。長時間使用材及び再溶体化処理材の低サイクル疲労強度は参考データと良く一致しており，使用後でも未使用材と同等の低サイクル強度を有することがわかる。

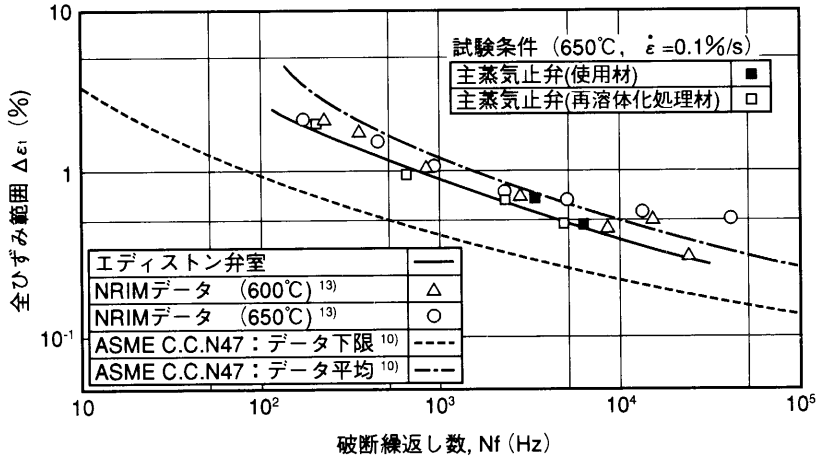


図５.２０　主蒸気止弁の低サイクル疲労強度

５.３.１１　クリープ亀裂進展速度

長時間使用した蒸気加減弁材料を用いて，６５０℃でクリープ亀裂進展試験を実施した。図５.２１に，そのクリープ亀裂進展速度をクリープ J 積分の関数として整理したものを示す。本蒸気加減弁のデータと大谷らのデータ１４）とを比較すると，クリープ J 積分の値が約１kN／mhになるところで，それぞれのクリープ亀裂進展速度が交差する結果となっているが，両者に大きな差はないものと考えられる。なお，本蒸気加減弁のデータから導いたクリープ亀裂進展速度式は図５.２１より次の通りとなる。

$$\frac{da}{dt} = 0.0209\ (\dot{J})^{0.653}$$

da/dt ：クリープ亀裂進展速度（mm/h）

j ：クリープJ積分（kN/mh）

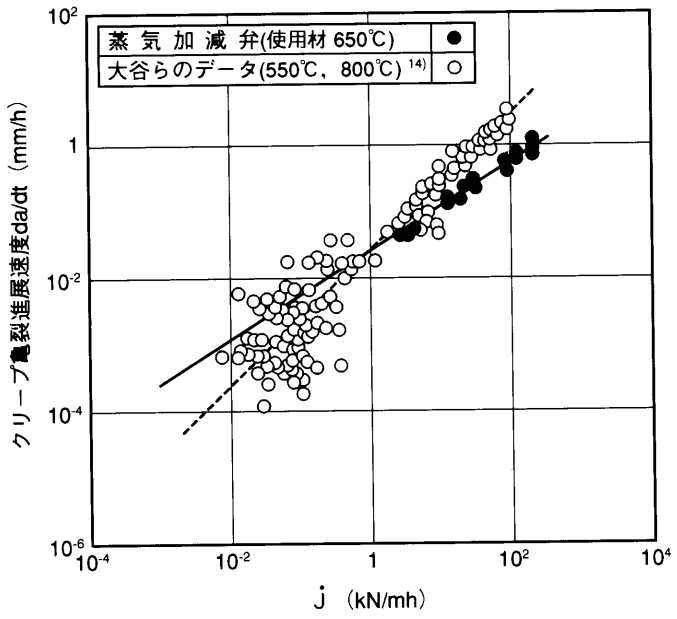


図５.２１　蒸気加減弁のクリープ亀裂進展速度

5.3.12　損傷解析[7)]

（1）運転条件

蒸気加減弁の運転起動条件[15)]を図5.22に示す。主蒸気止弁は，蒸気入口側が開放状態にあり，さらに昇温速度111℃／hで徐々に暖められる。これに対して蒸気加減弁内には主蒸気温度：450℃，圧力：24.8 MPaの超臨界圧状態に達した時点で主蒸気弁の急激な開口により蒸気が一気導入されるために蒸気加減弁は急激な加熱を受け，内面には大きな熱応力が生じる。

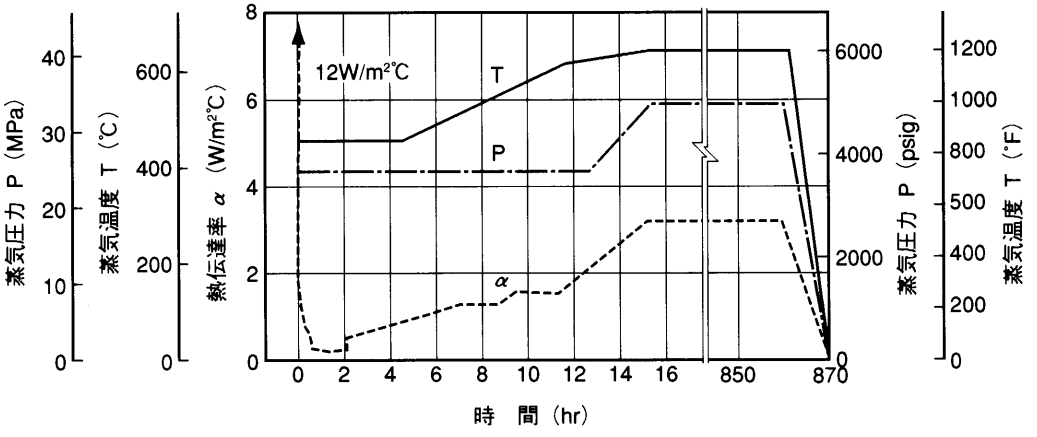


図5.22　蒸気加減弁の運転条件

（2）疲労亀裂進展

損傷の大きい蒸気加減弁ボウル部中央における亀裂解析を実施した。その結果，1966年に亀裂が発生し1982に新品と交換されるまでに222回の起動発停を経験することになるが，この場合初期亀裂が0.5mmであったとしても疲労のメカニズムでの亀裂の進展を考えた場合には，亀裂深さはせいぜい0.6mm になる程度であり，実際の亀裂深さの10～20mm であることを考えると推定亀裂深さは極めて小さい。すなわち，疲労メカニズムだけではこの亀裂深さを説明することはできない[7)]。言い換えれば，下記に示すようなクリープの作用を考慮することが必要となる。

（3）クリープ亀裂進展

図5.23に推定クリープ亀裂進展曲線[7)]を示す。図5.8の亀裂の発生状況が示すように，蒸気加減弁ボウル部内表面から少し内側にマイクロボイドが発生し，それらが微小亀裂に成長し，さらにそれらが比較的早く合体成長してマクロ亀裂になったものと推定される。これは，内表面の深さ10～20mmの主亀裂間には主亀裂の存在に関係なく深さ10mmまでの範囲に一様に無数の微小亀裂が発生しており，前述のように主亀裂はこの無数に存在する微小亀裂が発生した後にできたものと判断されるからである。

そこで，1966年の累積運転時間41000時間後にクリープ疲労損傷メカニズムによって亀裂が発生し，すぐに急激な合体成長によって亀裂深さ：10mm 位になると仮定した。その結果が図5.23の初期亀裂長さ：10mm の曲線である。この結果の場合には，弁交換時期に20mm 前後の亀裂長さになることが示されており，実際の測定結果と良く一致している。

このような計算結果から判断して実際の亀裂の進展は主としてクリープによって起こっているものと判断される。なお，亀裂が発生することによって残留の熱応力は開放されることになるので亀裂の

進展は抑制されることになる。すなわち，亀裂はある程度の深さまで進展した後，クリープによる亀裂の進展は小さくなるものと判断される。

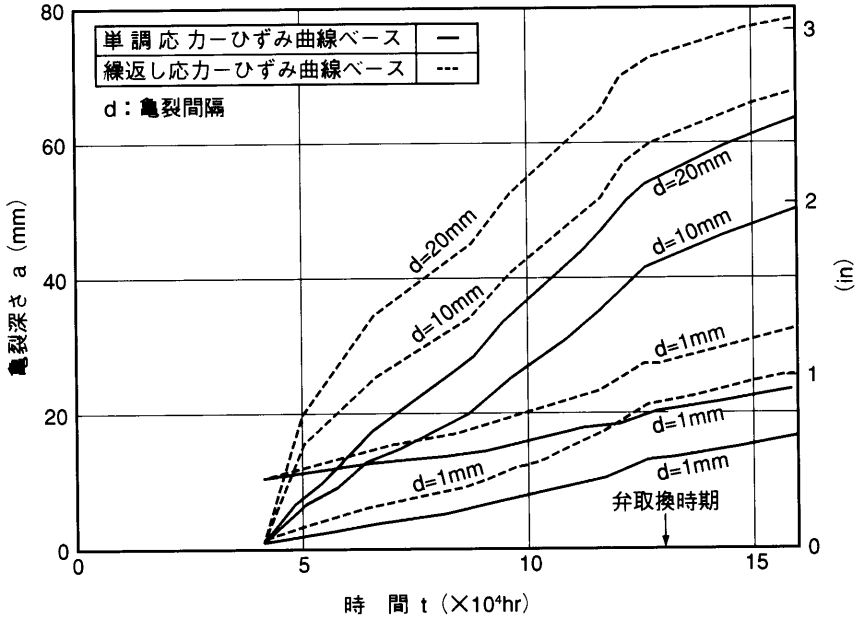


図５.２３　蒸気加減弁ボウル部中央内表面亀裂の推定クリープき裂進展曲線

５.３.１３　弁室調査のまとめ

超高温高圧プラントの代表であるエディストン１号機の約１３万時間使用したＡＩＳＩ３１６製主蒸気止弁並びに蒸気加減弁の調査を行い，以下のことを明かにした。

１）蒸気加減弁を中心に内表面には２～２０mm の亀甲状の亀裂が発生していた。この大きな損傷は起動時の蒸気と弁内面の金属との温度差による熱応力が表面に過大な引張の残留応力を与え，この応力が高温運転時の条件下で材料にクリープ損傷をもたらしたことによる。

２）したがって，この損傷は熱応力が生じなければ問題のないものとなると推測できる。言い換えれば，亀裂がある程度進展することによって表面の残留応力はもはや発生しなくなるので，亀裂の進展速度は遅くなり遂には進展しなくなると考えられる。したがって，亀裂が発生したときはその亀裂を除去するべきではない。（除去すれば，新たに熱応力が発生し，新たな亀裂が発生する。基本的には発生した亀裂はそのまま放置することになる。）

３）エディストン１号機に使われた３１６はＮｉバランスが高く，その結果としてδ-フェライトやσ相は認められておらず，長時間使用後も脆化はほとんど生じていない。

４）再溶体化処理材との比較で延性や靭性が低下していることが明らかとなったが，その低下は小さく，問題となるものではない。また，この低下は炭化物を主体とする析出現象によるものであり，σ相等の脆い相（金属間化合物）の析出によるような極端なものではない。

５）また，クリープ破断強さやクリープ強度なども文献に示される未使用材の結果と同等なものであり，クリープ損傷が認められないことは，σ相などの析出がないことによるものと考えられる。すなわち，成分選定が適切であると判断される。

５.４　圧力容器材料としての３１６Ｈ鍛鋼の選定

以下には，実機車室，等を製造することにあたり，これまでに得られている知見を整理して示す。

5.4.1　化学成分

（1）σ相などの金属間化合物の発生防止

３１６鍛鋼を高温で長時間使用すると使用中に種々の析出物が生成する[16]。この析出物の種類や大きさ及び分布状態により３１６Ｈ鍛鋼の材料性質は変化する。一般に析出物が増加すると耐力や引張強さなどの機械的強度が増加し，逆に延性や靭性が低下する傾向がある。これらの析出物は主にＭ２３Ｃ６やＭ６Ｃ等の炭化物とσ相，χ相，ラーベス相等の金属間化合物に分類される。このうちの炭化物は結晶粒内や粒界に微細に析出した場合，クリープ破断強さを向上させる。一方，σ相等の金属間化合物は微細に析出した炭化物を消失させ粗大な状態で粒界に析出する[16]。これらの金属間化合物は硬く脆いものであり，クリープ破断の起点となる。新谷らはＳＵＳ３０４ＳＳで長時間クリープ破断試験を実施し（最長１０万時間），長時間側でのクリープ破断様式が粒界炭化物界面に生じたクリープキャビティーの連結による破壊やさらには長時間側ではσ相界面に生じた粒界亀裂による破壊になっていることを明らかにしている[17]。また，増山らが行ったエディストン１号機の主蒸気管の損傷調査[18]においても急速な発電プラントの発停による残留応力及び内圧応力とともに，粒界に粗大化したσ相とそれを核としたクリープボイドが形成され，それらの相互作用により破壊したことが明らかとなっている。また，同じエディストン１号機の主蒸気管損傷調査を木原らが行っているが，この報告[19]でも損傷部では結晶粒界に塊状のσ相が析出しており，その周辺にはクリープボイドが形成されていることを指摘している。

以上のことから３１６Ｈ鍛鋼で超高温高圧タービンの圧力容器を構成する場合，σ相などの金属間化合物の析出を極力抑えるような成分系の選定が必要である。

Ｈｕｌｌらはオーステナイト系ステンレス鋼においてσ相やχ相が高温で時効中に析出し，そのために脆化を起こしていることからこれらの析出物の成分に対する依存性について調査を行い，Ｃｒ当量の低いものほど脆化に対する感受性が低いことを明らかにした[20]。また，δ-フェライトはσ相やχ相の生成場所になりやすいこと[16]からＮｉバランスも十分に高くとり，オーステナイト相を安定化させる必要がある。エディストンの主蒸気管や弁室の調査結果から損傷を起こした主蒸気管では損傷を起こしていない弁室材に比べてＮｉバランスが低く，Ｃｒ当量が高いというデータも得られており，使用条件の違いはあるが基本的には高Ｎｉバランス，低Ｃｒ当量の成分調整が必要である。

（2）製造性

上記に示すように，使用状態を考えた場合には３１６Ｈ鍛鋼のＮｉバランスを可能な限り高くとることが望まれる。しかし，実際に３１６鍛鋼を製造する場合には単純にはＮｉバランスを高くとることは望めない。

これは素材の製造において溶湯が凝固するときにオーステナイト相へ直接変態すると凝固割れを起こしやすいことによるものである。図5.24はシェフラーの状態図に高温割れの領域を図示したものである[21]。この図に示される領域のうち液相から直接固相（γ）に変態する領域は凝固の際に割れを発生させやすい領域と考えられている。前項で調査結果を報告したエディストン１号機の主蒸気止弁及び蒸気加減弁の図5.24の横軸及び縦軸の値はそれぞれ次のようになる。

１）主蒸気止弁　（１８.０，１７.３）　←（Ｃｒ当量，Ｎｉ当量）

２）蒸気加減弁　（１８.０，１７.２）

この数値を図5.24にプロットすると完全にＬ→Ａ→Ａの領域に入り，凝固時に割れを起こしやす

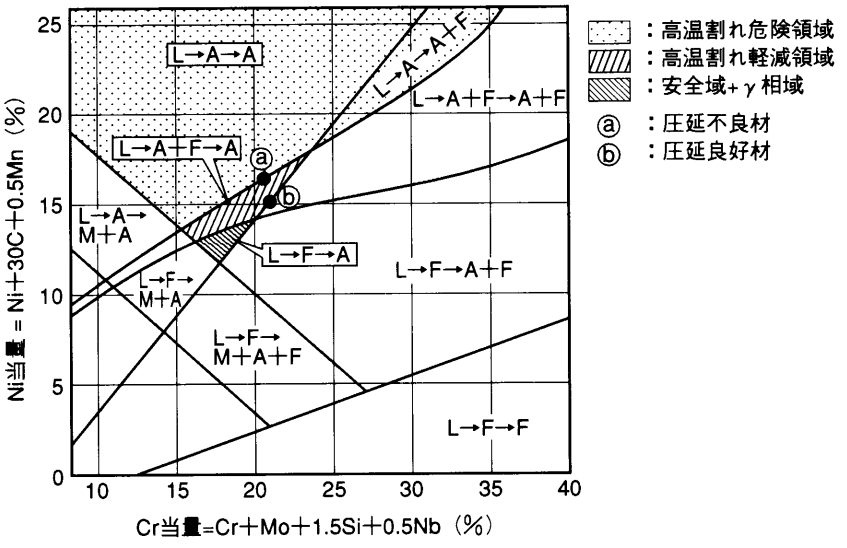


図5.24　シェフラー状態図と高温割れ危険領域[21)]

い領域に入る。本検討対象の素材は鍛鋼品であるので，仮に凝固割れを起こしたとしても表面にまで割れが達するようなことさえなければ，鍛錬によって圧着することは可能であり，問題になることもないと判断されるが，この割れを除去するために念入りな鍛錬を行わなければならないことになり，製造コストが上昇してしまう。したがって，工業的には製造に支障のない範囲でＮｉバランスを高くとることになる。この目安としては，エディストン１号機の主蒸気管などのσ相の析出が認められたＡＩＳＩ３１６材のＮｉバランスが－１～０であること，全くσ相などの金属間化合物の析出がなかった弁室材料の値が＋５程度であること，またボイラ配管でもσ相の析出が認められなかった接続管，等（図5.4に示す配管）が1.6～3.6であることから判断してＮｉバランスは2.5よりも大きくするという仕様とした。このようなＮｉバランス：2.5の場合には図5.24ではＬ→Ａ＋Ｆ→Ａの領域に入り，凝固割れがかなり軽減されることになる。実機車室，等を製造する際にはＮｉバランスを2.5～3.5程度にすることにより材料特性と製造性とを両立させることができるものと判断される。

5.4.2　時効収縮量の推定

３１６Ｈ鍛鋼は基本的には固溶状態で使用するため，タービン運転中に主として炭化物が析出し，時効収縮を起こす可能性があることは既に述べた。この時効収縮は温度によって析出速度が異なるために内車室内外で収縮量に違いが生ずる。このため，タービン運転期間中に内車室が変形する恐れがあり，ここではその変形量の大きさを推定することとした。時効収縮については，これまでにも研究は行われていたが[22)-24)]，３１６Ｈ鍛鋼に関してはデータがなく，そのため他の耐熱鋼のデータを基に計算から推定を行った。

なお，本項に示す時効収縮量の推定は，実機車室を製造することには直接影響を与えていないが，設計面では事前に考慮しておく必要があり，その要請に基づいて実施したものである。また，この推定方法は同様の事象が生じたときに応用できる手法である。

（1）炭化物の生成による収縮歪量の算出（一般式）

オーステナイト系耐熱鋼は炭化物の析出により優れた高温強度を確保しているものもある。この種の耐熱鋼は固溶化処理後，時効処理を施し，適当な強度と延性を保たせるようにしているが，

高温での使用中に新たに炭化物，等の第２相が析出し，一般に材料の収縮が起こる[23]。主蒸気温度；６５０℃の若松超高温タービンの内車室用材料としてはＳＵＳ３１６Ｈ鋼を固溶化処理状態のまま使用するが，この車室材に於いても運転中に炭化物が析出するものと考えられ，その結果として時効収縮によって変形が起こるものと予想される。そこで以下に示す時効収縮の計算式を用いて収縮量を推定する。

炭化物の析出は拡散変態の速度論の式に従う。溶体化処理を施した材料は時効処理を施すことにより，時効温度において安定なエネルギー状態になるように相の分離（析出現象）が起こる。この状態の一例を模式的に図５.２５に示す。実際の耐熱鋼では多元系の成分となっているが，この図では，便宜的に炭化物を形成する金属元素（Fe, Cr, Mo, W等）と炭素からなる擬二元系状態図として簡略化している。T_0の温度で固溶化処理を施したものを（Ｐ点），T_1の温度に保持したときにγ相単相である場合，系はF_Rの自由エネルギーを有する。しかしγ相からM_AC_Bなる炭化物を析出すると（ＵＴ：ＴＶの比でγ相とM_AC_Bの二相に分離する），系全体の自由エネルギーはF_Tになりγ相単相よりも（$F_R - F_T$）分だけ自由エネルギーが減少する。したがって，$\Delta F_\infty = F_R - F_T$が駆動力となり，$T_1$の温度では炭化物の析出が進行する。ただし，炭化物の形成には原子の拡散が必要であり，炭化物の析出を考える場合，拡散を考慮した形となる。図５.２６に任意の時刻における系のもつ自由エネルギー状態を示す。析出したときの系のもつ自由エネルギーとγ相単相のときにもつ自由エネルギーの差が駆動力となって炭化物は析出するが，析出が開始するとともに系のもつ自由エネルギーは変化し，その変化量$d\Delta F/dt$は，その系がもつエネルギー状態と析出が完了したときのエネルギー状態の差に比例し，また炭化物の析出が拡散を伴うために拡散項$f(t)$を考慮した形となる。すなわち，

$$\frac{d\Delta F}{dt} = \left(\Delta F_\infty - \Delta F\right) \cdot f(t) \qquad 5\text{-}(1)$$

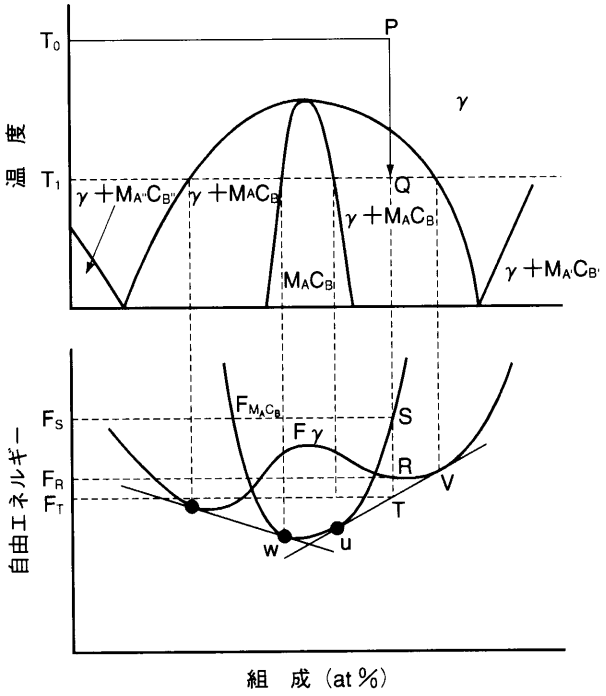


図５.２５　溶体化処理材の時効温度における組織変化（模式図）

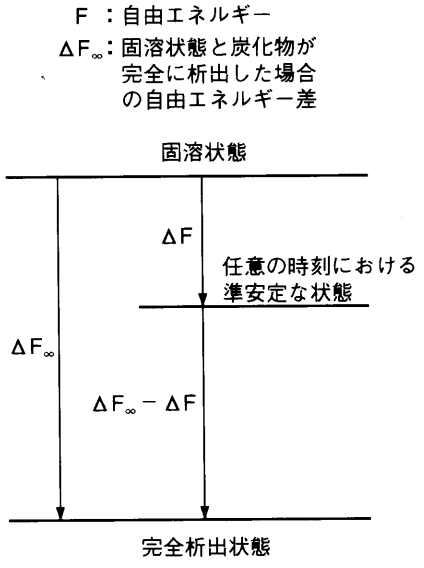


図５.２６　炭化物の析出に伴なう自由エネルギー変化（模式図）

$$\int \frac{d\Delta F}{\Delta F_\infty - \Delta F} = \int_0^t f(t)dt$$

$$\therefore \ -ln\ (\Delta F_\infty - \Delta F) + C = \int_0^t f(t)dt \qquad 5\text{-}(2)$$

ここで初期値　$t = 0$，$\Delta F = 0$ を5-(2) 式に代入すると

$$C = ln\ \Delta F_\infty \qquad 5\text{-}(3)$$

が得られる。

5-(3)式を5-(2)式に代入すると

$$-ln\ (\Delta F_\infty - \Delta F) + ln\ \Delta F_\infty = \int_0^t f(t)dt$$

$$ln \frac{\Delta F_\infty}{\Delta F_\infty - \Delta F} = \int_0^t f(t)dt$$

$$\Delta F = \Delta F_\infty \left[1 - exp\left\{-\int_0^t f(t)dt\right\}\right] \qquad 5\text{-}(4)$$

また，ここで

$$\alpha(t) = \int_0^t f(t)dt \qquad 5\text{-}(5)$$

とする。

$f(t)$は前述のように自由エネルギーの変化に依存しない項であり，原子の拡散のみに支配される。したがって，炭化物が形成される場合，特定の元素の拡散により $\alpha(t)$は支配される。このときの $\alpha(t)$の時間 t に対する依存性は析出物の形態により一般に近似的に次のようになる[24]。

$$\alpha(t) \propto t^n \qquad 5\text{-}(6)$$

ア）析出物が平板のとき　$n = 1/2$　　$\alpha(t)$は厚さを表す。
イ）　　円柱のとき　$n = 1$　　直径を表す。
ウ）　　球状のとき　$n = 3/2$　　直径を表す。

これらのことは，析出物の成長が起こるときにその成長の線速度が近似的に$t^{1/2}$に比例することから成り立つ。

また，炭化物の析出が核発生のみで終了し，その発生速度が時間に比例するときは，$\alpha(t)$は$t\ (n = 1)$に比例する[24]。したがって，炭化物が核生成し，その後拡散法則に従って成長する場合，$\alpha(t)$は

$$\alpha(t) \propto t^{n+1} \qquad 5\text{-}(7)$$

また，後期になって核発生よりも成長が中心になってくると $\alpha(t)$は 5-(6)の式に従ってt^n に比例するようになる。このため，炭化物の析出形態が全析出期間を通じて変わらない場合（析出形状が変わらない場合）において時間の経過とともに炭化物の析出速度が変化する現象が生じる場合

は，核発生現象が途中で起こらなくなることによるものと判断される。ただし，炭化物の析出形態が変わる場合には（板状から球状に変わる場合など）時効収縮速度が変化するので，この速度変化が核発生現象の終了を意味するのか，炭化物の析出形状が変化したのを意味するのかは一概には断言できない。

以上のことから炭化物の析出に伴う自由エネルギーの変化は5-(4) ～ 5-(5)式より次のように表せる。

$$\Delta F = \Delta F_{\infty}\left[1 - exp\left\{-Bt^{n}\right\}\right]$$

$$= \Delta F_{\infty}\left[1 - exp\left\{-(bt)^{n}\right\}\right]$$

$$\therefore \Delta F = \Delta F_{\infty}\left[1 - exp\left\{-b^{n}t^{n}\right\}\right] \qquad 5\text{-}(8)$$

一般にオーステナイト系耐熱鋼（溶体化処理材もしくは不完全時効処理材）を時効処理温度に保持すると，γ結晶格子中に炭化物が析出し材料は収縮するが，その収縮量（$\Delta\ell$）は，炭化物の析出量に比例する[24]と考えられるので，5-(8)式から5-(9)式を得る。

$$\Delta\ell = \Delta\ell_{\infty}\left\{1 - exp(-b^{n}t^{n})\right\} \qquad 5\text{-}(9)$$

$\Delta\ell$　：時効時間t時間後の収縮量
$\Delta\ell_{\infty}$：完全時効処理（平衡状態まで時効処理）を施したときの全収縮量

5-(9)式の両辺を材料の長さlで割ると次のようになる。

$$\frac{\Delta\ell}{\ell} = \frac{\Delta\ell_{\infty}}{\ell}\left\{1 - exp(-b^{n}t^{n})\right\}$$

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_{\infty}\left\{1 - exp(-b^{n}t^{n})\right\} \qquad 5\text{-}(10)$$

以上のことからＳＵＳ３１６Ｈ鍛鋼の時効収縮曲線は5-(10)式に基づいて求めることにする。

5-(10)式の$b^{n}t^{n}$の項は自由エネルギー変化に無関係な項であるので析出物近傍の溶質濃度が変化してもbは変化しないと考えられる。したがってbは金属原子の拡散のみに依存する項となるので，次のようになる。

$$b = b_{0}\,exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \qquad 5\text{-}(11)$$

Q：活性化エネルギー

（２）オーステナイト耐熱鋼（固溶体強化型）の時効収縮曲線の例

表５．２に時効収縮に関するデータが存在する耐熱鋼の化学成分を示す。また，図５．２７，図５．２８にこれらのオーステナイト系耐熱鋼（固溶体強化型合金）の時効収縮曲線を示す[23]。このグラフから時効収縮に関する各材料の固有値（n，b_{0}，Q）を求めるため，5-(10)式を次のように変形する。

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_{\infty}\left\{1 - exp(b^{n}t^{n})\right\}$$

$$exp(-b^{n}t^{n}) = \frac{\Delta\varepsilon_{\infty} - \Delta\varepsilon}{\Delta\varepsilon_{\infty}}$$

表5.2　耐熱鋼の化学成分

(mass%)

材料名	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Co	Nb	N
LCN-155(1)	0.11	+	+	-	-	19.89	20.77	2.9	2.0	21.00	1.2	+
LCN-155(2)	0.09	0.59	1.37	0.010	0.007	20.73	19.19	2.82	2.32	20.63	1.23	0.145
G18B	0.42	1.13	1.32	0.017	0.006	12.98	11.56	1.61	2.69	10.24	3.11	0.043
Timken 16-25-6	0.06	0.58	1.25	0.021	0.009	15.29	25.30	6.02	-	-	-	0.189
イ-301	0.36	1.80	0.42	0.011	0.019	13.30	11.83	-	2.82	-	-	-

＋：添加されているが，数値が不明であるもの
－：添加をしていない元素で，数値も不明であるもの

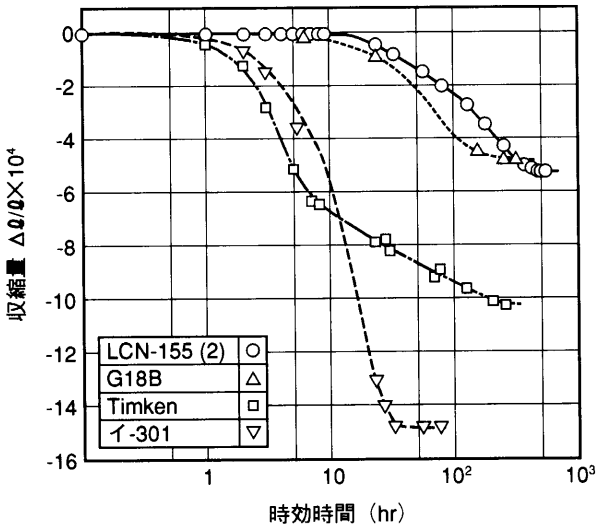


図5.27　オーステナイト系耐熱鋼の７００℃における時効収縮曲線

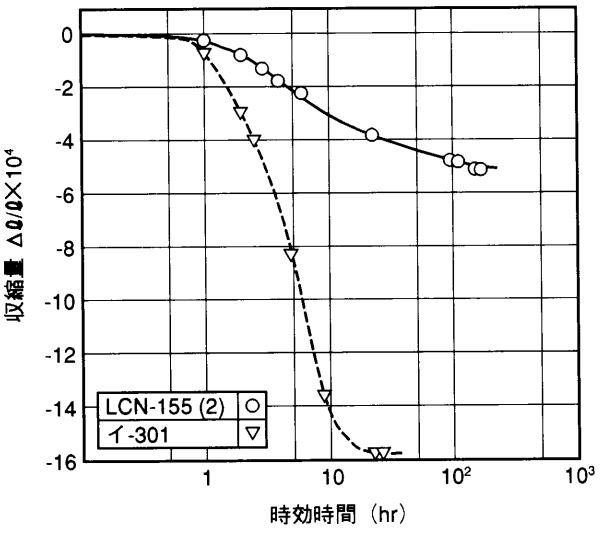


図5.28　オーステナイト系耐熱鋼の７５０℃における時効収縮曲線

$$b^n t^n = ln\ \frac{\Delta\varepsilon_\infty}{\Delta\varepsilon_\infty - \Delta\varepsilon}$$

$$n\log b + n\log t = \log\left(ln\frac{\Delta\varepsilon_\infty}{\Delta\varepsilon_\infty - \Delta\varepsilon}\right)$$

$$\log\left(ln\frac{\Delta\varepsilon_\infty}{\Delta\varepsilon_\infty - \Delta\varepsilon}\right) = n\log t + n\log b \qquad 5\text{-}(12)$$

また，（5-12）式で整理してグラフ化した例を図5.29，図5.30（ＬＣＮ-１５５の例）に示す。

図5.29より得られる７００℃のときのＬＣＮ-１５５の各係数は，n＝１.４２，b＝６.８３×１０$^{-3}$である。これに対し温度が７５０℃になると２つの直線に分かれ，５時間以下ではn＝１.５，b＝１.４２×１０$^{-1}$，２０時間以上ではn＝０.４７，b＝８.８５×１０$^{-2}$となり，２０時間を境にしてn値が変化している。この変化の原因としては，次の２つの原因が考えられる。

（１）炭化物の析出形状が球状であったものから板状のものに変わった。

（２）炭化物の形成過程が核生成＋成長から成長だけへ移行した。

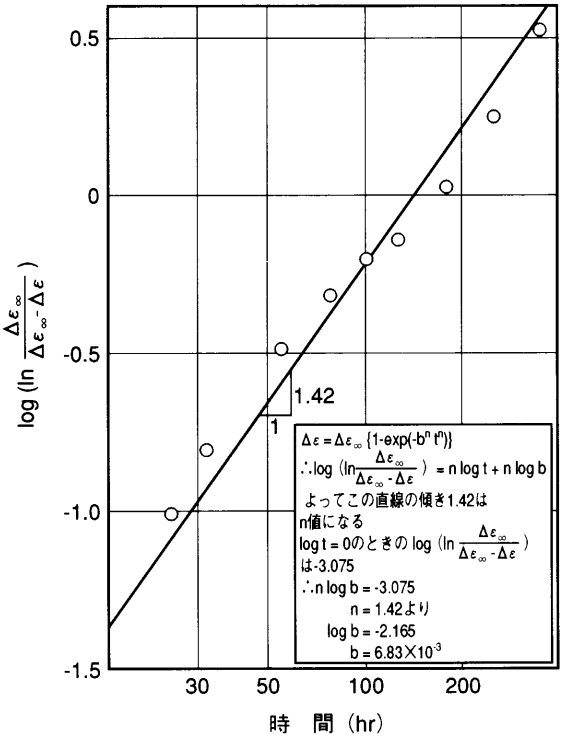


図５.２９　ＬＮＣ-１５５（７００℃）の時効収縮曲線

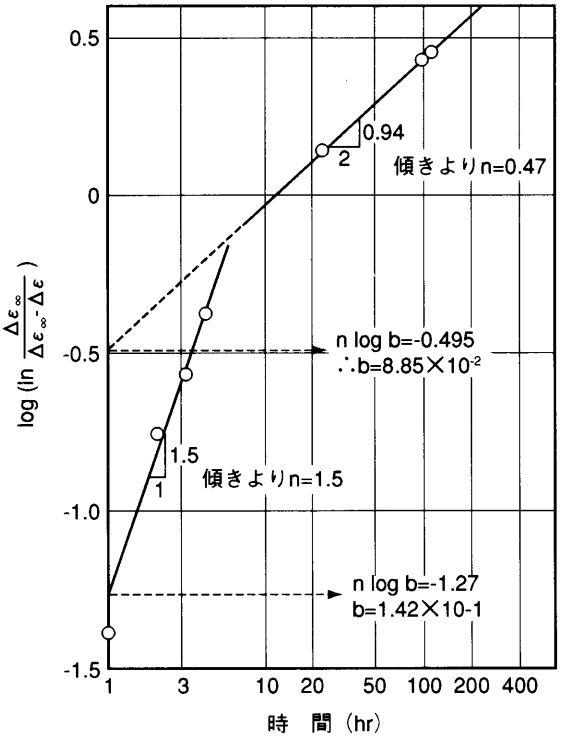


図５.３０　ＬＮＣ-１５５（７５０℃）の時効収縮曲線

（１）の場合，高温で安定な板状炭化物が７００℃では現れなかったが，７５０℃になって２０時間程度経過してから現れたと考えられる。このときn＝３／２の値をもつ７００℃のとき及び７５０℃の２０時間以下の場合，時効直後すぐに結晶粒内の核生成は終了し，球状炭化物が成長するだけということになる。したがって，時効を完了した組織内には，球状炭化物と板状炭化物が観察できることになる。一方（２）の場合は，まず粒内に板状炭化物の核生成と成長が起こり（球状炭化物の核生成はないが，成長だけがわずかに起こる），時間の経過とともに生成した核が安定となり，新しい核生成は終了し，粒内，粒界の板状炭化物の成長が進行する。組織観察からこの係数の変化の原因を考えると，ＬＣＮ-１５５では時間の経過とともに炭化物は大きくなり，また球状炭化物から板状炭化物へ変化していることが確認されている[22]ので，図５.３０のn値の変化は（１）が原因であると考えてよいと思われる。

n値は７５０℃の場合，時間の経過とともに変化するが，b値は短時間側と長時間側であまり大きな差はない。これはb値は5-(1)式の$f(t)$を積分して得た$(t)^n$のbを意味するため，析出物の界面の自由エネルギー変化に依存しない値である。言い換えれば，bは拡散に基づく値であり，次のように表すことができる。

$$b = \beta D \quad D：拡散速度，\ \beta：定数 \qquad 5\text{-}(13)$$

この式が示すように，bは拡散速度に比例し，合金の化学成分及び温度によって決まり，炭化物近傍の濃度変化や析出形態に依存しない値と考えられる。このため，図５.３０の破線のようにあたかも析出開始時からn＝１／２の析出が進行していたと考えてb値を求めても短時間側のn＝３／２の結果と大差ない結果となっている。このＬＣＮ-１５５のb値の結果を5-(11)式に代入するとb_0，Qが求まる。

温度；７００℃の場合，

T ＝９７３Ｋ，b ＝６.８３×１０$^{-3}$を5-(11)式へ代入する。

$$b_0 \exp\left(-\frac{Q}{973R}\right) = 6.83\times10^{-3} \qquad 5\text{-}(14)$$

また，７５０℃の場合，

T ＝１０２３Ｋ，bは短時間側と長時間側の結果を平均して

b ＝１.１５×１０$^{-3}$を5-(11)式へ代入する。

$$b_0 \exp\left(-\frac{Q}{1073R}\right) = 1.13\times10^{-3} \qquad 5\text{-}(15)$$

5-(14)式及び5-(15)式から b_0 及び Q を求めると，

$b_0 = 5.86\times10^{22}$，$Q = 1.11\times10^{5}$ cal となる。

同様に，他のオーステナイト系耐熱鋼の炭化物の析出に関する各係数を求めた結果を表５.３また拡散に関係する係数bの温度変化を図５.３１に示す。

表５.３　耐熱鋼における拡散項ｂの温度変化

材料名	650℃	700℃	750℃	800℃
LCN-155 (1) [22]	5.34×10^{-4}	-	2.40×10^{-3}	1.32×10^{-2}
LCN-155 (2) [23]	-	6.83×10^{-3}	1.42×10^{-1} 8.85×10^{-2}	-
G18B [22]	-	1.24×10^{-2}	-	-
Timken [22] 16-25-6	-	1.50×10^{-1} 1.29×10^{-1}	-	-
1-301 [22]	-	7.35×10^{-2}	1.67×10^{-1}	-

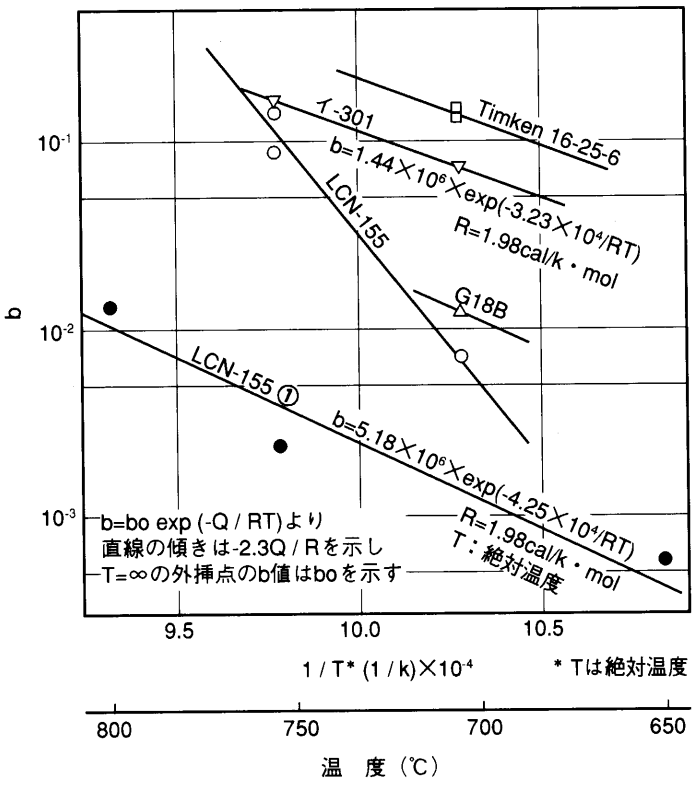


図５.３１　耐熱鋼における拡散項ｂの温度変化

（3） ＳＵＳ３１６Ｈ鋼の時効収縮曲線

ＳＵＳ３１６Ｈ鋼を超高温タービンの内車室材料として利用する場合，この材料を固溶化状態で使用するため，使用中に時効収縮を起こす。このとき，車室内外には温度差があるため，車室材の肉厚方向に収縮量の違いによる内部応力が発生する。この収縮量の違いを算出するため，5-(10)式を用いて５００℃～６００℃に２０℃毎に時効収縮曲線を描き，ＳＵＳ３１６Ｈ鋼高圧内車室の運転中における最大収縮量を求める。

5-(10)式を使って時効収縮量を求める場合，材料定数としての$\Delta\varepsilon_\infty$，b（b_0及びQ），nを求める必要がある。以下で各数値を導出することとする。

1） ＳＵＳ３１６Ｈ鋼の$\Delta\varepsilon_\infty$

オーステナイト系耐熱鋼において時効に伴い収縮が発生するのは，先にも説明しているように時効中に炭化物が析出しオーステナイト結晶格子が収縮するために起こる。時効によって析出するものは炭化物だけでなく窒化物も析出するが，量的に考えて（単位体積当たりの原子数），炭化物が支配的である[23]。成分中の元素の中には，Ｆｅを除く炭化物形成元素（Ｃｒ，Ｍｏ，Ｗ，等）と非形成元素（Ｎｉ，Ｃｏ，Ｎｂ[注9]）があり，その比を横軸とし縦軸に最大収縮歪量（$\Delta\varepsilon_\infty$）[23]を採ると図５.３２に示すような関係が得られる。この図からＳＵＳ３１６Ｈ鋼の最大収縮歪量を推定するとおよそ1.6×10^{-3}（mm／mm)と予測できる。

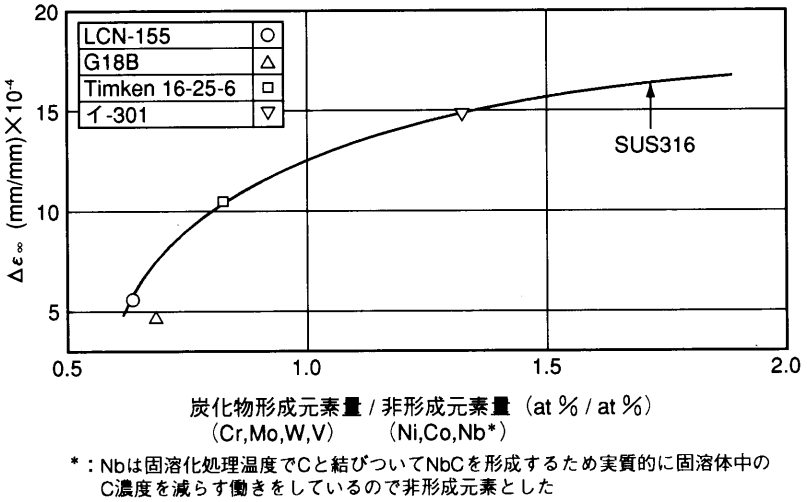


図５.３２　化学成分と最大収縮歪量の関係

2）　ＳＵＳ３１６Ｈ鋼のb値

b値は5-(10)式から明らかなように，tと反比例の関係にあるため，b値の変化は単に時間軸に変化を与えるだけで，各温度間の時効収縮曲線の相対的関係は変えない（b値が大きくなると時効収縮曲線は相対的に短時間側に移動する）。したがって，b値はタービン運転中における時効収縮によるＳＵＳ３１６Ｈ鋼内車室の変形量算出には重要な因子ではない。

図５.３１には種々の耐熱鋼b値の温度変化を示すが，この図は横軸に$1/T$を，縦軸に$\log b$をとっているため5-(11)式から傾きが$-2.3Q/R$，$1/T=0$の外挿点の縦軸の値は$\log b_0$を表す。図５.３１の中

[注9] Ｎｂは当然のことながら炭窒化物を形成するが，固溶体状態で既に起こっており，時効処理中にオーステナイト格子を収縮させることには機能しない。従って，非生成元素としている。

でb_0及びQ値が求められるのは，ＬＣＮ-１５５（２）［図５.２９，図５.３０から得られるデータ］，ＬＣＮ-１５５（１）及びイ-３０１であり，その中でデータ点が揃っているＬＣＮ-１５５（１）のb値をＳＵＳ３１６Ｈ鋼のb値として採用した。なお，参考としてb値の大きい値をもつイ-３０１の値でも計算を行い，時効収縮曲線を求めた。

3）ＳＵＳ３１６Ｈ鋼のn値

ＳＵＳ３１６Ｈ鋼を超高温タービン高圧内車室材として適用する場合，溶体化処理を採用するが，内車室が厚肉容器であるため溶体化処理後の冷却時に導入される残留応力を少なくするため，ゆっくり冷却を行うことになる。このとき，高温で安定な板状炭化物の核が粒界に形成される[24]ため，高圧内車室材としてＳＵＳ３１６Ｈ鋼を利用した場合，時効による炭化物形成は主にこの冷却時に導入された板状炭化物の成長という形で起こると予想される。従って，ＳＵＳ３１６Ｈ鋼の時効収縮曲線のn値は（5-6）式に従って０.５程度のものになると予想できる。

4）　ＳＵＳ３１６Ｈ鋼の時効収縮曲線

前述の１）～３）で求めた$\Delta\varepsilon_\infty$，b値及びn値を用いて５００～６００℃（２０℃毎）及び６５０℃における時効収縮歪量を5-(10)式に基づいて算出した。３）で n 値は０.５に近い値であると予想したが，念のため球状炭化物の析出も考慮し，n ＝１.５についても確認のために計算を行った。さらに２）で示したように n 値の大きいイ-３０１のデータも用いて時効収縮量の計算を行った。これらの計算結果を図５.３３～図５.３６に示す。

各図の時効収縮量の算出条件を列挙すると次のようになる。

・図５.３３　炭化物の析出形態が平板状の場合（n ＝０.５）
　　b値についてはデータのそろっているＬＣＮ-１５５の値を採用

・図５.３４　炭化物の析出形態が球状の場合（n ＝１.５）
　　b値についてはデータのそろっているＬＣＮ-１５５の値を採用

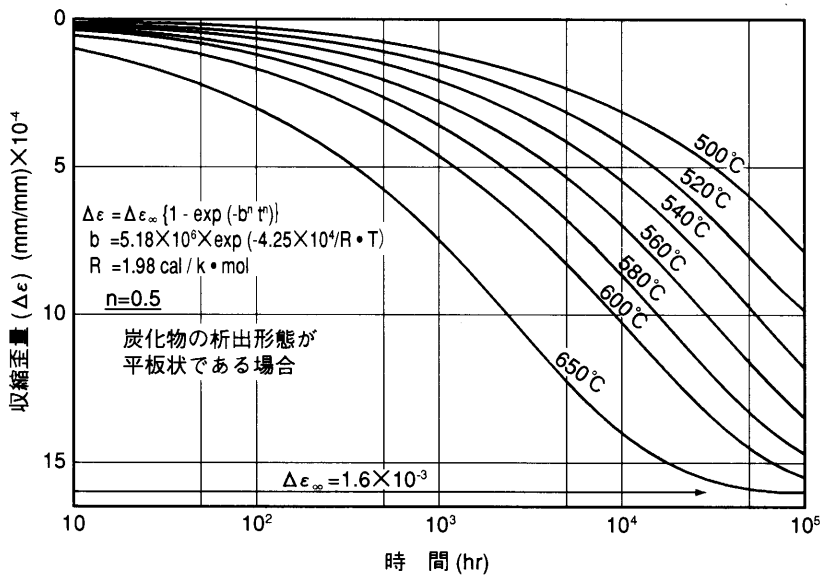


図５.３３　ＳＵＳ３１６鋼の時効収縮曲線（計算による推定図）
（ＬＣＮ-１５５のデータをベースにｂ値を選定，ｎ＝０.５）

・図５.３５　炭化物の析出形態が平板状の場合（n ＝０.５）
　　b 値については値の大きいイ-３０１の値を採用
・図５.３６　炭化物の析出形態が球状の場合（n ＝１.５）
　　b 値については値の大きいイ-３０１の値を採用

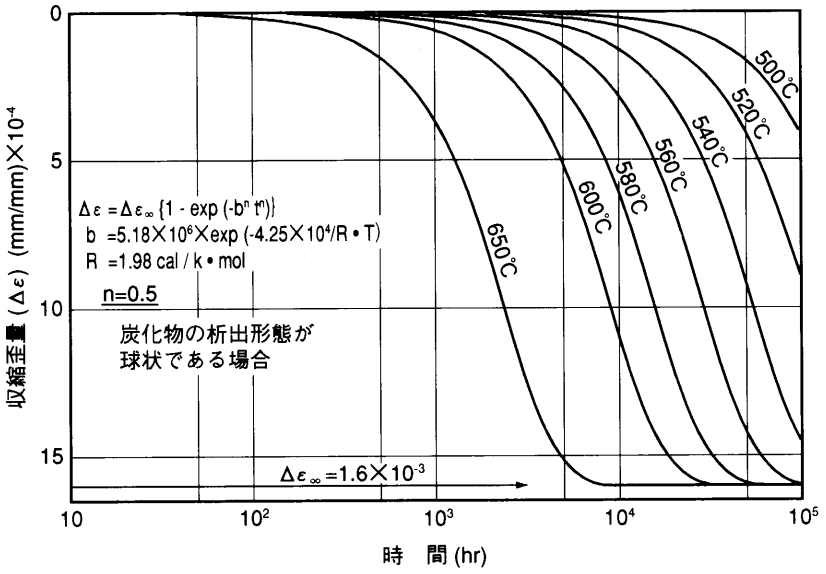


図５.３４　ＳＵＳ３１６鋼の時効収縮曲線（計算による推定図）
（ＬＣＮ-１５５のデータをベースにｂ値を選定，ｎ＝１.５）

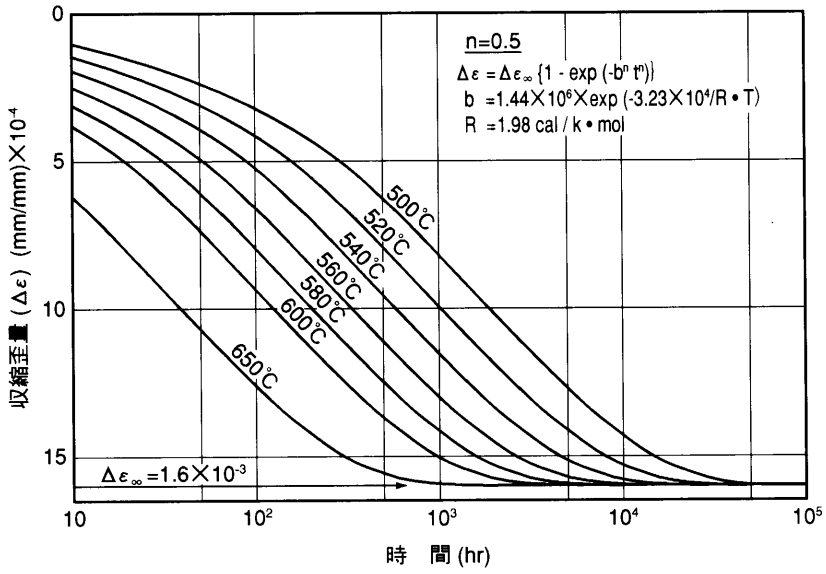


図５.３５　ＳＵＳ３１６鋼の時効収縮曲線（計算による推定図）
（イ-３０１のデータをベースにｂ値を選定，ｎ＝０.５）

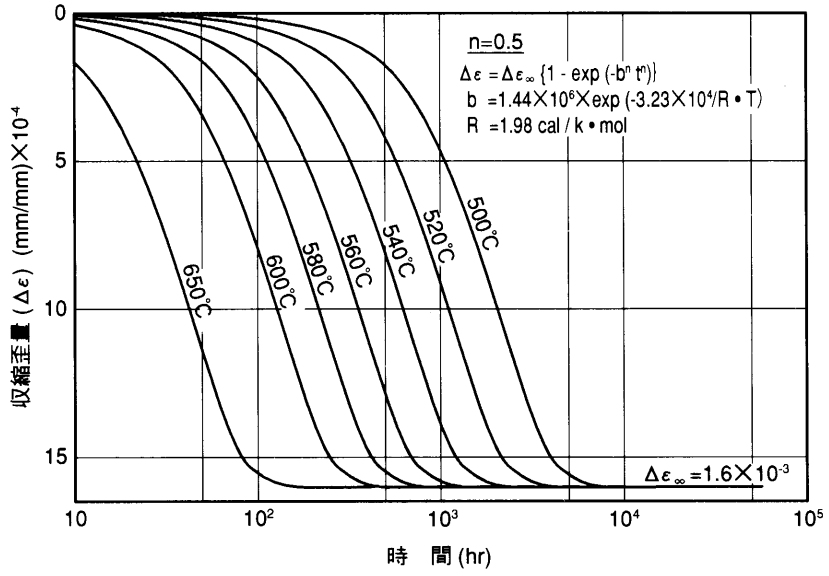


図５.３６　ＳＵＳ３１６鋼の時効収縮曲線（計算による推定図）
（イ-３０１のデータをベースにｂ値を選定，ｎ＝１.５）

（４）ＳＵＳ３１６Ｈ鋼製内車室の変形量の推定

主蒸気温度：６５０℃で運転を行ったときのＳＵＳ３１６Ｈ鋼製内車室の変形量を計算により推定した。６５０℃の超高温タービンの高圧内車室の内外面のメタルの温度差は，定常状態で２０℃となる[25]。温度差を大きく見積って４０℃と仮定すると温度差による時効収縮歪量の最大差は図５.３３の n ＝０.５の場合，４.０×１０$^{-4}$（mm/mm），図５.３４のn ＝１.５では９.０×１０$^{-4}$（mm/mm）となる。（３）の結論から n の値は０.５に近いと予想されるので，収縮歪量は４.０×１０$^{-4}$（mm/mm）に近い値になると予想される。

若松超高温タービン（ステップ２）の高圧内車室の半径は６５０mmで設計しているので，内面と外面の収縮量の違いによってあらわれる車室下部両端にあらわれる収縮量の差（口開き量）［図５.３７に形状を示す］は次のようになる。

n ＝０.５のとき，

$$4.0\times10^{-4}\times1300\times\pi\times\frac{1}{4}=0.41\ \text{mm}$$

また，n ＝１.５のとき，

$$9.0\times10^{-4}\times1300\times\pi\times\frac{1}{4}=0.92\ \text{mm}$$

従って，高圧内車室内外面に時効収縮によって生じる口開き量（図５.３７参照）は多目に見て最大時で０.４～０.９mm 程度であり，軽微であると考えてよい。

また，収縮が完全に終了した時点での全体の収縮量は直径方向で

$$1.6\times10^{-3}\times1300=2.08\ \text{mm}$$

となり，この値についても軽微と考えよいと考えられる。

図５.３５，図５.３６は b の大きい値をもつイ-３０１材のb_0, Q を用いて求めたＳＵＳ３１６Ｈ鋼の時効収縮曲線である。図５.３３，図５.３４と比較して先に述べたように単に時効収縮開始及び終了する時刻が短時間に移行しただけであり，各温度間の収縮歪量の差には変化がないことが分かる。

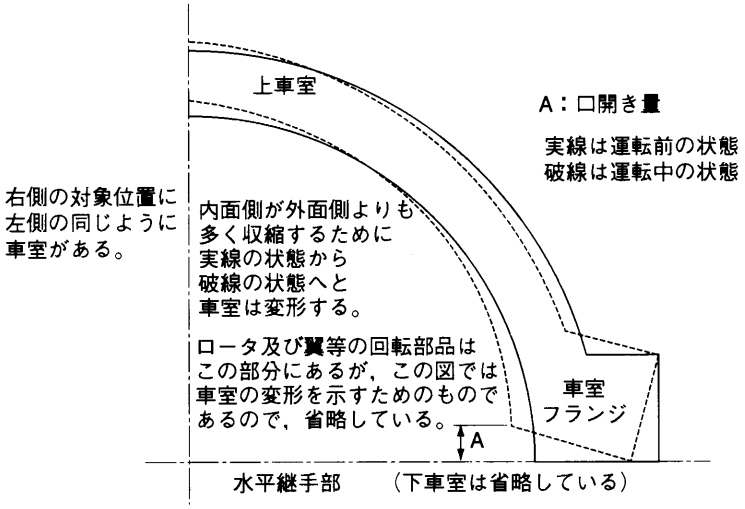


図５.３７　タービン内車室の時効収縮による変形
（車室を輪切りにした断面図であり紙面に直角の方向がロータの軸方向）

従って，ＳＵＳ３１６Ｈ鋼を使った高圧内車室の時効収縮による変形にはbの値は重要な因子ではなく$\Delta\varepsilon_\infty$やn値を重視すべきである。

5.5　モデル車室材の特性評価

上記に示すようなオーステナイト車室の問題点等に配慮して電発・若松超高温タービン（ステップ２）の実機車室を製造した。本項では，実機車室製造の際に同一の溶湯を用いて製造したモデル車室試験材（肉厚，等は実機車室に合わせたもの）について調査を実施し，実機車室の特性評価について報告するものである。

5.5.1　モデル車室試験材

（１）製造工程

図５.３８に実機車室及び本試験に供したモデル車室の製造工程を示す。なお，本車室材は太平洋製鋼（株）・富山製造所で作られた。

原材料は塩基性の電気炉（アーク溶解炉，大気中）にて溶解を行い，酸化精錬によって脱Ｐを実施した。次いで，取鍋においてＡＯＤ処理[注10]（アルゴン酸素脱炭法，AOD：Argon Oxygen Decarburization）及び還元精錬により脱Ｓを行い，合金元素を添加して目的の成分とした。

目的の成分となった溶湯は下注法により鋼塊とされる。次いで，熱間鍛造により鋳造欠陥の圧着を行い，欠陥のない素材とする。最後に溶体化処理を施し，車室用の素材となる。なお，熱間鍛造に際しては図５.３９に示すように鍛錬終了後の成形段階でポンチによる穴明け及びリング鍛造で車室に近い形状にした。

[注10] Ｃ＋Ｏ＝ＣＯの平衡反応を利用して溶湯中の炭素を除去する方法である。この反応は高温になると右方向へ反応が進む。従来は単純に加熱することしかできなかったため溶湯を１７００℃程度まで上昇させる必要があった。真空処理が行えるようになると，右辺のＣＯガスが除去されるのでそれほど高温まで昇温しなくても右向きの反応は進む。同様に，アルゴンもしくは他の不活性ガスを取鍋内に導入することによりＣＯガスの分圧が下がり右向きの反応が促進される。このようにして右向きの反応を利用して溶湯中の炭素のレベルを下げる方法をいう。

図５.３８　若松超高温タービン内車室及びモデル車室の製造工程

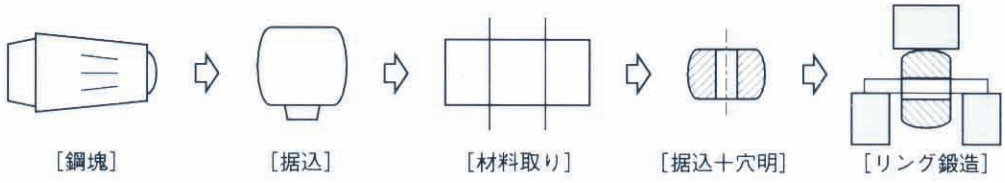


図５.３９　鍛造工程の詳細

（２）外観及び形状

図５.４０に入手したモデル車室の外観を示す。また，図５.４１にはモデル車室の概略の寸法を示す。また，図５.４２には実機車室の製造状況を示す。モデル車室の大きさは実機車室の大きさを再現しており，肉厚はフランジ部の最大肉厚に一致させている。実機車室では，リング鍛造後にガス切断を用いて上下車室に分割した。分割後はやはりガス切断の手法を用いて余肉をそぎ落としていく工程（ガウジング工程）を採用している。図５.４２には鍛造終了後の状況及びガウジング終了後の状況をそれぞれ示す。

図５.４０　モデル車室試験材の外観

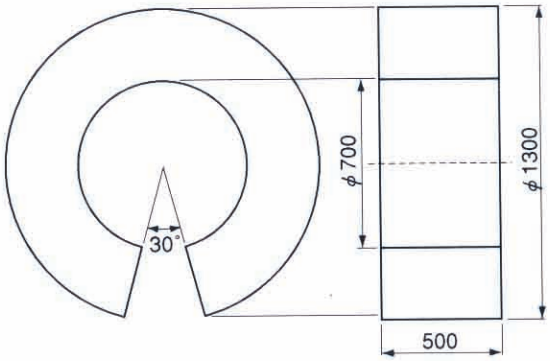
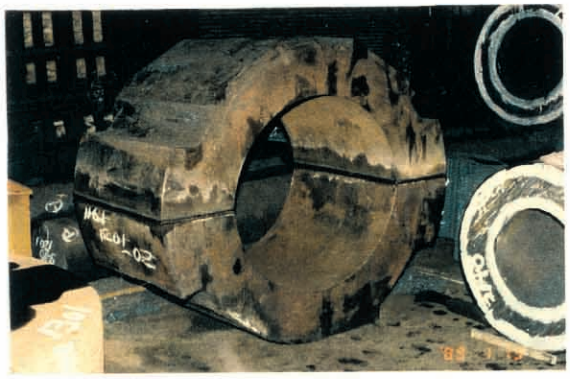


図５.４１　モデル車室試験材の概略寸法

(a) リング鍛造後の状況



(b) 2分割およびガウジング処理後

図５.４２　若松超高温タービン内部車室用SUS316H鍛鋼素材の製造状況

（3）化学成分

表5.4に仕様，レードル分析値及び製品分析値（一部）を示す。エディストン1号機の調査結果を反映させて，Niバランスは2.5以上にした結果，3.3以上のNiバランスを有する車室材が得られた。製品分析結果もメーカで行ったレードル分析結果と一致しており，位置によるばらつきも少なく良好な材料であると判断された。

表5.4　モデル車室材の化学成分

(mass%)

種類	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	N	Ni-bal 注1)
仕　様 注2)	0.04-0.10	Max. 1.00	Max. 2.00	Max. 0.045	Max. 0.030	11.00-14.00	16.00-18.00	2.00-3.00	-	Max. 0.09	Min. 2.5
レードル	0.07	0.31	1.77	0.037	0.005	12.68	16.34	2.09	0.007	0.0598	3.36
製品分析1	0.06	0.37	1.90	0.031	0.007	12.47	16.38	2.13	-	-	-
製品分析2	0.06	0.36	1.90	0.030	0.007	12.45	16.36	2.12	-	-	-
製品分析3	0.07	0.36	1.84	0.030	0.007	12.50	16.36	2.12	-	-	-

注1）Ni-bal[3] ＝ 30(C+N) ＋ 0.5Mn ＋ Ni ＋11.6 －1.36(1.5Si ＋ Cr ＋ Mo ＋0.5Nb)
注2）Ni-bal 以外はＪＩＳ規格Ｇ３２１４（１９８４）　ＳＵＳ　Ｆ３１６Ｈ

5.5.2　組織観察

（1）マクロ組織

図5.43に横断面マクロ組織を示す。位置による違いも少なく均質な組織が得られている。内面側にはリング鍛造における鍛造フローが認められている。このフローは接線方向を向いていることから内圧に対して強い方向であると判断される。

（2）光学顕微鏡組織と結晶粒度

図5.44に光学顕微鏡組織を示す。オーステナイト単相となっており，結晶粒度も2.0～2.5と適度な大きさであり，鍛錬と熱処理による結晶粒度の調整もうまく行えたと判断される。

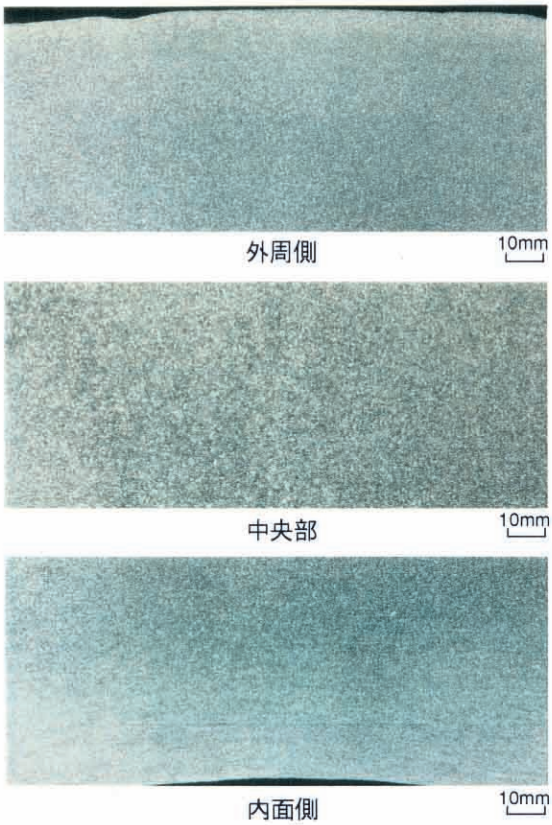


図5.43　モデル車室の横断面マクロ組織

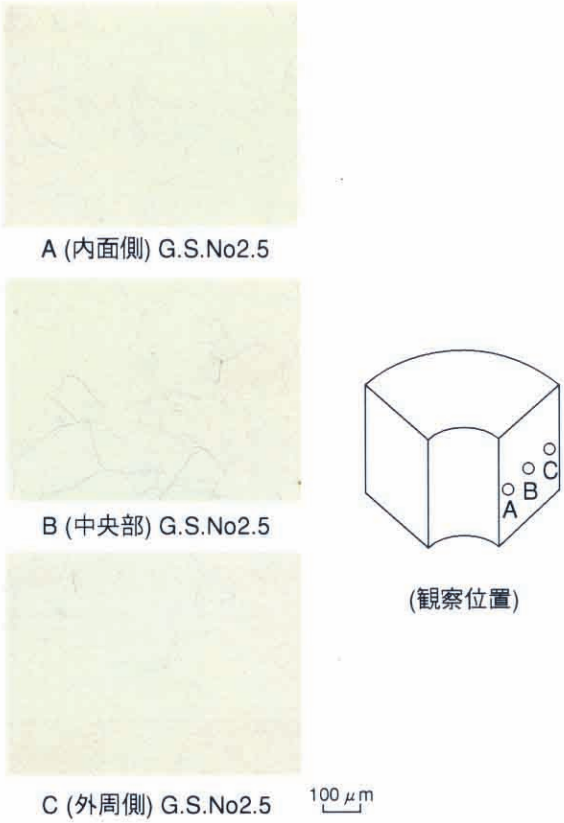


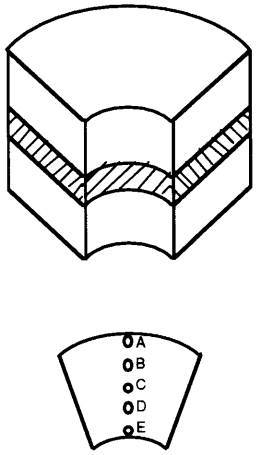
図5.44　モデル車室の光学顕微鏡組織と結晶粒度

5.5.3　機械的性質

表5.5に機械的性質を示す。0.2％耐力が仕様の下限であるが，全て仕様を満足している。また，鍛造フローが伸びている方向である接線方向の機械的強度並びに延性が軸方向よりもわずかに優れている。靭性についても接線方向の方が軸方向よりも高い値を示しており，接線方向の力が加わる車室材としてはリング鍛造は好ましい製造方法であるとも言える。

表5.5　モデル車室の機械的性質

方向	位置	0.2％耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	2mmV ﾉｯﾁｼｬﾙﾋﾟｰ 衝撃吸収ｴﾈﾙｷﾞｰ (J)
-	仕様	Min. 206	Min. 519	Min. 43	Min. 50	-
軸方向	A	236 227	566 570	76.0 77.6	79.5 79.7	350 357
	B	210 214	564 563	83.2 77.2	79.8 78.8	361 390
	C	219 208	562 560	78.4 78.4	78.9 79.5	328 372
	D	217 217	561 564	77.2 76.8	78.2 77.8	339 386
	E	240 232	570 570	77.2 76.0	78.2 79.8	384 376
接線方向	A	252 247	576 574	75.6 74.4	71.5 81.7	368
	B	221 221	565 565	78.8 76.4	79.4 80.3	386 386
	C	235 233	575 574	75.6 77.6	79.7 80.1	390 394
	D	237 237	578 578	76.8 74.8	79.3 78.6	396 396
	E	264 269	571 575	73.6 74.8	80.4 78.7	399 397



[試験片採取位置]

5.5.4　クリープ破断特性

図5.45に本試験材のクリープ破断強さをエディストン1号機のクリープ破断強さと比較して示す。クリープ破断強さはＡＳＭＥのデータ，等と比較して高い値を示しており，良好な特性であると考えられる。また，切欠強度も平滑強度よりも高くなっており，切欠弱化の問題も生じていない。なお，６４９℃の蒸気温度で適用する場合の必要なクリープ破断強さは６４９℃の１０万時間クリープ破断

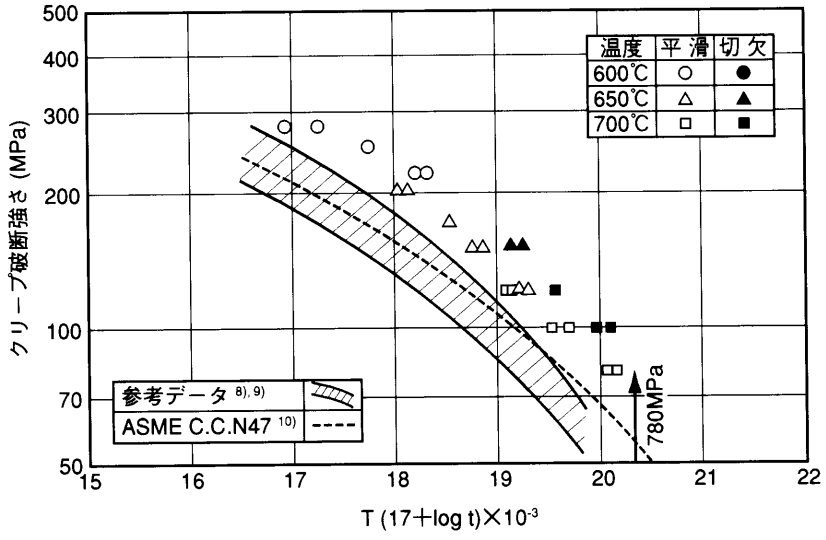


図5.45　　モデル車室材のクリープ破断特性

強さが７８MPaであり，許容できる下限の強度しか有していないことになるが，設計的な安全率も考慮すると問題ないと考えられる。

5.5.5　クリープ特性

図５.４６に本モデル車室の最小クリープ速度をマスター曲線にして示す。なお同図には比較のために公的機関のデータ，等も併せて示す。本モデル車室の最小クリープ速度は比較データ１１），１２）と同等の値を示す。本車室材が大型の鍛鋼品であることを考えると比較データに匹敵する強度が得られたことから，適正な合金設計がなされたものと判断できる。

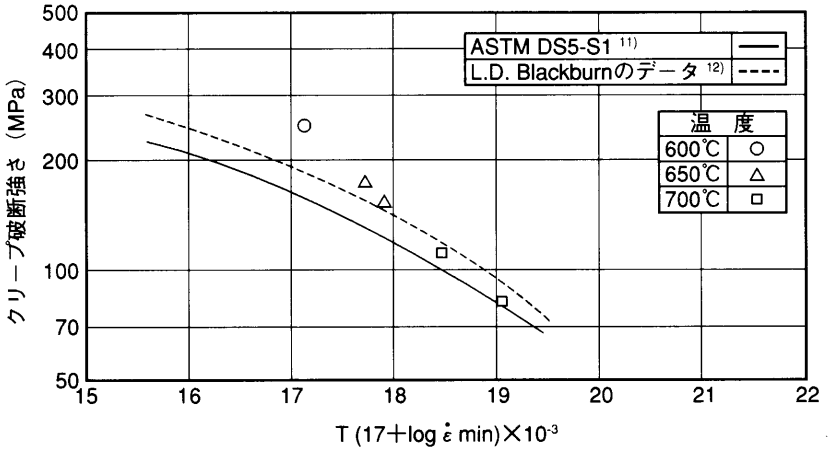


図５.４６　モデル車室材のクリープ強さ（最小クリープ速度）

5.5.6　低サイクル疲労特性

図５.４７に低サイクル疲労試験の結果をＡＳＭＥのデータと比較して示す。ＡＳＭＥデータの平均線よりも若干低い値を示すが，下限値よりも十分に高い値を示す。

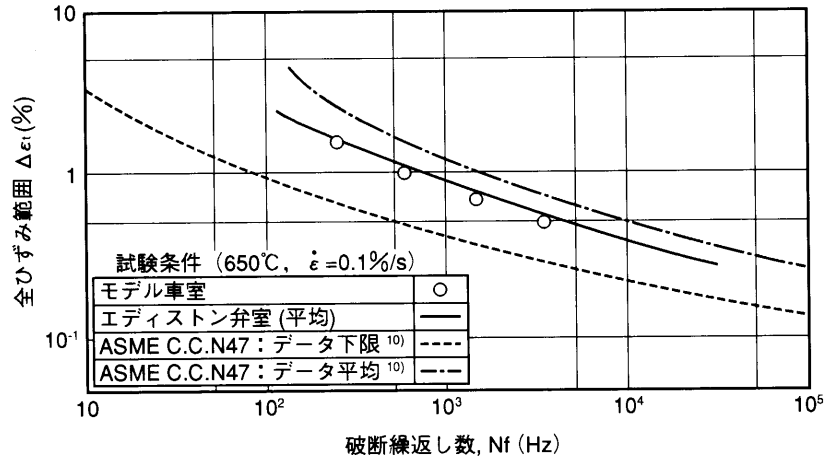


図５.４７　主蒸気止弁の低サイクル疲労強度

5.5.7　等温長時間脆化特性

表5.6及び図5.48に等温長時間脆化試験結果を示す。加熱時間の経過とともに衝撃吸収エネルギーは急激に低下していく。しかし，1万時間を経過したときの衝撃吸収エネルギーは50J以上あり，脆化した後でも十分な靭性を有していると判断される。

図5.49には試験後の衝撃試験片の破面の走査電子顕微鏡による観察結果を示す。時効処理をしていない試験片では粒内破面であるのに対して，時効処理時間が長くなると粒界破面に変わってきていることがわかる。

また，図5.50には時効処理後の光学顕微鏡組織を示す。加熱時効処理により粒界及び粒内に多数の炭化物が認められるようになるが，σ相やχ相などの金属間化合物の析出は認められず，加熱時間の経過に伴う靭性の低下は，炭化物の析出によるものと判断できる。

表5.6　モデル車室材の等温長時間脆化特性

時効温度 (℃)	時効時間 (hr)	常温引張試験				硬さ (Hv)	2mm Vノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー (J)
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)		
—	0	221	565	77.6	79.9	132	396, 396
600	300	—	—	—	—	131	292, 324
	1000	241	584	72.0	72.9	131	163, 184
	3000	233	575	69.6	67.7	134	187, 186
	10000	255	606	59.0	62.0	139	131, 134
650	300	—	—	—	—	128	262, 248
	1000	235	586	69.2	65.2	132	103, 98
	3000	238	589	59.0	56.4	137	105, 108
	10000	244	602	55.4	55.6	144	67, 64

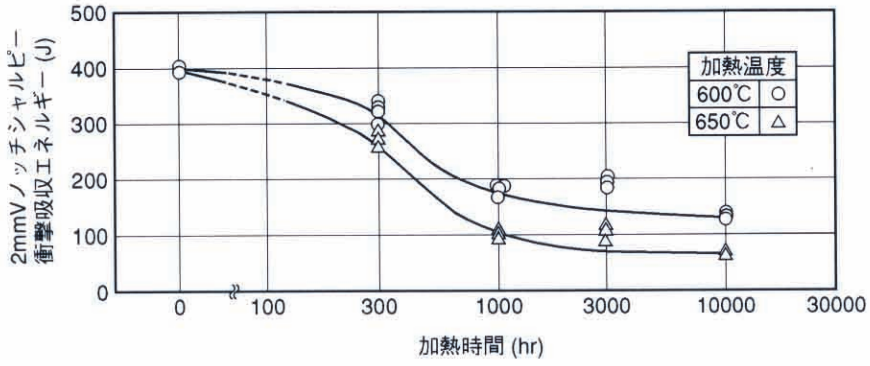
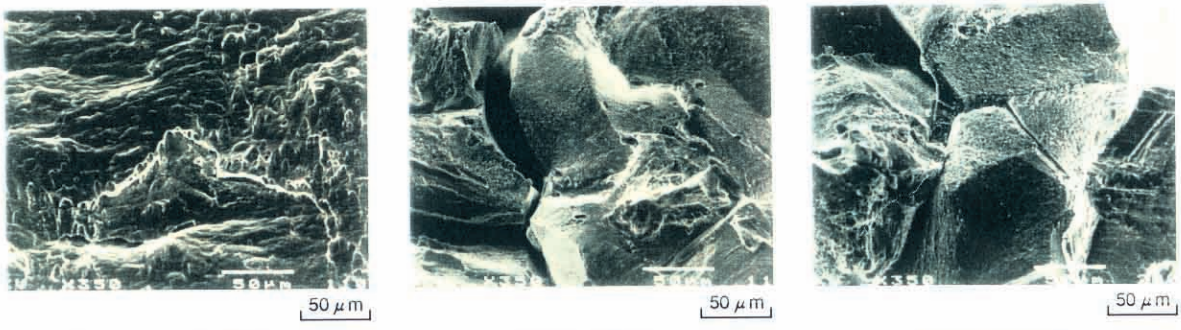


図5.48　モデル車室材の等温長時間脆化特性



製造まま(加熱処理なし)　　600℃×3000hr　　650℃×3000hr

図5.49　衝撃試験片の走査電子顕微鏡による破面観察

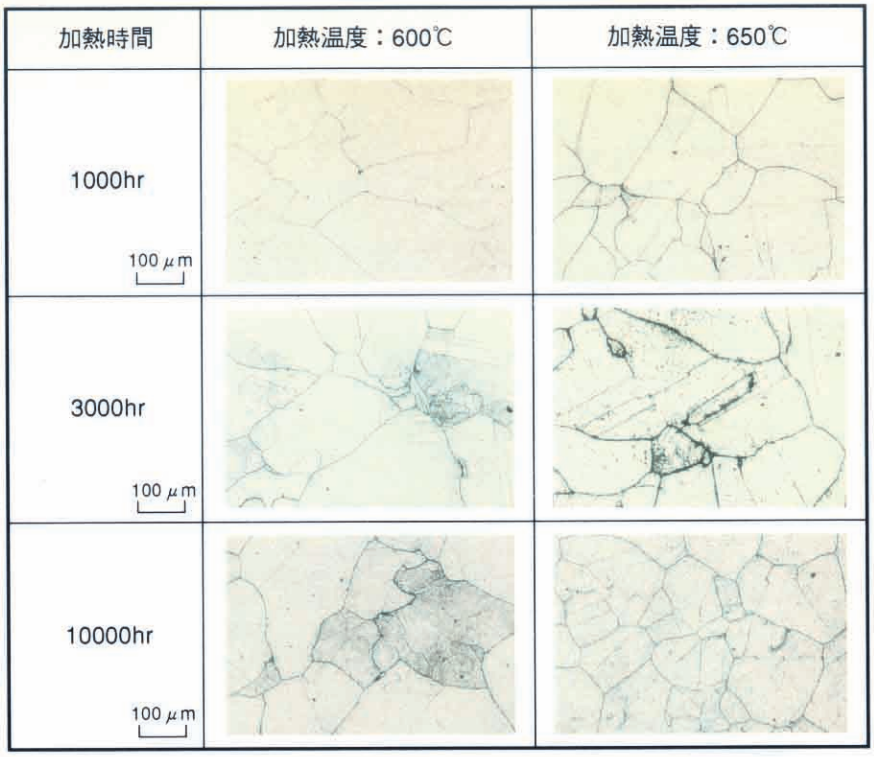


図５.５０　加熱処理（時効処理）後のモデル車室材の光学顕微鏡組織

５.５.８　溶接試験

（１）溶接後の熱処理について

ＳＵＳ３１６Ｈ鍛鋼のようなオーステナイト系ステンレス鋼の場合には通常は溶体化処理状態で使用される。また，溶接部についても溶接ままで使われることが多い。しかし，今回取り扱うような大型の鍛鋼品を溶接接合した場合には溶接部に過大な残留応力が生じてしまう。この残留応力は構成部材の変形をもたらす。

通常この種の溶接を行う場合には溶接前に溶接箇所を拘束して変形が生じないようにする。もちろん構成部材の寸法が大きく溶接部が相対的に小さいときには条件にもよるが拘束を必要としないこともある。しかし，いずれの場合でも構成部材に大なり小なり残留応力がある場合には，拘束治具を取り除くときや使用中に残留応力が開放される方向に構成部材が変形してしまう。場合によっては，この残留応力によってクリープ変形が生じる場合も考えられる。このため，このような大型構造物の場合には溶接を行った後には基本的には残留応力を開放するために熱処理を施す必要がある。

３１６系の材料の残留応力の開放に関する試験を行った例は少ないが，Kranらが有用な試験[26]を行っている。彼らの３１６Ｌ材も残留応力除去に関するデータの要点は次の通りである。

１）１０００～１２００°F（５３８～６４９℃）に保持すると残留応力の３０～４０％は開放される。

２）１９５０～２０５０°F（１０６６～１１２１℃）に保持後水焼き入れを行うと熱応力が増すことから厚肉部材，等の拘束された構造部材における亀裂や残留応力を増加させる。

３）１６００°F（８７１℃）に保持後空冷の場合には鋭敏化を抑え残留応力をほとんど（８０～９０％）をなくすことができるが，３１６Ｌにσ相を形成させる。

上記の結果のうち，3）の場合はδ-フェライトを生成しにくい成分系にすることにより回避できる。これはδ-フェライトが素材内にあり，これが原因となってσ相が生成してしまうことによる。このため，Ｎｉ-バランスを適度な値[注11]　にすることにより溶接割れを起こさずにσ相を防ぐことができるので，上記3）の方法が残留除去の方法として有用と判断される。

そこで，溶接部の残留応力除去の方法としては９２０℃[注12]で保持することが適当であると判断した。

（2）溶接棒について

３１６Ｈ鍛鋼の溶接を行う場合には，溶接棒として市販の３１６系の溶接棒を使うものと判断されやすいが，３１６系の溶接棒の場合には溶金部にδ-フェライトが生成しやすいことが知られている。これと比べて１６-８-２系の溶接棒を用いた場合には凝固時にδ-フェライトが生成するものの冷却過程でδ-フェライトのほとんどはオーステナイトへと変態するため，使用中に問題となるσ脆化の問題も回避できる成分系である。参考として表5.7には日本ウエルディングロッド社のカタログの成分についてＮｉ-バランスを比較したものであるが[注13]，１６-８-２系の方が高いＮｉ-バランスを有していることが示されている。加えて，エディストンの弁室の溶接においても１６-８-２系の溶接棒が採用されており，溶接部で何ら問題を起こしていないことを考え併せると，３１６Ｈ鍛鋼からなる車室の溶接については１６-８-２系の溶接棒の採用が好ましいと判断した。

表5.7　溶接棒の成分の比較

溶接棒		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ni-bal[注1)]
WEL TIG 316	仕様	Max. 0.08	Max. 0.65	1.0-2.5	11.0-14.0	18.0-20.0	2.0-3.0	-
	製品例	0.05	0.38	1.86	12.57	19.14	2.50	-3.61
WEL 16-8-2	仕様	Max. 0.10	Max. 0.65	1.0-2.5	7.5-9.5	14.5-16.5	1.0-2.0	-
	製品例	0.031	0.35	1.57	8.75	16.21	1.40	-2.60

注1）Ni-bal[(3)]＝30(C＋N) ＋ 0.5Mn ＋Ni ＋ 11.6 － 1.36(1.5Si ＋ Cr ＋ Mo ＋ 0.5Nb)
Ｎの添加量が不明であるために，上記表中のＮｉ-バランスはＮ量を０として計算しているために本来の値よりも低い値を示している。

（3）硬さ

図5.51に溶接部の硬さ分布を示す。溶接金属の硬さは母材に比べて硬く，母材側から単調に硬さが増す分布を示している。また，９２０℃でＳＲ処理（応力除去処理）を行ったものでは溶接ままに比べて一様に硬さが低下しているとともに，母材側から溶接金属側への硬さの増加量も少なくなっており，ＳＲ処理によって硬さが均質な方向に改善されていることが示されている。

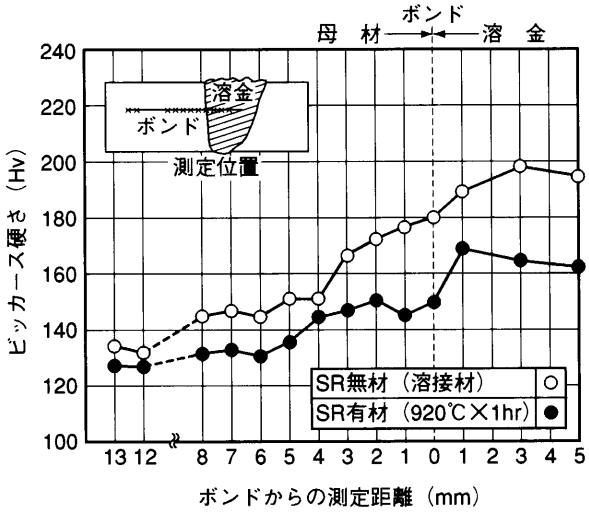


図5.51　溶接部のビッカース硬さ分布
（荷重：２０ｋｇ）

注11　2.5以上であまり高くしないこと。必要以上にＮｉ-バランスを高くすると溶接の高温割れが起こりやすくなる。

注12　１６００°Ｆでは８０～９０％の残留応力が除去される。さらに高い温度にすることにより残留応力がより完全に除去できる。設備的に適用可能な温度として９２０℃程度を選定した。

注13　Ｎｉ-バランスに大きな影響を与えるＮ量が不明であるが，両方の溶接棒の相対的な関係を見るうえでは，双方のＮ量を０として計算しても評価は変わらない。

（4）溶接部の機械的性質

表5.8に溶接部の機械的性質を示す。溶接金属において一部母材に対する伸びの仕様を満足しない結果となっているものもあるが，十分に高い延性を示しており，実用上問題ないものと言える。ＳＲ処理を行うことによって機械的強度の低下や延性の低下をもたらすが，靭性は向上する。いずれの場合においても先に示すように絶対値的には問題ない値を示しており良好な溶接金属部の特性であると言える。

表5.8　モデル車室材の溶接金属部の機械的特性

SR条件	位置	常温引張試験					2mm Vノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー (J)
		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	破断位置	
—	仕様	Min. 206	Min. 519	Min. 43	Min. 50	—	—
SR	溶接金属部	416 435	621 621	39.2 41.6	79.7 79.5	溶金 溶金	131，　101
	継手部	326 319	585 581	45.2 49.2	82.0 80.3	母材 母材	120，　32
	熱影響部	—	—	—	—	—	289
SR 920℃×1hr	溶接金属部	283 282	604 563	39.2 22.4	66.7 49.8	溶金 溶金欠陥	150，　139
	継手部	265 266	580 579	54.4 56.0	69.7 69.3	母材 母材	144，　168
	熱影響部	—	—	—	—	—	198，　212

（5）クリープ破断特性

図5.52及び図5.53に溶接継手のクリープ破断試験結果を示す。溶接継手のクリープ破断強さは母材に比べて若干劣る結果となっているが，高温長時間側（高指数側）ではその差は少なくなる。また，この溶接継手のクリープ破断強さは母材の文献データのバンド[8)，9)]と同等である。加えて，これらの図の比較からクリープ破断強さへのＳＲの影響はないものと判断される。

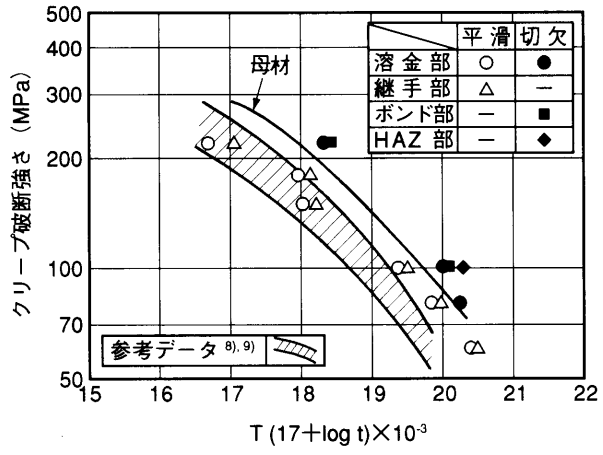


図5.52　溶接継手部のクリープ破断強度
（溶接まま：ＳＲ無材）

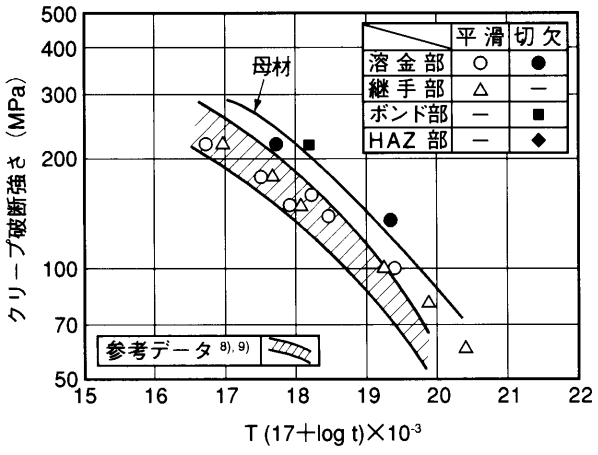


図5.53　溶接継手のクリープ破断強度
（ＳＲ：９２０℃×１ｈｒ）

（6）長時間脆化特性

表5.9及び図5.54，図5.55に溶接金属部の等温長時間脆化試験結果を示す。溶接金属部の衝撃吸収エネルギーは加熱脆化処理前には母材よりも低い値を示しているが，加熱脆化処理時間が経過していくに従い母材との差は少なくなり，１００００時間経過後においては母材とほぼ同等の衝撃吸

収エネルギーを示すようになる。したがって，溶接金属部の長時間脆化特性は母材と同等であり問題ないものと判断できる。これは，溶接棒の選定においてδ-フェライトが生成しない材料を選定したことによって時効脆化中にσ相などの金属間化合物が析出しなかったことによるものと考えられる。

表５．９　溶接金属部の長時間脆化試験結果
（２mm Ｖノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー）

(J)

加熱温度（℃）	ＳＲ条件	位置	加熱時間 (hr) 0	300	1000	3000	10000
600	-	母材	396 396	292 324	163 184	187 186	131 134
	ＳＲなし	溶接金属	131 101	— —	— —	— —	80 84
		ボンド部	120 132	— —	— —	— —	87 116
		熱影響部	287 -	— —	— —	— —	170 148
	ＳＲあり 920°C×1hr	溶接金属	150 139	— —	— —	— —	94 97
		ボンド部	144 168	— —	— —	— —	101 105
		熱影響部	198 212	— —	— —	— —	90 80
650	-	母材	396 396	262 248	103 98	105 108	67 64
	ＳＲなし	溶接金属	131 101	— —	95 91	81 81	80 83
		ボンド部	120 132	— —	120 107	94 88	84 95
		熱影響部	287	— —	168 177	163 157	114 120
	ＳＲあり 920°C×1hr	溶接金属	150 139	— —	103 95	100 93	91 91
		ボンド部	144 168	— —	107 117	74 84	60 71
		熱影響部	198 212	— —	110 119	68 71	53 54

表中の数字は２mm Ｖノッチシャルピー衝撃試験における衝撃吸収エネルギー（Ｊ）を示す。

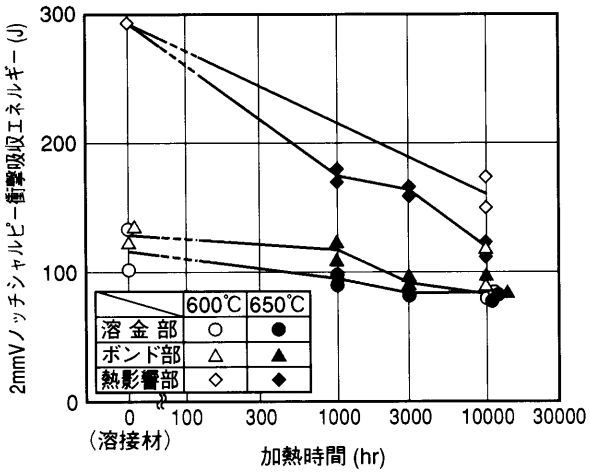


図５．５４　溶接継手部の等温長時間脆化特性（溶接まま，ＳＲなし）

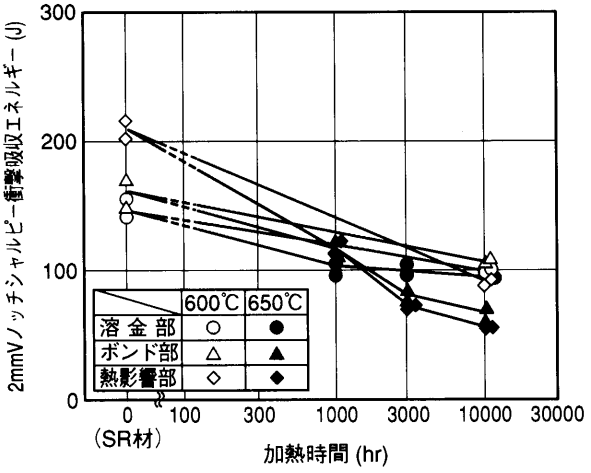


図５．５５　溶接継手部の等温長時間脆化特性（ＳＲ：９２０℃×１ｈｒ）

5.6 結言

１０００MW級の大型超高温タービン（主蒸気温度：６４９℃）に適用できる新しいオーステナイト系車室材の実用化研究を行い，以下のことが明らかとなった。

1）エディストンの弁室調査から３１６H鍛鋼を圧力容器として用いた場合には発停によって発生する熱応力によってクリープ破断による亀裂が機器内面に発生する。

2）この内面に発生する亀裂は熱応力に起因するものであるので，ある程度の深さまで進展した後は停留する。したがって，亀裂を検出した場合でも安易に亀裂を除去するのではなく，進展の度合いを定期的に把握して対応していくことが必要である。（亀裂を削除すると新たな亀裂が発生することになり，必要な肉厚を確保できなくなってしまう。）

3）３１６H鍛鋼を高温で長時間使用するとσ相やχ相などの金属間化合物が析出して脆化やクリープ破断特性を劣化させると判断されるが，Ｎｉ-バランスを高くとることによってその発生を抑制することができる。具体的にはＮｉ-バランスを２.５以上にすることが必要である。

4）Ｎｉ-バランスを高くとると造塊時に凝固割れを起こしやすく，熱間鍛造に於いて時間とコストを要するようになる。このため，極端にＮｉバランスを高くすることは製造上好ましくない。（材料特性上はＮｉ-バランスは可能な限り高い方が良い。）

5）３１６H鍛鋼でタービン内車室を製造した場合，運転中に時効収縮現象が起こり，車室が変形する可能性がある。そこでその変形量について計算により検討した。その結果，高々数ミリ単位の変形が起こる程度であり，実用上問題ないことを明らかにした。（なお，実際に５０００時間強運転した後でも変形は認められなかった。）

6）エディストンの弁室調査や文献調査結果に基づいて実機３１６H鍛鋼製車室を製造した。その結果，素材は長時間材料特性を含めて材料特性上問題になることはなく，６４９℃の超高温タービンに十分適用できることが明らかとなった。

7）溶接性については次のことを明らかにした。ア）溶接棒は１６-８-２系のものがＮｉ-バランスの点からも実績の点からも適当である。イ）溶接後は残留応力除去のために９２０℃程度で溶体化処理を行うことが望ましい。ウ）このようにして溶接を行った部位の材料上の問題はなく，母材と同程度の特性を有するものと判断される。

参考文献

1） C. B. Campbell, C. C. Frank, Sr. & G. C. Spakr, "The Eddystone Superpreesure Unit," ASME paper No.56-A-156 (1956).

2） J. H. Harlow, "Metallurgical Experience with the Eddystone 5000lb/in^2 1200℉ unit No. 1" Joint International Conference on creep, paper 10 (7-11 to 7-20) (1963).

3） W. T. DeLong, et al. "Measurement and Calculation of Ferrite in Stainless Steel Weld Metal," Weld J. supp., vol.35 pp.521S-528S (1956).

4） F. C. Hull, "Effects of Composition on Embrittlement of Austenitic Stainless Steels," Weld J. Suppl., vol. 52 pp.104S-113S (1973).

5） F. Schubert, "Temperature and Time Dependent Transformation : Application to Heat Treatment of High Temperature Alloys," Phase Stab High Temp. Alloys pp.119-149 (1981).

6） Areo Space Structural Metals Handbook, ed by William F.Brown, Jr. Harold Mindlin and C.Y.Ho, Code No.1513 (Released September 1969, Written by John L.Shannon, Jr.)

7） 角家，川本，中村，安藤，後藤，岩本，藤田，H. C. Argo，J. F. DeLong，「エディストン１号機の主蒸気弁調査結果」三菱重工技報，vol. 21，No. 5，pp.654-664 (1984)

8） A. Noel, "Creep Rupture Tests on Material AISI Type 316 Forged and Bored Sleeve at 1150℉, 1200℉,1250℉ ," Report on Metallurgical Engineering Laboratories of Westinghouse Corporation, Unpublished (1957).

9） A. Noel, "Creep Rupture Tests on Material AISI 316 Forged and Bored Sleeve at 1200℉ , "Report on Metallurgical Engineering Laboratories of Westinghouse Corporation, Unpublished (1958).

10） ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N47 (1980).

11） W. F. Simmons and J. A. Van Echo, "Report on the Elevated Temperature Properties of Stainless Steels," ASTM Data Series Publication DS 5S-1, Data Sheet 9-33 p.122 (1965).

12） L. D. Blackburn, "Isochronous Stress-Strain Curves for Austenitic Stainless Steels, The Generation of Isochronous Stress-Strain Curves," Presented at the Winter Annual Meeting of the ASME pp.15-48 (Nov. 26-30,1972).

13） Data Sheets on Elevated Temperature, "High Cycle and Low Cycle Fatigue Properties of SUS 316 HP (18Cr-12Ni-2Mo) Hot Rolled Stainless Steel Plate," NRIM Fatigue Data Sheet No.15 (1979).

14） 大谷ら，「３１６ステンレス鋼平滑材の高温クリープにおける表面粒界微小亀裂の成長」，材料，第３１巻，第３４４号 pp. 505-509 (1982)

15） R. G. Rincliffe, et al., "The Eddystone Story Unit 1 Extends Power Plant Technology," Electrical World pp. 744-782 (1973).

16） B. Weiss and R. Stickler, "Phase Instabilities During high Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel," Met. Trans. vol.3 pp851-866 (1972).

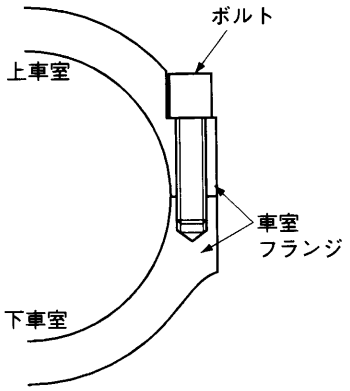
17） 新谷，京野，田中，村田，横井，「ＳＵＳ３０４ステンレス鋼の長時間クリープ破断性質とクリープ破断機構領域図」 鉄と鋼，vol. 69，No.14，pp.138-145（1983）

18） 増山不二光「発電用耐熱鋼の高温性質とクリープ寿命評価に関する研究」学位論文（大阪大学，工学部）

19) J. F. Delong, 木原, 中代, 石本, 梶谷, 「超高圧高温プラントにおける主蒸気管貫通割れ調査結果」火力原子力発電, vol.35, No.3 pp.21-31 (1984)
20) F. C. Hull, "Effects of Composition on Embrittlement of Austenitic Stainless Steel," Weld. Research Suppl., pp.104S-113S (1973).
21) 素材メーカデータ（未公開）
22) J. W. Cahn, Acta Met.,vol.4 p.449 (1956).
23) 岩永, 村崎, 吉井, 川上, 「高温使用時における耐熱鋼の変形について」三菱重工業（株）社内研究報告書 2401058A (1959) [未公開]
24) 中村, 「ＬＣＮ-１５５の炭化物析出とクリープ破断伸びとの関係」三菱重工業（株）社内研究報告書 2401349A (1961) [未公開]
25) 三菱重工業（株）長崎研究所 強度研究室 強研Ｔ.Ｍ.２５１３号 [未公開]
26) Karan K. Gupta, "Heating hikes ductility of 316L weldments," Weld. Design & Fab.,pp.71-72 (April 1981).

6.1　緒言

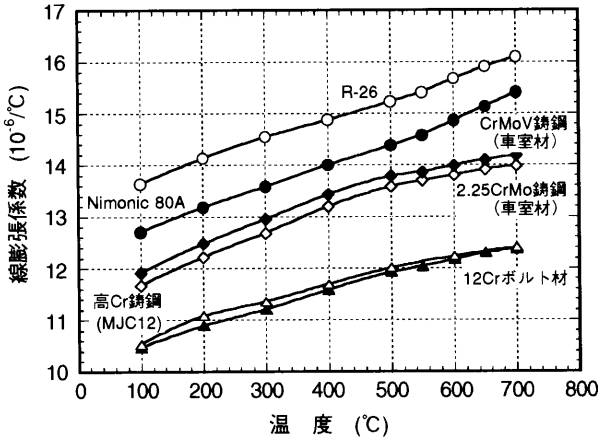
蒸気タービンの車室はボルトによって締めつけられて一つの圧力容器を構成している。その状況を図６.１に模式的に示す。蒸気タービンの構造上ロータを格納する車室材を締めつけるボルト材としては，低温側の１２Ｃｒ系ボルト材とこれよりも高温側で用いられる超合金製のボルト材があり，超合金製のボルトとしてはリフラクトアロイ２６（以下においてはR-２６と略す）やナイモニック８０Ａ，等が用いられている。なお，図６.１では車室の締めつけ構造の状況を示すとともに蒸気タービンの運転条件別に代表的な車室材とボルト材の組み合わせを示す。このうち，R-２６は，高温強度（クリープ破断強度）及びクリープ破断延性に優れており，蒸気タービンの高温用ボルト材として信頼性の高いものであり，これまでに数多く使われている。しかし，同材は第５章で詳しく述べたようにオーステナイト系の材料であるため線膨張係数が大きく，図６.２に示す各種材料の線膨張係数の比較からもわかるように車室材との熱膨張差が特に大きい。このため，起動時に締め付けたボルトは，定常運転時には熱膨張によって緩んでしまうことになる。これを防ぐために，ボルトの締め付け量を大きくすると，車室が起動時（昇温時）に塑性変形を起こしてしまい，定常運転時の蒸気漏れの原因になってしまう。特に，近年蒸気タービンの主蒸気温度は熱効率の観点から上昇する傾向にあり，従来の車室



高圧タービンの車室材料とボルト材料

	通常蒸気条件	超々臨界圧発電
車　室	2.25CrMo鋳鋼 CrMoV鋳鋼 （フェライト鋼）	9.5CrMoV鋳鋼 （マルテンサイト鋼）
ボルト	12Cr鍛鋼 （マルテンサイト鋼）	R-26 （オーステナイト鋼）

図６.１　蒸気タービンの車室とボルトの関係（模式図）



Ｒ-２６：リフラクトアロイ２６（超合金製ボルト材）
Ｎｉｍｏｎｉｃ８０Ａ：ナイモニック８０Ａ〔Ｎｉ基超合金，ボルト材）
ＣｒＭｏＶ鋳鋼：低合金鋼製車室材　　２.２５ＣｒＭｏ鋳鋼：低合金鋼製車室材
高Ｃｒ鋳鋼（ＭＪＣ１２）：第３章で記述した超高温タービン用車室材
１２Ｃｒボルト材：１２Ｃｒ系のボルト材

図６.２　　各種材料の線膨張係数

材のフェライト系鋼である２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼やＣｒＭｏＶ鋳鋼からマルテンサイト系鋼である９Ｃｒ系鋼へと変更されるようになってきている。このため，図６.２に示されるように従来よりも車室材とボルト材の熱膨張率の差が拡大する方向であり，定常運転時のタービン車室の締め付けが一段と緩む傾向にある。また，ボルト材のR-２６は多量のＣｏを含む超合金で有り，価格が流動的で高いという欠点もある。

一方，ナイモニック８０Ａは，高温ボルト材として欧州を中心に幅広く使用されている。この材料は，この図のように線膨張係数がR-２６よりも小さく，またクリープ破断強度もR-２６並に高く，従来からのR-２６を用いた場合の設計で十分に対応できる材料である。加えて，ナイモニック８０ＡはR-２６と異なりＣｏを含まないため価格的にも安定しており，超合金としても比較的安価である。しかし，この材料は表６.１に示す高温ボルト材を比較した表からわかるように，クリープ破断延性が低く，クリープ破断の切欠弱化を起こしやすい材料である。

そこで，本章では超高温タービンの車室の信頼性を向上させるために超合金鋼製高温ボルトの改良・実用化の研究を行った。改良に当たっては，材料の物理定数である線膨張係数を変えることは困難と判断してR-２６の改良は行わず，欧州で用いられているナイモニック８０Ａのクリープ破断特性の改善を検討した。

表６.１　高温ボルト材の特徴

特　　徴	リフラクトアロイ 26	ナイモニック80A
クリープ破断強さ	良好	良好
クリープ破断延性	良好	低い
クリープ破断の切欠特性	切欠強化	切欠弱化傾向あり
線膨張係数	大きい	比較的小さい （オーステナイト系として）
コ　ス　ト	高い （Coを添加していること）	それほど高くない （Co無添加）

６.２　ナイモニック８０Ａの特性と熱処理によるクリープ破断特性の改善

６.２.１　供試材

表６.２には，市販のナイモニック８０Ａの化学成分を示す。本材料は，ニッケル基の超合金であり，Ａｌ及びＴｉが添加されていることから明かであるように，Ｎｉ固溶体相であるγをγ'相により析出硬化した超合金である。比較材としてR-２６の化学成分も示すが，この材料もγ'相による析出硬化型の超合金である。ただし，Ｆｅがかなり多く含まれていること及び高価なＣｏが添加されていることを特徴としている。

表６.２　ナイモニック８０Ａ（市販材）の化学成分

(mass%)

材料		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Al	Ti	Fe
ナイモニック８０Ａ	仕様	0.04-0.10	Max. 1.00	Max. 1.00	Max. 0.030	Max. 0.015	Bal.	18.00-21.00	-	Max. 2.00	Max. 0.20	1.00-1.80	1.80-2.70	Max. 1.50
	取鍋分析	0.07	0.06	0.03	0.004	0.001	Bal.	19.45	-	0.01	0.01	1.41	2.33	0.79
リフラクトアロイ ２６（一例）		0.03	0.23	0.55	0.018	0.001	36.1	17.21	2.62	18.51	-	0.21	2.66	Bal.

6.2.2　熱処理

表6.2に示す市販のナイモニック８０Ａに対して表6.3に示すような熱処理を施して，引張試験並びにクリープ破断試験を行った。市販材料の熱処理は，この表の１段時効と示した熱処理であり，溶体化処理後，７００℃の１段目の時効処理が施されている。また，本研究では入手した試験材に対して，１０８０℃の溶体化処理を施し，次いで２段の時効処理（８５０℃及び７２０℃の時効処理）を施したもの，２段時効処理材にさらに３段目の時効処理（６２０℃の処理）を施したものについて特性評価を行った。

表6.3　ナイモニック８０Ａに対する熱処理方法

熱　処　理　方　法	処　理　条　件
1段時効処理（市販材：購入状態）	1050℃ ×2 hr AC＋700℃ ×16 hr AC
2段時効処理（ラボ処理）	1080℃ ×8 hr AC＋850℃ ×24 hr AC＋720℃ ×16 hr AC
3段時効処理（ラボ処理）	1080℃ ×8 hr AC＋850℃ ×24 hr AC＋720℃ ×16 hr AC＋620℃ ×24 hr AC

6.2.3　材質調査試験結果

（1）常温引張試験

これらの熱処理材の常温引張試験実施の結果を表6.4に示す。２段時効処理材の機械的強度が僅かに低いが，R-２６よりは高い。また，熱処理法によらず伸び，絞りは十分に高い。

表6.4　ナイモニック８０Ａ（市販材）の機械的特性に及ぼす時効処理条件の影響

材料	熱処理（時効処理条件）	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)
ナイモニック８０Ａ（市販材）	1段時効処理	757 750	1197 1191	32.4 30.0	40.7 31.6
	2段時効処理	659 672	1134 1137	30.0 29.2	36.6 41.0
	3段時効処理	689 704	1164 1172	28.0 28.0	37.7 40.8
リフラクトアロイ２６（一例）		637	1117	29	39

（2）クリープ破断試験

図6.3及び図6.4に１段時効材及び３段時効材のクリープ破断試験結果を示す。これらの図中のバンドはR-２６のクリープ破断強さの範囲を示す。また，記入されている数字は，クリープ破断時の絞りを示す。さらに，白抜きの記号は平滑試験片，塗りつぶした記号は切欠試験片を示す。

図6.3の１段時効材では，平滑試験片の強度はほぼ比較材のR-２６並の値を示しているが，切欠強度が平滑強度と同じ程度しかなく，いわゆる切欠弱化になっている。また，クリープ破断延性を示す平滑試験片の絞り値は，最大で１１.４％と低い。このため，ボルトのような切欠を有する構造部材に適用する上では信頼性に欠ける材料と判断せざるを得ない。

一方，図6.4の３段時効材の場合には，平滑試験片のクリープ破断強さは１段時効材と変わらず，R-２６と同等の強さを示すが，切欠強度は平滑強度を遥かに上回る高い値を示しており，切欠強化材となっている。加えて，絞りも１段時効材よりも相対的には高い値になっている。

したがって，１段時効処理に代えて３段時効処理を採用することにより，平滑のクリープ破断強さ

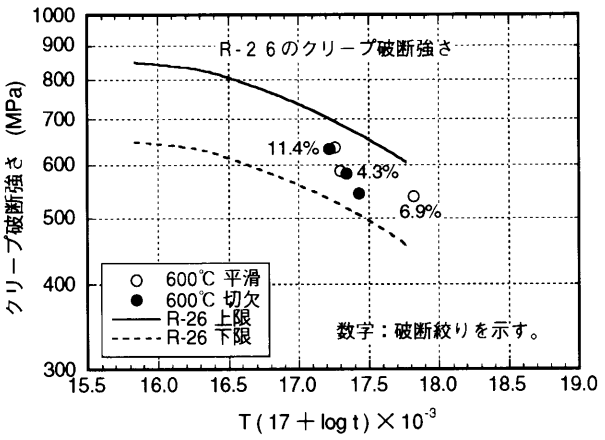


図6.3　市販ナイモニック８０Ａのクリープ破断試験結果（１段時効処理材）

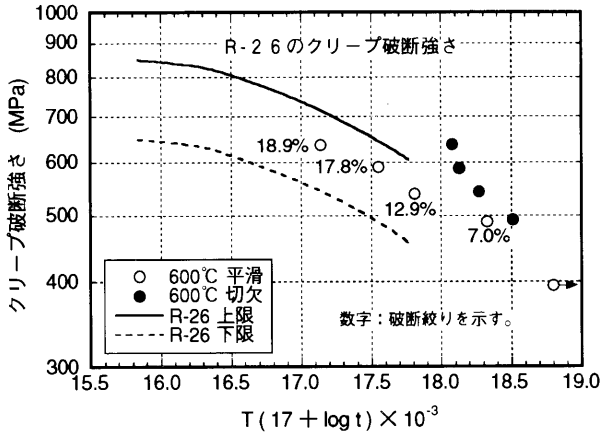


図6.4　市販ナイモニック８０Ａのクリープ破断試験結果（３段時効処理材）

を損なうことなく，切欠強度を安定させ，クリープ破断延性を向上させることができると判断される。

以下には，このクリープ破断延性向上についての検討結果を示す。なお，この検討結果は第４章のオーステナイトロータにおける検討結果と基本的に同じものであるが，重要なポイントであるので改めてここに示すこととする。

γ'相析出強化型の超合金において，高い高温強度を得るためにはγ'相の析出ノーズの温度もしくはそれよりも若干低い温度で時効することになる。ナイモニック８０Ａのγ'相の析出のノーズは他の超合金[1]とほぼ同じで７４０℃程度となるものと考えられるが，市販の１段時効処理材（溶体化処理＋１段時効処理）は７００℃で時効処理を行っており，微細なγ'相が多量に析出した高強度の材料になっているものと判断される。この材料を７００℃程度を越えるような高温で使用する場合は，クリープ延性も十分にあり，クリープ破断の切欠弱化も発生しないので特に問題とはならない。しかし，本材料を蒸気タービンのボルト材として適用する場合，使用温度が最高でも６５０℃以下（ほとんどは６００℃以下）になるため，クリープ延性やクリープ破断の切欠弱化が問題となる。

ノーズよりも低い温度でγ'相析出させた場合，微細な相となるため，変形に伴う転位はマトリックス（γ相）に整合に析出したγ'相を貫いて進む。これに対して，γ'相が大きい場合にはマトリックス中の転位はすり抜けるかまたはループを描いてγ'相中には転位は進入しない。転位がγ'相中に進入した場合，γ'相中では，転位のらせん転位部分は逆位相境界エネルギー(Anti-Phase Boundary Energy：以下省略してAPB Energyと称する）の高い｛１１１｝面上から低い｛１００｝面上へと交叉すべりを起こす（図6.5参照）。この交叉すべりを起こした部分は本来のすべり面である｛１１１｝面上にないため動くことができず固着する。このように転位が固着しやすい状況である場合には，一度転位が移動できた｛１１１｝面では転位の移動が他の部分よりも容易になり，すべりが次々に繰り返されるようになる。言い換えれば，変形は特定の部位に集中して，局部的に転位が集中するようになる。この場合，他の場所の転位密度は低く，応力集中部の粒界に転位が集中することになるため，一度特定の｛１１１｝面ですべりが生じると，それが空格子点および亀裂へと変化し破壊へと進むため，切欠弱化を示すことになる。また，このときの変形の主体は結晶の乱れのある粒界近傍から発生する可能性が大きく，応力集中部の粒界が局部的に変形し，延性の低下や切欠弱化の発生の原因となる。この現象は，｛１１１｝面から｛１００｝面への交叉すべりが最も盛んでしかも転位が固着しやすい５５０℃前後で最も起こりやすい。これは，｛１１１｝面から｛１００｝面への交叉すべりは，

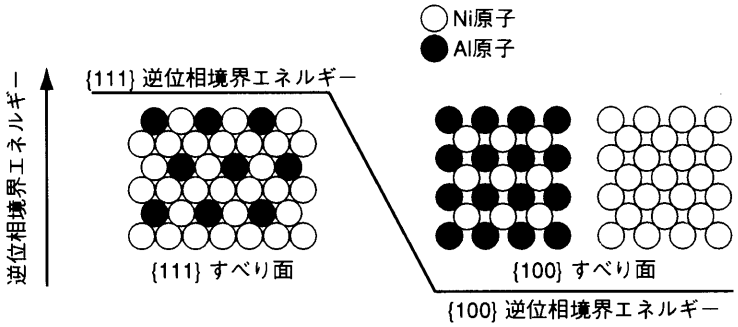


図6.5　γ'相中におけるすべり面と逆位相境界エネルギー（ＡＰＢエネルギー）の関係

｛１１１｝面上ではすべりが発生すると第１近接で●同志の結合は生じる。しかし，｛１００｝面上では第１近接で●同志の結合は発生しない。このため，●同志の結合するときのエネルギー，これを逆位相境界エネルギーと称するが，このエネルギー異方性によって｛１１１｝面から｛１００｝面へ交叉すべりを起こすことになる。

｛１１１｝面上の転位が超格子転位[2]となっているため，部分転位から完全転位に合体して初めて起こる。この部分転位の距離は熱振動によって変わっており，温度が高くなるほど熱振動が激しくなり合体する確率は高くなる。このため，温度が上昇するほど｛１１１｝面から｛１００｝面への交叉すべりは起こりやすくなる。一方，｛１００｝面へ交叉すべりを起こした転位は低温域では｛１００｝面上では動くことができないが，温度が上昇するに従い｛１００｝面上でも動くことができるようになる。このため，５５０℃前後で最も交叉すべりを起こして転位が固着する頻度が高くなる。したがって，γ'相析出強化型超合金を５５０℃のクリープ破断試験に供すると延性が低く，切欠／平滑強度比が低くなってしまう。これに対して７００℃を越えるような高い温度で使用する場合，交叉すべりを起こしても｛１００｝面上ですべることができるので転位が固着されないため，局部的な転位の増殖も起こらず，その結果局部変形は起こらないので，切欠弱化やクリープ延性の低下と言う問題は起こらない。

γ'相析出強化型超合金を高温ボルト材で適用する場合，使用する温度が６００℃程度以下となるため，微細なγ'相を多量に析出させることはクリープ破断の切欠弱化やクリープ延性の低下をもたらしてしまう。このため，ボルト材としてナイモニック８０Ａを適用する場合は，比較的大きなγ'相を析出させて，転位の局部的な増殖を起こさせないような熱処理を施すことが必要となる。

そのような観点から３段時効材において１段目の時効処理として８５０℃を選定したことは，比較的大きなγ'相を析出させる上で有用な熱処理であると言える。この報告では省略したが，３段時効材と同様に１段目の時効処理として８５０℃を選定した２段時効処理材についてもクリープ破断延性は改善されている。

6.3　改良成分によるクリープ破断特性の改善

前項に示すように，市販のナイモニック８０Ａについて熱処理を市販のものから２段もしくは３段時効処理に変えることによりクリープ破断延性は改善され，切欠強化型の挙動を示すようになるが，このとき得られたクリープ破断延性は絶対値的には不十分である。そこで，化学成分を変えることにより，クリープ破断延性の改善を行った。

6.3.1　供試材の製造

超合金のナイモニック８０Ａのクリープ破断延性の改善や切欠強度を改善することにおいて参考となる有用な方法としては，第４章で報告を行った鉄基超合金のＡ２８６を用いて蒸気タービンロータ

を製造した例[3]が挙げられる。この例では，クリープ特性の改善のためにＴｉ添加量を低く抑えることを採用した。本章でのナイモニック８０Ａのクリープ破断特性の改善においても，Ｔｉ量の低減によってクリープ破断特性の改善を試みた。

表６.５に試験に供した材料の化学成分を示す。基本成分は市販材と変わるものではなく，Ｔｉ量だけを２％及び１.５％と低くした。

溶解は真空高周波溶解炉を用いて，１５０ｋｇ鋼塊を製造した。次いで，ハンマーによりこの鋼塊に熱間鍛錬を施した。このようにして製造した試験材に対して，表６.３に示す要領で２段時効処理及び３段時効処理を施した。

表６.５　１５０ｋｇ試験材の化学成分

(mass%)

材料		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Al	Ti	Fe
ナイモニック８０Ａ	仕様	0.04-0.10	Max. 1.00	Max. 1.00	Max. 0.030	Max. 0.015	Bal.	18.00-21.00	-	Max. 2.00	Max. 0.20	1.00-1.80	1.80-2.70	Max. 1.50
	市販材	0.07	0.06	0.03	0.004	0.001	Bal.	19.45	-	0.01	0.01	1.41	2.33	0.79
	M-2	0.06	0.02	<0.01	0.003	0.001	Bal.	19.64	-	<0.01	<0.01	1.45	1.95	0.08
	M-3	0.06	0.02	<0.01	0.003	0.001	Bal.	19.60	-	<0.01	<0.01	1.44	1.49	0.17
リフラクトアロイ２６（一例）		0.03	0.23	0.55	0.018	0.001	36.1	17.21	2.62	18.51	-	0.21	2.66	Bal.

６.３.２　材質調査試験

（１）機械的特性

表６.６に１５０ｋｇ試験材の機械的性質を市販材の結果と比較して示す。機械的強度は２段時効処理材よりも３段時効処理材の方が高くなっている。これは，６２０℃における時効処理によって微細なγ'相が析出することによるものと考えられる。また，衝撃値は２段時効処理材の方が高い結果となっている。さらに，Ｔｉ添加量が少なくなるに従って，機械的強度も低下する傾向も認められる。

表６.６　１５０ｋｇ試験材（ナイモニック８０Ａ）の機械的性質

材料符号	化学成分 (mass%)		熱処理条件**	常温引張試験				2mmVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー (J)	ビッカース硬さ (Hv)
	C	Ti		0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)		
仕様*	0.04-0.10	1.80-2.70	１段時効処理	Min. 598	Min. 1000	Min. 20	-	-	-
市販材	0.07	2.33	２段時効処理	659 672	1134 1137	30.0 29.2	36.6 41.0	-	-
			３段時効処理	689 704	1164 1172	28.0 28.0	37.7 40.8	-	-
M-2	0.059	1.95	２段時効処理	657 663	1118 1127	26.0 31.2	29.4 44.4	66 67	292 291
			３段時効処理	711 708	1175 1168	29.2 28.8	40.9 42.4	54 54	314 310
M-3	0.062	1.49	２段時効処理	579 584	1038 1035	34.8 33.6	44.8 46.8	88 94	260 260
			３段時効処理	639	1103	30.0	45.2	71	298 290

* ：市販品のナイモニック８０Ａの仕様.

** ：表６.３の熱処理条件

（２）クリープ破断特性

図６.６に１５０ｋｇ試験材の６００℃のクリープ破断特性を市販材の結果と比較して示す。塗りつぶした記号がＴｉ量を低く抑えた１５０ｋｇ試験材の結果である。上の図がクリープ破断強さを表わ

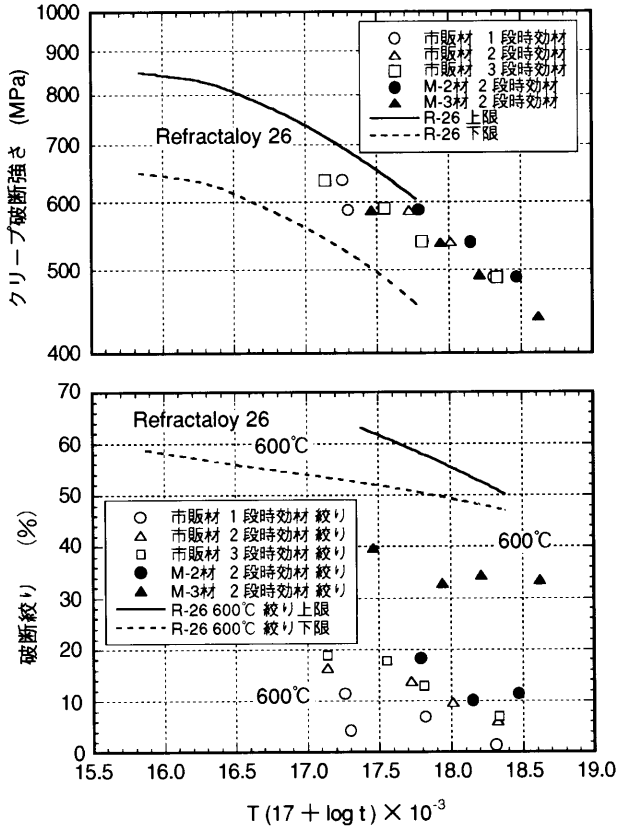


図6.6　１５０ｋｇ試験材のクリープ破断特性（市販材との比較）

C-1～C-3：市販材，M-2，M-3：１５０ｋｇ試験材，R-２６：リフラクトアロイ２６

し，下の図はクリープ破断絞りを示すものである。１５０ｋｇ試験材は２種類とも市販材のクリープ破断強さと同等もしくはそれ以上の強さを示しており，低Ｔｉ化によるクリープ破断強さの低下に対する心配はないものと判断される。

一方，クリープ破断延性を示す下の図を見ると明かであるように，Ｔｉ量を低く抑えることによって，クリープ破断絞りが向上していることがわかる。特にＴｉ量を１.５％まで低く下げたM-３は長時間側まで安定して他の材料よりも高いクリープ破断絞りを示している。このように，必ずしも十分な延性とはいえないが，ナイモニック８０Ａにおいてもｔｉ量を低減することにより，クリープ破断延性が改善できることが明かとなった。

以下には，Ｔｉ量を低減したことによってクリープ 破断延性が改善できた理由について示す。本件についても第４章で示しているが，ここでもナイモニック８０Ａの場合に絞って説明を行う。

クリープ破断延性の改善には，γ'相の析出ノーズの上部側の温度で時効処理を行うこと，すなわち２段時効処理材や３段時効処理材の最初時効処理である８５０℃の処理によって比較的大きなγ'相を析出させることが有用であることを先の６.２項で述べた。しかし，この３段時効処理だけでは十分なクリープ破断延性は得られない。これは，１段目の時効処理によって比較的大きなγ'相を析出させてはいるが，機械的強度とクリープ破断強度を得るために２段目，３段目の時効処理を施しており，その結果として微細なγ'相が析出することは避けられない。したがって，６.２項に示すγ'相中での｛１１１｝面上から｛１００｝面上への交叉すべりを可能な限り少なくさせることが別途必要になるわけである。このとき，｛１１１｝面上から｛１００｝面上への交叉すべりの駆動力が問題になるわけであるが，この駆動力はＡＰＢエネルギーの大きさや異方性に依存する。

Ｌ１２構造を有するγ'相の結晶構造を考えた場合に，｛１１１｝面上で転位がすべりを起こすと第１近接で原子数の少ないＡｌ（アルミニウム）原子の同種原子結合が起こる。しかし，｛１００｝面上では第１近接でのＡｌ原子同志の同種原子結合は発生しない。このとき，材料全体における逆位相境界エネルギー（ＡＰＢエネルギー）の絶対値が大きい場合には｛１１１｝面上から｛１００｝面上への交叉すべりは起こりやすくなる。言い換えれば，交叉すべりを起こす駆動力が大きいといえる。このＡＰＢエネルギーの絶対値は合金元素の量によって変化するが，Ｔｉの添加はこのＡＰＢエネルギーの値を大きくする[4]。このため，本開発合金のようにＴｉ含有量を低く抑えた場合には，｛１１１｝面上から｛１００｝面上への交叉すべりの駆動力が小さくなり，その結果として前述の局部的な転位の集中も起こりにくくなり，変形がマトリックス全体に広がり，延性が向上すると考えられる。

6.4　試作ボルトによる材質調査試験

上記に示すように，Ｔｉ量を低減することや８５０℃のようなγ'相の析出ノーズの上部側で時効処理を行うことによって，ナイモニック８０Ａのクリープ破断延性の改善が行えることが明かとなった。そこで，これらの基礎試験結果をベースに実機ボルトを製造することとした。ただし，実機ボルトを作る上では，製造方法を十分に検証することが必要である。このため，試作ボルトを用いて検証を行った。以下には試作ボルトの材質調査試験結果を報告するものである。

6.4.1　試作ボルトの製造

（１）化学成分

表6.7に，試作ボルトの化学成分をボルト材として規定した仕様とともに示す。化学成分の基本は市販のナイモニック８０Ａと同じであるが，基礎試験の結果よりＴｉ量を１.５％にすることにより，クリープ破断延性が飛躍的に向上したので，Ｔｉ量を１.５％狙いとして製造した。

表6.7　試作改良ナイモニック８０Ａボルトの化学成分

(mass%)

材　料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Zr	Co	Cu	Al	Ti	Fe	B
改良成分の仕様	0.05-0.08	Max. 0.15	Max. 0.15	Max. 0.010	Max. 0.002	Bal.	18.00-21.00	0.04-0.07	Max. 0.40	Max. 0.10	1.20-1.50	1.30-1.70	Max. 1.00	0.002-0.005
試作ボルト	0.07	0.10	0.02	0.005	0.001	Bal.	19.87	0.05	0.02	<0.01	1.40	1.42	0.07	0.0030

（２）溶解及び鍛造

試験材は日立金属（株）・安来工場の設備を用いて製造した。溶解は２００ｋｇの真空溶解炉を用いて行い，熱間鍛造並びに切削により２次溶解の電極材料とした。次いで２次溶解としてエレクトロスラグ再溶解法（ＥＳＲ法）を用いて造塊を行い，均質な鋼塊を製造し，最後にハンマーリングにより熱間鍛造を施して４０角並びに１５０φの試験材とした。この４０角材は実際の鍛造比率と同じようになるように鍛伸したものであり，また１５０φ材は実機同等断面積を得るようにするために製造したものである。このため，試験については主に４０角材を用いて行い，１５０φ試験材については４０角材の試験を補う程度とした。

（3）熱処理

熱間鍛造後，熱処理試験材を除いて以下の熱処理を施した。

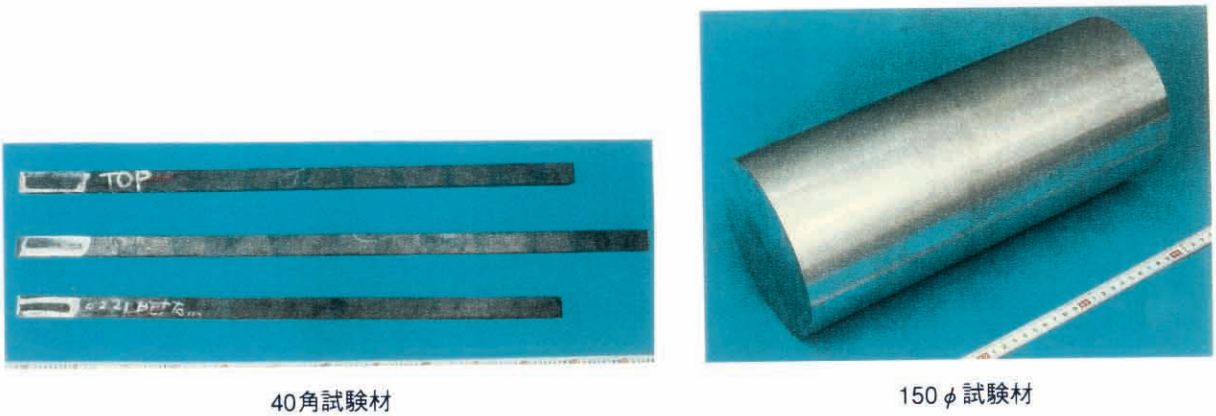
1）溶体化処理　　：１０８０℃×　８時間空冷

2）１段目時効処理：　８５０℃×２４時間空冷

3）２段目時効処理：　７２０℃×１６時間空冷

4）３段目時効処理：　６２０℃×２４時間空冷

図６.７に試作ボルト材の外観状況を示す。



40角試験材　　150φ試験材

図６.７　試作ナイモニック８０Ａ製試作ボルト材の外観

６.４.２　試作ボルトの材質調査試験

（１）走査電子顕微鏡観察によるγ'相の大きさの測定

γ'相の大きさを測定するために，走査電子顕微鏡を用いてγ'相の析出状況を観察した。その観察結果の一部を図６.８に示す。また，この写真からγ'相の大きさを測定した結果を図６.９にまとめて

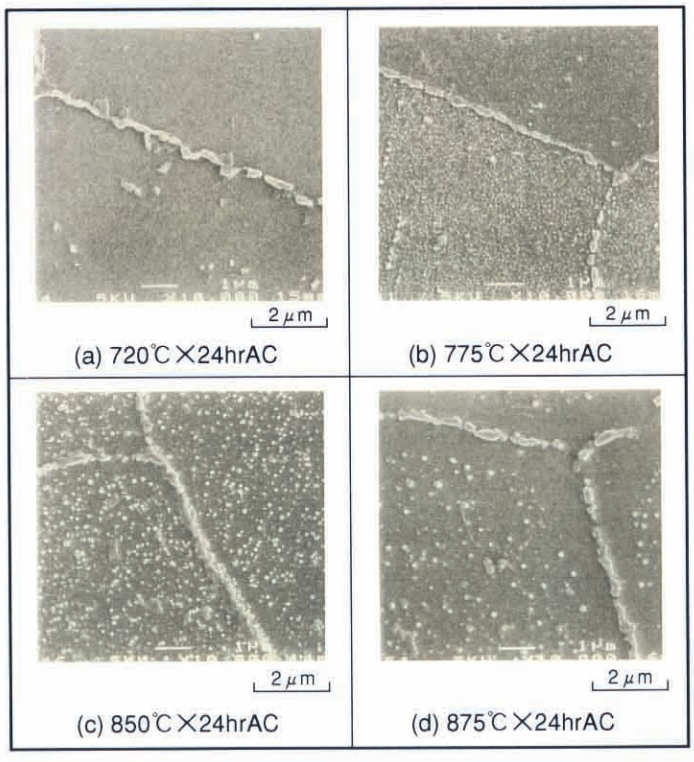


図６.８　γ'相の析出状況（走査電子顕微鏡による観察結果）

示す。

図6.8に示されるように，８７５℃においてもγ'相の析出は観察されており，８５０℃における時効処理はγ'相の析出ノーズからはずれていないことがわかる。

また，図6.9を見ると明かであるように，γ'相の大きさは時効処理温度が高くなるに従い単調に増加することがわかる。

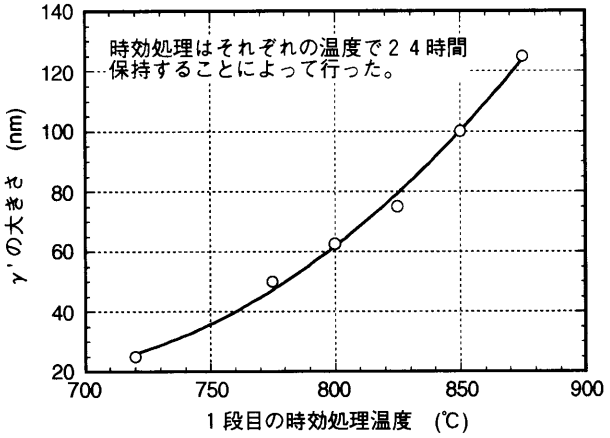


図6.9　走査電子顕微鏡で観察したγ'相の大きさと
１段目の時効処理温度の関係

（2）ビッカース硬さの測定

図6.10には，溶体化処理後に種々の温度において１段目の時効処理を行ったときのビッカース硬さの測定結果を示す。

７２０～７３０℃で最大の硬さを示している。このことから判断してナイモニック８０Aのγ'相の析出ノーズは，７２０～７３０℃であると推察される。したがって，実機高温ボルトを製造する場合には１段目の時効処理温度を基礎試験材と同じように８５０℃とすることとした。

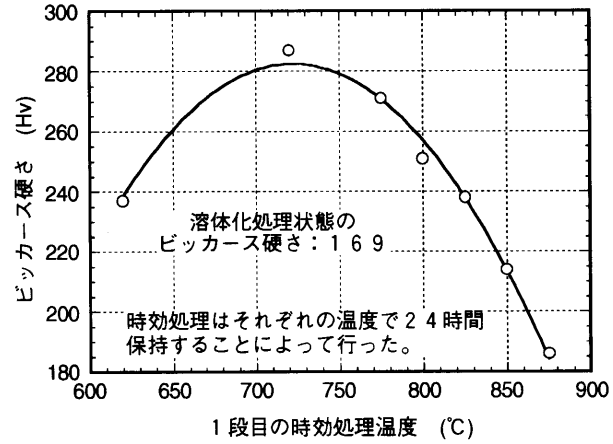


図6.10　１段目の時効処理温度とビッカース
硬さの関係

（3）機械的性質

表6.8に試作した改良ナイモニック８０A製のボルト材の素材メーカで測定を行った機械的性質（ミルシート値）を示す。本表から明らかなように，試作ボルト材は材料仕様を十分満足する。４０角材と１５０φ材を比較すると１５０φ材は４０角材に比べて機械的強度が低くなっている。これは，

１５０φ材は４０角材に比べて鍛錬比が低いことにより，結晶粒度が粗くその結果として機械的強度が低くなったものと判断される。

表6.9には各位置について試験を行った結果について示す。どの位置でも全て機械的な仕様は満足しているが，１５０φの試験材については，試験片の採取位置や方向によって特性は大きく異なるものとなっている。方向から見た場合，軸方向は接線方向の材料に比べて機械的強度並びに延性（伸び，絞り）は良好な値を示す。これは，本試作ボルト材が鍛伸のみで成形されており，集合組織が軸方向に伸びたものになっていることによるものと考えられる。このため，軸方向に引張試験を行えば，集合組織を延ばす方向になるので強度，延性とも良好になるが，接線方向に引っ張る場合層状に形成された集合組織を垂直に切ることになり，軸方向に比べて劣る結果になったものと考えられる。また，軸方向の試験を内外で比較すると，内側の強度は外側に比べて低い。これも鍛造の影響によるもので，外側は内側に比べて塑性変形量が大きく，このため外側は内側に比べて軸方向に良く延ばされている関係から，軸方向に延びた集合組織がより強固にできており，このために軸方向に高い機械的強度を示したものと考えられる。

表6.8　試作改良ナイモニック８０Ａボルトの機械的性質（ミルシート値）

試験材	0.2%耐力 (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル硬さ (HB)	熱処理
仕様 (R-26)	Min. 56.3	Min. 102	Min. 15	Min. 20	248-331	-
４０角	64.8	112.0	32.1	49.8	293	1080°C× 8hr AC 850°C× 24hr AC 20°C× 16hr AC 620°C× 24hr AC
１５０φ	60.6	106.9	35.0	44.0	269	
	60.4	107.7	35.8	39.2	269	

表6.9　試作改良ナイモニック８０Ａボルトの機械的性質

試験材	位置	方向	常温引張試験 0.2%耐力 (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	伸び (%)	絞り (%)	2mmVノッチシャルピー吸収エネルギー (kgf-m)	熱処理
仕様（R-26）			56.0 以上	102 以上	15 以上	20 以上	-	-
４０角	-	軸	65.7 64.8	114.4 114.4	32.8 32.0	47.8 47.6	7.5 7.9	1080℃× 8hr AC 850℃×24hr AC 720℃×16hr AC 620℃×24hr AC
１５０φ	内側	軸	61.8 61.1	110.0 109.5	34.4 34.8	42.9 42.5	8.7 9.0	
		接線	58.4 58.5	108.1 107.5	34.8 35.6	39.2 38.1	7.5 7.8	
	外側	軸	67.3 67.2	112.5 112.3	34.0 38.0	45.6 47.9	8.9 9.6	
		接線	59.9 59.4	108.2 108.2	35.2 34.8	38.5 40.3	7.8 7.5	

（４）クリープ破断特性

図6.１１に４０角の試作ナイモニック８０Ａ製高温ボルト材のクリープ破断試験結果を示す。白抜きの記号で示した平滑材のクリープ破断強さは現用材のR-２６のデータバンドの中にあり，同等の強度を示すものと判断される。なお，ここで示すR-２６のデータバンドは材料データ集[5]のデータバンドがベースであり，ラルソンミラー指数の定数項が異なるため（R-２６では定数項は２０），１０万時間クリープ破断強さを基準に規格化して定数項のＣ＝２０からＣ＝１７に変更したものである。この図を見ると明らかであるように，長時間側でクリープ破断延性の低下が認められる。また，６５０℃の切欠材の試験では，切欠の強度が平滑材の強度に漸近する傾向が認められており，必ずし

も信頼性の高い結果とはなっていない。この原因は必ずしも明かではないが，鋼中に混入したガス成分に起因するものと考え，実機ボルト材の製造においては２次溶解法をＥＳＲからガス成分が混入しにくい真空アーク再溶解法（ＶＡＲ，Vacuum Arc Re-melting）に変更して製造を行った。

ＥＳＲとＶＡＲはともに超合金などの高合金材料に適用される２次溶解法であり，成分の偏析を抑えて不具合な組織が現出しないようにするために用いられるものである。ＶＡＲの場合には真空中で造塊されるために鋼塊中のガス成分の混入が少ない。ただし，鋼塊表面でのスパッタリング現象によって表面肌が汚く，次工程の熱間鍛造を行う前の手入れの作業量が大きい。一方，ＥＳＲの場合には，造塊はアルゴンでシールされたスラグ中で行われるため，スラグによる精錬効果は期待できるとともに鋼塊肌はきれいであり，鍛造前の手入れも容易である。しかし，アルゴンでシールされていてもＶＡＲに比べて大気からのガス成分の混入が起こりやすい問題がある。試作ボルト材のクリープ破断延性の低下が必ずしも明かではないが，第４章のオーステナイトロータ材の開発においても大気溶解を用いた２トン試験材のＫＭ５のクリープ破断延性が他の試験材に比べて明らかに低かったことも考え併せると，ＥＳＲ操業によってガス成分の混入が予想以上に多く，このためにこのような不具合が発生したものと推定される。

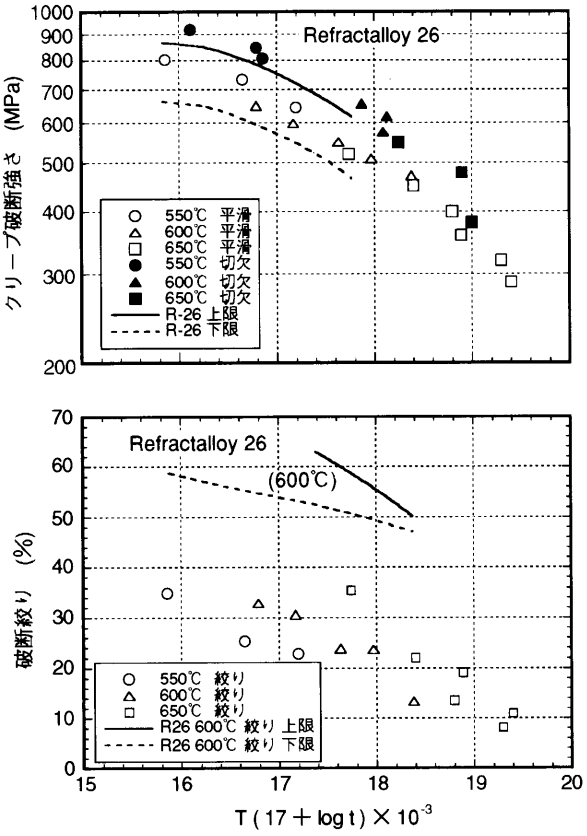


図６.１１　試作ボルト材（４０角）のクリープ破断特性

上述のように，試作ボルト材においては切欠弱化傾向が認められるものの，切欠弱化にはなっておらず，また試作ボルト材のクリープ破断延性は市販材の３段時効処理よりも高いクリープ破断延性を有しているので従来材に比べて改良されていると判断される。

（５）クリープ特性

図６.１２に試作ボルト材の４０角材のクリープ試験結果を示す。同図には現用材のＲ-２６のデータバンド[5]も併せて示す。このＲ-２６のデータバンドも参考文献の材料データ集[5]のデータバンドから図６.１１と同じように１０００時間で０.０１％歪みが発生する条件で規格化して定数項を２０から１７に置き換えて求めたものである。

この図から明らかなように，試作した改良ナイモニック８０Ａの最少クリープ速度は現用材のＲ-２６と同等以上の良好な値を示すことがわかる。特に，改良材においてはクリープ破断延性を向上させるためにクリープ強度にとって有用なＴｉ含有量を市販材よりも低く抑えており，クリープ強度やクリープ破断強度の低下が懸念されていた。しかし，今回の試験で明かになったように，試作ボルト材のクリープ強度は現用材以上の特性を持つことが明かになったので，クリープ変形の面では従来

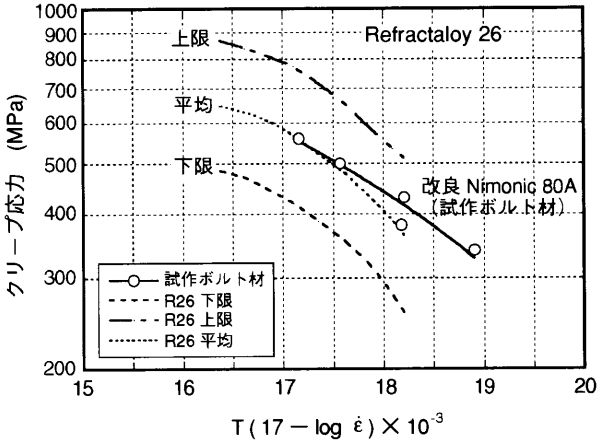


図６．１２　試作ボルト材のクリープ試験結果

材と同等の設計が可能である。

（６）時効収縮特性

ナイモニック８０Ａは高温で使用中に収縮することが知られている[6]。この現象は，マトリックス中からＮｉ２Ｃｒが析出することによって発生する。表６．１０には，試作ボルト材の時効収縮量を測定した結果を示すが，１万時間経過後で最大で０．０２％程度と考えられる。このときの発生する応力は，この収縮量にヤング率を乗ずれば導出できる。ナイモニック８０Ａのヤング率を２００ＧＰａとすると，発生する応力は４０MPa程度となり，材料強度から判断して問題ないものと考えられる。

表６．１０　ナイモニック８０Ａの時効収縮特性（試作ボルト材）

(%)

時効処理温度 (℃)	No.	0 - 300hr	0 - 1000hr	0 - 3000hr	0 - 10000hr
525	3	-	1.19E-02	1.22E-02	1.37E-02
	6	-	1.26E-02	1.00E-02	1.78E-02
	4	-	-	1.02E-02	1.30E-02
	5	-	-	9.72E-03	1.37E-02
500	11	-	-	1.12E-02	1.24E-02
	12	-	-	1.06E-02	1.35E-02
450	1	9.63E-03	9.26E-03	1.35E-02	
	2	1.02E-02	1.18E-02	1.43E-02	

*：ここで，例えば1.19E-02 は 1.19 x 10^{-2} を意味する。

（７）長時間脆化特性

表６．１１に試作ボルト材の長時間脆化試験結果を示すが，５２０℃，６００℃の長時間保持によっても本材料はまったく脆化していないことがわかる。

表６．１１　ナイモニック８０Ａの等温長時間脆化特性

(J)

時効処理温度 (℃)	時効時間 (hr)			
	300	1000	3000	10000
520	71　71	68　71	64　63	64　63
600	67　63	71　71	71　68	64　64

6.5　実機ボルトの製造とその評価

試作ボルトの試験結果からＴｉを低く抑えたナイモニック８０Ａ(改良ナイモニック８０Ａと称す)においてクリープ破断延性が基礎試験結果に比べて若干劣るものの他の性質において何ら問題ないものであったので，実機ボルトを製造することとした。なお，後述するが，試作ボルトにおいてクリープ破断延性の低下や切欠弱化傾向が認められたので，２次溶解についてはＥＳＲからＶＡＲに変えてガス成分の混入を可能な限り避けるように配慮して製造した。

6.5.1　実機ボルトの製造

（1）化学成分

表6.12に実機ボルトの化学成分を示す。基本的には試作ボルトと成分は変えていない。ただし，前述のように２次溶解に際してＥＳＲではなくＶＡＲを採用しているため，この表には現れていないがガス成分が試作ボルトよりも低く抑えられているものと判断される。

表6.12　実機ナイモニック８０Ａ製ボルトの化学成分

(mass%)

材　料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Zr	Co	Cu	Al	Ti	Fe	B
改良材の仕様	0.05-0.08	Max. 0.15	Max. 0.15	Max. 0.010	Max. 0.002	Bal.	18.00-21.00	0.04-0.07	Max. 0.40	Max. 0.10	1.20-1.50	1.30-1.70	Max. 1.00	0.002-0.005
実機ボルト	0.07	0.01	0.01	0.003	0.001	Bal.	19.59	0.063	0.01	0.01	1.35	1.54	0.29	0.0032
	0.07	0.02	0.01	0.003	0.001	Bal.	19.78	0.066	0.01	0.01	1.37	1.52	0.36	0.0033

（2）製造工程

実機ボルトは，次のような工程で製造した。

1）真空高周波溶解炉によるＶＡＲ電極の溶製。

2）切削加工によりＶＡＲ電極とする。

3）ＶＡＲ操業により鋼塊を製造。

4）熱間鍛造により１０Ｓ程度の鍛錬比を与える。

5）素材に対して溶体化処理＋３段時効処理を行う。

図6.13に製造した実機ボルトの一部を切り出した実機ボルト試験材の外観を示す。

図6.13　実機ボルト素材（実機と同時に製造した素材）の外観

6.5.2　材質調査試験と高温ボルト材としての評価

（1）機械的性質（Ｔｉ量と0.2％耐力の関係を示す）

表6.13に実機ボルトの機械的性質を示す。この表に示されるように，本ボルトは機械的性質の仕様を十分満足しており問題ないものである。また，表層と中心で強度や延性に差はなく，均質な材料

が得られていることがわかる。

図６.１４には１５０ｋｇ試験材並びに試作ボルト材とともに本実機ボルト材の室温での機械的強度（０.２％耐力）をＴｉ含有量で整理して示す。この図から明らかであるように，Ｔｉ量は機械的強度に大きく影響し，低Ｔｉにすることで機械的強度は単調に減少する。しかし，３段時効処理を施した場合，本実機ボルト材のように市販材よりも低いＴｉ量である１.５％程度であったとしても０.２％耐力の材料仕様を十分に満足できることがわかる。

表６.１３　実機ナイモニック８０Ａ製ボルトの機械的性質

引張試験					2 mm Ｖノッチシャルピー吸収エネルギー (J)	熱処理
位置	０.２％耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)		
仕様（R-２６）	549 以上	1000 以上	15 以上	20 以上	—	—
内側	634	1110	32.4	42.4	80	1080℃×8hr AC 850℃×24hr AC 720℃×16hr AC 620℃×24hr AC
	637	1114	33.2	44.4	78	
外側	636	1107	32.8	43.5	81	
	646	1115	32.0	44.6	87	

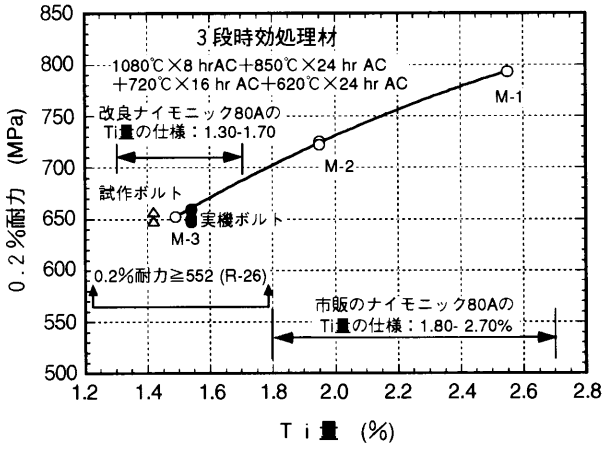


図６.１４　Ｔｉ量と０.２％耐力の関係

（２）クリープ破断特性

図６.１５に実機ボルトのクリープ破断特性を示す。上の図がクリープ破断強さ，下の図がクリープ破断延性を示す図である。また，上の図において，白抜きの記号が平滑試験片，塗りつぶした記号が切欠試験片をそれぞれ示す。以下にこの図から明かであることを示すが，市販材に比べてクリープ破断特性が大幅に改善されている。

１）平滑試験片のクリープ破断強さは，R-２６と同等である。
２）既に１万時間以上の試験時間が経過しているが，切欠試験片のクリープ破断強さは，平滑試験片のものよりも安定して高い値を示しており，切欠強化型の良好な特性を示している。
３）クリープ破断延性は，R-２６と同等とは言えないが，絞りが２５％以上あり，市販材の１０％程度と比較して遥かに高い値を示す。
４）また，クリープ破断延性は長時間側で極端に低くなることもない。

以上のように，試作ボルトで問題となった長時間側のクリープ破断延性の低下やクリープ破断の切

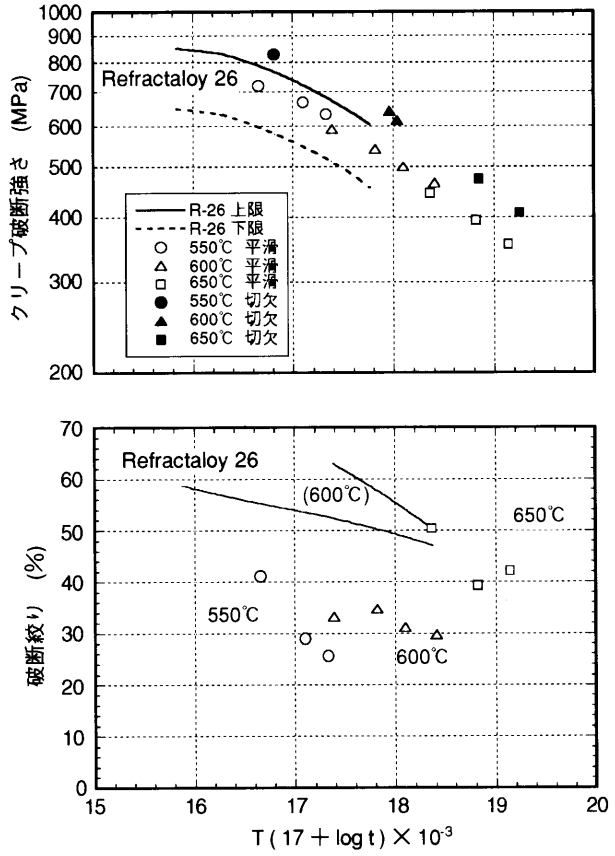


図6.15　実機ボルトのクリープ破断特性

欠弱化傾向については，2次溶解方法をＥＳＲ法からＶＡＲ法に変更することにより解決できることが示された。このことから判断して，ナイモニック８０Ａのクリープ破断延性にはガス成分が大きく寄与しているものと判断される。

（3）リラクセーション特性

図6.16に改良ナイモニック８０Ａに対して行った６００℃における定歪みリラクセーション試験結果を１２Ｃｒボルト材の結果と比較して示す。この図に示されるように，１２Ｃｒボルト材は５３８℃において時間の経過と共に応力は低下してきており，次第に弛んでいく傾向がある。これに対して，ナイモニック８０Ａのリラクセーション特性は，６００℃においても応力の低下はほとんど

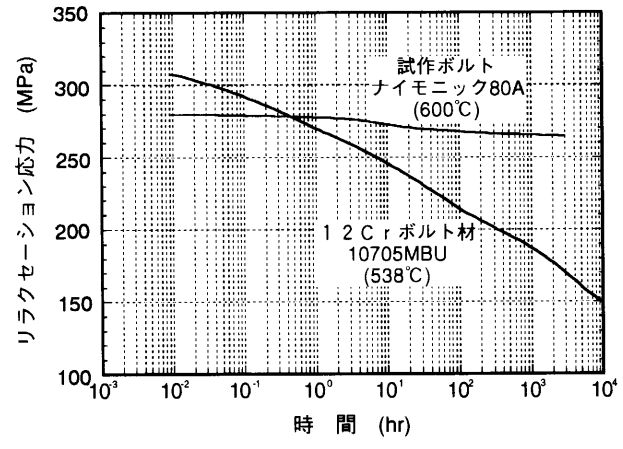


図6.16　試作ボルト材のリラクセーション特性
（１２Ｃｒボルト材との比較）

認められず，良好なリラクセーション特性を示すことがわかる。

次に図６.１７（２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼車室材，１０３１５ＢＲ）並びに図６.１８（１２Ｃｒ鋳鋼車室材，ＭＪＣ１２）にリラクセーション試験データから計算したタービン起動時における車室の締め付け力の変化を示す。

車室材がベイナイト組織である２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼車室材の場合でもマルテンサイト組織の１２Ｃｒ鋳鋼車室材でも，熱膨張係数の大きいナイモニック８０AやR-２６では温度の上昇と共に次第にボルトの締め付け力は低下する。これに対して線膨張係数の小さな１２Ｃｒボルト材の場合，２.２５％ＣｒＭｏ鋳鋼車室では締め付け力は低下はなく，１２Ｃｒ鋳鋼車室材でもその低下量は少ない。１２Ｃｒボルト材は線膨張係数が小さいことから，ここに示すように初期締め付け力は高いが，先に述べたように高温におけるリラクセーション特性が劣るために，時間の経過と共に締め付け力が低下してしまうために高温での適用には限界がある。

これに対して，ナイモニック８０AやR-２６は車室材との熱膨張量の差が大きいために，定格運転時の初期締め付け力は下がってしまうが，高温でのリラクセーション特性が良好であるため，時間経過と共に締め付け力が低下することはあまりないので，初期締め付け力が確保されれば，高温ボルトとして有用であることがわかる。

次にこの２つの超合金ボルトを比較した場合，図６.１７並びに図６.１８に示すようにナイモニック８０Aの起動時の締め付け力の低下はR-２６よりも少なく，線膨張係数が小さいことが締め付け力低下を抑制しているものと判断され，R-２６よりもナイモニック８０Aの方が初期締め付け力の点で有用であることが確認できる。

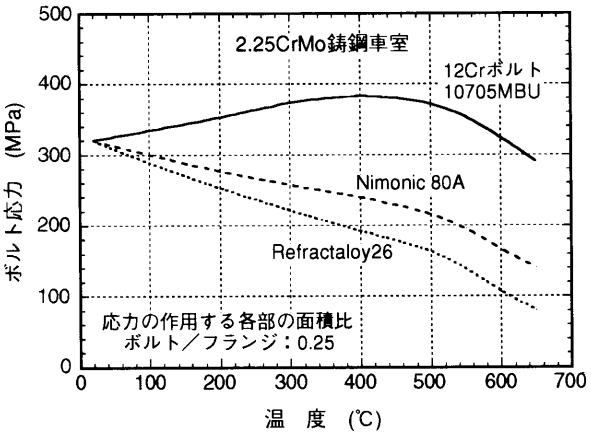


図６.１７　２.２５ＣｒＭｏ鋳鋼車室材に対する起動時の締め付け力の変化

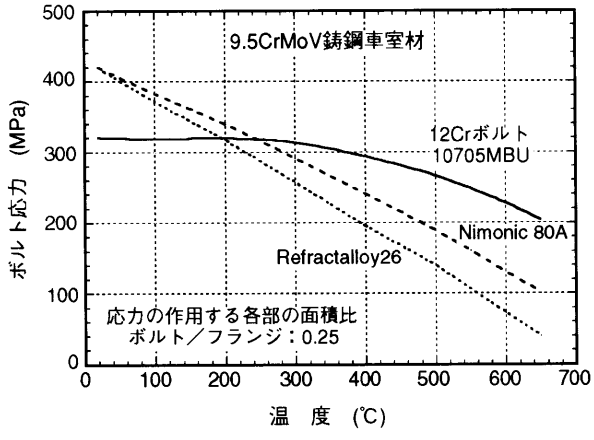


図６.１８　高Ｃｒ鋳鋼車室材に対する起動時の締め付け力の変化

６.６　結言

超高温タービンの車室の信頼性を向上させるためにオーステナイト系材料の中では比較的線膨張係数が小さいニッケル基超合金のナイモニック８０Aのクリープ破断延性の改善を目的として，成分並びに熱処理方法について検討した結果，以下のことが明かとなった。

１）クリープ破断延性の改善には２段もしくは３段時効処理が有用である。

２）これは，１段目の時効処理においてγ'相の析出ノーズの上部側で行うことにより，比較的大きなγ'相を得るようにすることによる。

３）また，熱処理だけではクリープ破断延性の改善には不十分であり，Ｔｉ量を市販材の２.３％程度

から１.５％程度まで下げることが必要である。

4）クリープ破断延性が改善されたナイモニック８０Ａの切欠クリープ破断強さは平滑強度よりも安定して高く，切欠弱化の心配もない。

5）ただし，溶解の際にガス成分が混入すると長時間側でクリープ破断延性の低下やクリープ破断における切欠弱化傾向が認められるので，ガス成分の混入を防ぐ溶解法を選定する必要がある。具体的には，２次溶解においてＥＳＲ法を用いず，ＶＡＲ法を用いる方が長時間クリープ破断特性を考えた場合望ましい選択となる。

6）ナイモニック８０Ａは高温で使用していると時効収縮を起こす材料であるが，その割合は１万時間経過後で最大で０.０２％程度であり，発生する応力も４０MPa程度と問題になるものではない。

7）長時間脆化特性も良好であり，１万時間を経過していてもまったく脆化していない。

参考文献

1）SCHUBERT F "Temperature and Time Dependent Transformation:Application to Heat Treatment of High Temperature Alloys," Phase Stab High Temp Alloys pp.119-149.

2）J. Weertman and J. R. Weertman: "Elementary dislocation theory," Macmillan Series in Material Science (1964).

3）藤田，竹田，藤川，横田，高野，「超高温蒸気タービンロータへの鉄基超合金改良Ａ２８６の適用」三菱重工技報，vol. 30, No.1 pp.13-18（１９９３）

4）M. Vittori "γ ' particle coarsening and yield in Alloy 800," Journal of Materials Science, vol.16 pp.3461-3469 (1981).

5）米国プラントメーカ，材料データ集［非公開］

6）K. H. Mayer, H. Konig: The international conference on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants.

第７章　総括

資源の乏しい我が国において積極的に省エネルギーを推進することは全ての産業分野で求められる大きな命題である。加えて，近年の世界規模での二酸化炭素排出量削減も地球環境保全のための緊急かつ重要な課題である。このため，エネルギー消費分野であり，また社会全体の中で二酸化炭素排出量の大きなウエイトを占める火力発電設備の高効率化は世界的に見ても最も重要な技術課題の一つと言える。

本論文は火力発電プラント設備の高効率化の上で最も有効な手段の一つである高温高圧化を達成するために，主蒸気温度の上昇に耐え得る超高温タービン用高温構造材料の開発を行った成果をまとめたものである。

本研究における材料開発は２段階に別けて実施しており，ともに電源開発株式会社・若松事業所における超高温タービンの実証試験を通して進められた。開発の第１段階は，主蒸気温度：５９３℃（１１００°F）のプラントを実証するためにフェライト系鋼の材料を主要構成部材に適用するものであり，１２Ｃｒロータ材及び高Ｃｒ鋳鋼車室材の開発・実用化のための研究を実施した。また，開発の第２段階では６４９℃（１２００°F）のプラントの実証を行うことを目的としてオーステナイト系鋼の材料を用いるものであり，鉄基超合金鋼製のオーステナイトロータ及びオーステナイト系ステンレス鋼のＳＵＳ３１６Ｈ鍛鋼製車室の開発・実用化のための研究を行った。加えて，若松超高温タービンには用いられなかったが，超高温化で必要性が増した高温用ボルト材の開発も行った。

以下に各章で得られた成果を取りまとめて総括とする。

第１章「序論」では，発電設備の蒸気条件の変遷と熱効率について概説し，超高温タービンの必要性を明らかにするとともに，超高温タービンの蒸気条件とそのときに用いられる主要構成部材の材料設計仕様を明らかにした。また，これらの主要構成部材の候補材とその開発課題を示して本論文の目的と意義を述べた。

第２章「５９３℃用高純度フェライト系鋼１２Ｃｒロータ材の開発」では，５９３℃に対応できるロータ材として１２Ｃｒロータ材の基本的な特性を示すとともにこの新しい１２Ｃｒロータ材の高純度化を行い，不純物とＳｉ，Ｍｎなどの元素の焼きもどし脆化に及ぼす影響について検討を行った。その結果，Ｓｉ，Ｍｎ，Ｐを低く下げることにより，１２Ｃｒロータ材の焼もどし脆化は軽減されること，Ｍｎ，Ｎｉを低減することはクリープ破断強さの向上に有用であることを明らかにした。加えて，１２Ｃｒロータ材の素材製造の際の問題点として網目状偏析やδ-フェライトが挙げられるが，従来ではＥＳＲ操業でしかこの生成を抑えることはできなかったが，ＥＳＨＴ（エレクトロスラグホットトッピング）法においても何ら問題のない組織が得られることやカルシウムカーバイト（ＣａＣ2）を用いた新しい精錬方法により高Ｃｒ系の溶湯において直接的に脱Ｐが行えることや付随的にＳｎ，Ａｓ，Ｓｂが除去できることを明らかにし，高純度１２Ｃｒロータ材の製造方法を確証した。

第３章「５９３℃用高Ｃｒ鋳鋼車室材の開発」では，同じく５９３℃で適用できる新しい車室材として高Ｃｒ鋳鋼車室材の開発・実用化のための合金設計を行った。本章では５９３℃の蒸気条件で適用できる高Ｃｒ鋳鋼車室材の化学成分を提案し，その機械的特性をはじめとする材料特性を評価した結果，本研究により開発した材料は高温強度に優れ，さらに溶接性の良いことが特徴として挙げられるものであり，これまでにない優れた材料性質を有することが明らかとなった。また，溶接部の評価も行い，クリープ脆化を起こさない溶接材料を明らかにするとともに溶接棒の仕様も明らかにした。

第４章「６４９℃用オーステナイト系鋼ロータ材の開発」では，６４９℃の蒸気条件に適用でき

る鉄基超合金Ａ２８６鋼製オーステナイトロータ材について開発研究を行った。合金設計に際して検討した主な項目を列挙すると次の通りとなる。1）偏析性の欠陥であるフレックルの基本特性を評価するとともに，フレックルが存在した場合の欠陥からの亀裂の発生とその進展について評価をした。2）フレックルの発生しにくい成分系を明らかにした。3）Ａ２８６のクリープ破断における切欠弱化を起こさない熱処理方法の検討と切欠弱化のメカニズムの追求を実施した。以上の検討に基づき，実機オーステナイトロータを製造し，実機ロータ素材が材料仕様を十分に満足することを示した。

第５章「６４９℃用オーステナイト系鋼車室材及びバルブ材の特性評価」では，同じく６４９℃の蒸気条件に適用できる車室材としてオーステナイト系ステンレス鋼のＳＵＳ３１６Ｈ鍛鋼について評価・検討を行った。１９６０年代に米国において６４９℃で運転が行われたフィラデルフィア電力（株）・エディストン１号機の弁室の調査を行い，３１６Ｈ鍛鋼の長時間特性を評価するとともに内面に発生した亀裂の特徴の評価とその原因及び進展性について評価した。また，３１６Ｈ鍛鋼の時効収縮性についても検討を行い，運転中の車室の変形量について考察した。これらの評価・検討を基に合金設計を行い，実機車室を製造してその基本的な材料特性を明らかにするとともに，溶接棒の選定と溶接部の評価も行い，実機が問題なく運転できることを明らかにした。

第６章「オーステナイト系鋼ボルト材の開発」では，現用の高温ボルト材（リフラクトアロイ２６，R-２６）の線膨張係数が大きいことから問題となる車室の締めつけ力低下現象を解消するために，超合金としては比較的線膨張係数の小さいニッケル基超合金のナイモニック８０Ａのボルト材としての適用性について検討と合金設計を行った。その結果，市販材ではクリープ破断特性の面からボルト材として適当ではないことを明らかにし，熱処理及び成分の改良によって信頼性の高い材料に改良できることを明らかにした。また，その基礎試験の結果に基づいて実機ボルト材を製作し，その材料特性を評価した結果，開発目標を十分に満足する優れた材料であることを明らかにした。

謝　辞

本論文は東京工業大学大学院総合理工学研究科教授三島良直博士の多大なご指導とご鞭撻を賜ってまとめたものであり，ここに慎んで深甚なる感謝の意を表します。

また，本論文の作成に当たり，有益な御助言，御指導を賜りました東京工業大学工学部教授松尾孝博士，同大学大学院教授佐藤彰一博士，加藤雅治博士，同大学精密工学研究所教授若島健司博士に深謝いたします。

本研究の遂行に当たっては三菱重工業株式会社技術本部長崎研究所・所長竹田頼正博士，同篠原正朝次長，同長崎研究所中村誠元技師長，同材料・溶接研究室長納富啓博士に終始助言と御援助を賜りました。ここに記して心より謝意を表す次第であります。

終わりに本研究の実施に当たり，多大な御協力を戴きました日本鋳鍛鋼（株）技術部添田暉平室長，同技術開発部北川幾次郎前次長，田代康則主査，（株）神戸製鋼所本庄武光氏，三菱重工業株式会社技術本部長崎研究所主査安藤清博士，高野勇作主査，田北勝彦主務，主任西村宜彦博士，三菱重工業株式会社長崎造船所横田宏主務，長菱エンジニアリング（株）山口亮氏の他，多くの方々にお礼申し上げます。