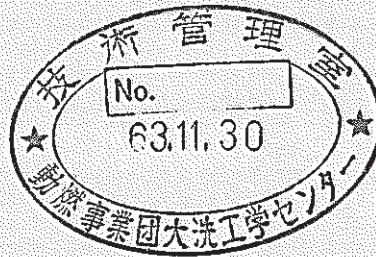


高速増殖炉高温構造設計基準材料強度基準等の 高度化に関する検討報告 (I)

—昭和62年度KOM—MSS W /G 活動報告—



1988年4月

技術資料コード	
開示区分	レポートNo.
T	N9410 88-105
<p>この資料は 図書室保存資料です 閲覧には技術資料閲覧票が必要です</p> <p>動力炉・核燃料開発事業団大洗工学センター技術管理室</p>	

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター

複製又はこの資料の入手については、下記にお問い合わせください。

〒311-13 茨城県東茨城郡大洗町成田町4002

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター システム開発推進部・技術管理室

Enquires about copyright and reproduction should be addressed to: Technology Management Section O-arai Engineering Center, Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation 4002 Narita-cho, O-arai-machi, Higashi-Ibaraki, Ibaraki-ken, 311-13, Japan

動力炉・核燃料開発事業団 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation)

高速増殖炉高温構造設計基準材料強度基準等の 高度化に関する検討報告(I)

— 昭和62年度KOM—MSS W/G 活動報告 —

KOM—MSS ワーキング・グループ*

要 旨

高速原型炉高温構造設計方針材料強度基準等の考えかたを踏まえ、それ以後蓄えられてきた技術や新規材料に関する知見および、解析手法ならびに、設計の合理化の観点から推進されてきた安全論理や設計裕度の見直しなどに基づいて、今後大型化する炉を考慮した「高速増殖炉高温構造設計基準材料強度基準等」の検討を実施した。

初年度は、5つのサブ・グループを組織し、各々のS/Gが以下の主要項目について検討をした。

- (1) 第1 S/G : Mod. 9 Cr-1 Mo 鋼およびその溶接部の高温材料特性の把握と材料強度基準等(昭和61年度暫定)の見直し
- (2) 第2 S/G : 改良ステンレス鋼の高温における材料特性の把握
- (3) 第3 S/G : SUS 304 溶接部の高温における材料特性の把握と評価
- (4) 第4 S/G : 高速原型炉高温構造設計方針材料強度基準等の適用範囲の拡大
- (5) 第5 S/G : クリープ疲労評価法の合理化

* 機器構造開発部・材料開発室

A STUDY ON THE RATIONALIZATION OF ELEVATED TEMPERATURE
STRUCTURAL DESIGN STANDARD
- STANDARDS FOR STRENGTH OF MATERIAL -
FOR FAST BREEDER REACTOR (I)

- Technical Report of KOM-MSS W/G 1987 -

KOM-MSS Working Group*

Abstract

KOM-MSS W/G studies to rationalize and revise "Elevated Temperature Structural Design Standard - Material Strength Standard - for Fast Breeder Reactor" based on new engineering techniques, knowledges of new structural materials and new evaluation method, furthermore, based on rationalized safety algorithm and design margins which have been investigated at the economical point of view.

In 1987, five sub-groups organized in KOM-MSS W/G began to study on each main theme as followed.

- (1) 1st S/G : To study material properties of Mod. 9Cr-1Mo steel and its weldment at elevated temperature and to revise "Material Strength Standard (tentative in 1986)".
- (2) 2nd S/G : To study material properties of Mod. austenitic stainless steels at elevated temperature.
- (3) 3rd S/G : To study material properties of weldment of SUS304 at elevated temperature.
- (4) 4th S/G : To extend the application of the usual elevated temperature structural design guide for class 1 components of prototype LMFBR.
- (5) 5th S/G : To rationalize the evaluation method for creep- fatigue damage.

* MATERIALS DEVELOPMENT SECTION
SYSTEMS & COMPONENTS DIVISION.

目 次

まえがき	1
1. Mod. 9 Cr-1Mo 鋼の材料強度基準等	5
1.1 はじめに	5
1.2 母材データ拡充による暫定基準値の検討	5
1.3 溶接部特性に関する検討	23
1.4 クリープ損傷係数に関する検討	38
1.5 まとめ	67
2. 改良 SUS 304 および改良 SUS 316 の材料強度基準等	69
2.1 はじめに	69
2.2 改良 SUS 304 に関する検討	69
2.3 改良 SUS 316 に関する検討	85
2.4 クリープ疲労寿命の評価	106
2.5 改良ステンレス鋼の炉容器等への適用の効果	114
2.6 まとめ	119
3. SUS 304 溶接部の強度評価法	121
3.1 はじめに	121
3.2 308系溶接金属の基本材料特性式の提案	121
3.3 SUS 304 溶接継手の強度評価法に関する検討	140
3.4 まとめ	151
4. 現行基準の適用範囲の拡大	154
4.1 はじめに	154
4.2 上限温度の拡張に関する提案	154
4.3 上限繰返し回数の拡張に関する検討	170
4.4 まとめ	180
5. $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼のクリープ疲労評価法	181
5.1 はじめに	181
5.2 繰返し軟化性を考慮した評価法の提案	181
5.3 平均ひずみ効果に関する検討	195
5.4 まとめ	199
あとがき	201

ま え が き

本報告書は、昭和62年度に実施した高速原型炉高温構造設計方針材料強度基準の Version-up に関する成果を取りまとめたものである。

作業の実施にあたっては、付表1に示すような主旨で作業グループ(KOM MSS W/G)を設置し、作業グループメンバーを付表2に示す社内関係者および、原子力プラントメーカー関係者によって構成して、付表3に示す基本工程に沿って、材料開発室が実質作業を担当し、関係者の意見を適宜反映させる形式をとって進めてきた。

本年度実施した主な作業項目は、Mod. 9Cr-1Mo鋼の材料強度基準等の昭和61年10月版の暫定値の見直し、改良SUS304および改良SUS316に関して従来のSUS304およびSUS316の基準の適用性検討ならびにクリープ損傷係数の大幅改善の見通し、SUS304の溶接部強度評価法に関する材料試験からの検討、SUS304の材料強度基準に関する適用温度範囲の上限値の拡大および高サイクル疲労線図の見直しならびに、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼のクリープ疲労評価法に関する材料試験からの合理化の提示である。作業を進めるに際し、必要とするデータの引用は、動燃事業団が実施した試験の他、材料メーカーおよび原子力プラントメーカーへの提供依頼に基づくメーカー所有のデータならびに日本原子力発電(株)が日本溶接協会FSG小委員会に委託して実施した試験としている。

本年度は Version-up の作業の初年度であり、具体的な改定策の提示を急ぐよりも問題点の詰めに重点をおいた。この1～2年のR&Dの進捗に伴い、各種データの拡充が進む予定であり、実証炉1号炉の基本仕様選定の時期を念頭において、時機を失することなく改定案の暫定提示を行っていく計画である。このため、本報告は中間報告の位置づけとなっている。

本報告書が、今後の実証炉設計の合理化に少しでも反映されれば幸いである。

昭和63年4月

機器構造開発部 材料開発室

室長 二 瓶 勲

付表1 KOM MSS W/Gの作業計画

<p>目的：(1) Mod. 9Cr-1Mo, 9Cr-2Moおよび低C 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼の材料強度基準等および緩和クリープ損傷係数のDraft作成(水・蒸気, ナトリウム環境効果を含む)</p> <p>(2) 低C・N添加SUS 304およびSUS 316の緩和クリープ損傷係数の検討</p> <p>(3) SUS 304溶接部強度低減係数に関する検討</p> <p>(4) 現行材料強度基準の適用温度の拡大に関する検討</p> <p>(5) 現行クリープ疲労損傷制限規定の材料特性面からの改善に関する検討</p>
<p>組織：メンバーは動燃事業団と原子力プラントメーカーで構成し, W/Gの中に5つのS/Gを設置する。各S/Gの作業は, 上記目的の(1)~(5)に対応する。</p>
<p>期間： 昭和62年5月 ~ 昭和65年3月</p>

付表2 KOM-MSS W/G メンバー表

機 関(所属)	氏 名	W/G	第1S/G	第2S/G	第3S/G	第4S/G	第5S/G
日 立	山 下 善 弘	○	-	山下○	-	山下○	山下○
	福 田 嘉 男	○	-	福田○	福田○	-	福田○
	祐 川 正 之	○	祐川○	祐川○	祐川○	祐川○	-
バ ブ 日 立	武 田 祥 一	○	-	-	武田○	-	武田○
	田 村 広 治		田村○	-	-	-	-
東 芝	宇 野 哲 老	○	宇野○	宇野○	宇野○	-	-
	森 建 二	○	-	-	-	-	-
	松 村 誠	○	-	-	末園○	藤木○	岸○
I H I	小池上 一	○	-	-	-	-	-
	野 中 勇	○	野中○	-	-	-	野中○
三 菱 重 工	高 鍋 清 志	○	-	-	高鍋○	-	高鍋○
	西 田 隆	○	西田○	西田○	-	-	-
M A P I	早 野 睦 彦	○	-	-	-	早野○	-
富 士	小 林 修	○	-	-	-	-	-
	山 下 満 男	○	山下○	-	-	-	山下○
川 崎 重 工	高 橋 茂	○	-	-	-	-	-
	村 上 孝 士	○	-	-	-	-	-
PNC(プラント室)	田 村 正 昭	○					
PNC(構 造 室)	永 田 敬	○					
	渡 士 克 己	○					
PNC(もんじゅ機械課)	大 矢 哲 夫	○					
PNC(M M S)	大 滝 清	○					
PNC(機 器 室)	仲 井 悟	○					
PNC(材 料 室)	和 田 雄 作	◎	◎	○	◎	◎	○
	吉 田 英 一	○	○	◎	-	○	-
	丸 山 敏 治	○	○*	-	○	-	-
	青 砥 紀 身	○*	○*	○	○	○	◎
	三 村 裕 幸	○	-	○*	-	○	-
	長谷部 慎 一	○*	○	-	○*	-	-
	川 崎 弘 嗣	○*	○	-	-	-	○*
	鈴 木 治 雄	○					
加 藤 信 一 郎	○						

注) ◎印, 作業取りまとめリーダー, *印, 作業担当幹事

付表3 KOM-MSS W/G 基本工程

実施年度 担当S/G	昭和62年度	昭和63年度	昭和64年度
第1 S/G	<ul style="list-style-type: none"> 9 Cr系鋼 PNC 暫定基準値の検討 9 Cr系鋼既存データの整理(データ収集含む) 9 Cr系鋼データ取得計画の確認 基準値(案)策定計画まとめ 関連文献整理 欧米の情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(母材, 継手の大気中試験) 暫定基準値改定の必要性の詰めと策定法の詰め 溶接部の取扱いの詰め 日独仏情報交換による欧州情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(母材, 継手の大気中, 使用環境中試験) データベースの整備 基本材料特性の定式化 材料強度基準, 環境効果評価基準, クリーブ損傷係数等の案を策定 上記の解説書の作成
第2 S/G	<ul style="list-style-type: none"> 改良ステンレス鋼既存データの整理(データ収集含む) 改良ステンレス鋼データ取得計画の確認 基準値(案)策定計画まとめ 関連文献整理 欧米の情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(母材, 継手の大気中試験) 改良ステンレス鋼基本材料特性の暫定とりまとめ 関連文献整理 日独仏情報交換による欧州情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(母材, 継手の大気中, 使用環境中試験) データベースの整備 基本材料特性の定式化 現行材料強度基準の適用性確認及び問題点抽出 クリーブ損傷係数の試算とクリーブ疲労試験データによる検証 上記の解説書の作成
第3 S/G	<ul style="list-style-type: none"> 溶接部の現行評価手法の検討 SUS 304 溶接部既存データの整理(データ収集含む) R&D成果のフォロー(KOM委託試験, PNC試験) 関連文献整理 欧米の情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(KOM委託試験, PNC試験・共研) 関連文献整理 欧米の情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(KOM委託試験, PNC試験・共研) データベースの整備 溶接部強度低減係数の方針まとめ 上記の解説書の作成
第4 S/G	<ul style="list-style-type: none"> 現行基準の適用範囲のデータ面からの見直し 温度範囲拡張に伴う問題点の抽出 関連文献整理 不足データ取得計画の作成(母材, 溶接部試験, 環境含む) 	<ul style="list-style-type: none"> 温度範囲拡張に伴う問題点の検討 関連文献整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(母材, 継手の大気中, 使用環境中試験) データベースの整備 適用範囲の拡張及び温度外挿値の提案 上記の解説書の作成
第5 S/G	<ul style="list-style-type: none"> 現行クリーブ疲労損傷制限の問題点の抽出 R&D成果のフォロー(KOM委託試験, PNC試験) クリーブ疲労試験データ取得計画の確認 関連文献整理・各種手法の比較検討 欧米の情報整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(KOM委託試験, PNC試験) 現行クリーブ疲労損傷制限の改善策の検討 関連文献整理 	<ul style="list-style-type: none"> R&D成果のフォロー(KOM委託試験, PNC試験) データベースの整備 クリーブ疲労損傷制限規定の改善策策定 上記の解説書の作成

1. Mod.9Cr-1Mo 鋼の材料強度基準等

1.1 はじめに

KOM・MSS W/G では、当初 9Cr 系鋼 3 鋼種 (Mod. 9Cr-1Mo 鋼, 9Cr-2Mo 鋼および低 C 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼) について、それぞれの材料強度基準を暫定的に定めることを計画し、実際に 3 鋼種について数値を試算した。しかし、データが必ずしも充分といえない段階で、3 鋼種の基準値を並べて示すことは、本来の主旨である 9Cr 系鋼の材料強度基準の暫定値を定めることから離れて、鋼種間の数値比較がなされる可能性があるため、現時点では比較的データも豊富な Mod. 9Cr-1Mo 鋼を代表鋼種とした。ここでの主旨は、次期大型炉の蒸気発生器に 9Cr 系鋼を適用する上で、暫定的にも基準値を与え、従来鋼との比較検討ができるようにすることにある。よって、本報告では、あえて Mod. 9Cr-1Mo 鋼の材料強度基準等に限定してとりまとめた。3 鋼種についての試算結果については、別途報告することにした。

Mod. 9Cr-1Mo 鋼の材料強度基準等の検討にあたっては、昭和 61 年 10 月版の暫定基準値策定以後のデータの拡充を踏まえた。母材データとしては、動燃事業団で実施したもの、動燃事業団がファブリケータに委託して実施したもの、動燃事業団が材料メーカーおよびファブリケータに提供依頼したメーカー所有のものならびに日本原子力発電(株)が日本溶接協会 FSG 小委員会に委託して実施したものがある。なお、昭和 60 年度に日本原子力発電(株)が日本溶接協会 FSG 小委員会に委託して調査した国内の各機関所有のデータも活用し、検討のベースとした。

1.2 母材データ拡充による暫定基準値の検討

(1) 昭和 61 年 10 月版の暫定基準値策定の概要

母材データ拡充による暫定基準値の検討を行う前に、その検討のベースとなる昭和 61 年 10 月版の暫定基準値¹⁾ (以下「材料強度基準等 (暫定値)」と略称) についてその策定法の概要を紹介する。

Mod. 9Cr-1Mo 鋼の基本材料特性の定式化は、表 1.2-1 に示す方法を用いている。その結果 S_y および S_u について、図 1.2-1 および 1.2-2 に示すような設計試評価用の暫定値が定められ、日本溶接協会 FSG 小委員会の昭和 60 年度調査データに対しほぼ適切な下限値を与えていた。弾塑性応力-ひずみ関係式については、表 1.2-2 および図 1.2-3 に示す通りであり、データが少なく、その後のデータ拡充を踏まえて見直し検討を必要としていた。クリープ破断式については、日本溶接協会 FSG 小委員会の昭和 60 年度調査データに基づき、Larson-Millar パラメータを用いた定式化をもんじゅのときと同様の方法で実施し、表 1.2-3 に示す通りとした。また、 S_R は時間係数 α_R として 10 を適用して、図 1.2-4 に示す程度の期待最小曲線を得た。クリープひずみ式は、データがほとんどない状態で策定したため、遷移クリー

プの記述性に問題を残したまま定常クリープだけ合わせた。表 1.2 - 4 が暫定的に与えた式であり、0.2%のクリープひずみ到達時間に関して図 1.2 - 5 に示すように米国データと比較検討することで確認した。高温・長時間側で、暫定式の方が遷移クリープが小さくなっている。高温疲労に関しては、SUS 304 と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の中間の強度を有していたが、当時のデータの取得状況を踏まえ、安全側の評価という判断と告示 501 号の取扱いに準じるという考えに従って $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼と同等とした。

以上によって定めた基本材料特性式を用いて、もんじゅの場合と同様の方法によって材料強度基準等の別表および別図に相当する暫定値を定めた。

上記暫定基準値は、あくまで設計評価において必要とするデータをその当時に入手可能なデータに基づいて策定したものであり、 S_y 、 S_u および S_r についてはある程度の精度は得られているが、弾塑性応力-ひずみ関係式およびクリープひずみ式については、R&D の成果待ちという状況にあった。

(2) 材料強度基準等（暫定値）発行以降のデータ拡充による見直し

ここでは、主として、動燃事業団が昭和60年度からカペラ計画 Step 1 に従い、材料開発室にて、Mod. 9Cr-1Mo 鋼鍛鋼品 (250t)、鋼板 (25t) および伝熱管相当板 (12t) に対して実施した試験結果を中心にして、現行の暫定値の適用性について検討を行う。なお、以下の図中で、白抜きデータのデータ点は FSG 小委員会の昭和60年度国内データ調査分であり、黒塗りのデータ点は材料強度基準等（暫定値）発行以降に拡充された分である。

引張強さ、0.2%耐力およびクリープ破断応力については、図 1.2 - 6 ~ 図 1.2 - 8 に示すように、特に現時点で変更する要因はない。ただ、一部鍛鋼品で規格値割れがあり、開発段階であることを考慮しても、極厚鍛鋼品の規格値および設計許容応力値については今後の R&D の中で検討すべき点が残っている。いずれにしても、もう少しデータの拡充が進み、ヒート数の拡大、長時間データの蓄積を待って見直すのが適切であると考えられる。これに対し、弾塑性応力-ひずみ関係式およびクリープひずみ式については、図 1.2 - 9 ~ 図 1.2 - 10 に示すように、暫定式と試験結果の傾向が異なっており、特にクリープひずみ式は早急に見直しを実施するのが適当と考えられる。暫定式は、遷移クリープの評価が過少評価となっており、この結果は緩和クリープ損傷の計算にかなりの影響を与えるものと予想され、損傷値の大幅な軽減が期待できる。逆に、 S_r は小さくなり、シェイクダウン基準については厳しい側になる。また、等時応力-ひずみ曲線も、全体に応力の値が下がるが、この場合は定常クリープ速度の影響の方が大きいいため、あまり遷移クリープの違いによる影響はない。なお、定常クリープ速度については、図 1.2 - 11 に示すように特に見直しの必要はないと考える。

具体的な見直し作業は、昭和63年度に実施する予定である。リラクセーション試験データの取得ならびにクリープ疲労試験データの取得を急いで、この見直し作業に反映させる必要がある。

る。現状で得られているリラクセーション試験データでも、図 1.2-12 に示すように、応力緩和は予想より大きい傾向を示しており、この事実からも遷移クリープ挙動の見直しの必要性が生じている。

高温疲労については、図 1.2-13 に示すように、最近のデータは SUS 304 と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の間というよりも SUS 304 に近づきつつある。しかし、ひずみ速度が 0.1%/s と速いデータばかりであり、許容ひずみ範囲(B),(C)についてはデータがなく、今後のデータの蓄積を待ってその取扱いを決めることになるが、当面は安全側という判断と、告示 501 号との整合性を重んじて、現行の暫定値をそのまま適用するのが妥当と考える。いずれにしても、クリープ疲労評価に係わるデータの取得は今後の重要な R&D 課題であり、この点については 1.4 の中でさらに検討を加えたい。

表 1.2 - 1 Mod. 9Cr-1Mo に関する材料特性の定式化

0.2%耐力	調査データに対し、トレンドカーブ法を適用した。 $\sigma_y^{mean} = \sigma_{y, RT}^{mean} \times \gamma_y(T), S_y = \sigma_{y, spec} \cdot \gamma_y(T)$
引張強さ	調査データに対し、トレンドカーブ法を適用した。 $\sigma_u^{mean} = \sigma_{u, RT}^{mean} \times \gamma_u(T), S_u = \sigma_{u, spec} \cdot \gamma_u(T)$
弾塑性ひずみ挙動	2 1/4 Cr-1Mo の式において、 σ_y の式を置き換えた。
クリープ破断時間	調査データに対し、Larson-Miller パラメータ法を適用した。 $T_K (\log t_R + C) = A_0 + A_1 \cdot \log \sigma + A_2 \cdot (\log \sigma)^2$
第3期クリープ開始時間	クリープ破断時間 t_R の 1/2 とした。
定常クリープ速度	2 1/4 Cr-1Mo に関する Monkman-Grant の式を適用した。
クリープひずみ挙動	2 1/4 Cr-1Mo の式において、 t_R の式を置き換えた。
破損繰返し数	2 1/4 Cr-1Mo の式を適用した。

表 1.2 - 2 Mod. 9Cr-1Mo の弾塑性応力-ひずみ関係式(暫定式)

取扱注意	
(1) $\sigma \leq \sigma_p$ のとき	本式は設計研究用に使用するために暫定的に作成されたものであり、他への適用を意図していないので引用不可
$\epsilon_e = \frac{\sigma}{E}$ $\epsilon_p = 0$	
(2) $\sigma > \sigma_p$ のとき	
$\epsilon_e = \frac{\sigma}{E}$ $\epsilon_p = \left(\frac{\sigma - \sigma_p}{K} \right)^m$	
<使用単位> ϵ_e (mm/mm), ϵ_p (mm/mm), σ (kg/mm ²)	
<適用限界> 最大ひずみ ($\epsilon_e + \epsilon_p$) max ≤ 0.03 (mm/mm)	
パラメータ	温度(°C) $300 \leq T \leq 650$
E (kg/mm ²)	$315 \leq T \leq 400$ E = $2.040 \times 10^4 - 8.000 \cdot T$ $400 \leq T \leq 650$ E = $2.126 \times 10^4 - 10.125 \cdot T$
σ_p (kg/mm ²)	$\sigma_y - K (0.002)^m$
σ_y (kg/mm ²)	平均曲線: $5.463696 \times 10^1 - 7.062338 \times 10^{-2} \cdot T$ $+ 2.567754 \times 10^{-4} \cdot T^2 - 3.526828 \times 10^{-7} \cdot T^3$ 最小曲線: 設計降伏点 S_y による
K (kg/mm ²)	$83.0 - 8.75 \times 10^{-2} \cdot T$
m	$0.417 - 5.125 \times 10^{-4} \cdot T$

表 1.2 - 3 Mod. 9Cr-1Mo の主クリープ破断関係式 (暫定式)

取扱注意

本式は設計研究用に使用するために暫定的に作成されたものであり、他への適用を意図していないので引用不可

$$(T + 273.15) \{ \log_{10}(\alpha_R t_R) + C \}$$

$$= A_0 + A_1 \log_{10} \sigma + A_2 (\log_{10} \sigma)^2$$

使用単位

- T : 温度 (°C) 375 ≤ T ≤ 700
- σ : 応力 (kg/mm²) 3.5 ≤ σ
- t_R : 破断時間 (hr)

C	29.11460
A ₀	31808.82
A ₁	3055.520
A ₂	-5148.248

α _R	平均値 : 1
	設計最小値 : 10

ただし、σ は当該温度における引張強さを超えてはならない。

表 1.2 - 4 Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ式 (暫定式)

取扱注意

本式は設計研究用に使用するために暫定的に作成されたものであり、他への適用を意図していないので引用不可

$$\epsilon_c = C_1 (1 - e^{-r_1 t}) + C_2 (1 - e^{-r_2 t}) + \dot{\epsilon}_m t$$

使用単位

- T : 温度 (°C) 375 ≤ T ≤ 650
- σ : 応力 (kg/mm²) 2.0 ≤ σ
- t_R : 破断時間 (hr)
- ε̇_m : 定常クリープ速度 (mm/mm/hr)
- t : 時間 (hr)

t _R	$\log_{10}(\alpha_c t_R) = C + \frac{A_0}{T + 273.15} + \frac{A_1}{T + 273.15} \log_{10} \sigma$ $+ \frac{A_2}{T + 273.15} (\log_{10} \sigma)^2$	
ε̇ _m	$13.5699 \cdot \exp \left[- \frac{33435.0}{8.31 \cdot (T + 273.15)} \right] \cdot t_R^{-1.09319}$	
C ₁	0.30546 · ε̇ _m ^{0.59235} / r ₁	C ₂ 0.26505 · ε̇ _m ^{0.81657} / r ₂
r ₁	45.2986 · t _R ^{-0.56858}	r ₂ 14.3245 · t _R ^{-0.82278}

ただし、α_c はクリープひずみ挙動のばらつきを表示するための時間係数である。また、A₀、A₁、A₂ 及び C は、主クリープ破断関係式で与えられる時間係数である。

取扱注意

本図の設計試評価用暫定値は、設計研究用に使用するために暫定的に作成されたものであり、他への適用を意図していない。

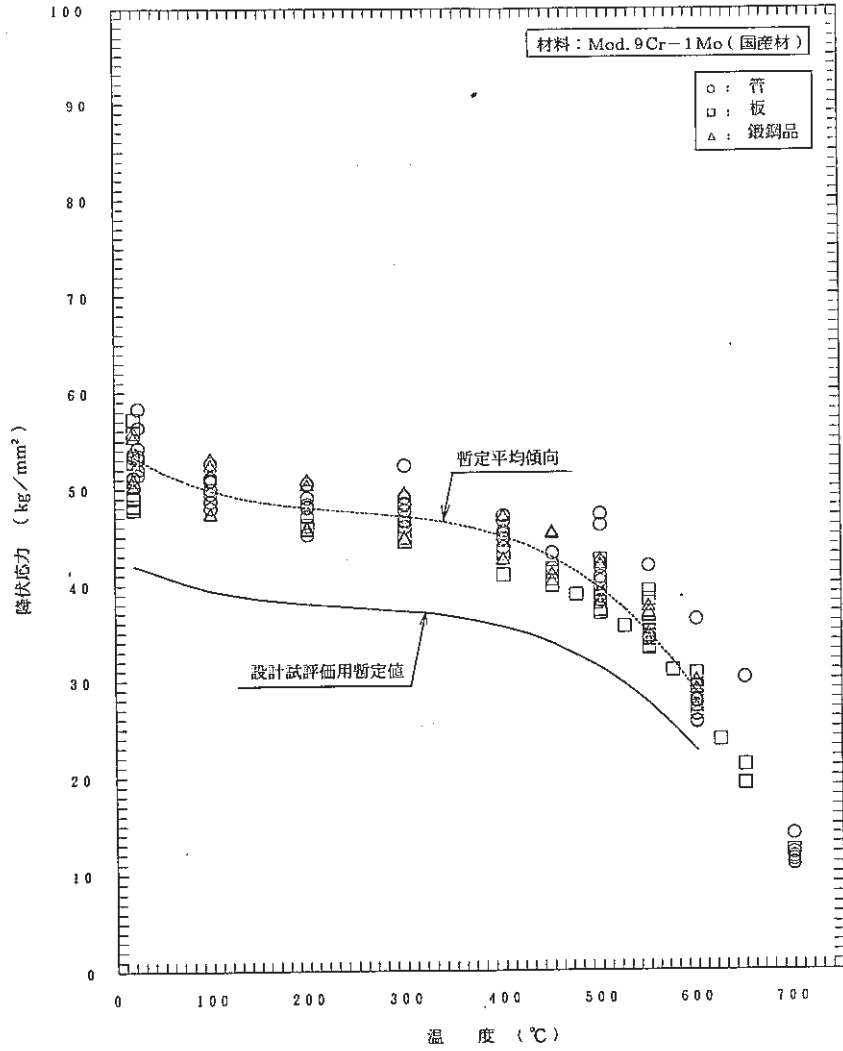


図 1.2 - 1 Mod. 9Cr-1Mo の設計降伏点 S_y

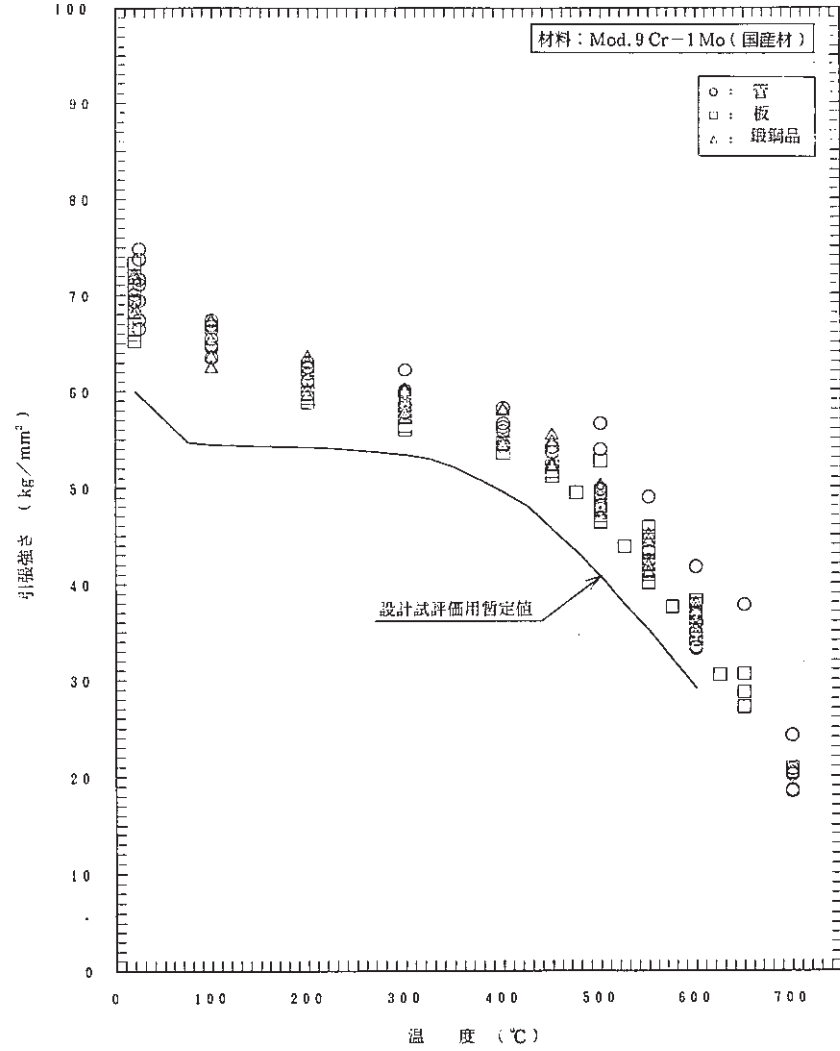


図 1.2 - 2 Mod. 9Cr-1Mo の設計引張強さ S_u

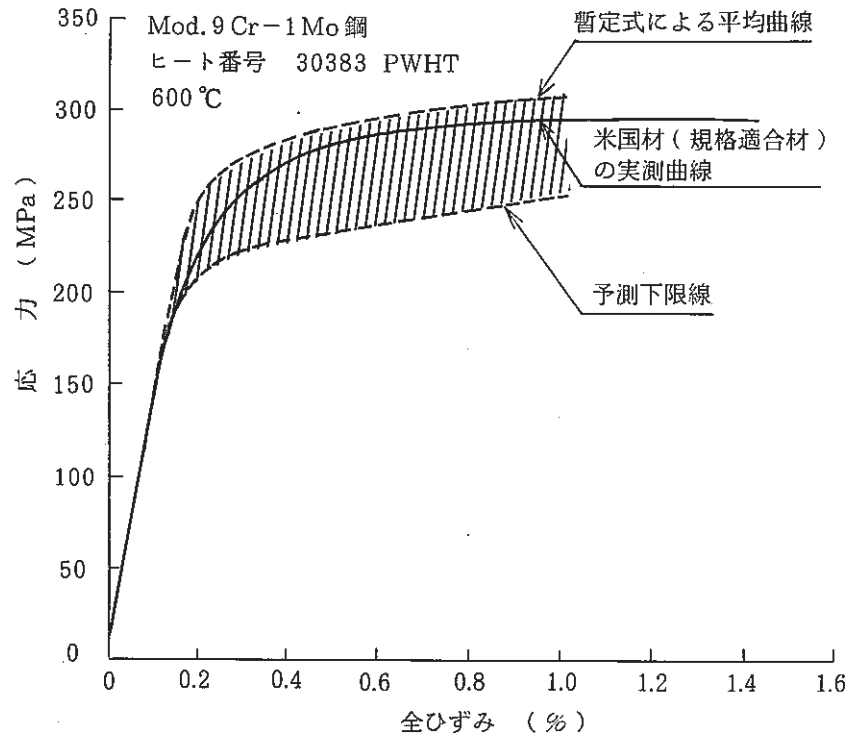


図 1.2 - 3 Mod. 9Cr-1Mo の弾塑性応力-ひずみ関係式

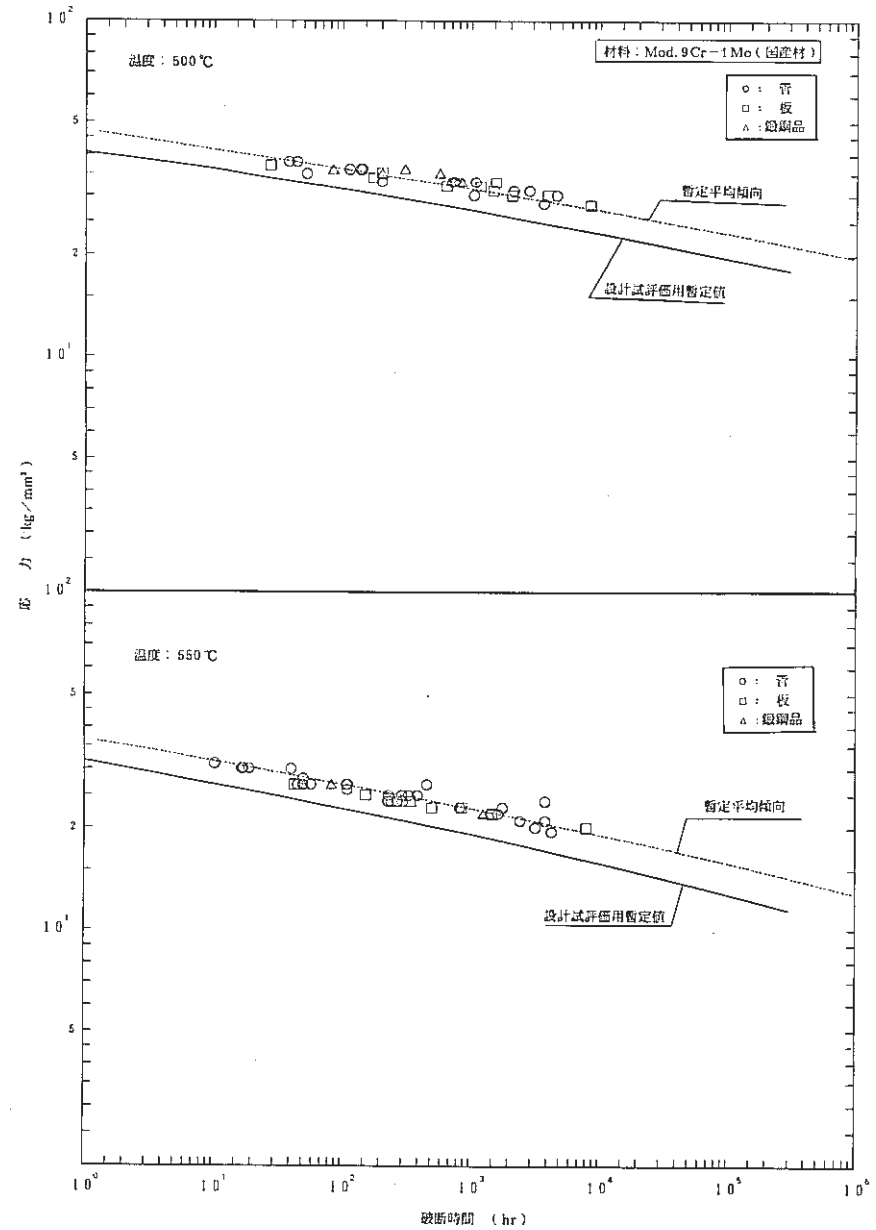


図 1.2 - 4 Mod. 9Cr-1Mo の設計クリープ破断応力強さ S_R

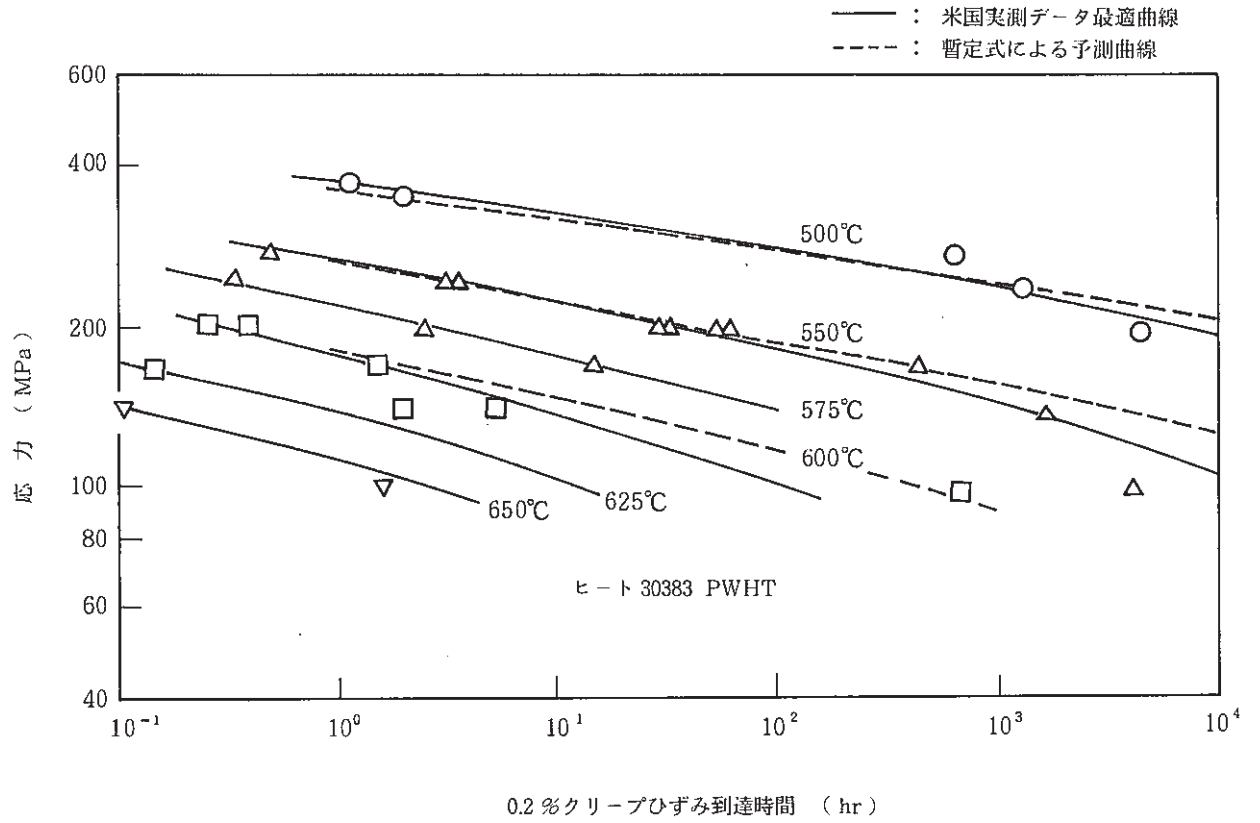


図 1.2-5 Mod. 9Cr-1Mo の 0.2%クリープひずみ到達時間と応力の関係

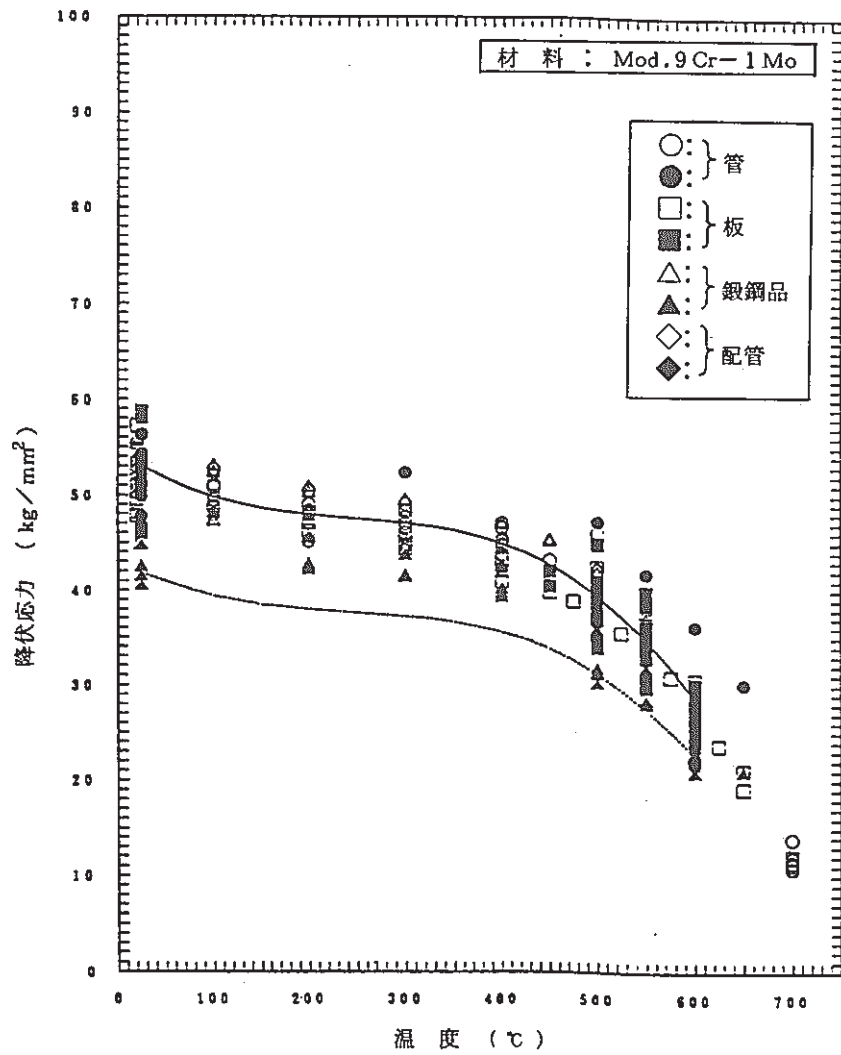


図 1.2-6 Mod. 9Cr-1Mo の 0.2%耐力に関するデータ拡充と
61年10月版設計降伏点 S_y の適用性確認

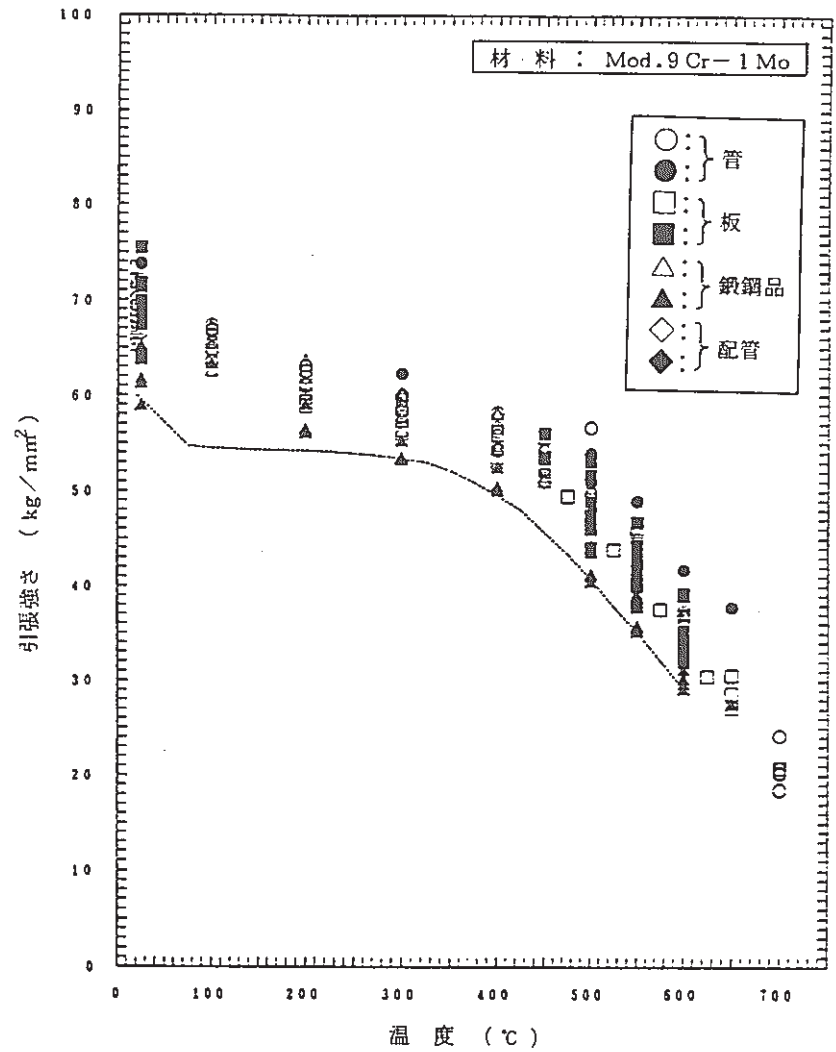


図 1.2-7 Mod. 9Cr-1Mo の 引張強さに関するデータ拡充と
61年10月版設計引張強さ S_y の適用性確認

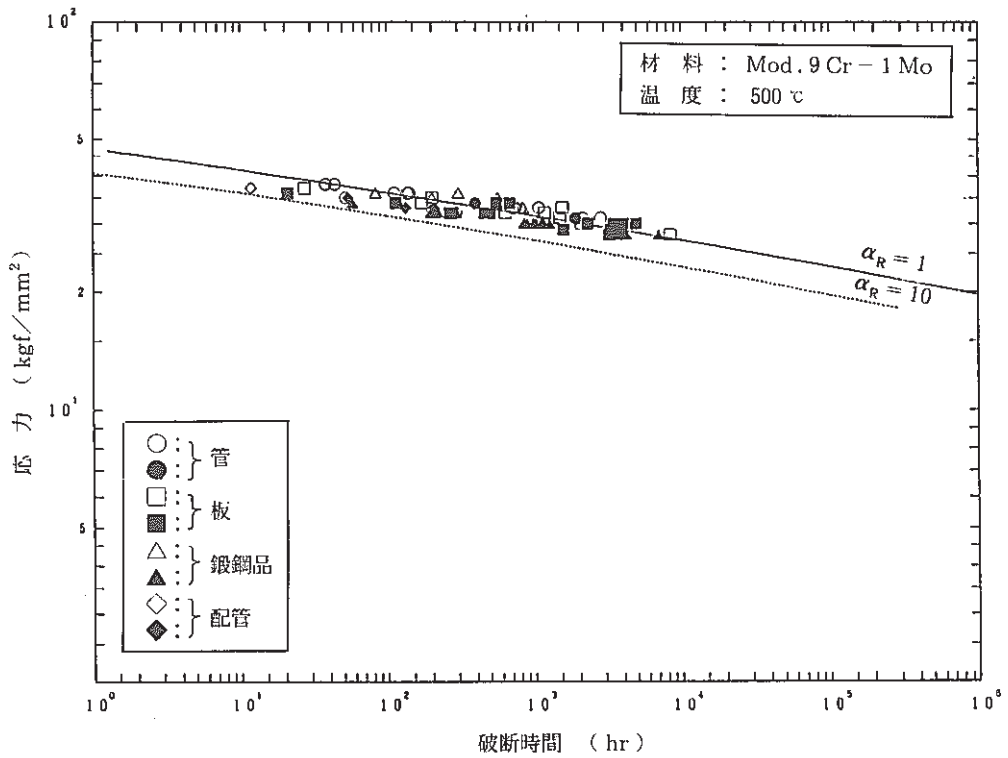


図 1.2-8 (a) Mod. 9Cr-1Mo のクリープ破断強さに関するデータ拡充と
61年10月版設計クリープ破断応力強さ S_R の適用性確認 (500℃)

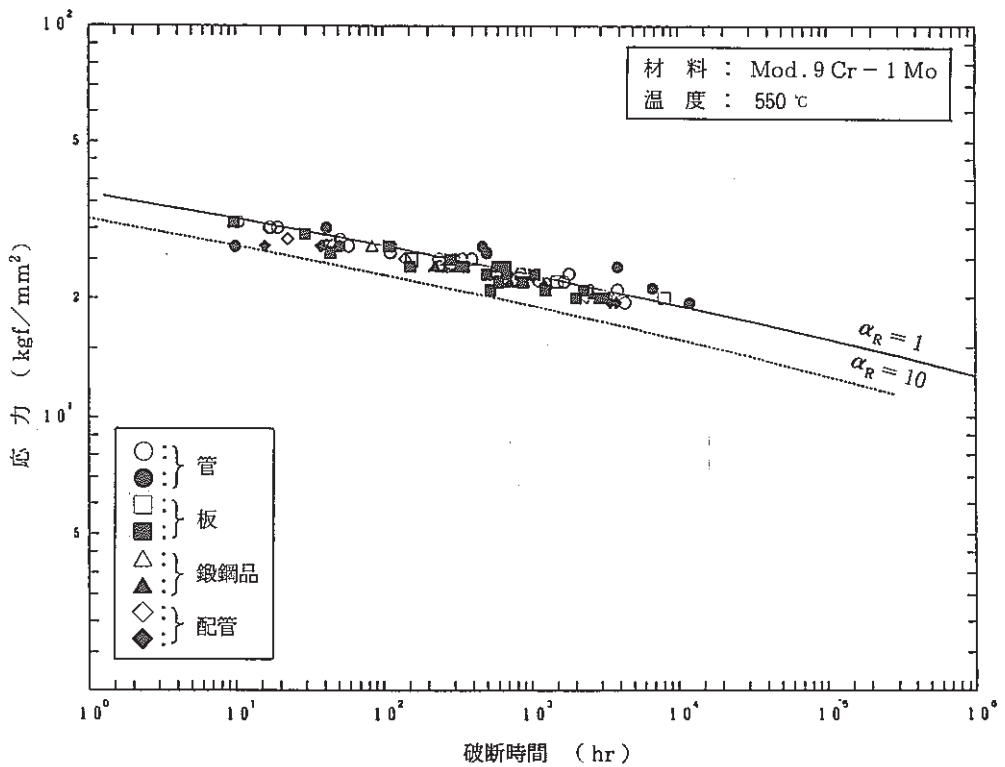


図 1.2-8 (b) Mod. 9Cr-1Mo のクリープ破断強さに関するデータ拡充と
61年10月版設計クリープ破断応力強さ S_R の適用性確認 (550℃)

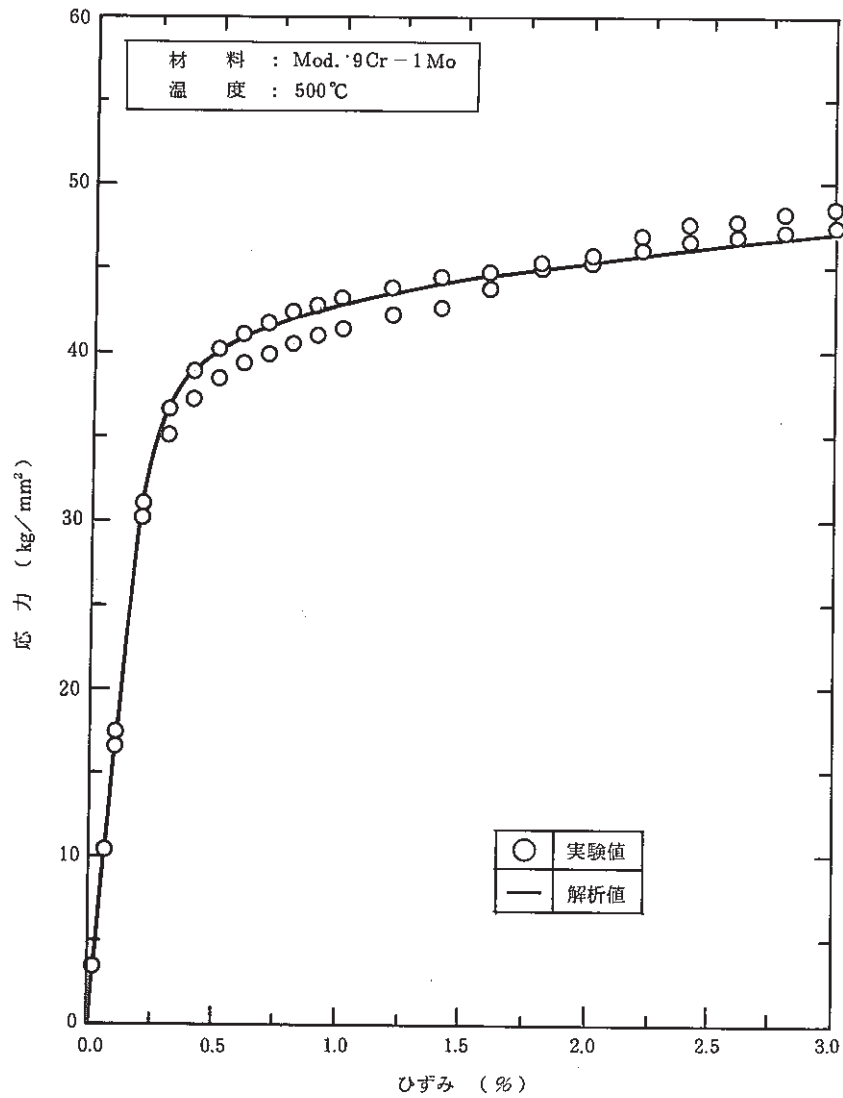


図 1.2 - 9(a) Mod. 9Cr-1Mo の弾塑性応力-ひずみ曲線に関するデータ拡充と 61 年 10 月版弾塑性応力-ひずみ関係式の適用性確認 (500°C)

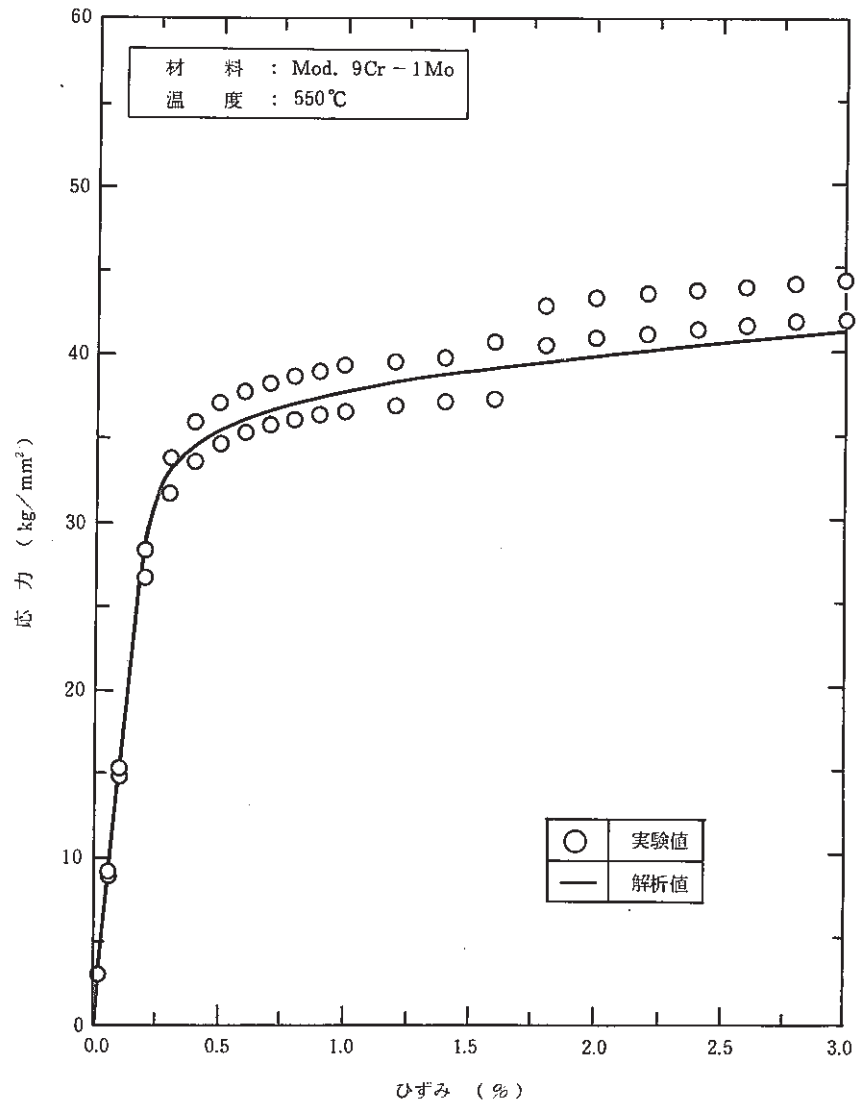


図 1.2 - 9(b) Mod. 9Cr-1Mo の弾塑性応力-ひずみ曲線に関するデータ拡充と 61 年 10 月版弾塑性応力-ひずみ関係式の適用性確認 (550°C)

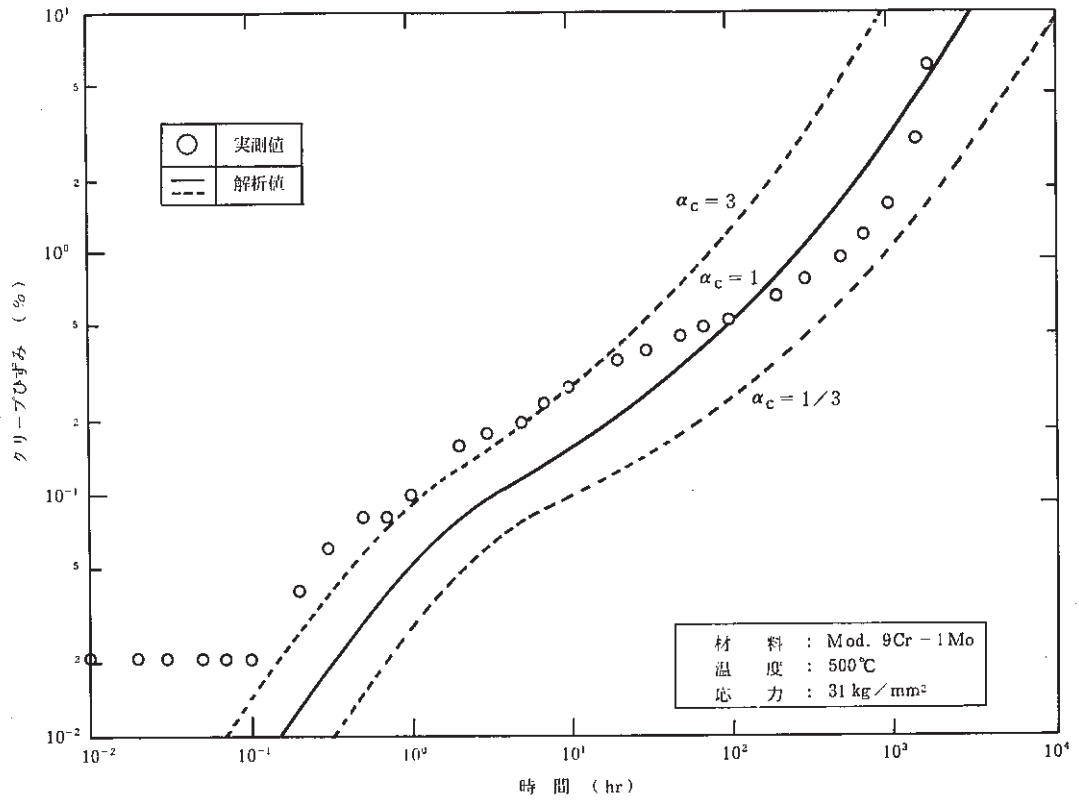


図 1.2-10 (a) Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ曲線に関するデータの拡充と 61 年 10 月版
 クリープひずみ式の適用性確認 (500°C)

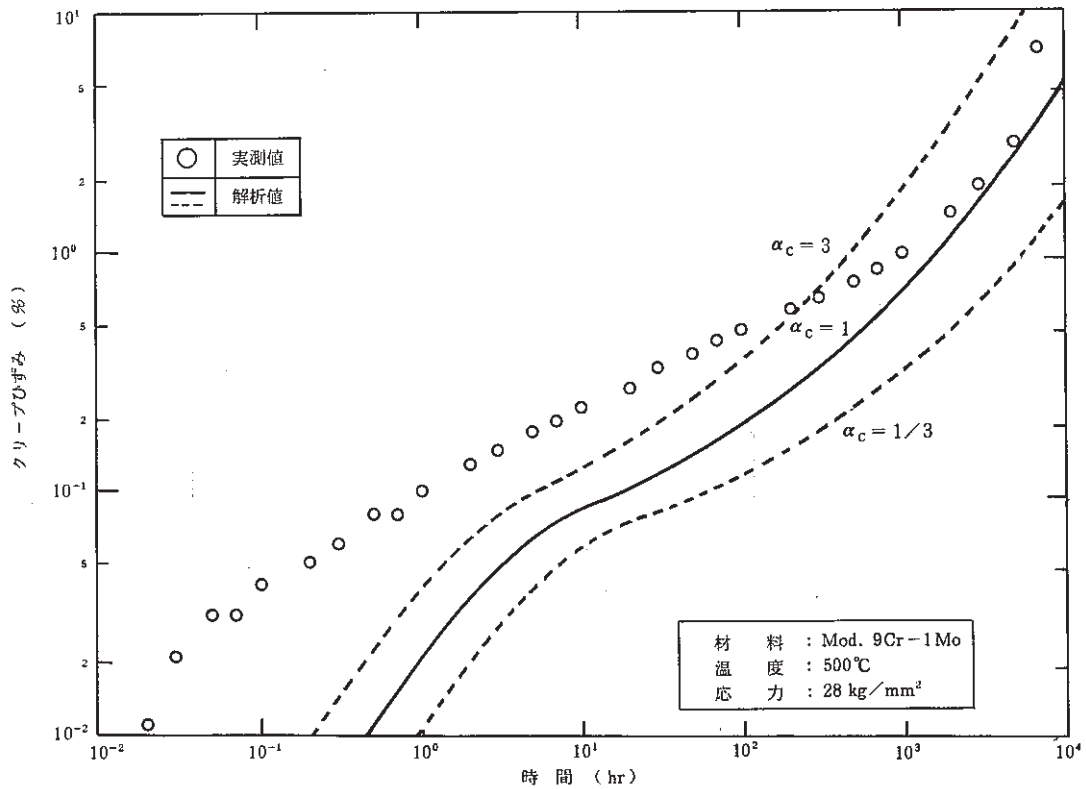


図 1.2-10 (b) Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ曲線に関するデータ拡充と 61 年 10 月版
 クリープひずみ式の適用性確認 (500°C)

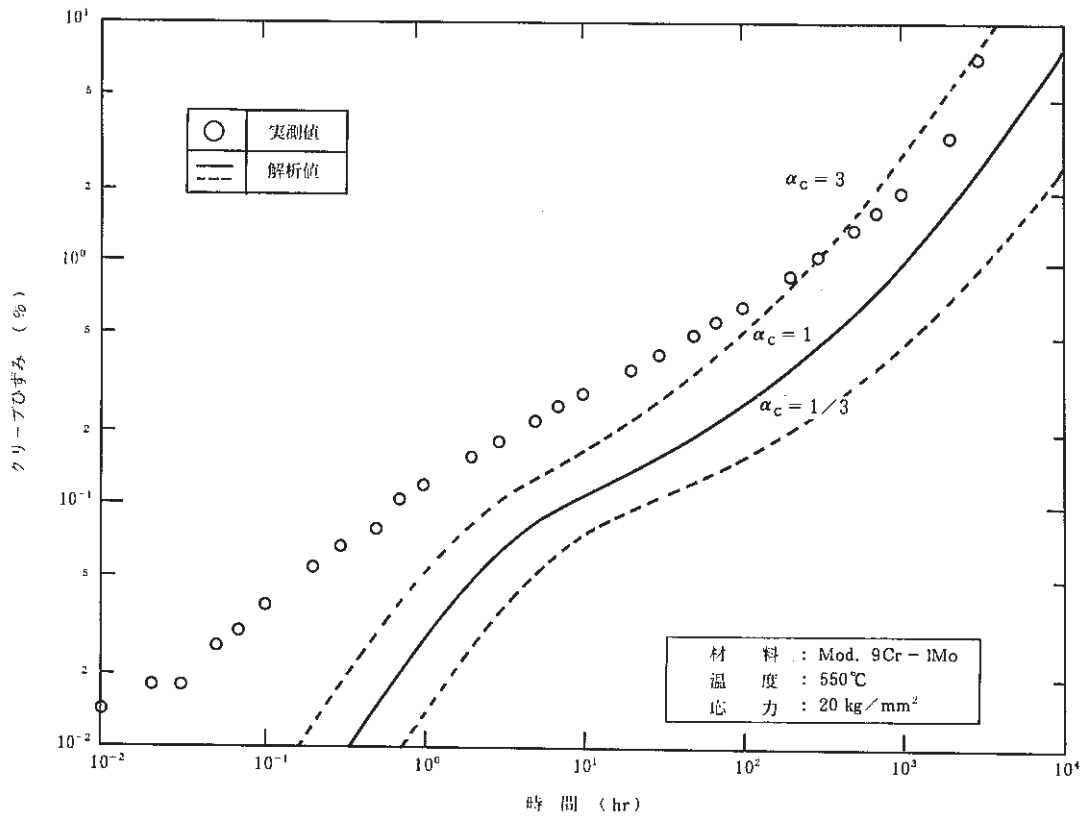


図 1.2-10(c) Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ曲線に関するデータ拡充と 61 年 10 月版
クリープひずみ式の適用性確認 (550°C)

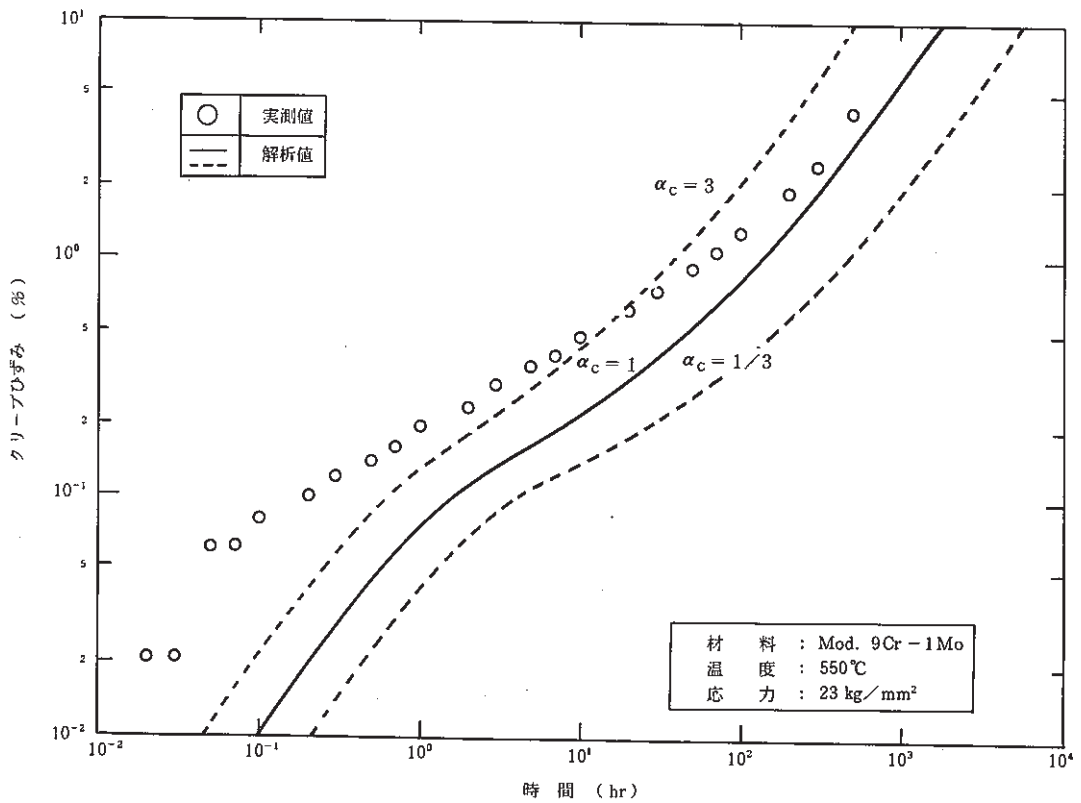


図 1.2-10(d) Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ曲線に関するデータ拡充と 61 年 10 月版
クリープひずみ式の適用性確認 (550°C)

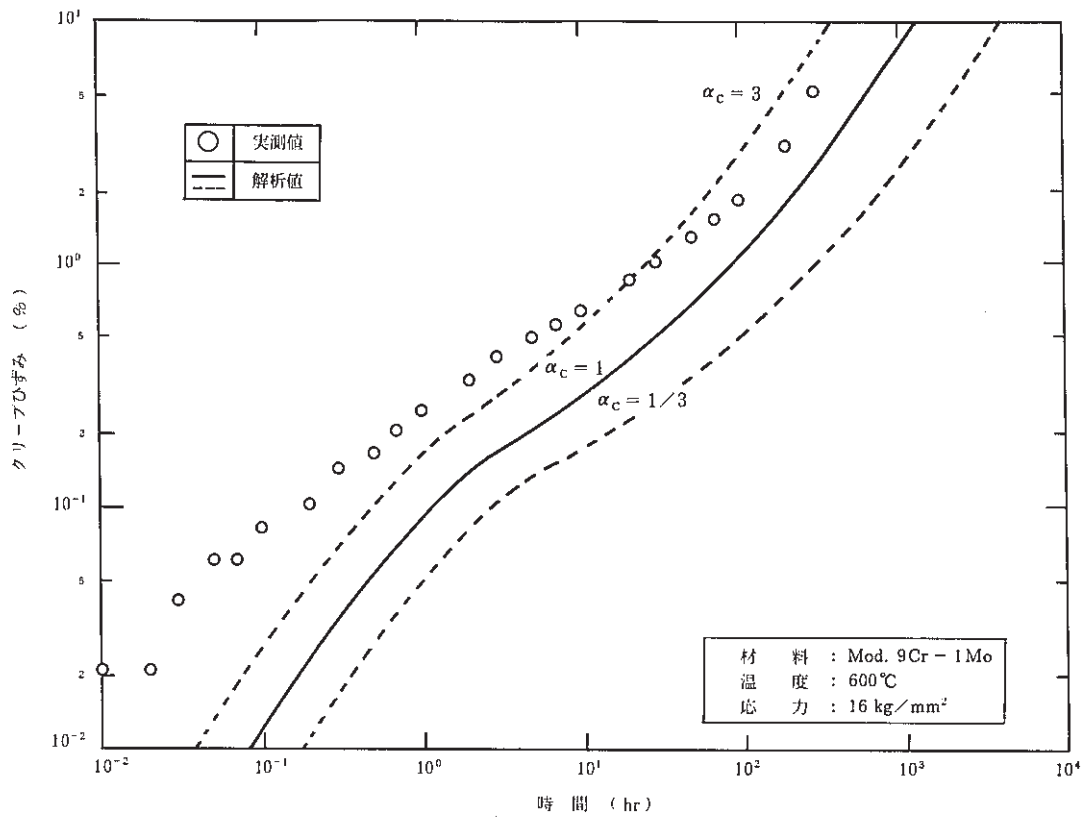


図 1.2 - 10 (e) Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ曲線に関するデータの拡充と 61 年 10 月版 クリープひずみ式の適用性確認 (600°C)

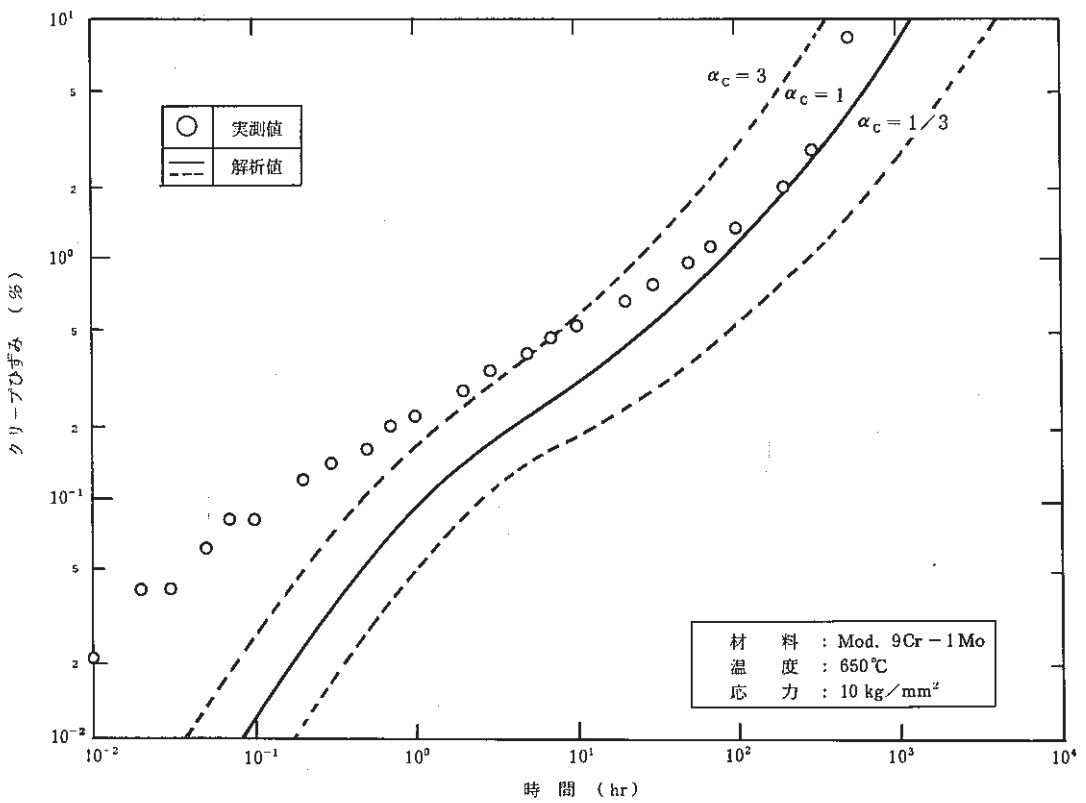


図 1.2 - 10 (f) Mod. 9Cr-1Mo のクリープひずみ曲線に関するデータの拡充と 61 年 10 月版 クリープひずみ式の適用性確認 (650°C)

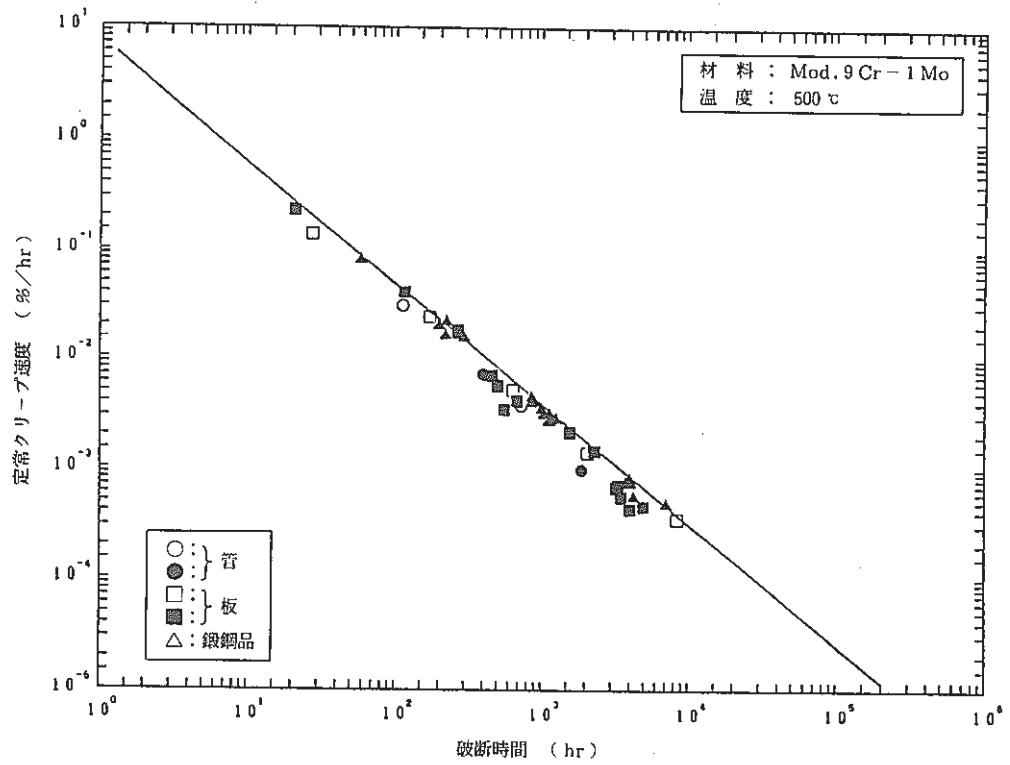


図 1.2-11(a) Mod. 9Cr-1Mo の定常クリープ速度に関するデータ拡充と
61年10月版暫定式の適用性確認 (500℃)

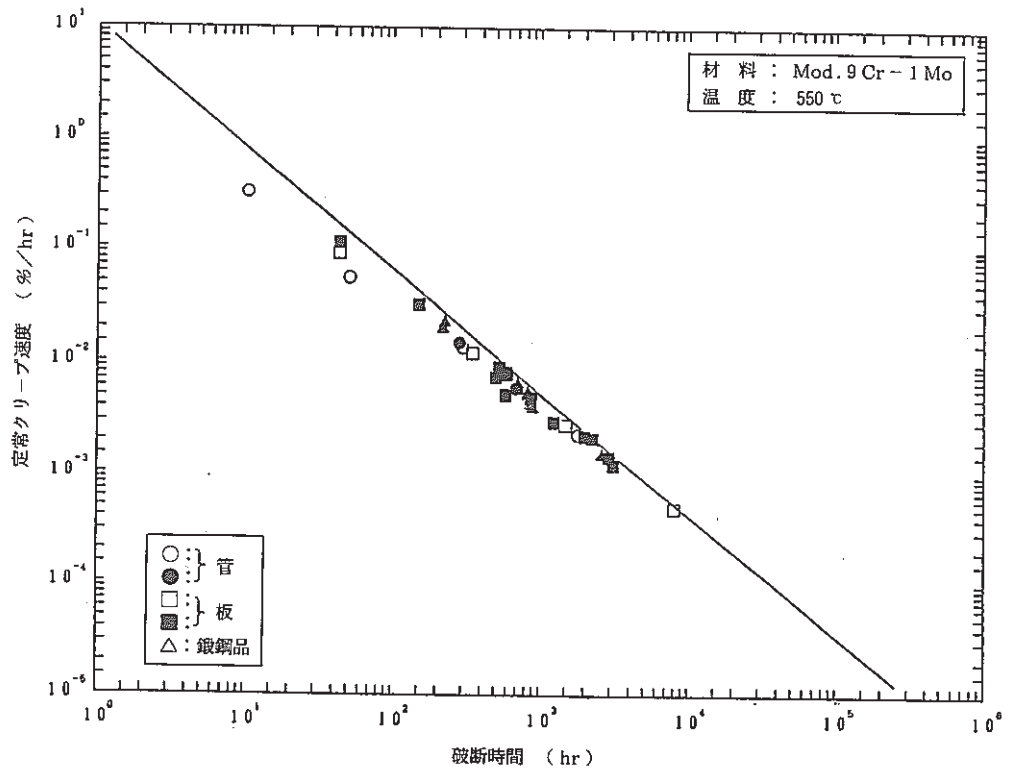


図 1.2-11(b) Mod. 9Cr-1Mo の定常クリープ速度に関するデータ拡充と
61年10月版暫定式の適用性確認 (550℃)

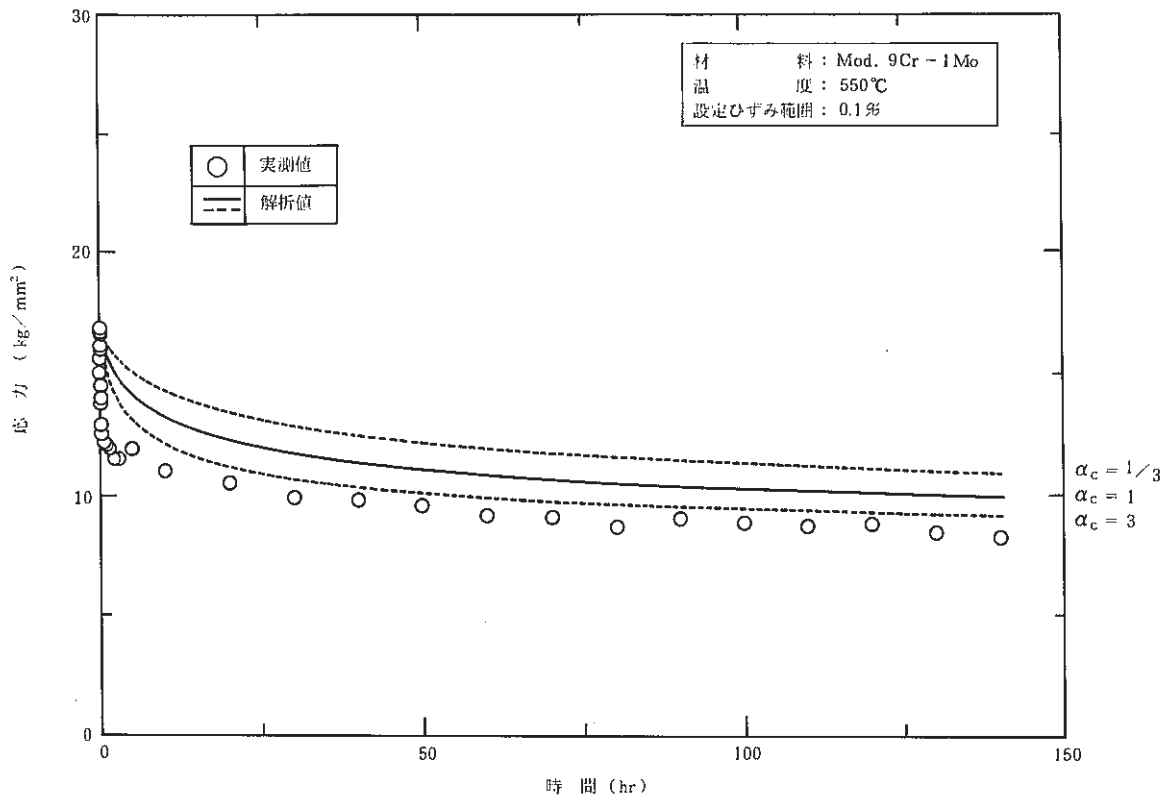


図 1.2 - 12 (a) Mod. 9Cr-1Mo のリラクゼーションに関するデータ拡充と 61 年 10 月版
 リラクゼーション解析の適用性確認 (0.1%)

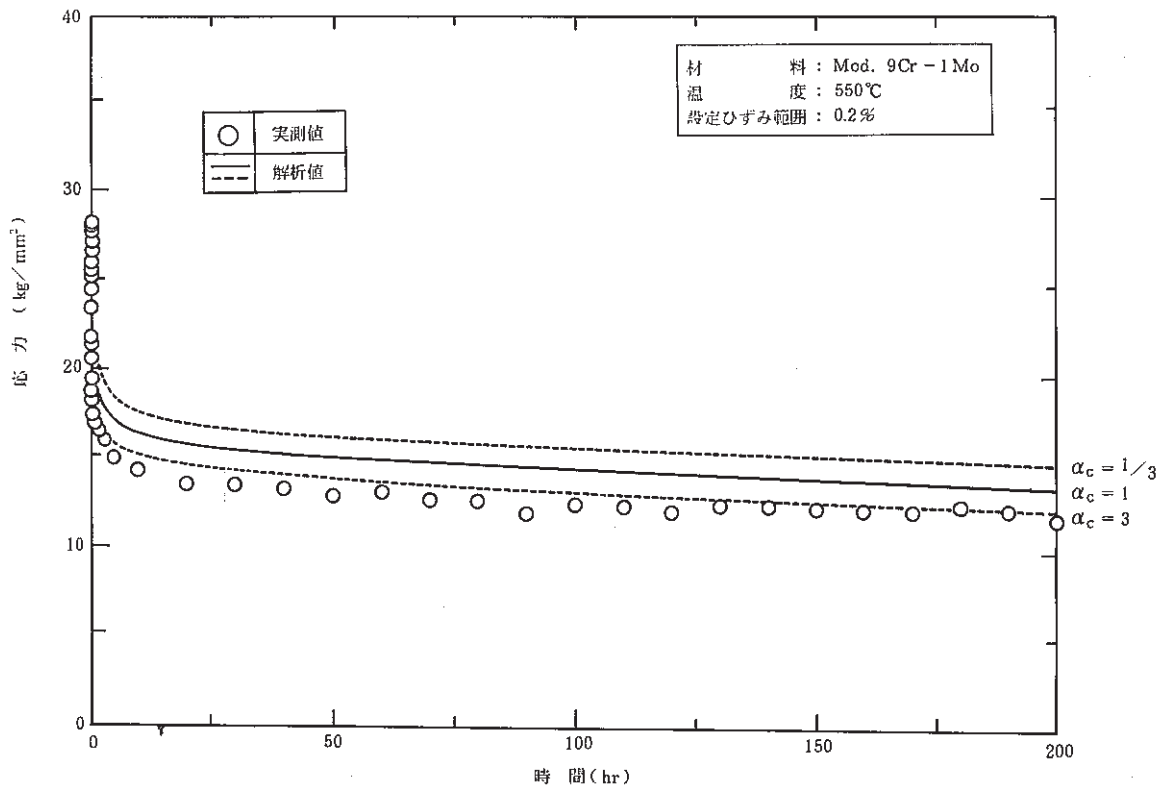


図 1.2 - 12 (b) Mod. 9Cr-1Mo のリラクゼーションに関するデータ拡充と 61 年 10 月版
 リラクゼーション解析の適用性確認 (0.2%)

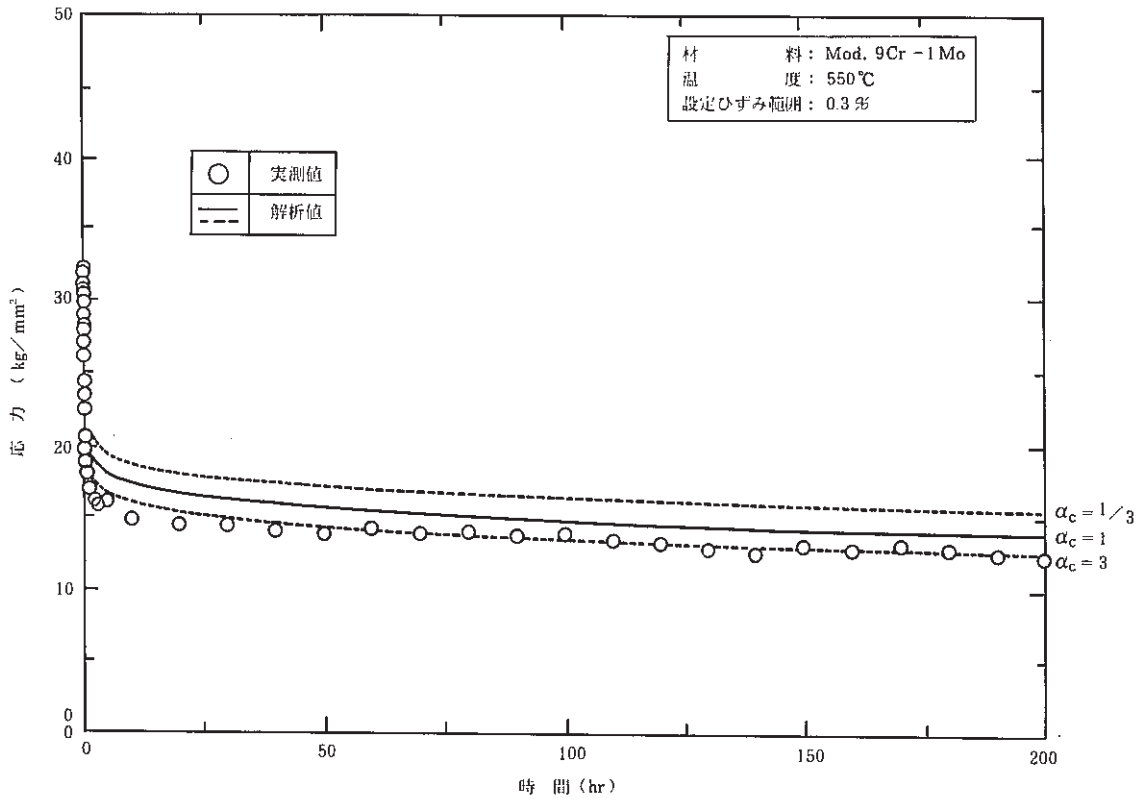


図 1.2 - 12 (c) Mod. 9Cr-1Mo のリラクゼーションに関するデータ拡充と 61 年 10 月版
 リラクゼーション解析の適用性確認 (0.3%)

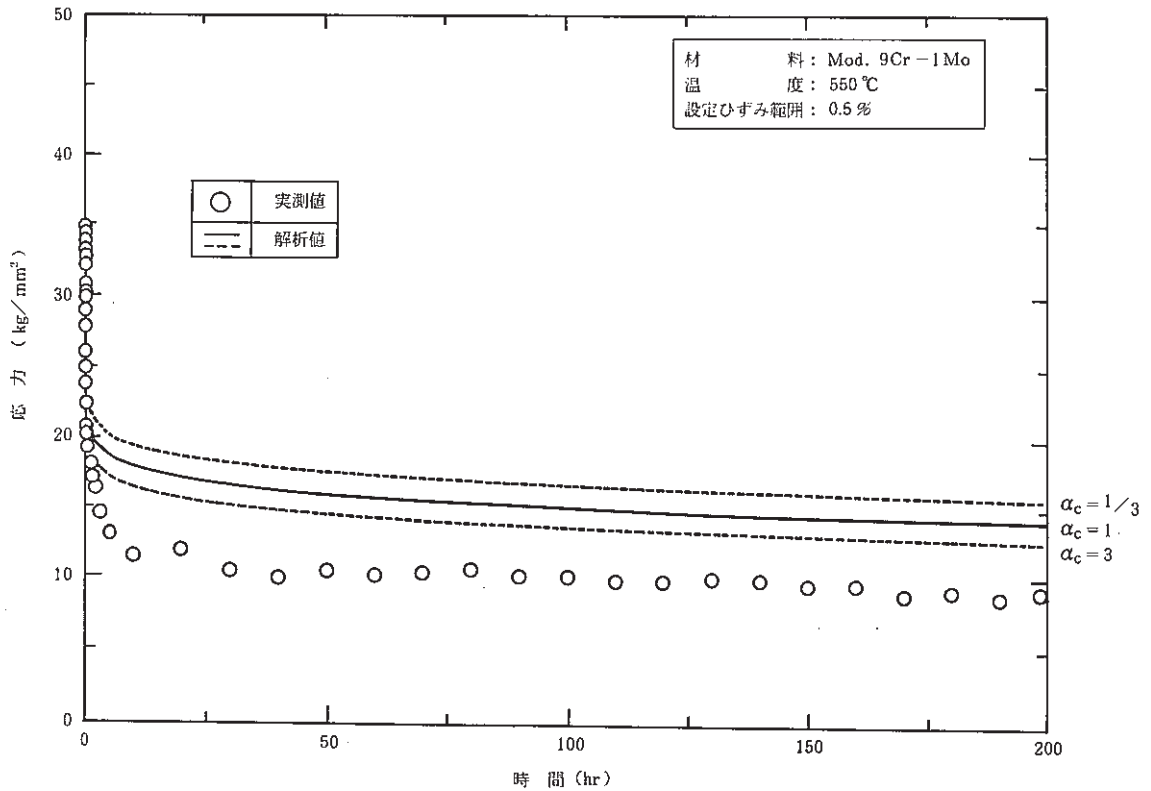


図 1.2 - 12 (d) Mod. 9Cr-1Mo のリラクゼーションに関するデータ拡充と 61 年 10 月版
 リラクゼーション解析の適用性確認 (0.5%)

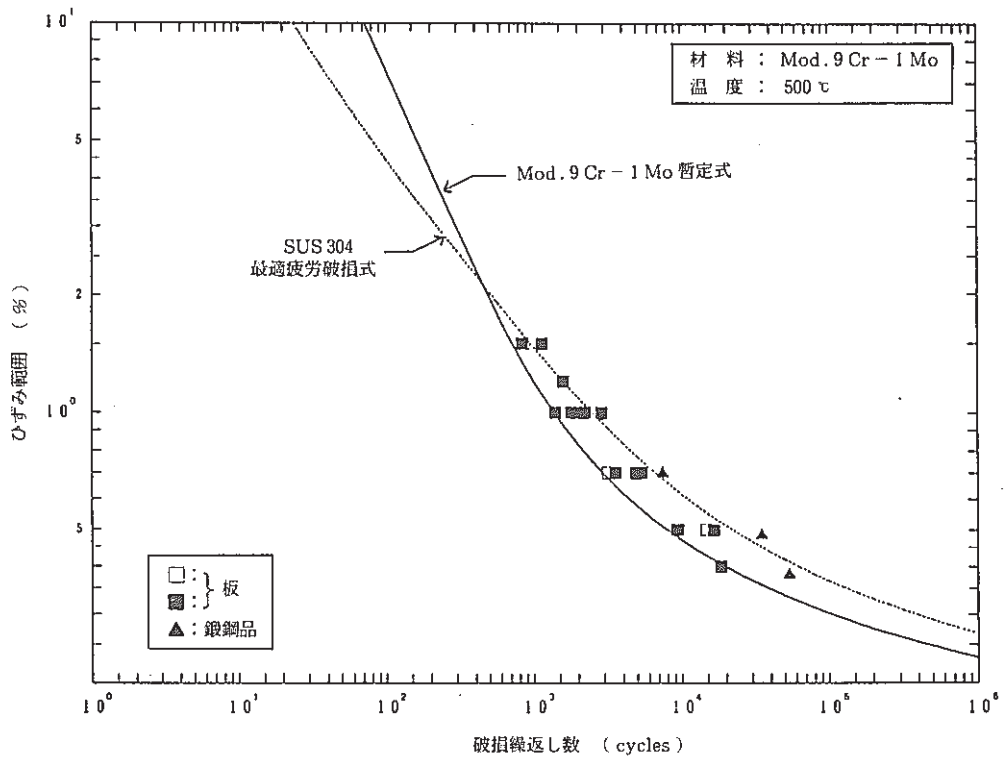


図 1.2 - 13(a) Mod. 9Cr-1 Mo の疲労強度に関するデータ拡充と 61年10月版暫定式の適用性確認 (500℃)

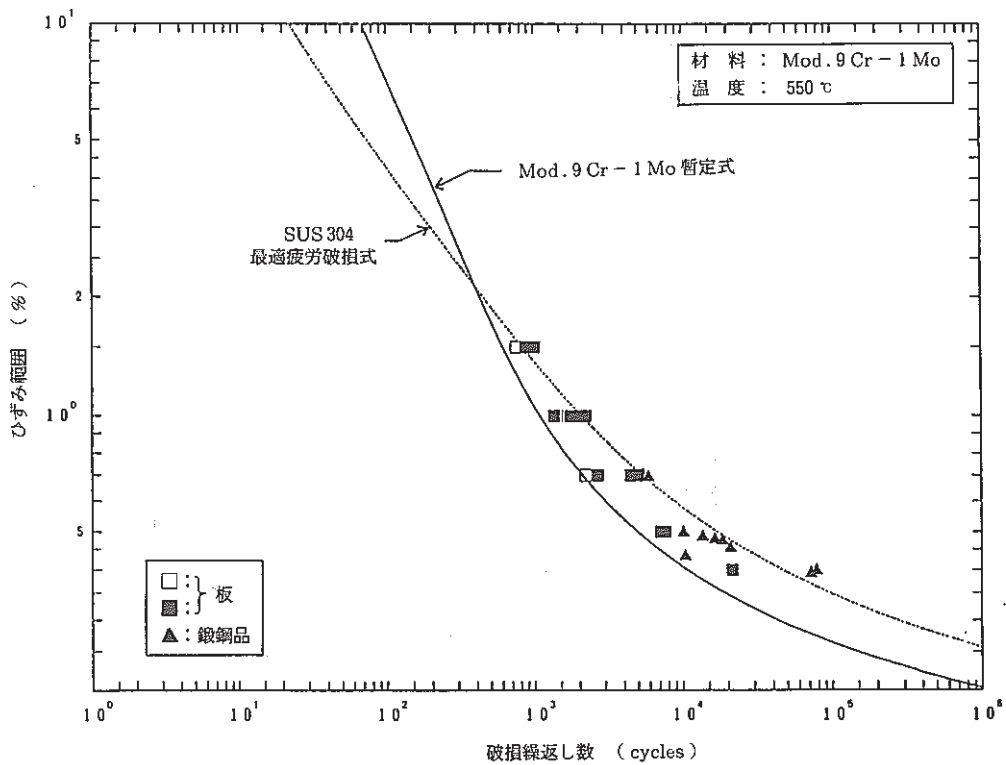


図 1.2 - 13(b) Mod. 9Cr-1 Mo の疲労強度に関するデータ拡充と 61年10月版暫定式の適用性確認 (550℃)

1.3 溶接部特性に関する検討

昭和60年度日本溶接協会 FSG 小委員会における 9Cr 系鋼の材料強度データ調査結果においては、9Cr 系鋼の溶接金属および溶接継手に関するデータは非常に少なく、現行の材料強度基準等（暫定値）の策定にあたってはとりあえず母材のみを対象として検討された。しかし、次期大型炉においては 9Cr 系鋼を蒸気発生器管板および伝熱管に適用することが検討されているため、その溶接部強度特性を把握しておく必要がある。このため、FSG 小委員会においては昭和61年度に 9Cr-Mo 系鋼溶接金属の、また62年度には同溶接継手の高温強度試験が実施されている。また動燃事業団においても 9Cr 系鋼溶接部に関する各種 R&D が意欲的に進められている。今回その中でも比較的試験データの多い Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接部に関する各種材料強度データを母材の暫定値（案）と比較することで評価を試みた。使用したデータは、60年度 FSG 小委員会での調査データ²⁾、61年度および62年度 FSG 小委員会データ^{3),4)}ならびに動燃事業団にて61~62年度に渡って実施された 9Cr 系鋼溶接継手のナトリウム中各種材料試験データ^{5),6)}の一部と材料メーカより提供されたもの⁷⁾を使用した。以下にその結果を紹介する。

(1) 溶接金属の強度特性について

引張強度特性

各種溶接金属の引張強度特性を図 1.3-1、図 1.3-2 に、伸び、絞りを図 1.3-3、図 1.3-4 に示す。図 1.3-1、図 1.3-2 にはそれぞれ参考として材料強度基準等（暫定値）¹⁾ の設計引張強さ S_u 、設計降伏点 S_y を併記した。各温度における溶接金属の引張強さ、0.2%耐力はいずれも S_u 、 S_y 値を上回っており特に問題はない。しかし 600°C における 0.2%耐力はいずれの溶接金属も急激に低下する傾向が認められている。特に SMAW 溶接金属は室温、500°C では最も強度が高いが、それ以上の温度では急激に低下し、600°C では最も低い強度を示している。特に 0.2%耐力の低下は著しく、 S_y 値に対して裕度がない。また各溶接金属のデータ間にはかなり大きなばらつきが認められるが、これは溶接方法、溶接材料銘柄、SR 条件の差に起因するものであり、溶接入熱等の引張強度特性に及ぼす影響は比較的少ないことが知られている³⁾。現時点のデータはいずれも S_u 、 S_y 値を満たしていることから、当面は溶接金属の強度を母材の基準で評価することが可能と考えられる。しかし、データのばらつきと高温域における余裕度を考えると、今後更にデータの蓄積が必要と考えられる。

クリープ破断強度

各種溶接金属のクリープ破断強度および、破断伸びを各々、図 1.3-5 および図 1.3-6 に示す。図 1.3-5 にはそれぞれ参考として材料強度基準等（暫定値）¹⁾ の設計クリープ破断強度 S_R と母材の平均傾向線を併記した。各温度における溶接金属のクリープ破断強度はいずれも S_R 値を上回っており、500、550°C においては短時間側では Mod. 9Cr-1Mo 鋼母材の平均傾向に一致しており長時間側ではこれを上回る傾向が認められる。し

かし、600℃では溶接金属のクリープ破断強度は短時間側は母材平均傾向を下回り設計線 S_R に対して余裕がなく、長時間側で平均傾向と等しくなる傾向が認められる。一方各溶接法ごとにクリープ破断強度を評価すると、TIG 溶接金属については500℃では母材平均傾向を上回るが、550℃ではこれとほぼ等しくなり、600℃では逆にこれを下回る結果となる。ところがSAW、SMAW溶接金属については試験温度に関係なく常にほぼ母材平均傾向と一致する結果が得られている。現在のところこのような現象の原因は明かではないが、現状のMod. 9Cr-1Mo 鋼用溶接金属のクリープ破断強度特性は現行の材料強度基準等（暫定値）¹⁾を満たしており、現時点では特に問題はない。しかし、これら溶接金属のクリープ破断強度特性は母材平均傾向と比較して短時間側はこれと同等かあるいはやや低く、長時間側ではそれより高くなる傾向が認められており、この現象は今後のデータ蓄積によってより明確なものになると考えられることから、母材側データの拡充による材料強度基準等（暫定値）の見直し時点にあわせて検討する予定である。

低サイクル疲労特性

各種溶接金属の低サイクル疲労特性を図 1.3-7 に示す。また、同図には参考として材料強度基準等（暫定値）¹⁾の設計疲労曲線と SUS304 および $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の最適疲労曲線を併記した。各温度における溶接金属の低サイクル疲労寿命はいずれも Mod. 9Cr-1Mo 鋼の設計疲労曲線を十分に上回っており、全く問題はない。9Cr-1Mo-Nb-V系溶接金属の低サイクル疲労寿命は、500℃においては高ひずみ範囲域では SUS304 あるいは現行の $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼母材の最適疲労曲線よりもやや短寿命側にあり、低ひずみ範囲域になるにしたがって $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼母材の最適疲労曲線と同等あるいはこれより若干長寿命側となる。また、高温になるほど全体的に $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼母材の最適疲労曲線よりも長寿命側に移行している。溶接方法の差による溶接金属の疲労寿命の差も明確には認められておらず、現時点では溶接金属の疲労特性は現行の母材の材料強度基準等（暫定値）で評価して充分安全側にあり、見直しの必要は認められない。

衝撃靱性

各溶接金属のシャルピー衝撃試験結果を図 1.3-8～図 1.3-9 に示す。TIG 溶接金属の SR まま状態における靱性値は Mod. 9Cr-1Mo 鋼母材あるいは、SUS304 母材と同等の値が得られているが、SAW 溶接金属と特に SMAW 溶接金属の靱性値はかなり低い値である。Mod. 9Cr-1Mo 鋼およびその溶接部は高温長時間の熱時効によって脆化を起こすことが知られており^{5),6)}、SAW、SMAW 溶接金属に関しては今後の材料改良が望まれる。ただし、衝撃靱性の改善にあたっては引張、クリープ等他の特性とのバランスを十分に考慮することが必要である。

(2) 溶接継手特性について

溶接継手の引張強度特性

溶接継手の引張強度特性を図 1.3-10, 図 1.3-11 に示す。各図にはそれぞれ参考として材料強度基準等(暫定値)¹⁾における Mod. 9Cr-1Mo 鋼母材の設計引張強度 S_u , 設計降伏強度 S_y ならびに継手試験に用いた母材の強度(■印)を併記した。各温度における溶接継手の引張強さ, 0.2%耐力は一部極厚鍛鋼品の継手データを除きいずれも S_u , S_y 値を上回っている。また, 破断位置はほとんど HAZ 部もしくは母材の HAZ 部近傍である。一般に, Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接部の熱影響部近傍には溶接熱影響によって軟化層が生じるといわれており⁴⁾, これが継手引張時における母材の HAZ 部近傍破断の原因と考えられる。また, 極厚鍛鋼品については 1.2 項において記述されたように今後の R&D の結果が得られた時点で再度検討するものとする。今回のデータでは TIG, SMAW および SAW の溶接法によって製作された溶接継手の引張強度特性には顕著な差異は認められておらず, その破断強度は母材と同等もしくはわずかに低い程度である。以上のことから, 現時点においては溶接継手の引張強度は母材と同等と扱うものとした。

溶接継手のクリープ破断強度

溶接継手のクリープ破断強度を図 1.3-12 に示す。各図にはそれぞれ参考として継手試験に用いた Mod. 9Cr-1Mo 鋼母材のクリープ破断強度(●印)と材料強度基準等(暫定値)¹⁾における設計クリープ破断強度 S_R および母材の平均傾向を併記した。500, 550℃における溶接継手のクリープ破断強度はいずれも S_R 値を上回っているが, 母材強度あるいは母材平均傾向より短寿命側にある。また 600℃においては一部のデータが母材の設計クリープ破断強度 S_R を若干下回る結果となっている。しかし図 1.3-12(a), 図 1.3-12(b)の中のデータの内, クリープ破断強度の低いものは 60 年度 FSG 小委員会の調査による従来のデータ群であり, 最近のデータはそれらに比べて若干強度が高い傾向にある。これは近年の材料メーカーにおける素材の改良によるものと考えられる。また最近のデータ群における 500℃データはすべて溶接金属破断をしており, 550℃においても短時間破断データはほぼ溶接金属破断であり, 長時間側で母材の HAZ 部近傍破断であった。よって高温長時間側では溶接金属よりも母材の HAZ 部近傍(軟化域)で, 強度が低下することが懸念されることから, 今後継手の長時間試験データが必要となる。現時点においては絶対的に継手のデータ点数は不足しており, 今回のデータのみで溶接継手のクリープ強度評価法を検討することは困難である。また今後得られる予定の最新の素材を用いた溶接継手データに期待するところも大きいことから, 現時点ではとりあえず溶接継手のクリープ強度は母材と同一に扱うものとする。

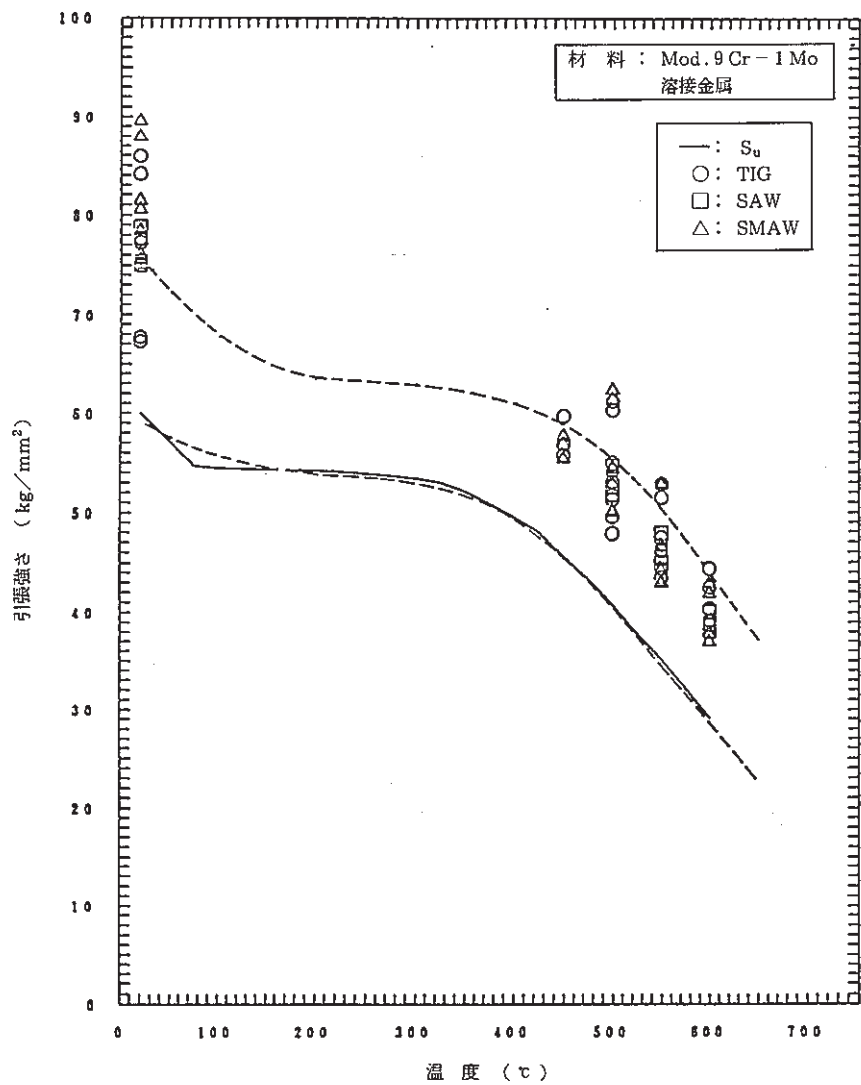


図 1.3 - 1 溶接金属の引張強度

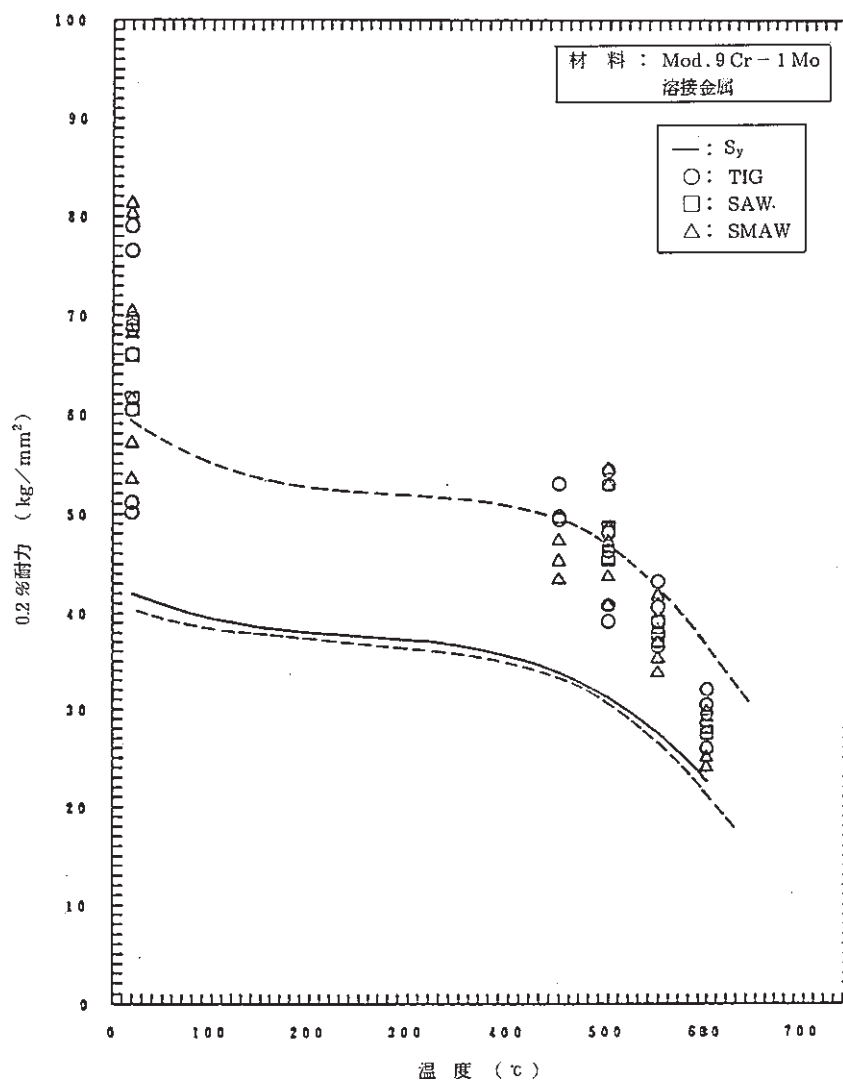


図 1.3 - 2 溶接金属の0.2%耐力

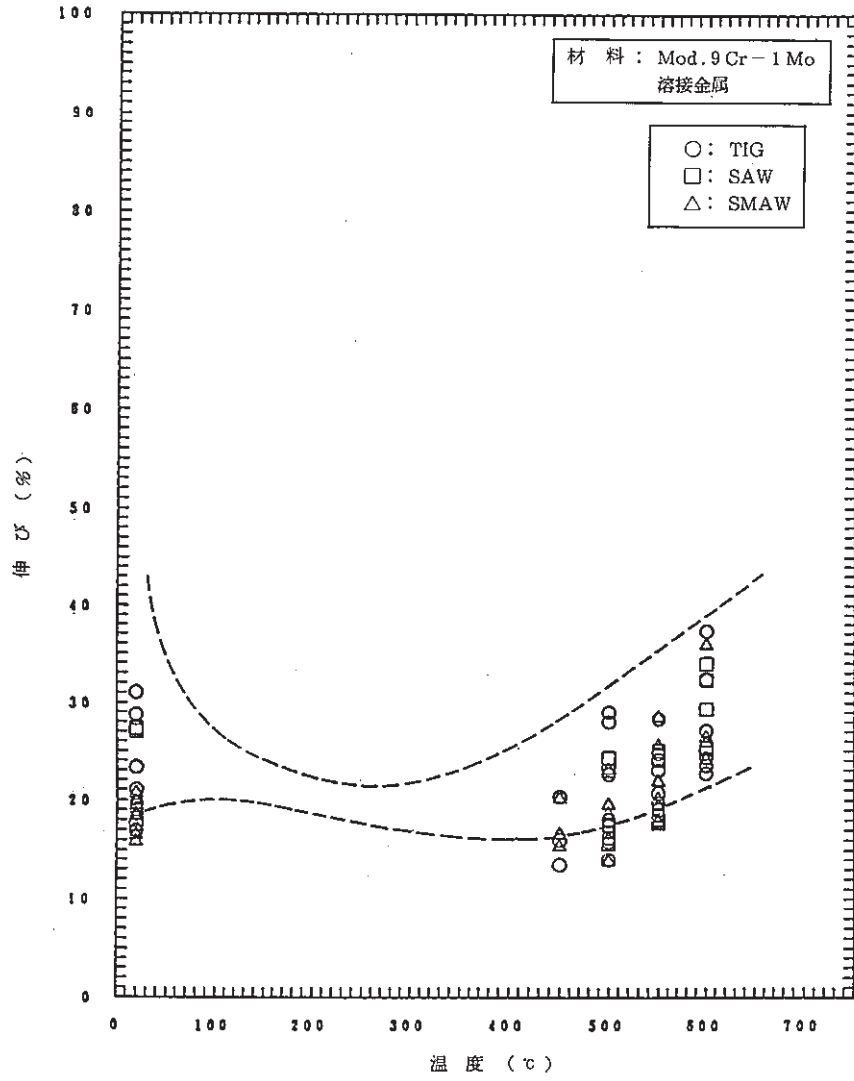


図 1.3 - 3 溶接金属の伸び

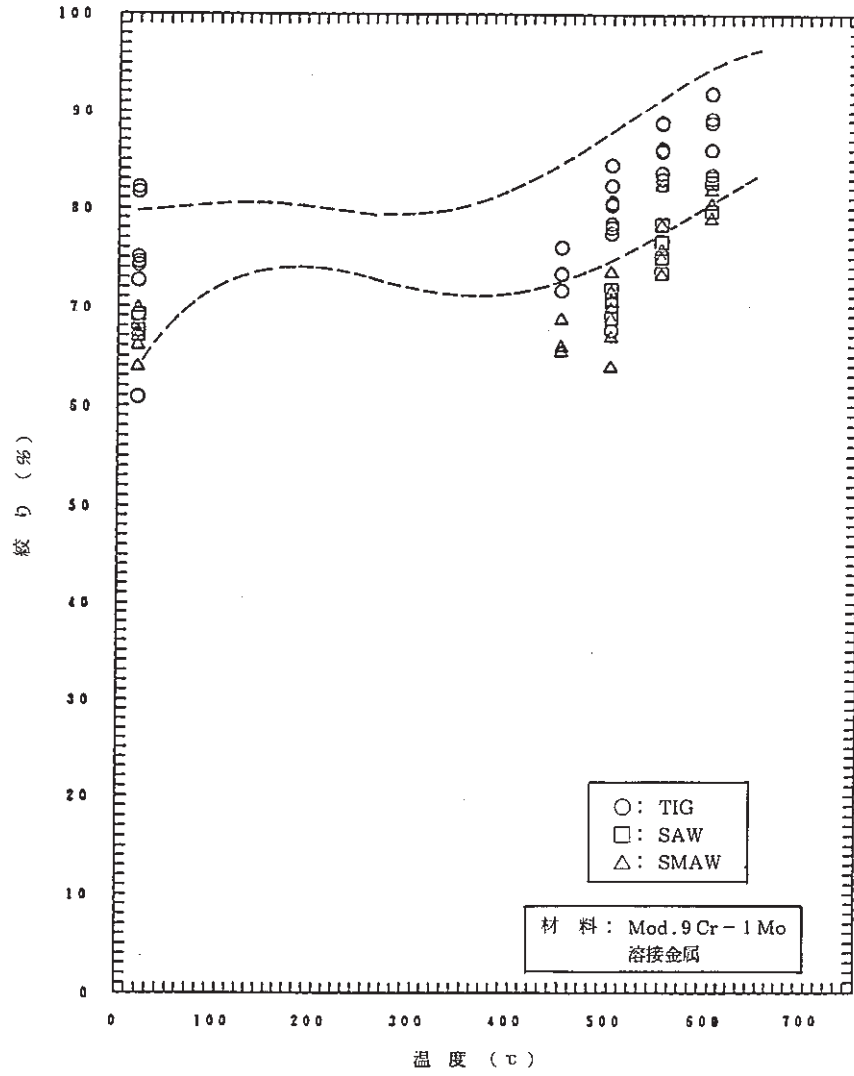


図 1.3 - 4 溶接金属の絞り

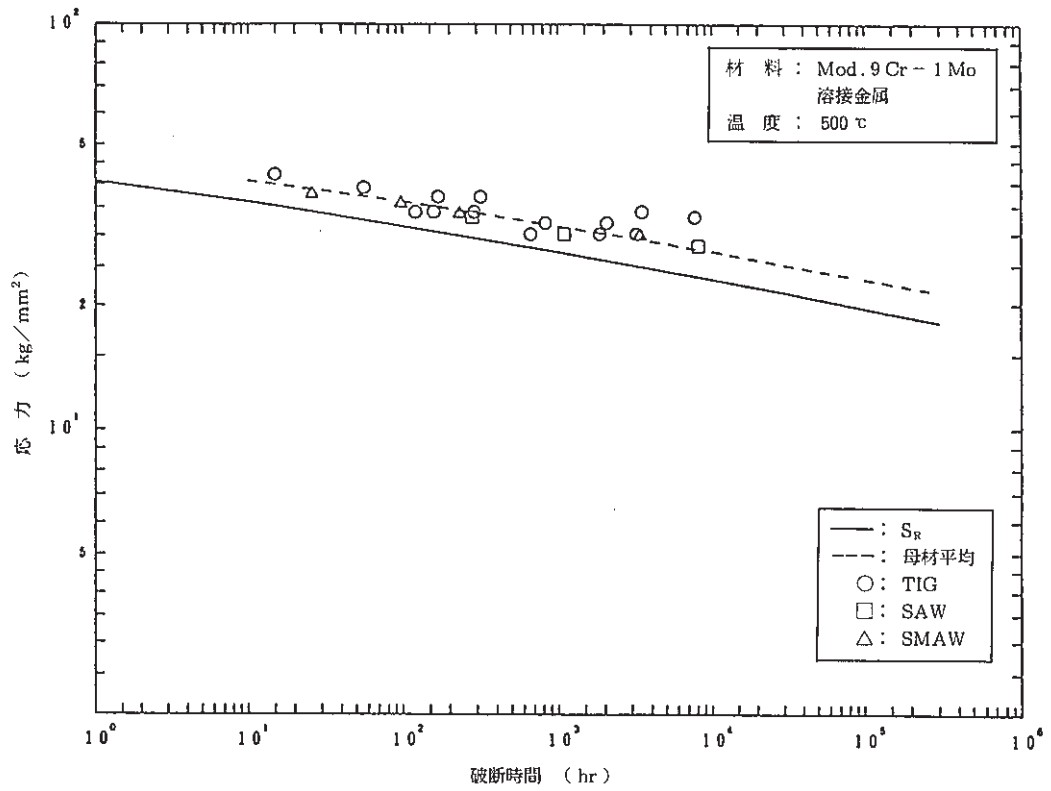


図 1.3 - 5(a) 溶接金属のクリープ破断強度 (500 °C)

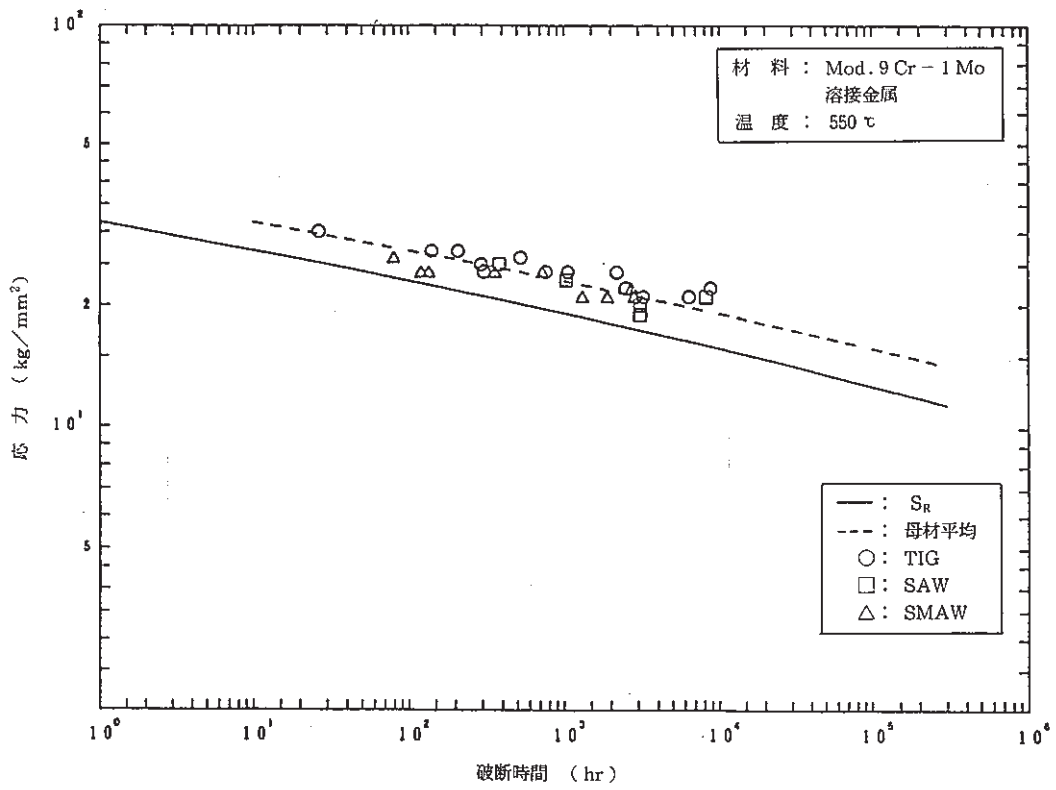


図 1.3 - 5(b) 溶接金属のクリープ破断強度 (550 °C)

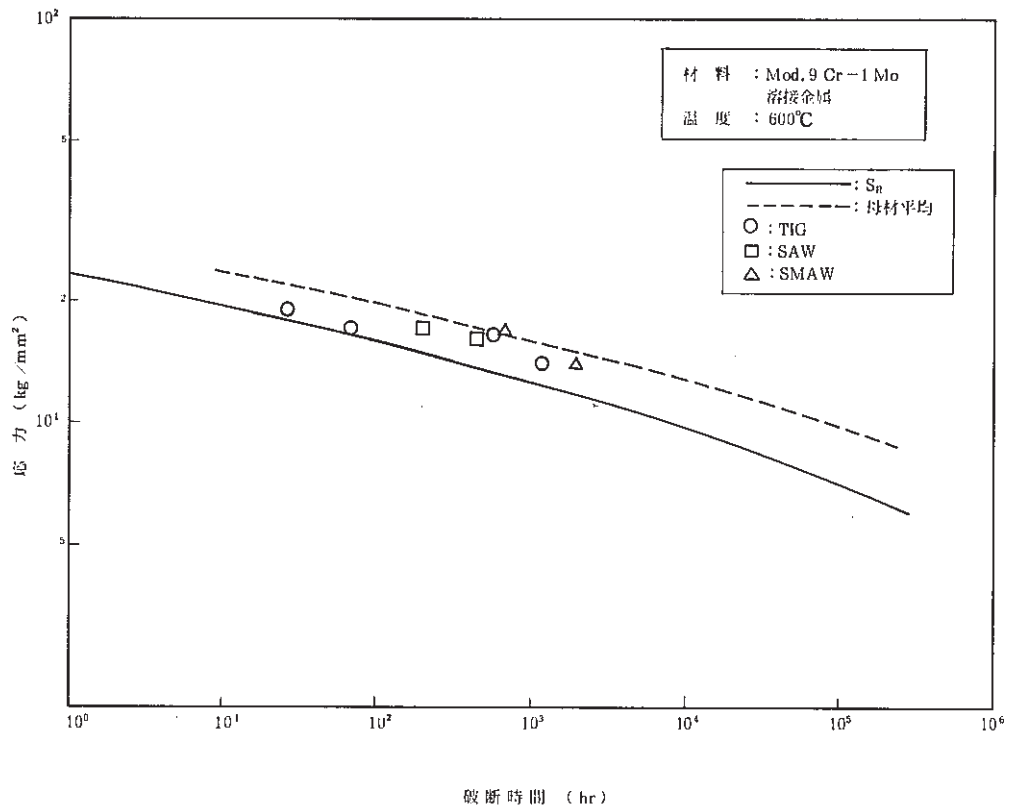


図 1.3 - 5(c) 溶接金属のクリープ破断強度 (600°C)

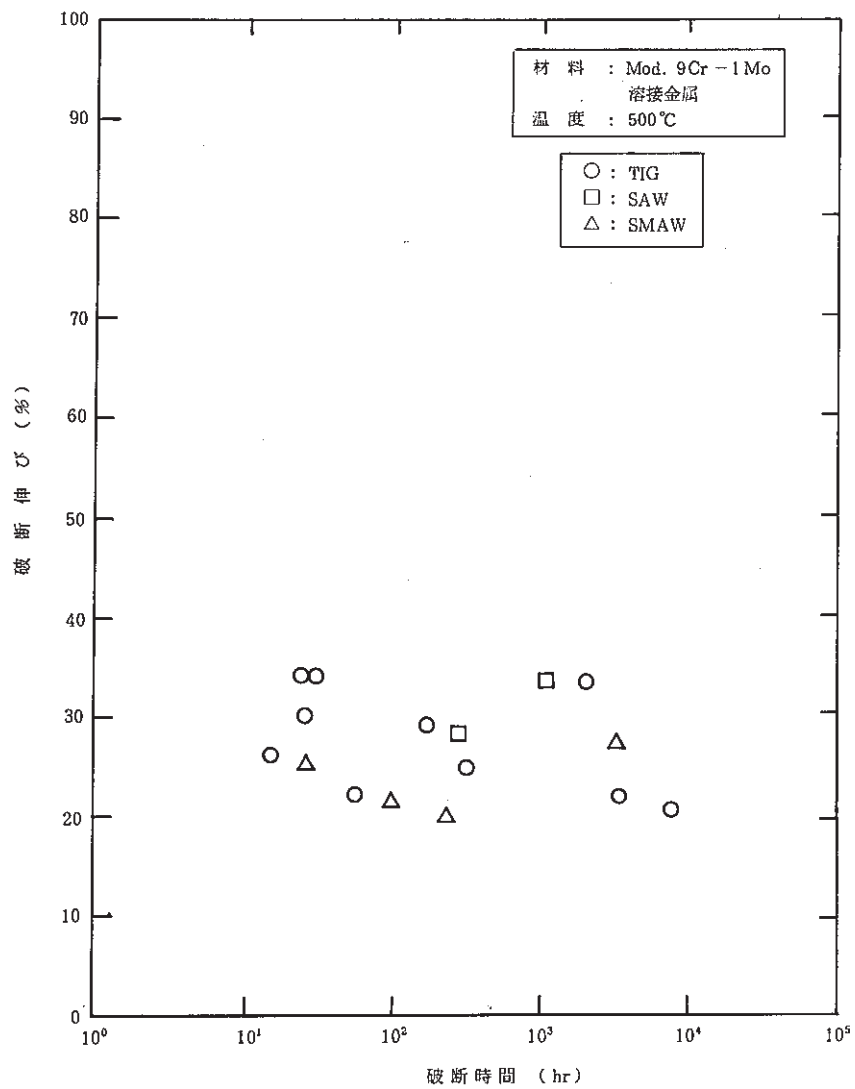


図 1.3 - 6(a) 溶接金属のクリープ破断伸び (500 °C)

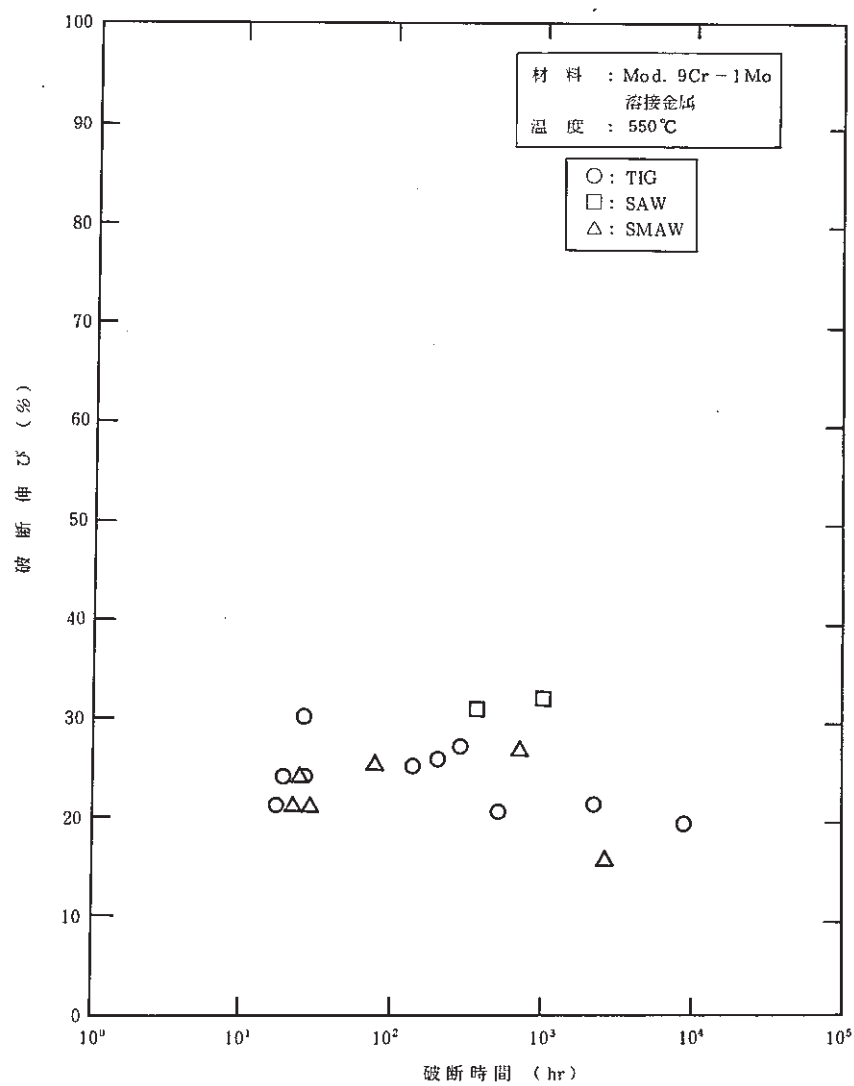


図 1.3 - 6(b) 溶接金属のクリープ破断伸び (550 °C)

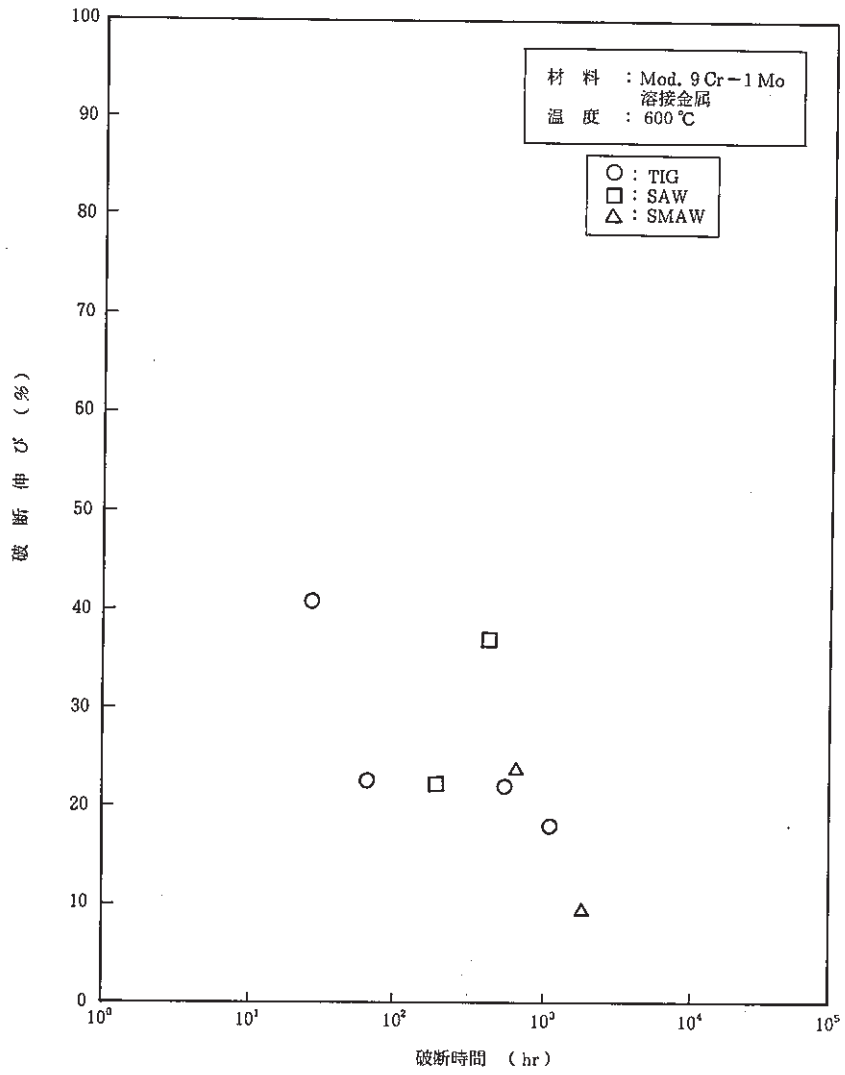


図 1.3-6(c) 溶接金属のクリープ破断伸び (600°C)

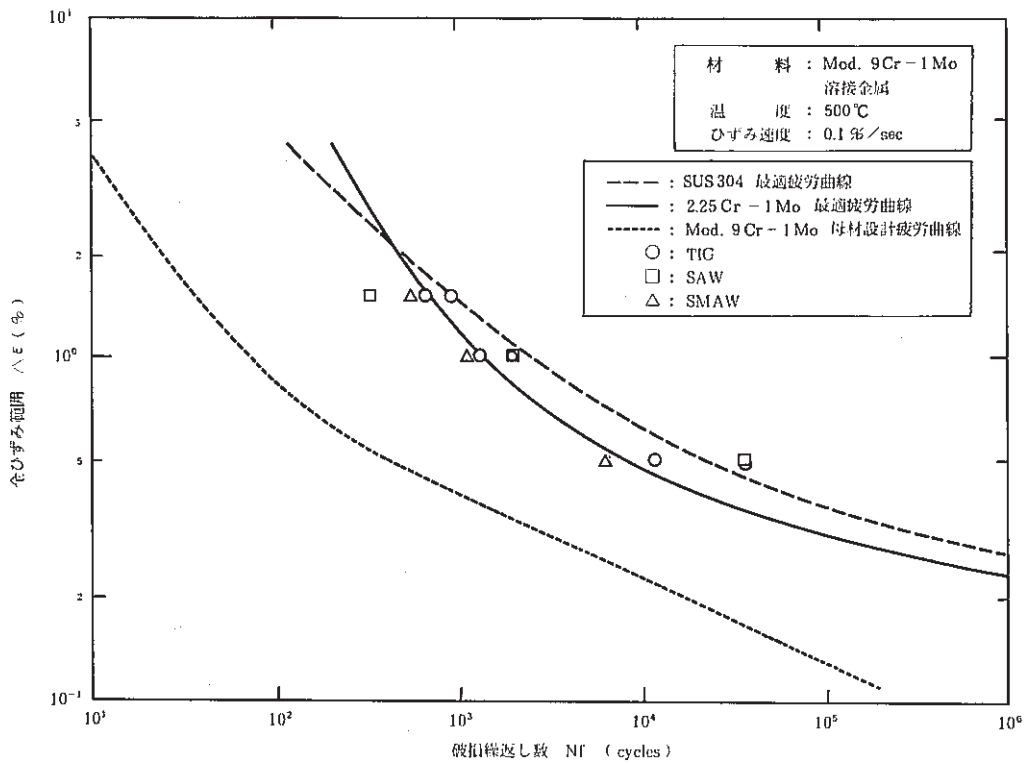


図 1.3 - 7(a) 溶接金属の低サイクル疲労特性 (500°C)

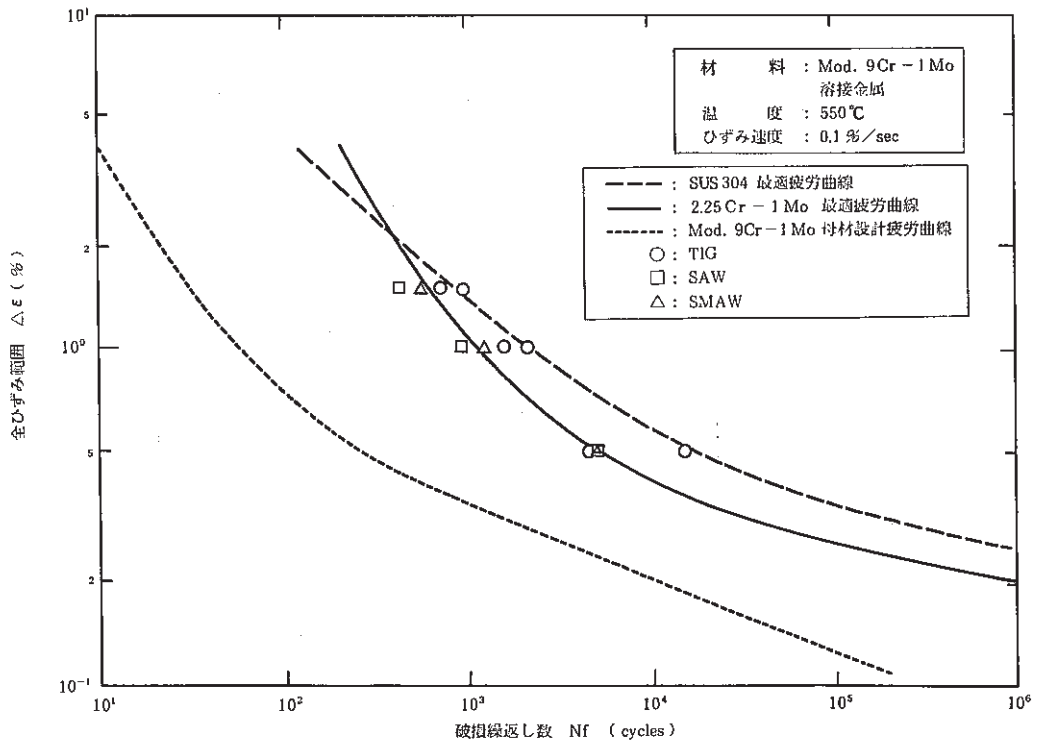


図 1.3 - 7(b) 溶接金属の低サイクル疲労特性 (550°C)

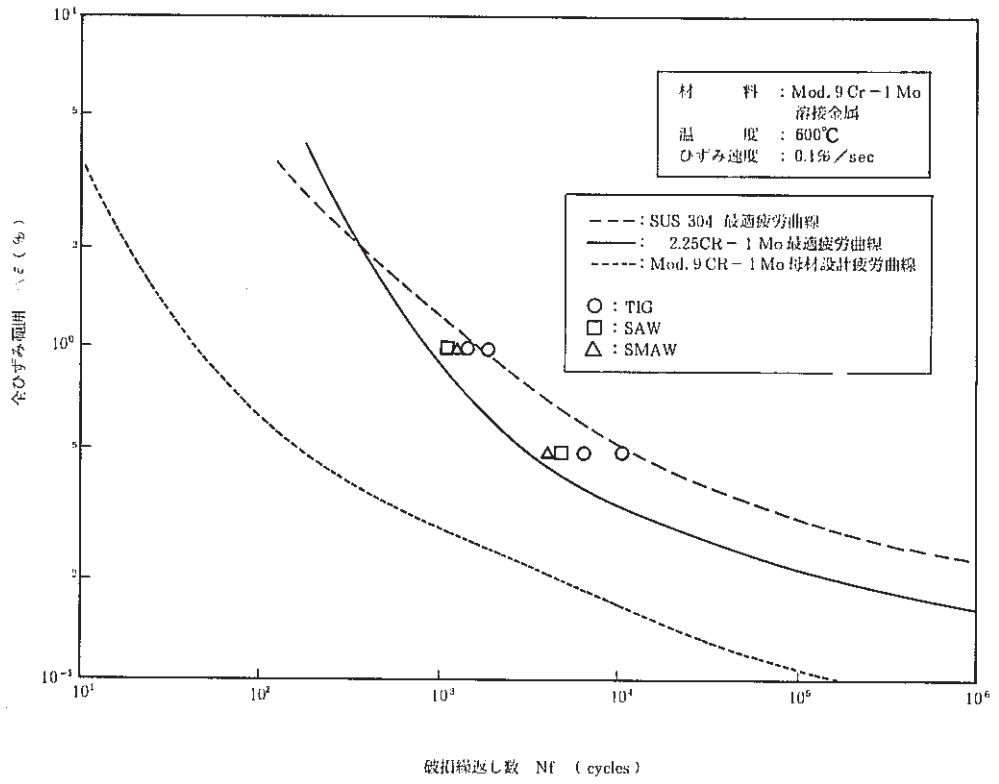


図 1.3-7(c) 溶接金属の低サイクル疲労特性 (600°C)

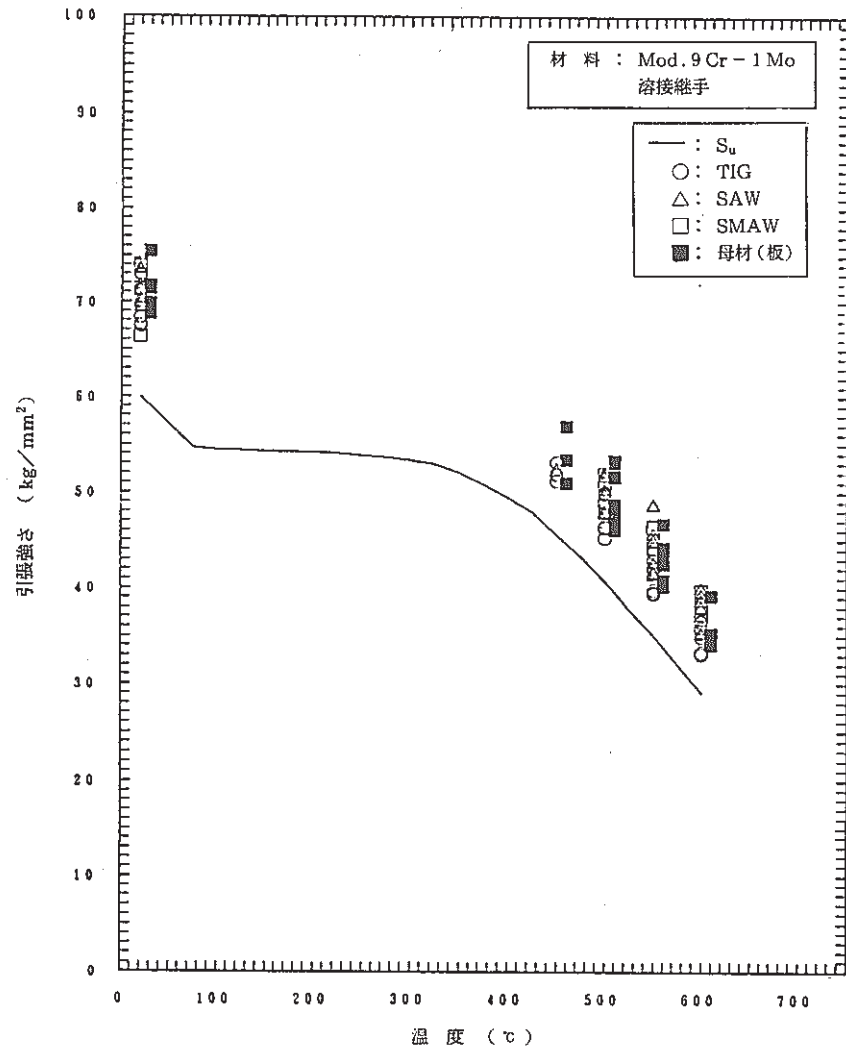


図 1.3 - 10 Mod.9Cr-1Mo 鋼溶接継手の引張強度

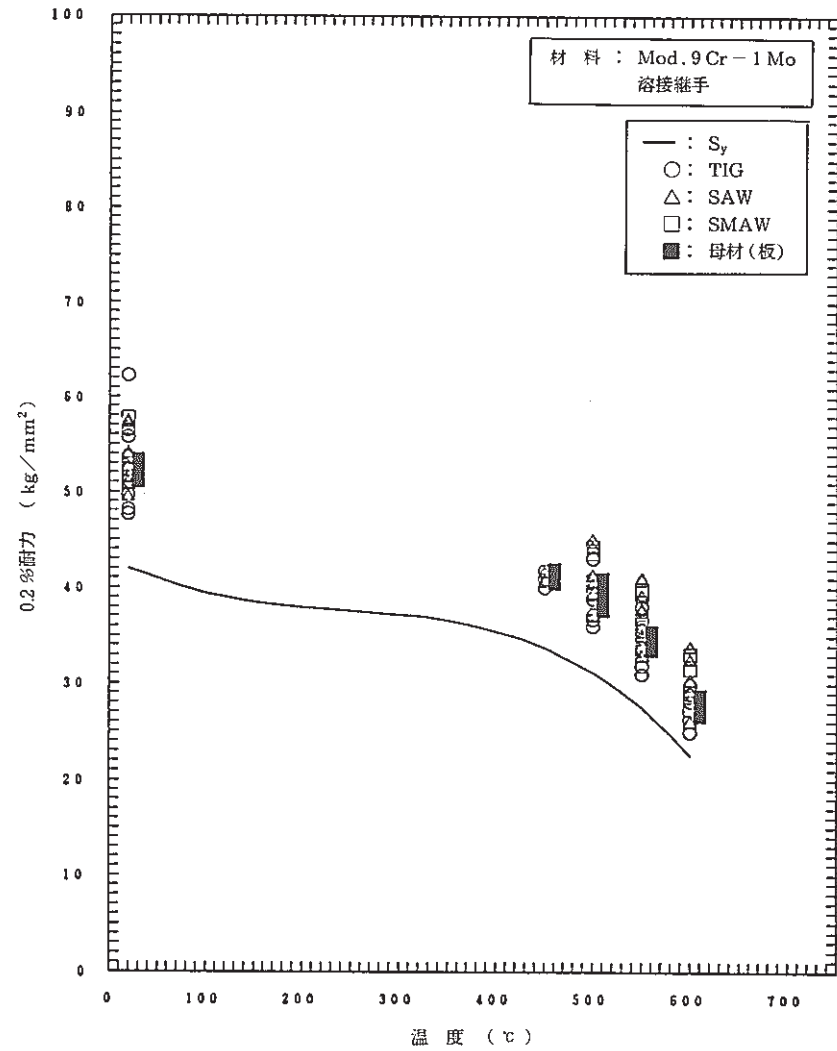


図 1.3 - 11 Mod.9Cr-1Mo 鋼溶接継手の0.2%耐力

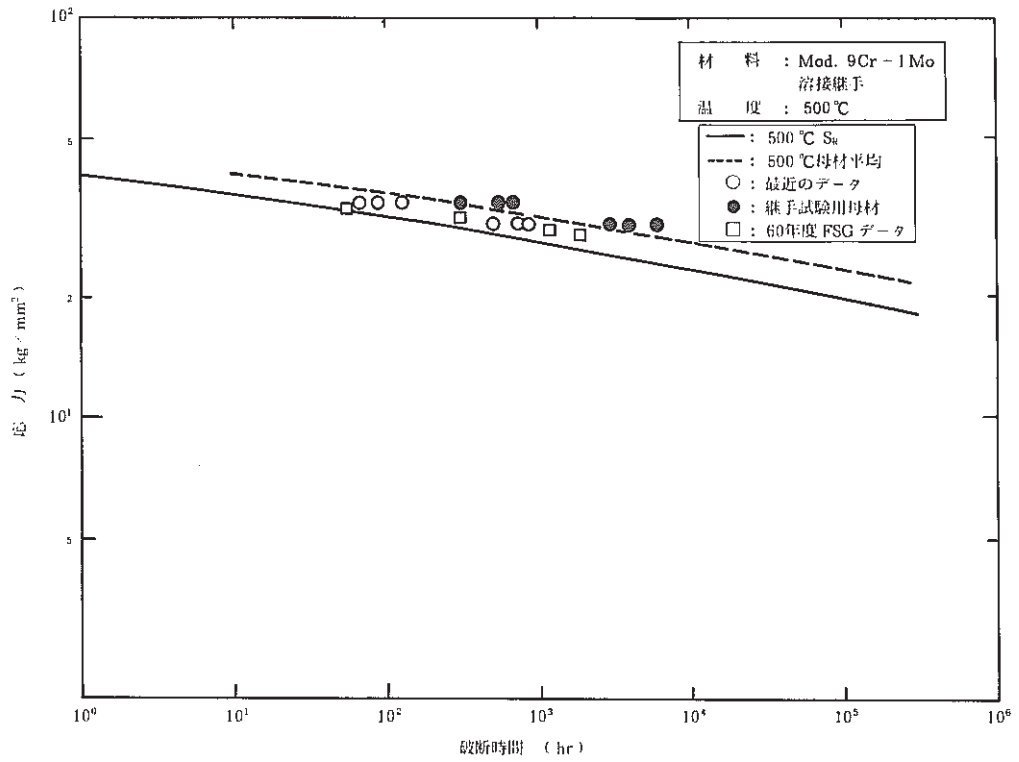


図 1.3 -12(a) Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ破断強度 (500°C)

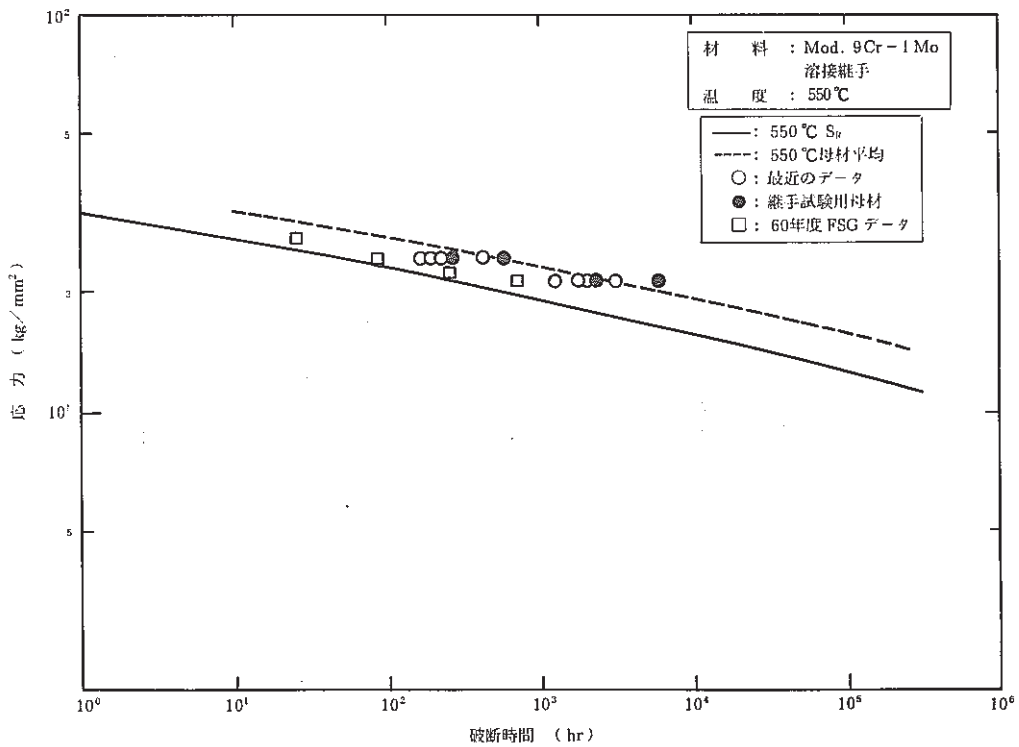


図 1.3 -12(b) Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ破断強度 (550°C)

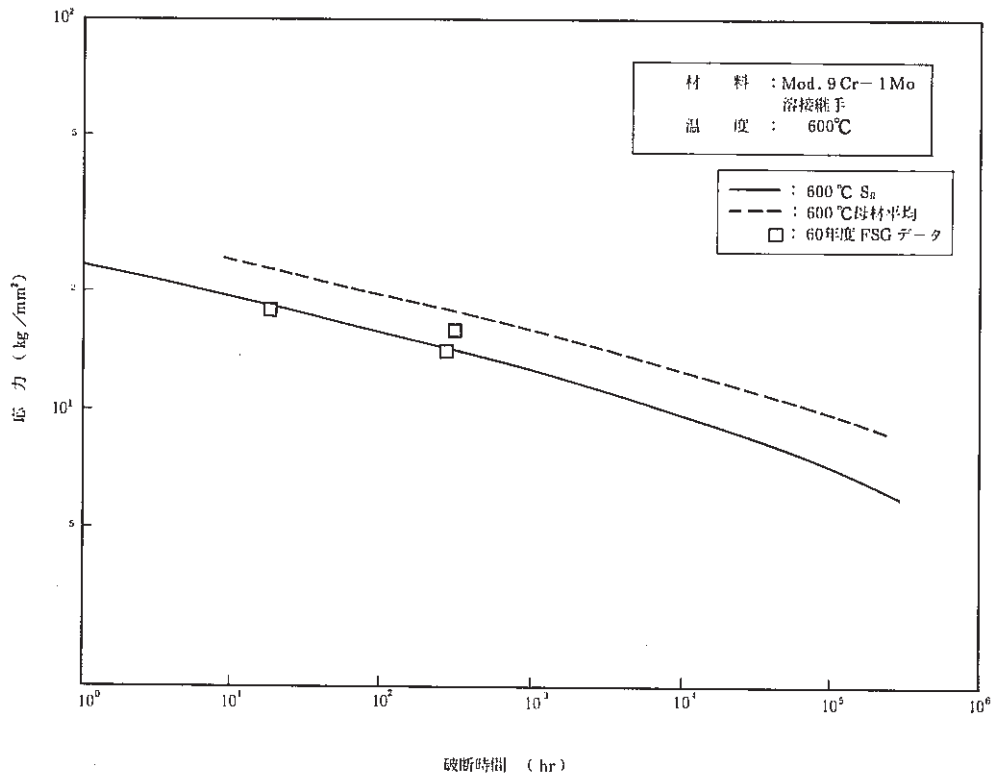


図 1.3-12(c) Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ破断強度 (600°C)

1.4 緩和クリープ損傷係数に関わる検討

(1) Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の材料強度基準等 (暫定値)¹⁾ 付図

付図 1.: 累積クリープ疲労損傷係数の制限 (図 1.4-1)

Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の繰返し特性は、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼等フェライト鋼と同様軟化性を示す (図 1.4-2 参照)。材料強度基準等 (暫定値)¹⁾ では、内外ともデータが稀少であることから、安全側評価を与えるものと判断される高速原型炉高温構造設計方針材料強度基準等⁸⁾ (以下原型炉材料強度基準等と略称) における $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼の累積クリープ疲労損傷係数の制限値 D を適用した。

付図 2.: D*

詳細計算については、前項同様の考え方から、解説・高速原型炉第 1 種機器の高温構造設計方針⁹⁾ (以下原型炉設計方針と略称) に記述されている $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼の D* を算出する方法に従った。算出に使用した材料特性は、表 1.2-2 ~ 表 1.2-4 に掲載されている弾塑性応力-ひずみ関係式、クリープ破断式ならびに同ひずみ式である。弾性追従係数は $q=3$ である。計算結果の例を図 1.4-3 に示す。表示の方法も Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の降伏応力が高いことから $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼に従っている。図 1.4-4 に参考として Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼の D* 詳細計算結果の比較をした。図中実線が Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼を、破線が $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼を示す。同図から、Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼は、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼に比較して高温特性が良好であることが判る。

材料強度基準等 (暫定値) には、設計解析に簡便に適用可能な簡易解析による係数が与えられている。同簡易式の策定方法は基本的に $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼に従っているが、 S_i-S_g による D* 値の整理によれば両者の特性に差がみられたことから、各係数・指数値が異なる結果となった。特に、 S_i-S_g における傾きは、範囲によらず温度依存性が見られたことから、 S_i-S_g の値が比較的低い範囲においても温度依存性があるものとして計算した。また、簡易計算は、損傷係数が低い範囲で、詳細計算値へのあてはめが良好となるよう定めた。簡易式作成の手順は以下の通り。

- ① D* の詳細計算値の作成方法に基づき、温度を 400 ~ 600 °C、応力水準 S_g を S_g における設計クリープ破断時間が $3 \times 10^3 \sim 3 \times 10^6$ 時間となるように、また、初期応力 S_i を応力差 S_i-S_g が 1.0 ~ 50.0 kg/mm² となるようにして D* を計算し、D* と応力差 S_i-S_g の関係を図示すると図 1.4-5(a) ~ 図 1.4-5(g) のようになる。温度ならびに初期応力の値の設定には、本鋼種が、将来、高速大型炉の高温構造材料として適用された場合における使用範囲を考慮した。

同図からは次のような事実が確認できる。

- (a) 応力差 S_i-S_g が比較的小さい ($S_i-S_g \leq 2 \sim 3$ kg/mm²) とき、すなわち、クリープ損傷係数の値が低いときと、大きい領域とでは、傾向に差が見られる。特に、

$S_i - S_g \leq 20 \sim 30 \text{ kg/mm}^2$ 以降では傾きの鈍化が顕著である。また、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}(\text{NT})$ 鋼に見られた低応力差領域での温度非依存性は、長時間側データを中心に確認し難い。

(b) 温度依存性は、 S_g を小さくするに従い、次第に小さくなる。一方、 S_g を小さくするに従い、高応力差領域における $S_i - S_g$ の傾きの鈍化は現れ難くなる。

- ② これらの事実より、 D^* は、 $t_R(S_g)$ 、 $S_i - S_g$ および温度より以下のように記述される 2 直線によって安全側に包含できるものとした。

$$D^* = D_0 (t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g)/C_0)^{m_0(T)} \quad (1.4-1)$$

$$D^* = D_n (t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g)/C_n)^{m_n(T)} \quad (1.4-2)$$

(1.4-2) 式によれば応力差 $S_i - S_g$ が比較的大きい値を取る領域では、 D^* 値が直線性を失う分だけ詳細計算との誤差は大きくなる。ここでは、値そのものが安全側に偏ること、高応力側での設計が実際には用いられないこと等を考慮して両式による近似を採用した。

- ③ 適用温度範囲を $375 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$ として、温度 $T(^\circ\text{C})$ を以下の無次元数 x に置き換える。

$$X = (T - T_0)/C_x; \quad 0 \leq X \leq 1 \quad (1.4-3)$$

$$T_0 = 375$$

$$C_x = 225$$

- ④ 指数 m_0 、 m_n は、図 1.4-5(a)~図 1.4-5(g) を参考として以下のように定めた。

指数 m_0 : $S_i - S_g = 1 \sim 2.5 \text{ kg/mm}^2$ の区間の勾配の平均的傾向 (図 1.4-6 参照)

指数 m_n : $S_i - S_g = 5 \sim 7 \text{ kg/mm}^2$ の区間の勾配の平均的傾向 (図 1.4-7 参照)。

- ⑤ 係数 D_0 は、 $S_i - S_g = 2.5 \text{ kg/mm}^2$ における D^* 値を基本的に包絡するように定めた。具体的には、図 1.4-8 に示すように $400 \text{ }^\circ\text{C}$ における 10^2 時間データと 10^6 時間データとを結ぶ直線を次式で表した。

$$\log_{10}(D_0) = \log_{10}(D_{01}) + \alpha_0 \log_{10}(t_R) \quad (1.4-4)$$

この時、一部データが包絡線式 (1.4-4) よりはずれるが、これは、図 1.4-5(a)~図 1.4-5(g) でも明らかなように、低温長時間側では、 $S_i - S_g$ のかなり小さい領域でも式 (1.4-2) に支配されていることに基づく。

- ⑥ 係数 D_n は、 $S_i - S_g = 7 \text{ kg/mm}^2$ における D^* 値を基本的に包絡するように定めた。具体的には、図 1.4-9 および図 1.4-10 に示すように温度ならびに S_g レベルにおける設計クリープ破断時間の 2 つの因子を考慮して定めた。まず、 $t_R(S_g)$ に関しては試行錯誤によって $t_R(S_g) = 10$ 時間、 $D^* = 10^{-2}$ をピボット点として定めて破断時間傾向を包絡させ、温度傾向については、 $t_R(S_g) = 3 \times 10^6$ 時間での傾向を基本的に包絡させた。図 1.4-10

によれば、低温短時間側で裕度が過度になっているように見えるが、この領域の大部分は式(1.4-1)に支配されており、実用上支障ないものと判断した。

⑦ 以上の解析結果より、 D^* の簡易計算式を以下の形とした。

$$\text{Max. } \{ D_0 (t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g) / C_0)^{m_0(T)}, \\ D_n (t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g) / C_n)^{m_n(T)} \} \quad (1.4-5)$$

簡易式に関わる材料定数等を表1.4-1に示す。また、詳細計算と簡易計算によって得られた結果の比較例を図1.4-11に示す。図中、実線が簡易式によって得られた計算結果であり、点線が詳細解析の値を示す。同図から、本簡易式によって得られた結果が、詳細解析の傾向を概ね良く表現しており、特に設計解析上重要な低応力域での D^* 値近傍で精度良く記述していることがわかる。

付図3.: D^{**}

詳細計算については、本係数値も原型炉設計方針に記述されている $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo(NT)}$ 鋼の D^{**} を算出する方法に従っている。算出に使用した材料特性は、前項 D^* の計算同様表1.2-2～表1.2-4に掲載されている弾塑性応力-ひずみ関係式、クリープ破断式ならびに同ひずみ式である。計算結果の例を図1.4-12に示す。

簡易式の策定方法は基本的に $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo(NT)}$ 鋼に従っているが、 $S_i - S_g$ による D^{**} 値の整理によれば両者の特性に、 D^* 同様に差がみられたことから、各系数・指数値が異なる結果となった。特に、 $S_i - S_g$ の整理における係数は、 $S_i - S_g$ の比較的大きな領域で $S_i - S_g$ ばかりでなく、温度にも依存することから、両パラメータを考慮した設定とした。また、簡易計算は、損傷係数が低い範囲で、詳細計算値へのあてはめが良好となるよう定めた。簡易式作成の手順を以下に示す。

① D^{**} の詳細計算値の作成方法に基づき、温度を $400 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$ 、応力水準 S_g を S_g における設計クリープ破断時間が $3 \times 10^3 \sim 3 \times 10^6$ 時間となるように、また、初期応力 S_i を応力差 $S_i - S_g$ が $1.0 \sim 50.0 \text{ kg/mm}^2$ となるようにして D^{**} を計算し、 D^{**} と応力差 $S_i - S_g$ の関係を図示すると図1.4-13(a)～図1.4-13(g)のようになる。同図からは次のような事実が確認できる。

(a) 応力差 $S_i - S_g$ が比較的小さい ($S_i - S_g \leq 3 \sim 5 \text{ kg/mm}^2$) とき、中程度 ($7 \text{ kg/mm}^2 \leq S_i - S_g \leq 20 \text{ kg/mm}^2$) ならびに、大きい領域 ($S_i - S_g \geq 30 \text{ kg/mm}^2$) とでは、明らかに傾向に差が見られる。特に、 $S_i - S_g \geq 30 \text{ kg/mm}^2$ では傾きの鈍化が顕著である。しかし、いずれの時間、温度における傾向も2直線(比較的小さい領域と中程度の領域の傾き)によって安全側に包絡できることがわかる。また、 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo(NT)}$ 鋼に見られた低応力差領域での温度非依存性は、Mod. 9Cr-1Mo(NT) 鋼においても応力差 $S_i - S_g$ が小さい ($S_i - S_g \leq 3 \text{ kg/mm}^2$) とき顕著であった。

(b) 温度依存性は、 S_g による破断時間が長くなればなるほど、次第に顕著になり、変曲点（傾きが急になる中程度領域）が、低応力域に移行してくる。

- ② これらの事実より、 D^{**} は、 $t_R(S_g)$ 、 $S_i - S_g$ 及び温度より以下のように記述される2直線によって安全側に包含できるものとした。

$$D^{**} = D_{P0}(t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g) / C_{P0})^{n_{P0}} \quad (1.4-6)$$

$$D^{**} = D_{Pn}(t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g) / C_{Pn})^{n_{Pn}(T)} \quad (1.4-7)$$

式(1.4-7)によれば前述したように、応力差 $S_i - S_g$ が比較的大きい値を取る領域で D^{**} 値が直線性を失う分だけ詳細計算との誤差は大きくなる。ここでは、値そのものが安全側に偏ることおよび、高応力側での設計が行われないこと等を考慮して両式による近似を採用した。

- ③ 適用温度範囲を375～600℃として、温度 T (℃)を前項 D^* 簡易式作成のときと同様に(1.4-3)式に従って、無次元数 x に置き換える。

- ④ 指数 n_{P0} 、 n_{Pn} は、図1.4-13(a)～図1.4-13(g)を参考として以下のように定めた。

指数 n_{P0} ： $S_i - S_g = 1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ の区間の勾配の平均的傾向を温度に依存しない一定値として表した(図1.4-14参照)。

指数 n_{Pn} ： $S_i - S_g = 10 \sim 20 \text{ kg/mm}^2$ の区間の勾配の平均的傾向を温度の一次式で表すこととした(図1.4-15参照)。

- ⑤ 係数 D_{P0} は、 $S_i - S_g = 3 \text{ kg/mm}^2$ における D^{**} 値を基本的に包絡するように定めた。具体的には、図1.4-16に示すように400℃における 3×10^3 時間データと 3×10^6 時間データとを結ぶ直線を次式で表した。

$$\log_{10}(D_{P0}) = \log_{10}(D_{P01}) + \alpha_P \log_{10}(2t^*/D_{C1}) \quad (1.4-8)$$

- ⑥ 係数 D_{Pn} は、当初、 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo(NT)}$ 鋼同様温度に関わりなく、 $S_i - S_g = 2 \text{ kg/mm}^2$ における $D^{**} = 10^{-4}$ をピボット点として、 $S_i - S_g \geq 7 \text{ kg/mm}^2$ における D^{**} 値を基本的に包絡するように定めた。しかし、応力差 $S_i - S_g$ が小さい領域との整合が取れないことなどから、係数 D_{Pn} は、図1.4-17および図1.4-18に示すように温度ならびに S_g レベルにおける設計クリープ破断時間の2つの因子を考慮して定めることとした。 $t_R(S_g)$ に関して、 $t_R(S_g) = 10$ 時間、 $D^{**} = 3 \times 10^{-2}$ をピボット点として定め、温度傾向については、 $t_R(S_g) = 1 \times 10^6$ 時間における傾向を基本的に包絡させた。図1.4-18によれば、低温長時間側で一部非安全側の評価を与えることになるが、実用上支障ないものと判断した。

- ⑦ 以上の解析結果より、 D^{**} の簡易計算式を以下の形とした。

$$\text{Max.} \{ D_{P0}(t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g) / C_{P0})^{n_{P0}}, \\ D_{Pn}(t_R(S_g)) \times ((S_i - S_g) / C_{Pn})^{n_{Pn}(T)}, 10^{-4} \} \quad (1.4-9)$$

簡易式に関わる材料定数等を表 1.4 - 2 に示す。詳細計算と簡易計算によって得られた結果の比較例を図 1.4 - 19 に示す。図中、実線が簡易式による結果を、点線が詳細解析による値を示している。簡易解析値は、比較的低い D^{**} 値を中心に詳細解析の傾向を良く記述している。

(2) 緩和クリープ損傷係数の改訂の見通し

付図 1.

今年度の調査では、Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼は高温の材料特性が良好であって、クリープ効果が顕著となる温度域が比較的高く、ORNL 等米国データ¹⁰⁾ では、従来の損傷ダイアグラムからは適切な損傷評価ができないとの指摘もある。米国では、現在改訂を目指して R&D を展開中であり、改訂新制限は、クリープ損傷を受け難い同鋼の長所を特徴づけるものとなり、それによって、同鋼の高温における構造設計がさらに有利なものとなることが期待されている。このため、今後早急に信頼度の高いクリープ疲労試験データを蓄積することならびに、改訂作業が先行している米国 ASME の動向に充分留意していく必要がある。

付図 2.: D^* および、付図 3.: D^{**}

図 1.4 - 20 に現行評価に基づいたクリープ疲労寿命予測の結果を示した。図中、黒塗のシンボルは、国内鉄鋼メーカーとの共同研究において動燃事業団が昭和 62 年度に分担実施したクリープ疲労試験データであり¹¹⁾、白抜きマークは田口らによって最近国内で発表された¹²⁾ 試験データである。また、実線は同鋼に対する予測線を、点線は比較のために記載した SUS 304 に対する同様の予測線である。この結果からは、データも少なく 1 温度のみの結果であることから結論づけることはできないが、Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼は、高温でのクリープ疲労寿命に関し、SUS 304 並の強度を有し、現行評価はそれに対して充分裕度を持った予測結果を与えることが推測できる。

本年度の $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼のクリープ疲労に関する線形損傷則に基づく解析検討により、従来、繰返し軟化材には比較的高い裕度を持たせていた現行評価法の改訂の見通しが得られた。このことは、同様の繰返し特性を有する素材において、 $\frac{1}{2}Nf$ 近傍の応力-ひずみ関係ならびに、繰返し負荷途中におけるひずみ保持中の応力緩和挙動が精度良く記述できれば、クリープ損傷をかなり適切に評価できることを示している。改訂に必要な材料特性データは、精度の高いクリープ疲労試験データのほか、基本材料特性を裏付ける高温引張、疲労、クリープならびに応力緩和試験データといったすべての材料試験データにわたる。合理化されたクリープ疲労評価の確立には、これらのデータの蓄積・整備が急務である。特に、ひずみ保持中の応力緩和挙動の特性や、繰返し塑性のひずみ速度依存特性等は、従来材料に対しても少ないデータとなっていることから、低サイクル疲労ならびに、ひずみ保持型クリープ疲労試験の実施にあたっては、是非取得すべきデータである。表 1.4 - 3 に本年度に収集された低サイクル疲労試験データに基づいて暫定した動的応力-ひずみ関係式を、図 1.4 - 21 に同式による温度別のあてはめ精度

を示した。昭和63年度作業により、Mod. 9Cr-1Mo(NT)鋼のクリープひずみ曲線を改訂する予定であるが、それにともない動的応力-ひずみ関係式を適用する提案手法に従ったD**の算定を実施する。新手法については、繰返し負荷途中のひずみ保持中応力緩和挙動の保守的かつ精度の高い予測（特に長時間外挿性）等まだ検討を継続しなければならない項目もあり、直接改訂には繋がらないが、基本仕様の選択時期までには、暫定値を改訂する予定である。

現行設計方針においては、図1.4-22に示すように、機器の対象部に応力水準 S_g を超える（1次+2次）応力あるいは、ピーク応力が存在すれば、その場合のクリープ損傷を、各々緩和クリープ損傷係数D*およびD**値によって与える設計手法となっている。これは現行設計方針と同様、弾性解析ベースでの設計を基盤としている米国ASME Code Case N-47¹³⁾の評価と比較して、より合理的な手法となっている¹⁴⁾が、なお、単一局部における負荷履歴（前述の2つの型の応力が発生したものと判断）に対し、合理化しうる設計裕度を与える評価となっている。これは、原型炉設計方針では潜在的な裕度として扱われるが、非弾性解析手法の充実や試験データの蓄積に伴い初期応力ならびに弾性追従係数の適切な設定により、両損傷係数を統一的に評価することで合理化しうる見通しが得られている¹⁵⁾（図1.4-23参照）。さらに、今回の繰返し軟化性材料に対する検討結果ならびに、平均ひずみ効果を考慮すれば、材料や繰返し回数に関わりなく初期応力は動的応力-ひずみ関係式（単軸低サイクル疲労試験の $\frac{1}{2}Nf$ 近傍における応力とひずみの関係）で与えられることから、今後の展開は、適切な等価弾性追従係数の設定に絞られているとあってよい。高速大型炉の設計を対象とした「高温構造設計方針」の合理化の動きに歩調を合わせなければならないが、両損傷係数の統一によるクリープ損傷評価の合理化は、昭和63年度に見通しが得られる予定である。

いずれにしても、Mod. 9Cr-1Mo(NT)鋼母材のクリープ疲労評価に関わる昭和63年度における課題は、①クリープひずみ式改訂によるひずみ保持中緩和挙動予測の高精度化および、②緩和クリープ損傷係数D*およびD**値の合理化にある。

表 1.4 - 1 Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の D*簡易式<暫定値>

$$D^* = \text{Max} [D_0 ((S_i - S_g) / C_0)^{m_0}, D_n ((S_i - S_g) / C_n)^{m_n}]$$

$$D_0 = D_{01} \cdot t_R^{\alpha_0}$$

$$m_0 = m_{01} + m_{02} X$$

$$D_n = D_{n1} (t_R / t_n)^{\beta_n}$$

$$\beta_n = \beta_{n1} + \beta_{n2} X$$

$$m_n = m_{n1} + m_{n2} X$$

$$X = ((T - T_0) / C_x)$$

	Mod. 9Cr-1Mo (NT) 板, 伝熱管
D_{01}	3.5×10^{-3}
α_0	-4.0×10^{-2}
C_0	2.5
m_{01}	2.6
m_{02}	-0.6
D_{n1}	1.0×10^{-2}
t_n	10.0
β_{n1}	0.36
β_{n2}	-0.34
C_n	7.0
m_{n1}	3.46
m_{n2}	-0.46
T_0	375.0
C_x	225.0

(注) 本 D* 簡易式は、9Cr 系鋼の材料特性を評価するために仮に定めたものであり、十分な裏付けデータに基づき関係者合意の上に定めたものではないので引用に際しては注意のこと。

表 1.4 - 2 Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の D**簡易式<暫定値>

$$D^{**} = \text{Max} [D_{p0} ((S_i - S_g) / C_0)^{n_{p0}}, D_{p1} ((S_i - S_g) / C_1)^{n_{p1}}, 10^{-4}]$$

$$D_{p0} = D_{p01} (2t^* / D_{c1})^{\alpha_p}$$

$$D_{p1} = D_{p11} (t_R / t_p)^{\beta_p}$$

$$\beta_p = \beta_{p1} + \beta_{p2} X$$

$$n_{p1} = n_{p11} + n_{p12} X$$

$$X = ((T - T_0) / C_x)$$

	Mod. 9Cr-1Mo (NT) 板, 伝熱管
D_{p01}	7.2×10^{-3}
D_{c1}	0.3
α_p	-0.288
C_0	3.0
n_{p0}	1.97
D_{p11}	3.0×10^{-2}
t_p	10.0
β_{p1}	0.224
β_{p2}	-0.227
C_1	20.0
n_{p11}	3.7
n_{p12}	-1.0
T_0	375.0
C_x	225.0

(注) 本 D** 簡易式は、9Cr 系鋼の材料特性を評価するために仮に定めたものであり、十分な裏付けデータに基づき関係者合意の上に定めたものではないので引用に際しては注意のこと。

表 1.4 - 3 Mod.9Cr - 1 Mo 鋼の繰返し (動的) ひずみ関係式

<p>⊙ $\Delta\sigma / 2 > \sigma_p$ のとき</p> $\log_{10} (\Delta\sigma - 2\sigma_p) = A_0 + A_1 \cdot \log_{10} (\Delta\varepsilon_t - \Delta\sigma / E)$ <p>⊙ $\Delta\sigma / 2 \leq \sigma_p$ のとき</p> $\Delta\sigma = E \cdot \Delta\varepsilon_t$ <p>使用単位</p> <p>T : 温度 (°C) $\leq T \leq 650$</p> <p>$\Delta\sigma$: 応力範囲 (kg/mm²)</p> <p>$\Delta\varepsilon_t$: 全ひずみ範囲 (mm/mm)</p> <p>E : 縦弾性係数 (kg/mm²)</p> <p>σ_p : 比例限 (kg/mm²)</p>	
A_0	$98.73990 - 0.52935 \times T + 0.96421 \times 10^{-3} \times T^2 - 0.585000 \times 10^{-6} \times T^3$
A_1	$0.49895 \times 10^2 - 0.27257 \times T + 0.50036 \times 10^{-3} \times T^2 - 0.30647 \times 10^{-6} \times T^3$
E	$315 \leq T \leq 400 \quad E = 2.040 \times 10^4 - 8.0 \times T$ $400 \leq T \leq 650 \quad E = 2.126 \times 10^4 - 10.125 \times T$
σ_p	$54.6370 - 7.06234 \times 10^{-2} \times T + 2.56775 \times 10^{-4} \times T^2 - 3.52683 \times 10^{-7} \times T^3$ $- (83.0 - 8.75 \times 10^{-2} \times T) \times (0.002)^{0.417 - 5.125 \times 10^{-4} \times T}$

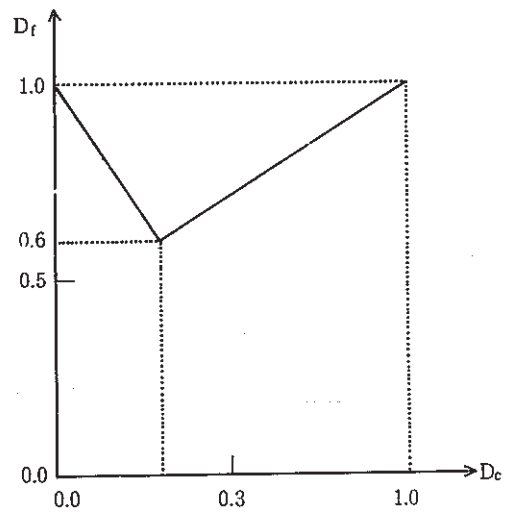


図. 1.4 - 1 累積クリープ疲労損傷係数の制限値：D

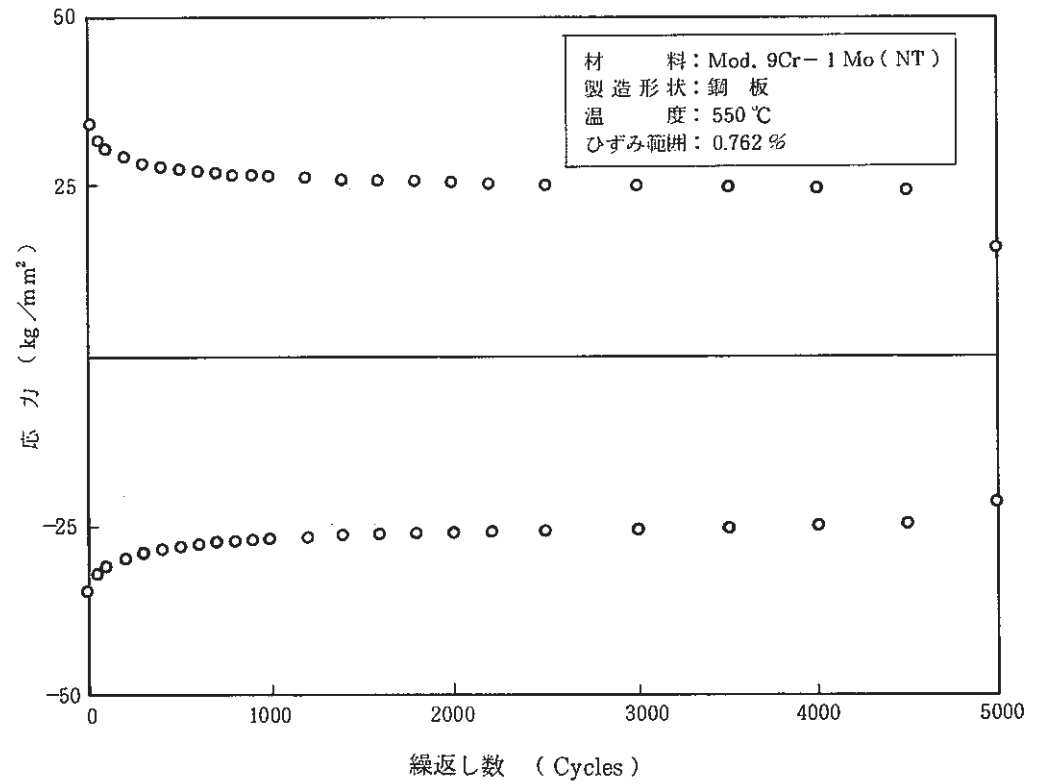


図 1.4 - 2 Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の繰返し軟化特性の例

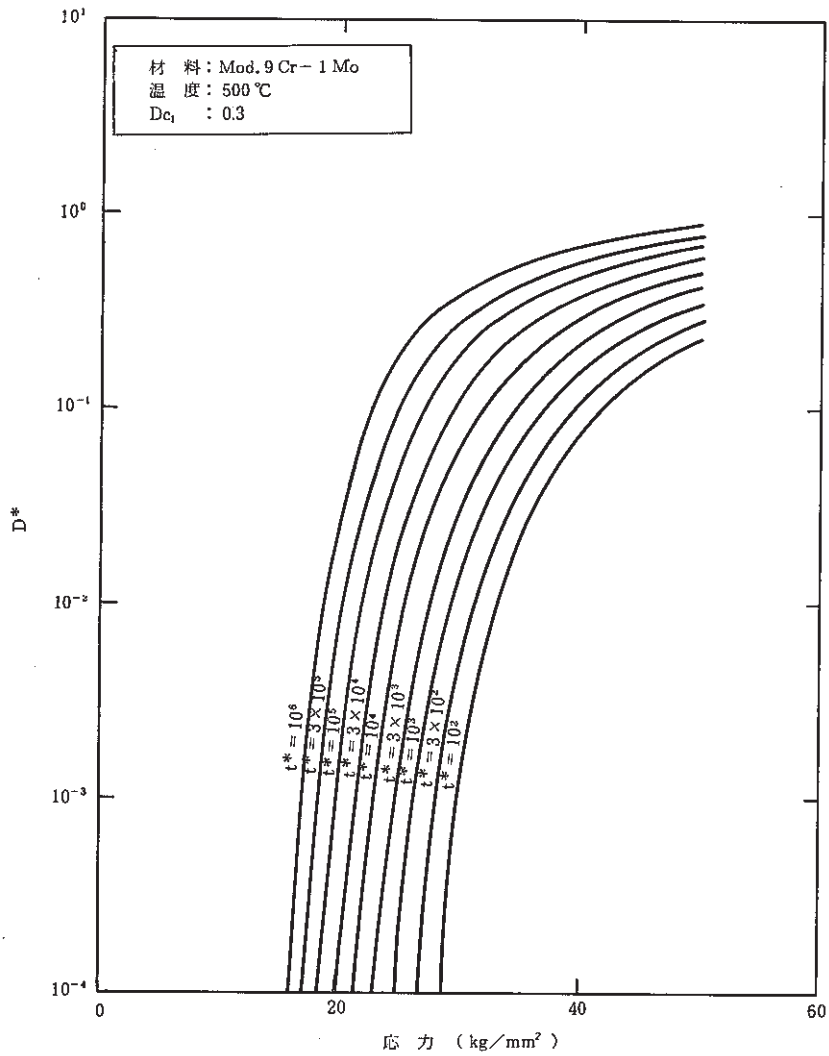


図 1.4 - 3 緩和クリープ損傷係数 D^* の詳細解析結果の例

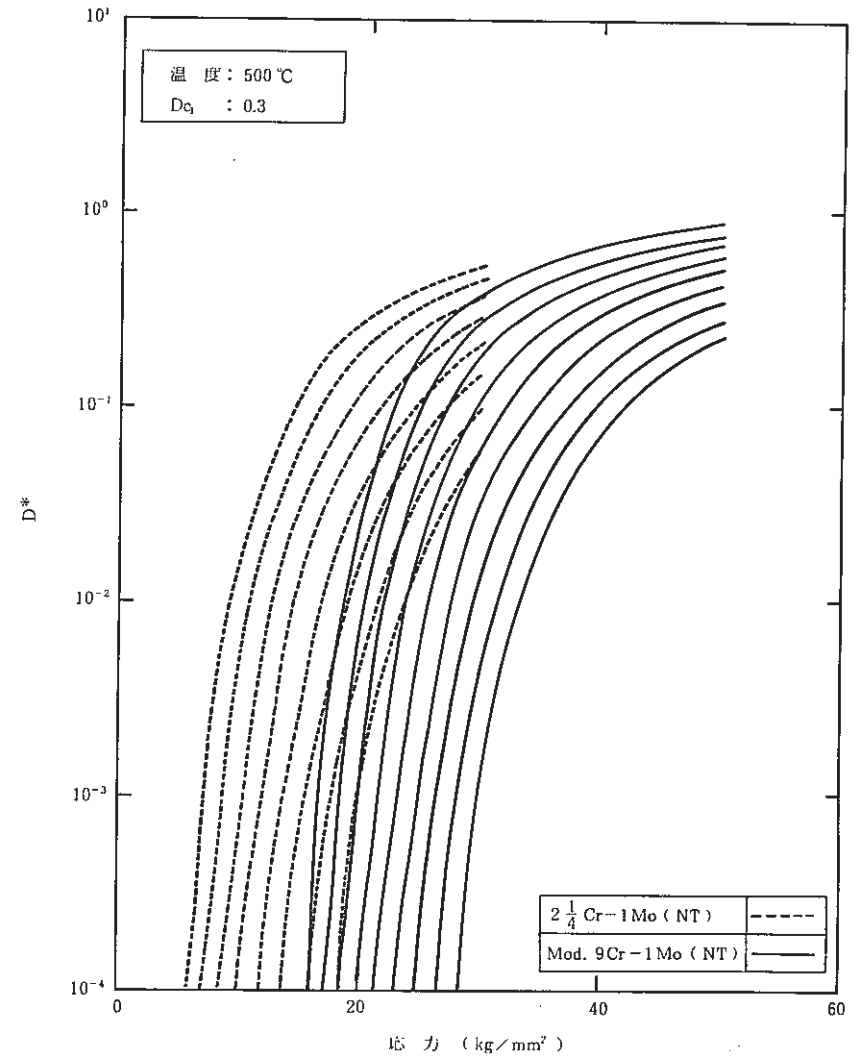


図 1.4 - 4 Mod. 9Cr-1Mo 鋼と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の
緩和クリープ損傷係数 D^* の比較例

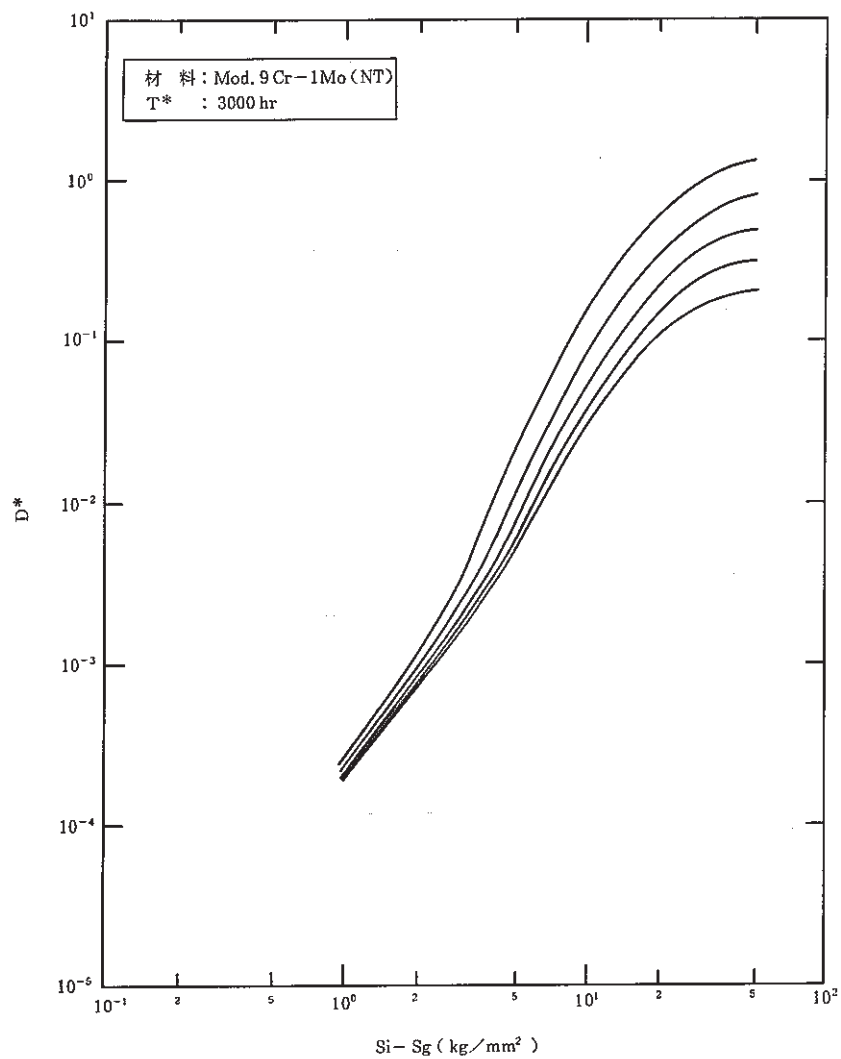


图 1.4 - 5(a)

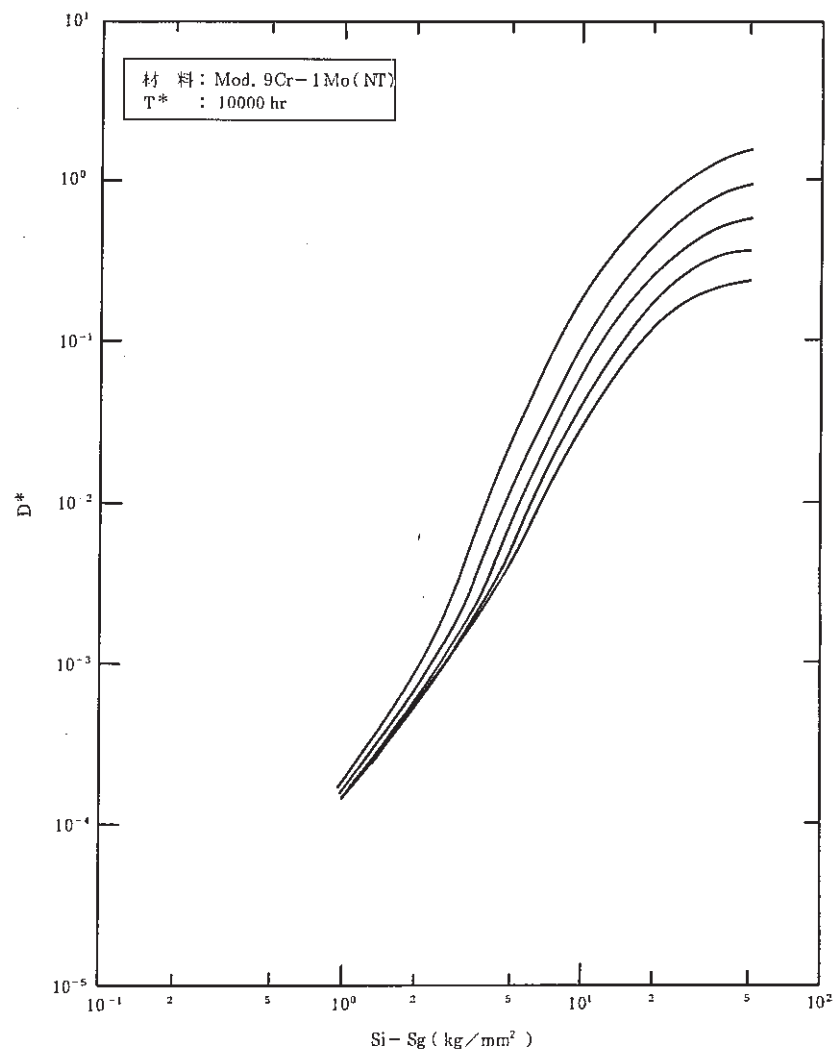


图 1.4 - 5(b)

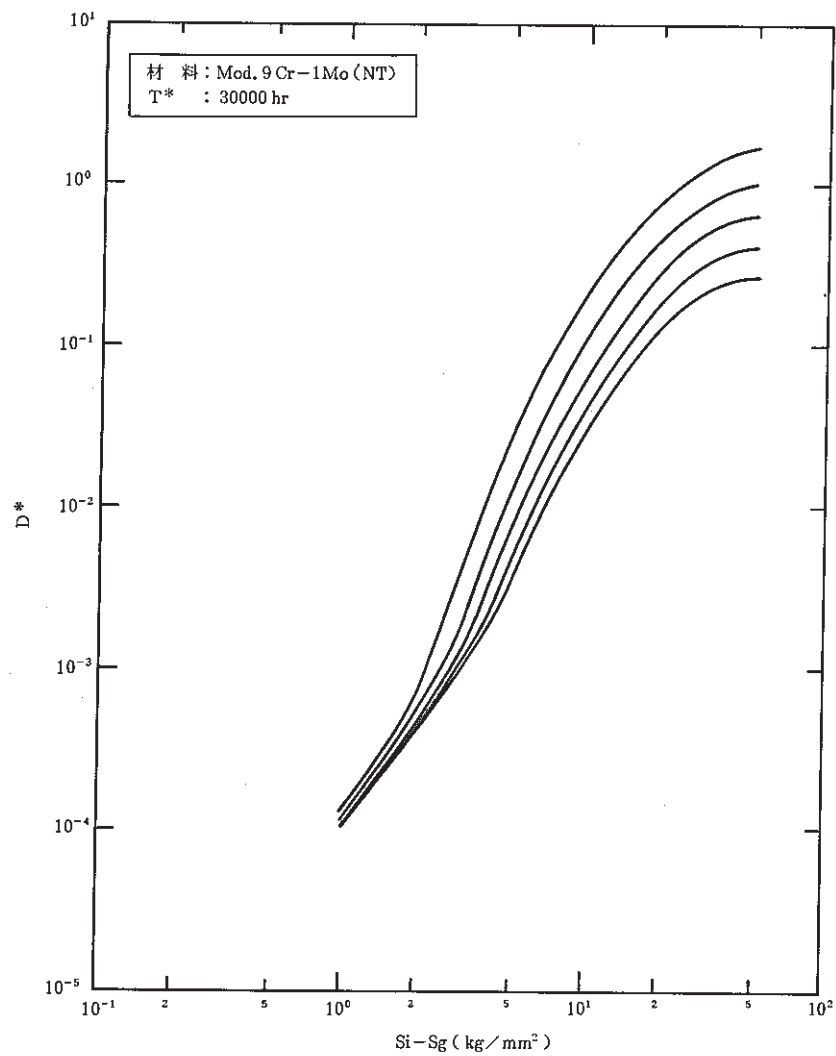


图 1.4-5(c)

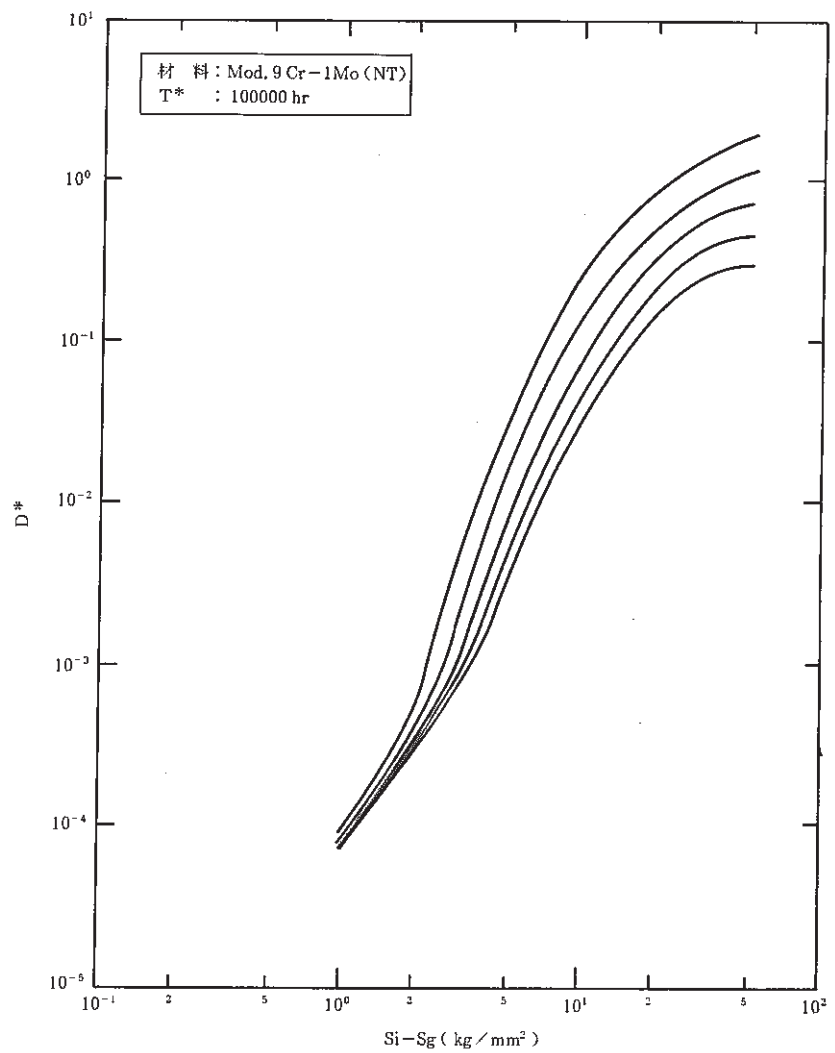


图 1.4-5(d)

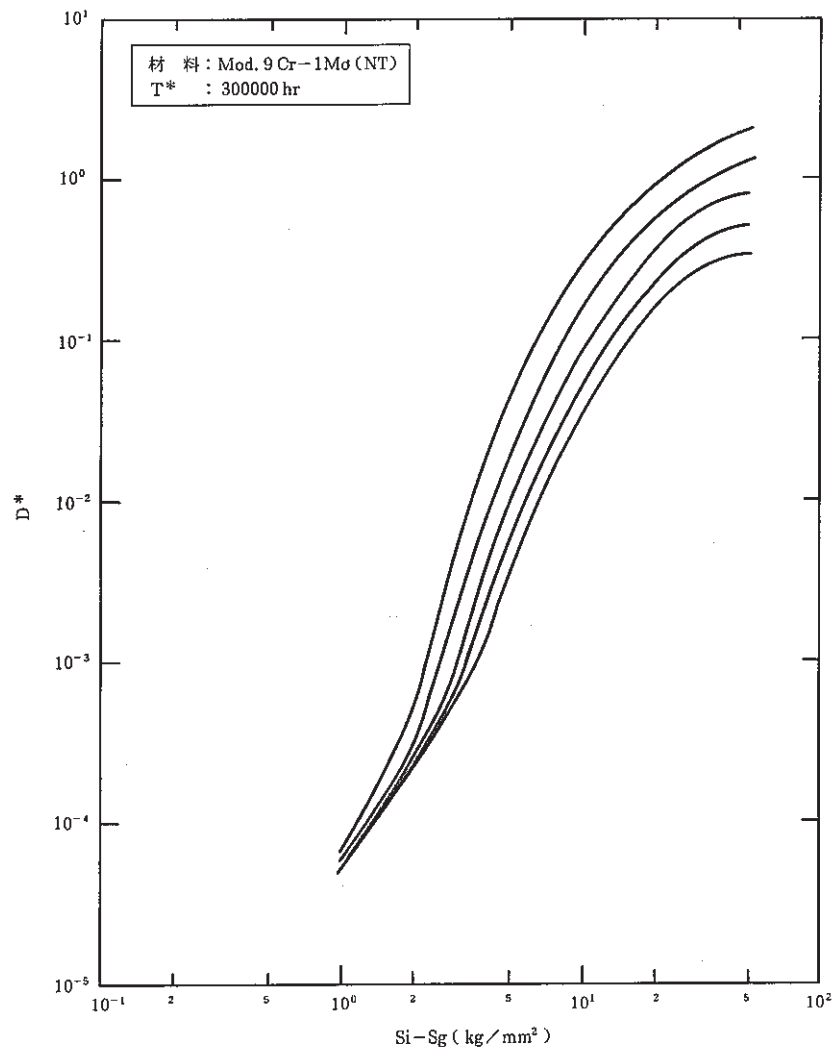


图 1.4 - 5(e)

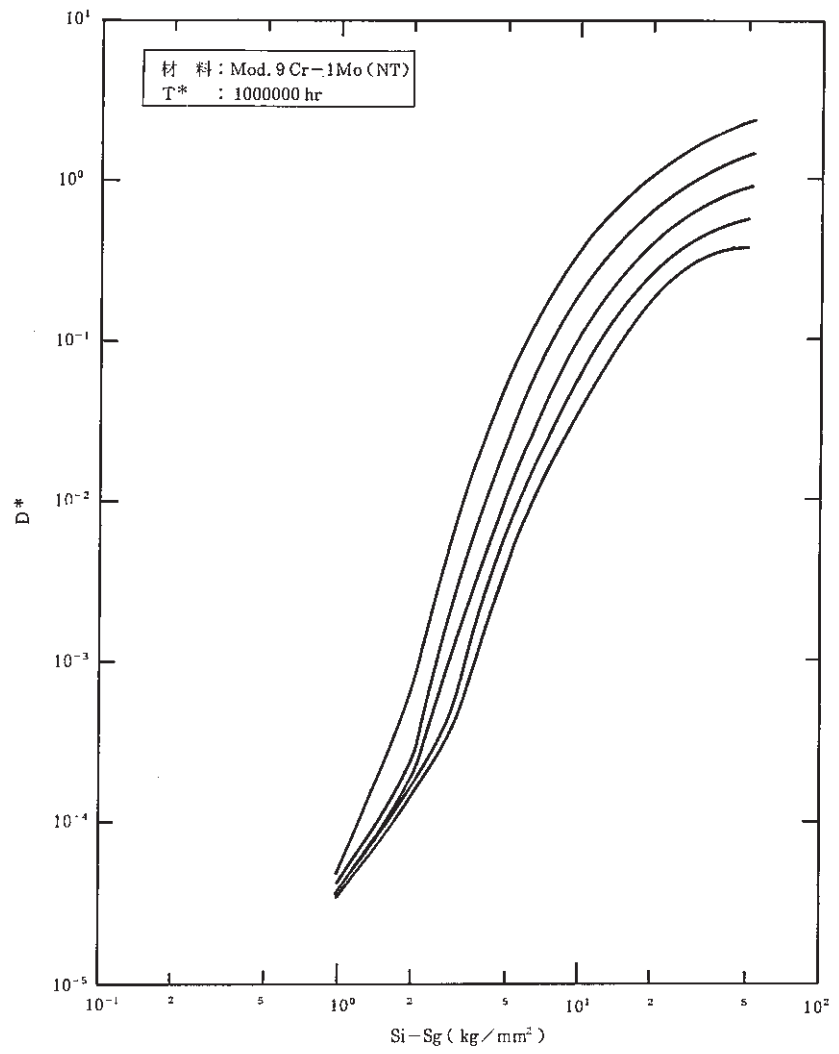


图 1.4 - 5(f)

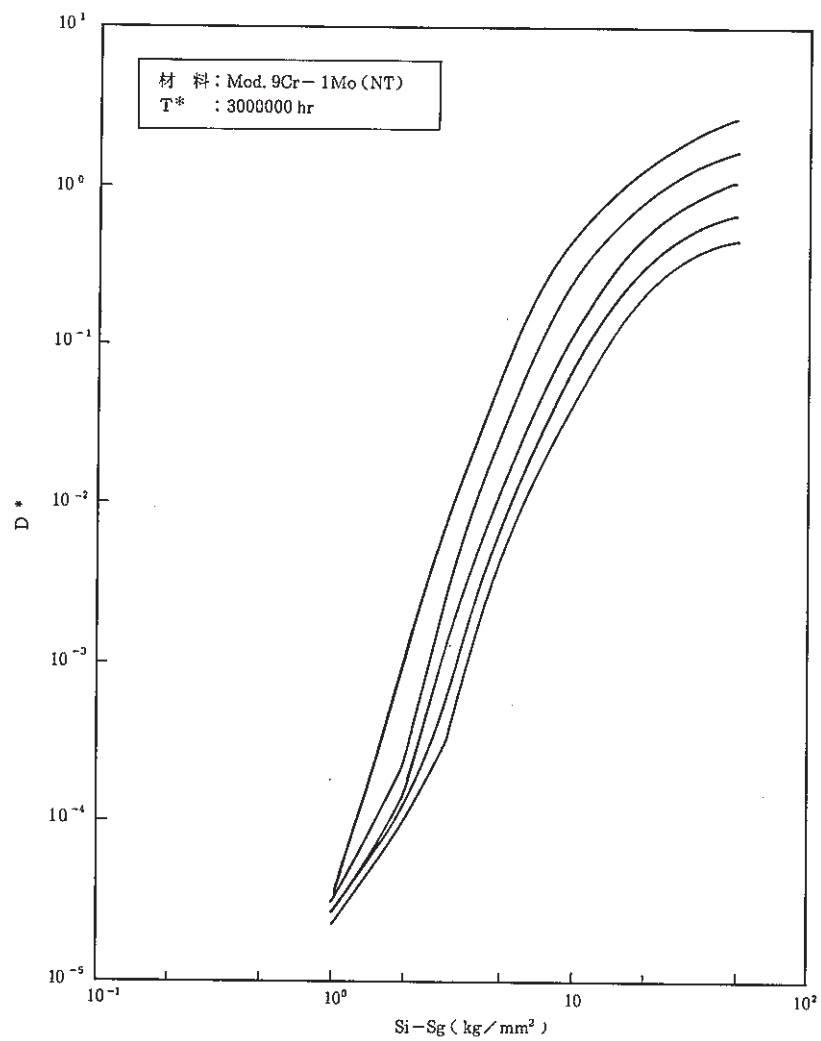


图 1.4 - 5(g)

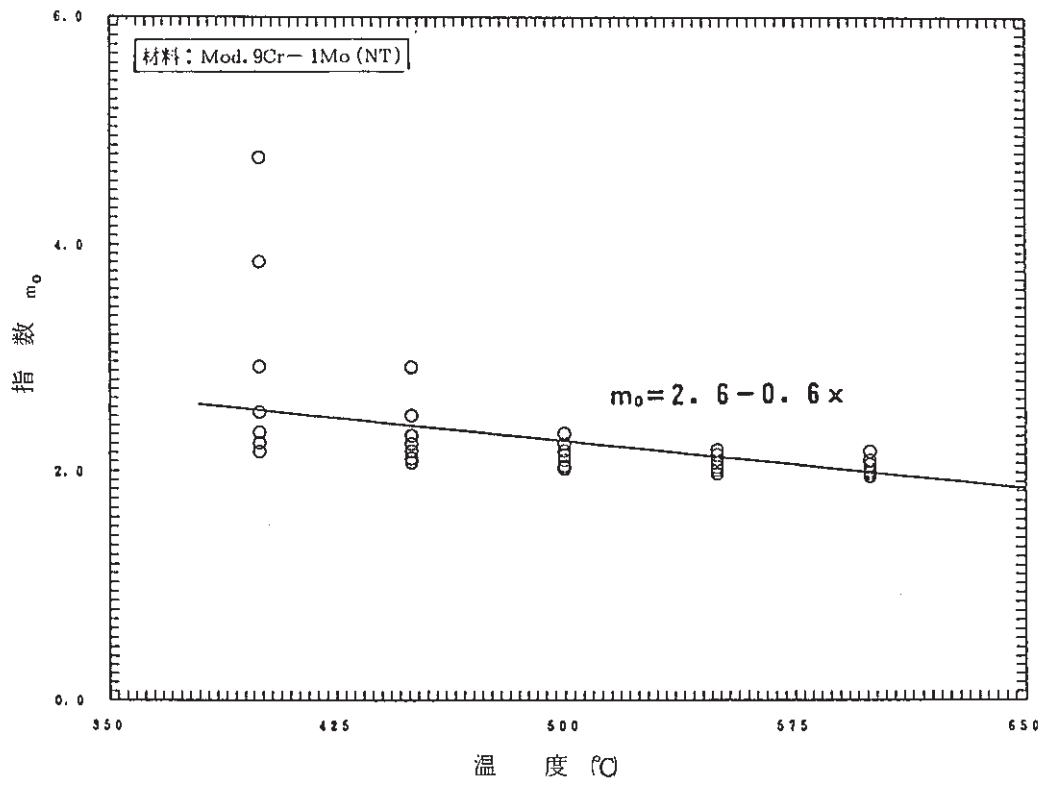


図 1.4 - 6 指数 m_o の決定 ($S_i - S_g = 1 \sim 2.5 \text{ kg/mm}^2$ 区間の傾き)

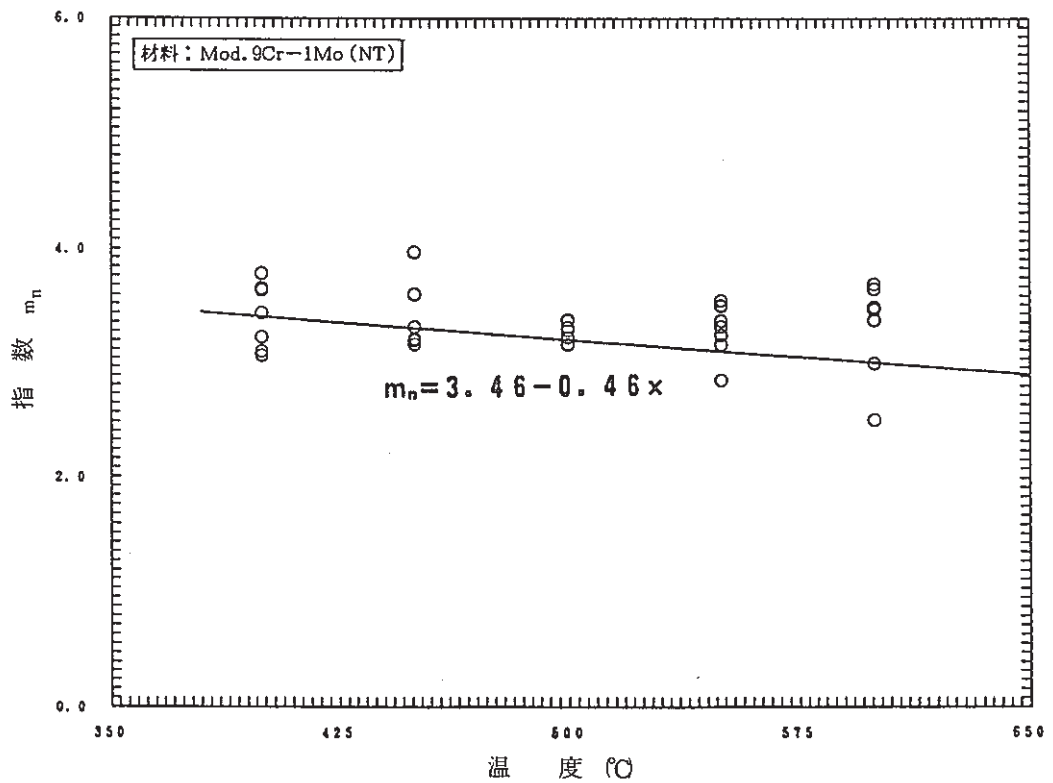


図 1.4 - 7 指数 m_n の決定 ($S_i - S_g = 5 \sim 7 \text{ kg/mm}^2$ 区間の傾き)

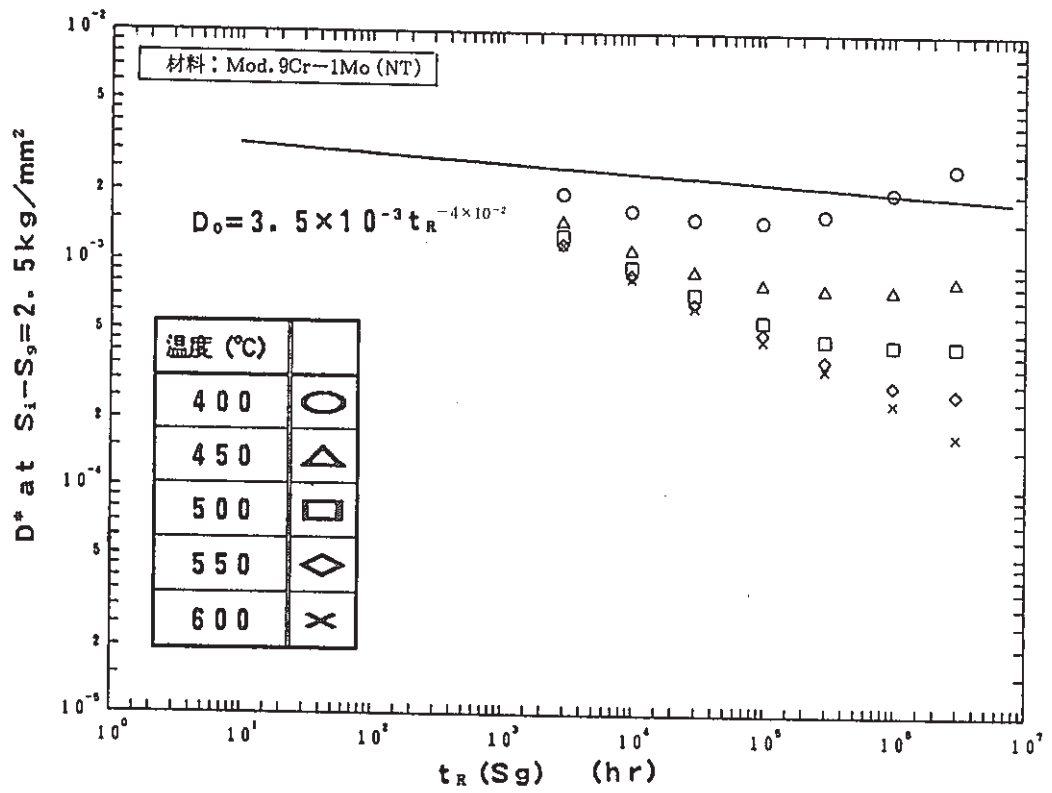


図 1.4 - 8 係数 D_0 の決定

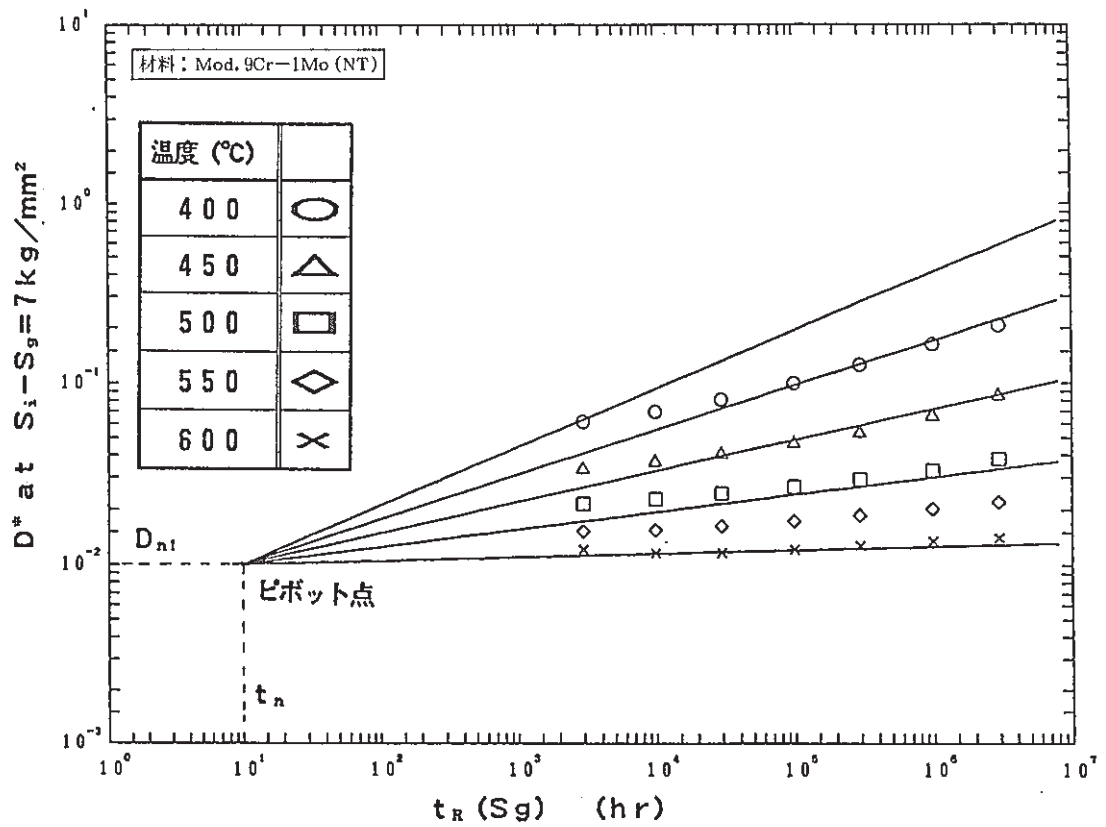


図 1.4 - 9 係数 D_n の決定(1)

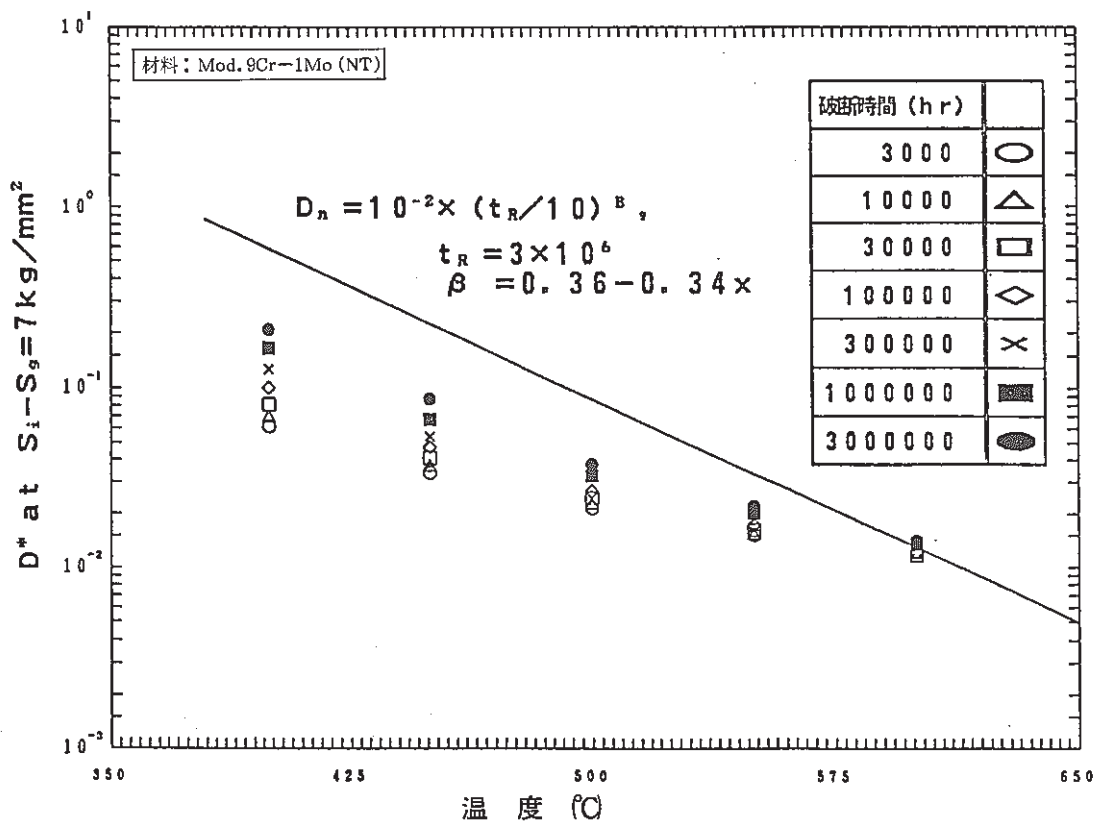


図 1.4 - 10 係数 D_n の決定(2)

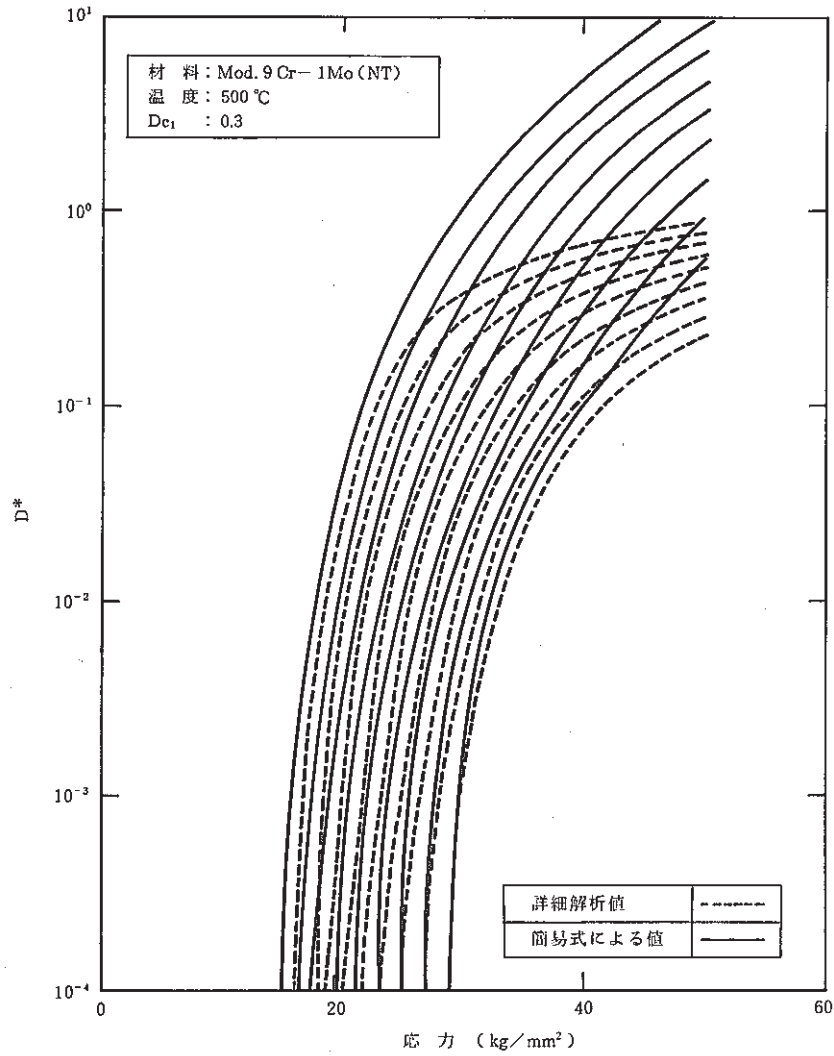


図 1.4 - 11 緩和クリープ損傷係数 D^* の詳細解析値と簡易式との比較

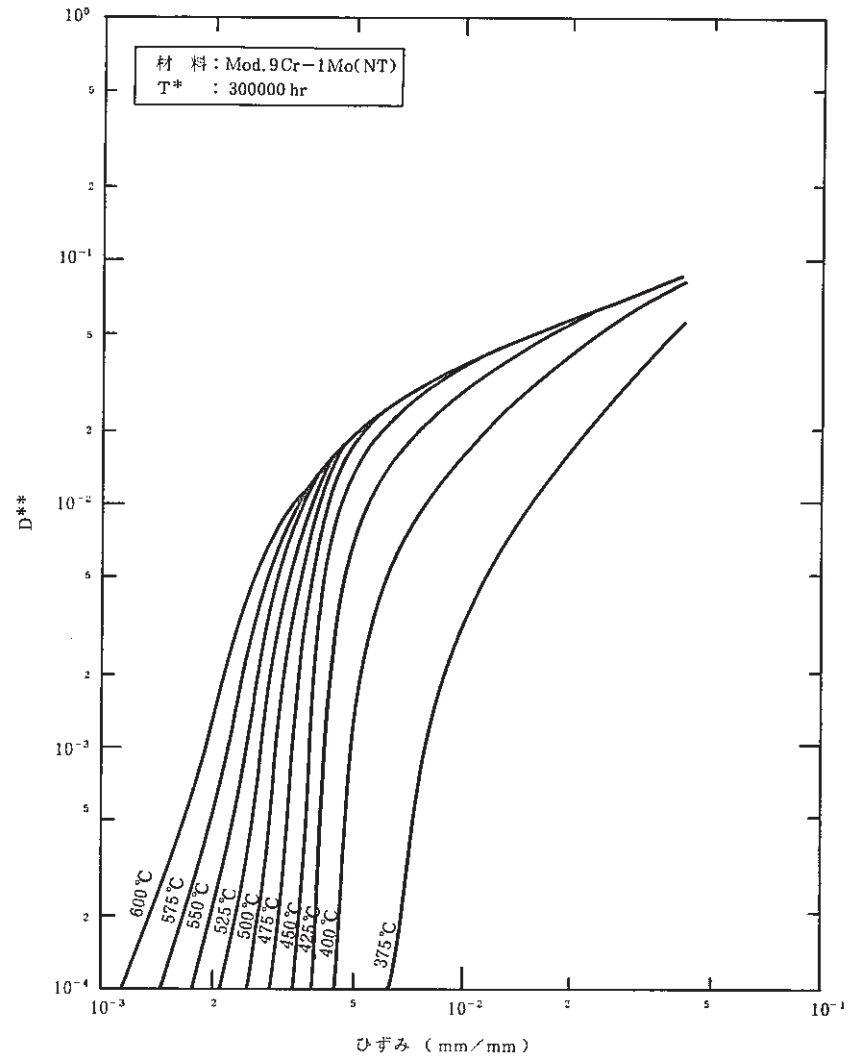
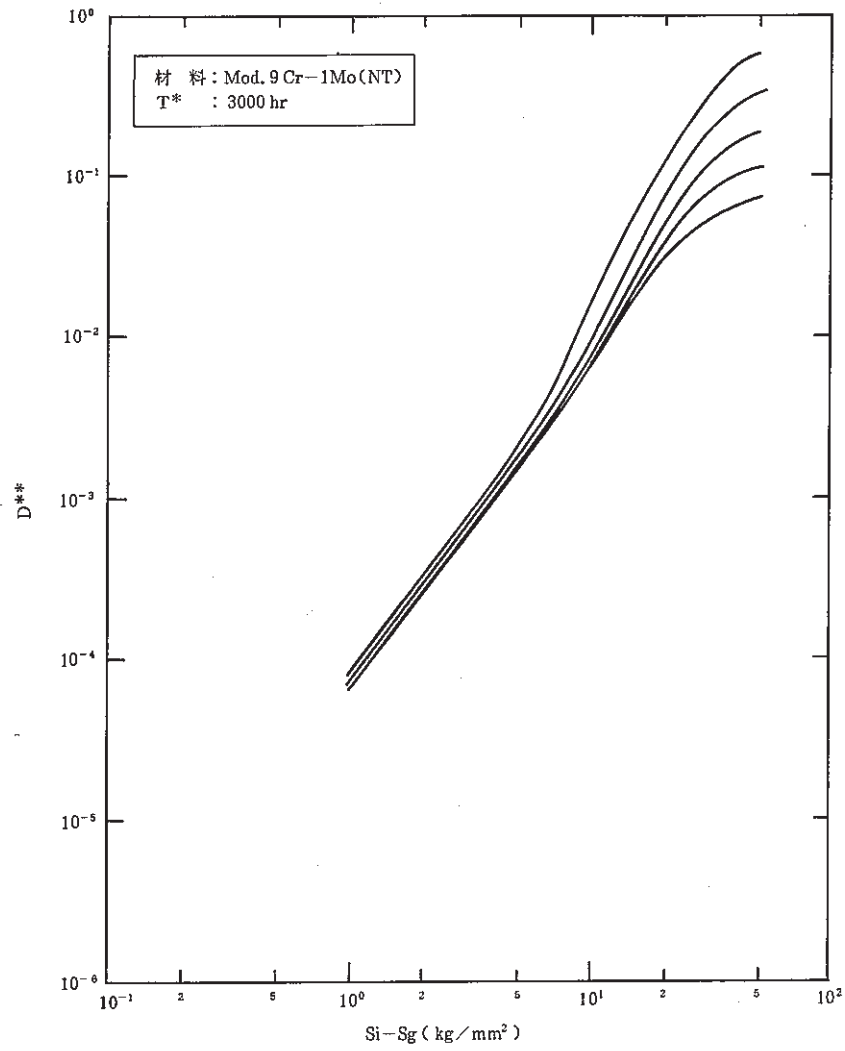
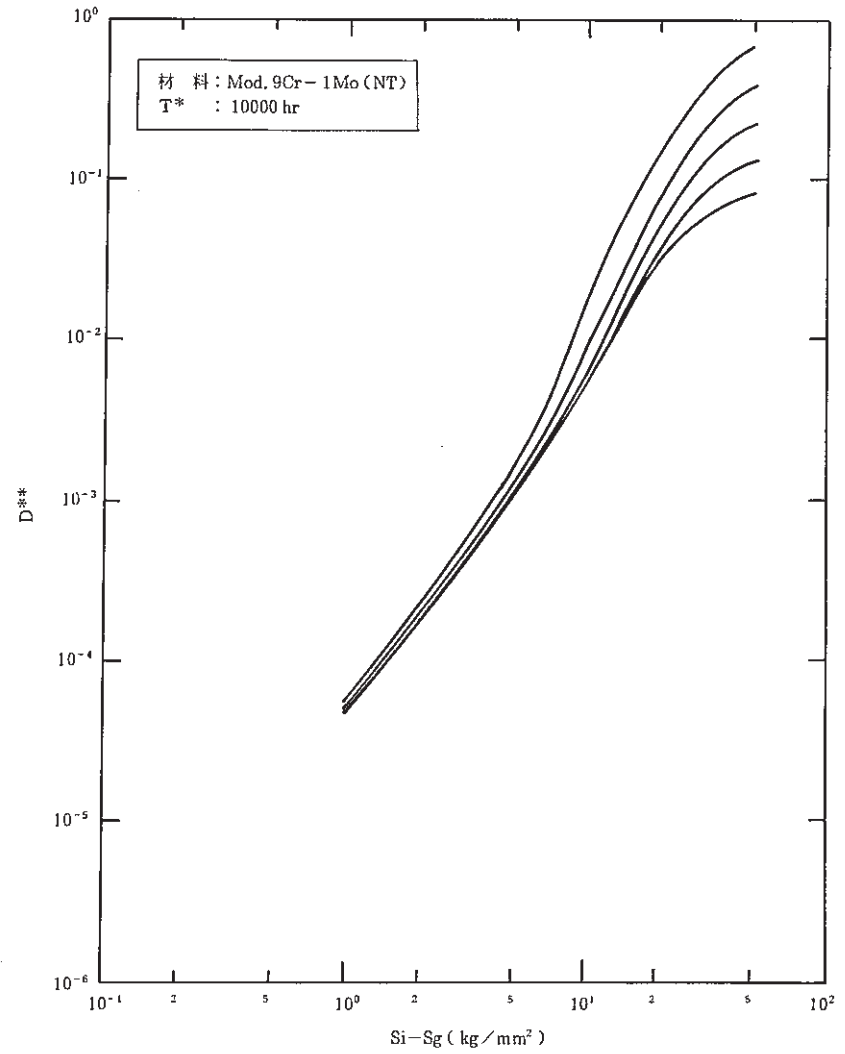


図 1.4 - 12 ピーク応力に関する緩和クリープ損傷係数 D^{**} の詳細解析結果の例



☒ 1.4 - 13(a)



☒ 1.4 - 13(b)

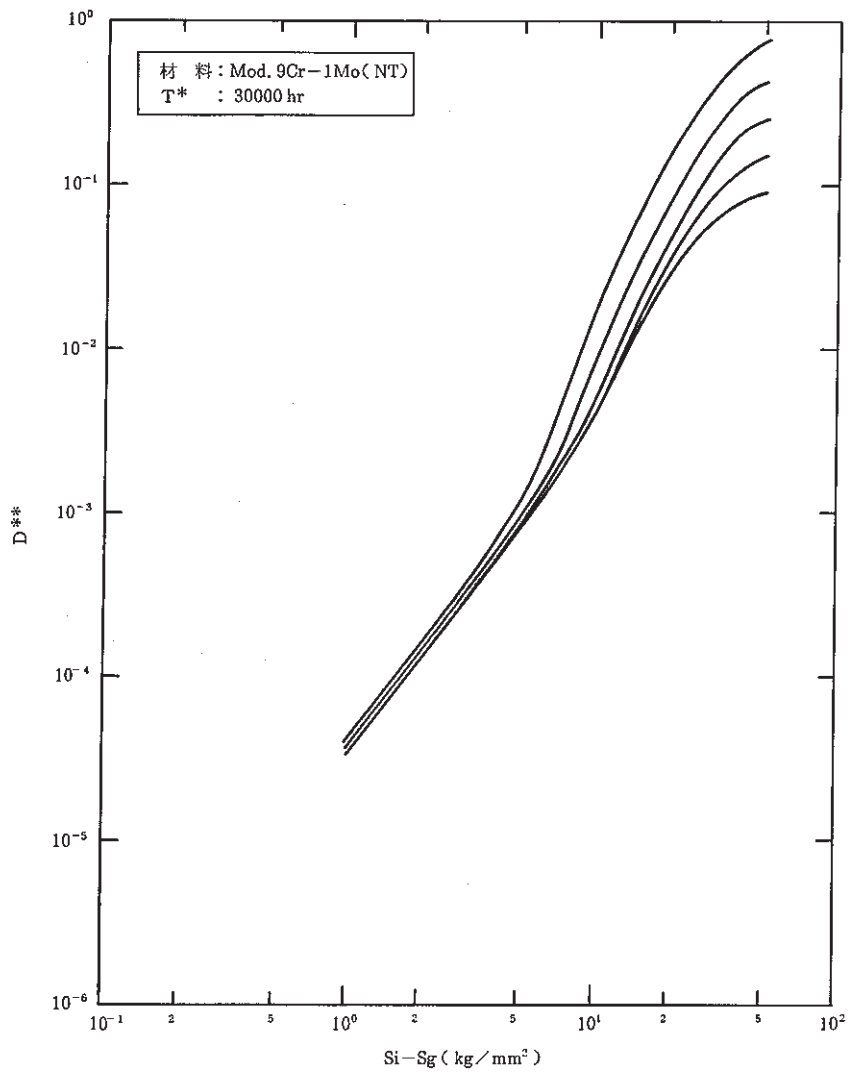


图 1.4 - 13(c)

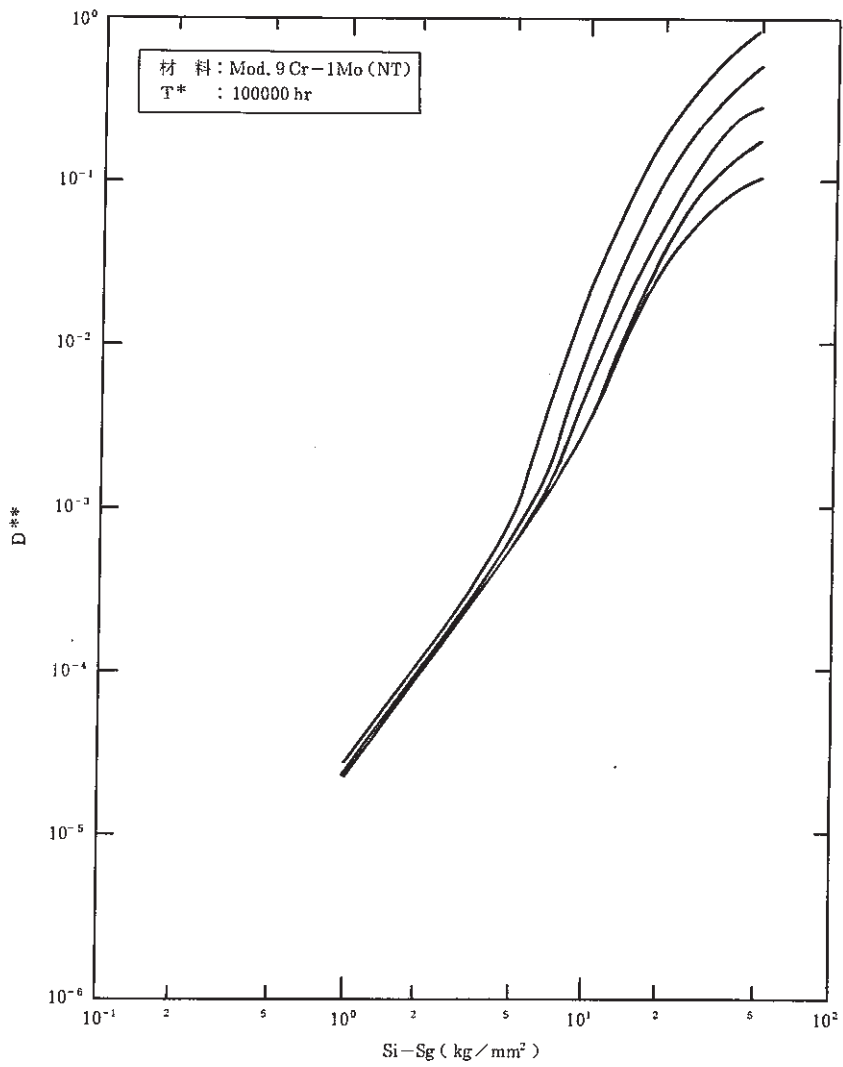


图 1.4 - 13(d)

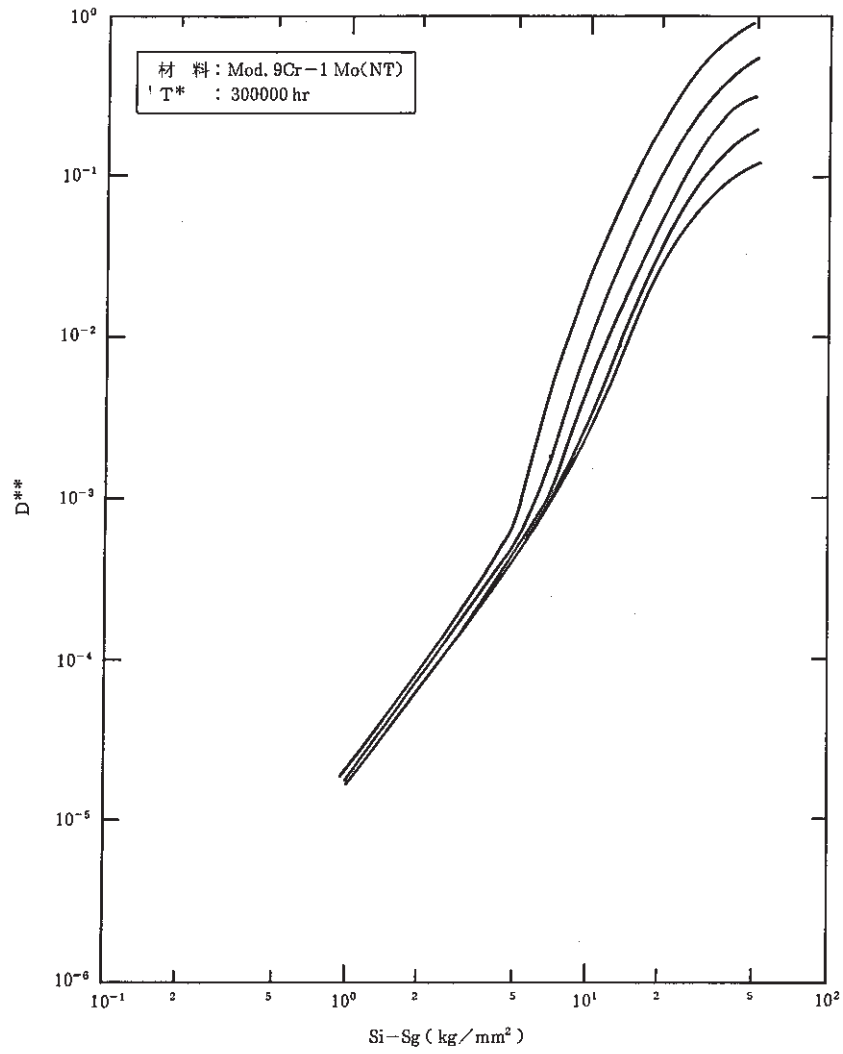


图 1.4 - 13(e)

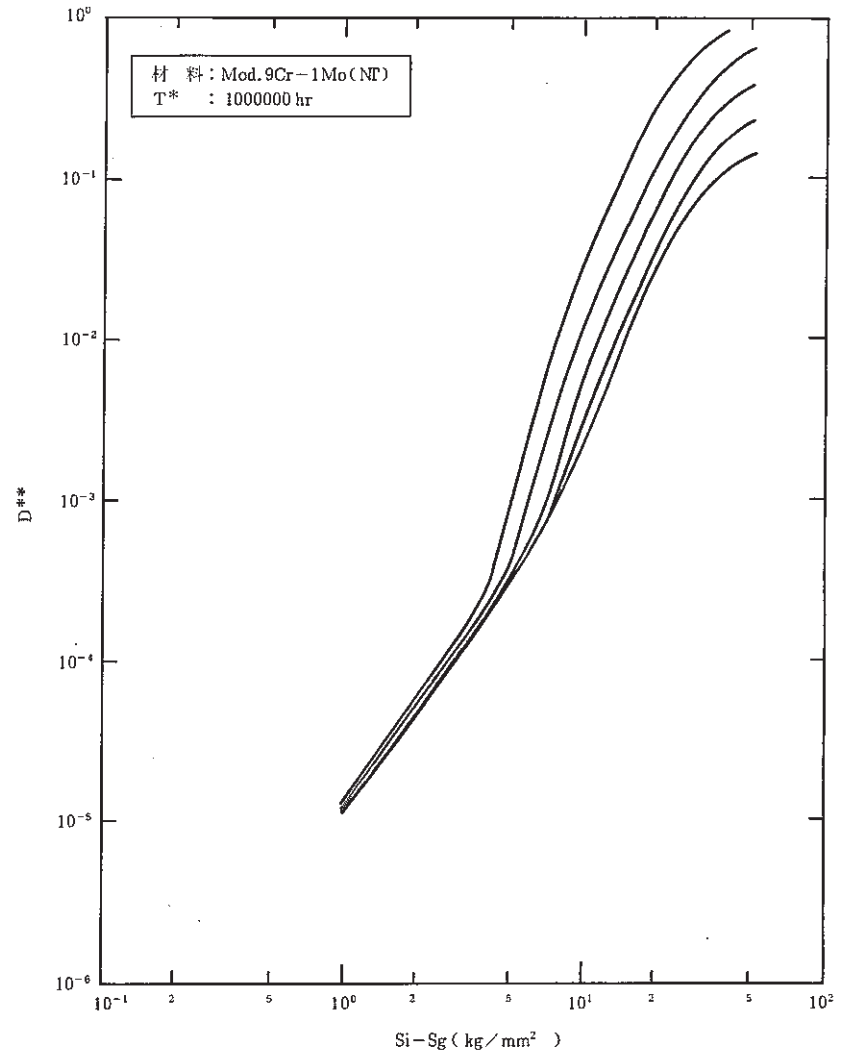
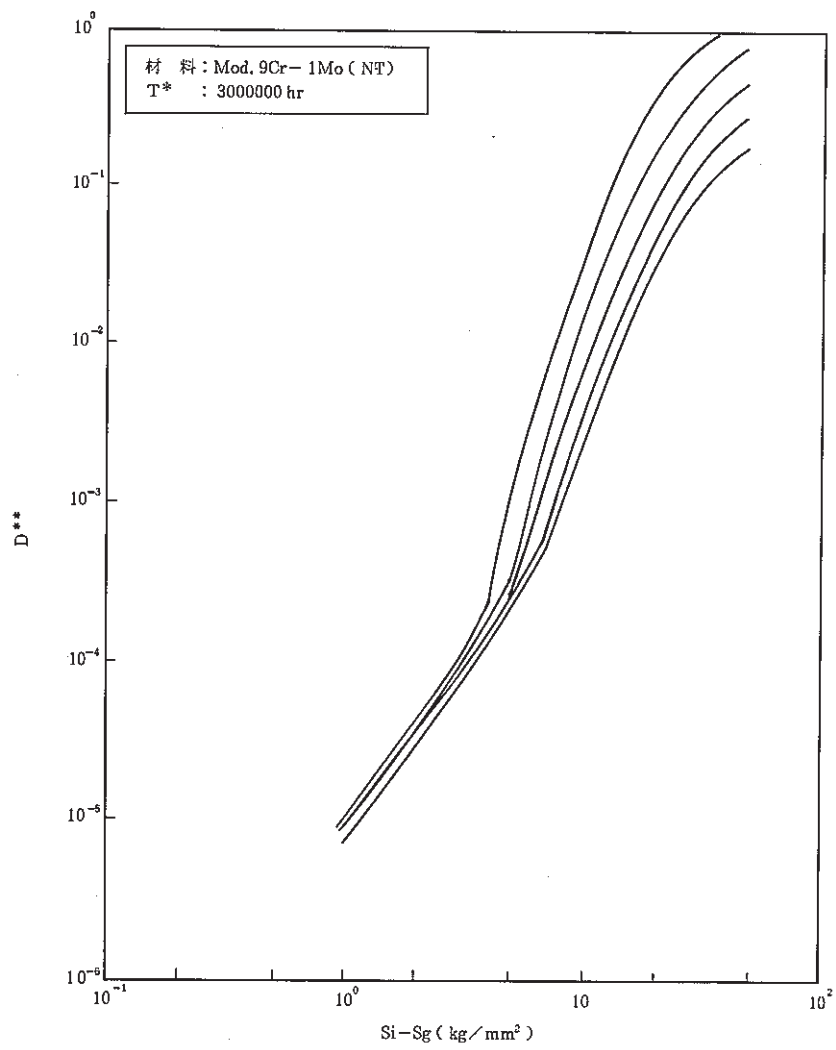


图 1.4 - 13(f)



☒ 1.4 - 13(g)

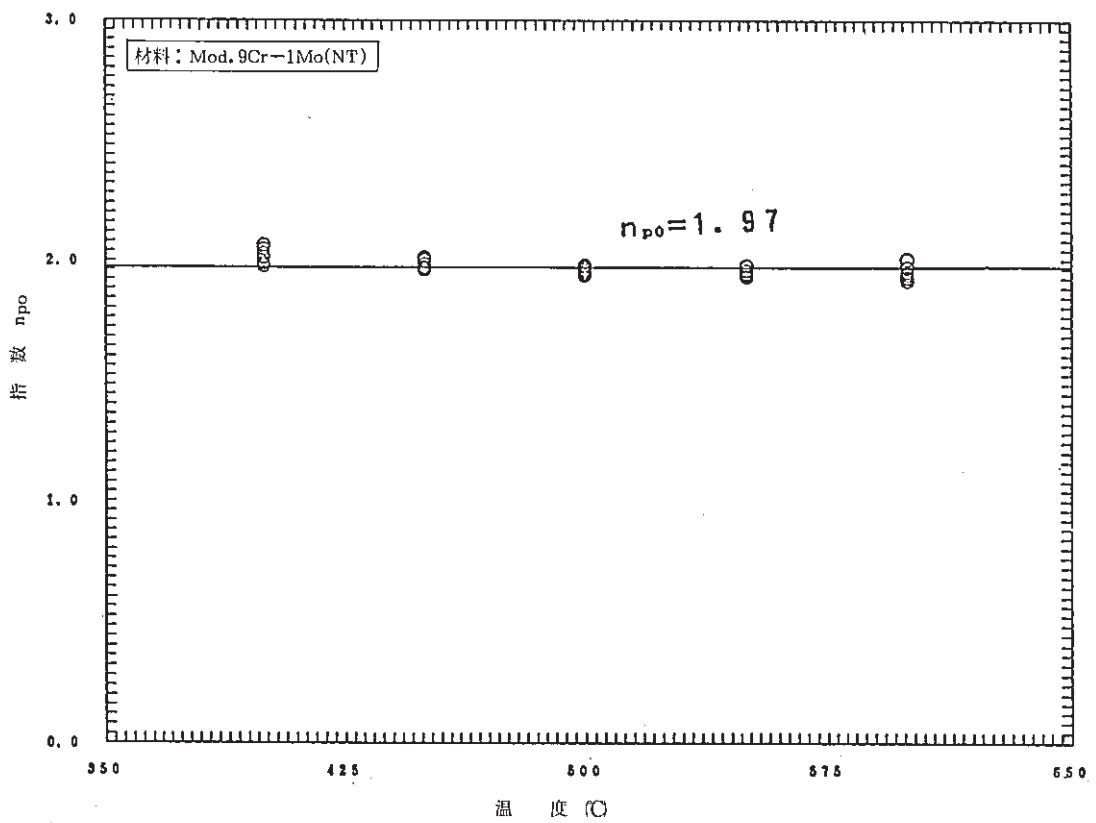


図 1.4 - 14 指数 n_{p0} の決定 ($S_i - S_g = 1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ 区間の傾き)

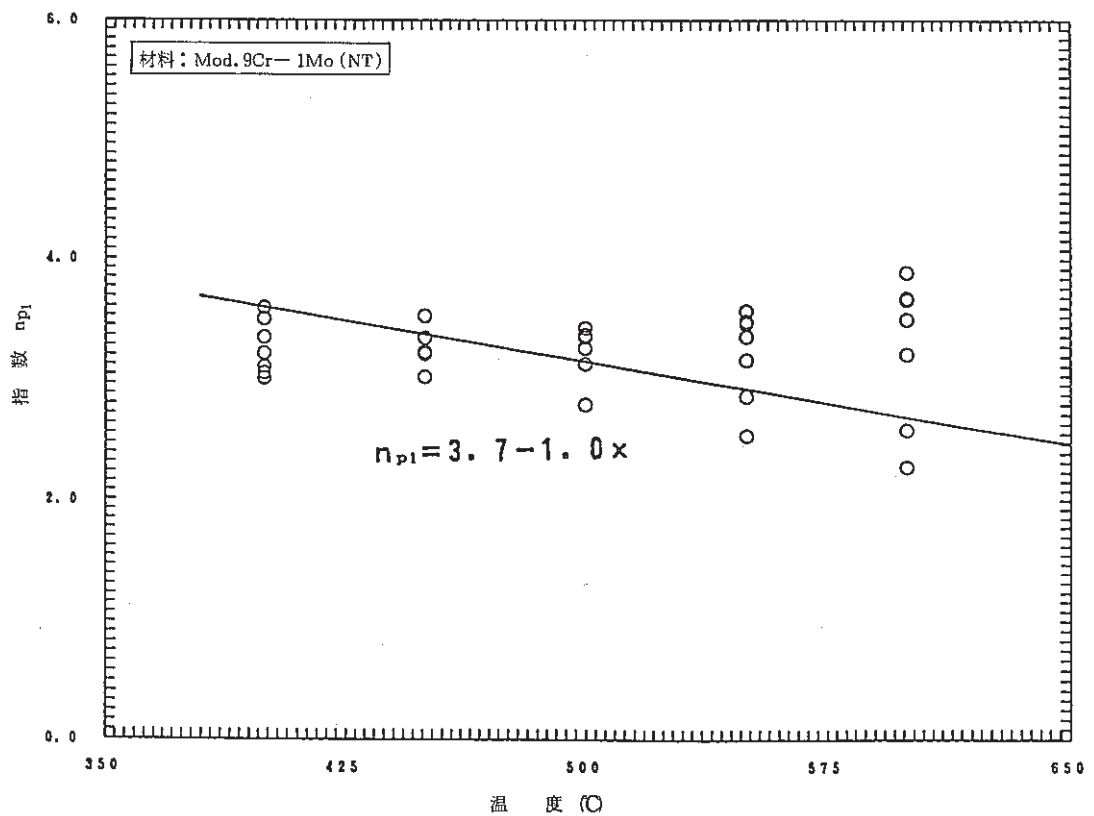


図 1.4 - 15 指数 n_{pi} の決定 ($S_i - S_g = 10 \sim 20 \text{ kg/mm}^2$ 区間の傾き)

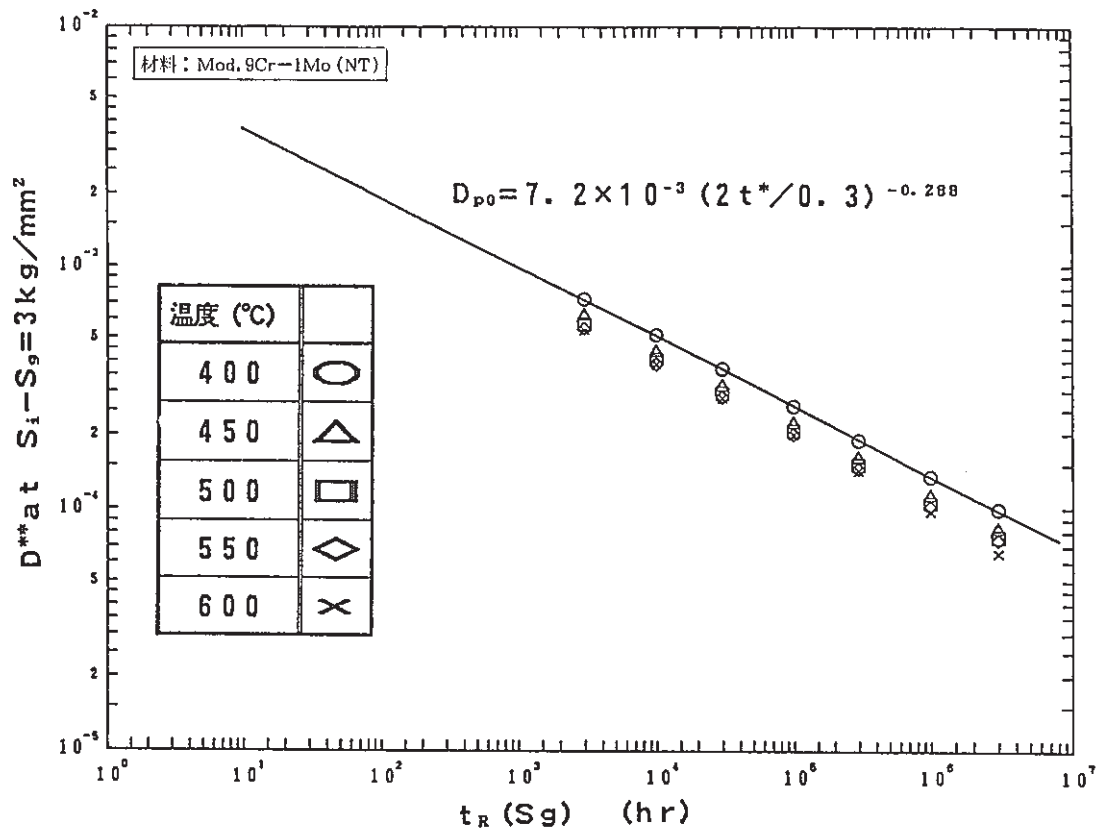


図 1.4 - 16 係数 D_{p0} の決定

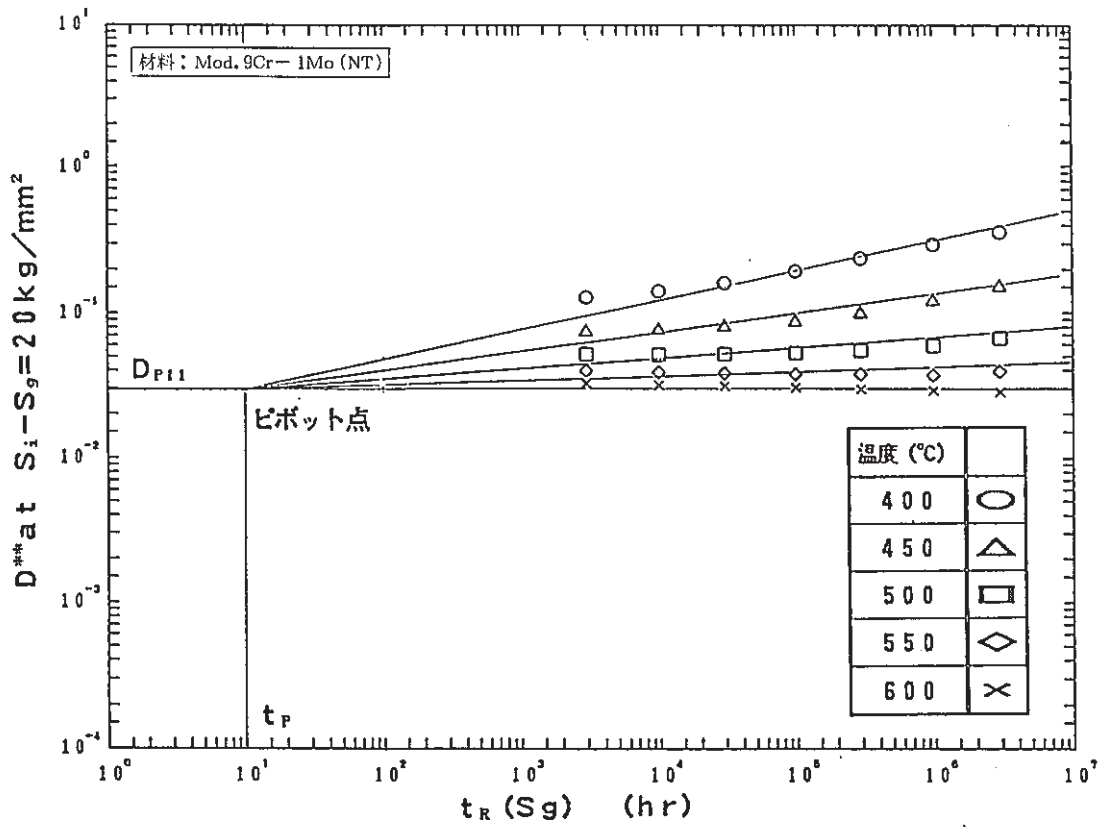


図 1.4 - 17 係数 D_{p1} の決定(1)

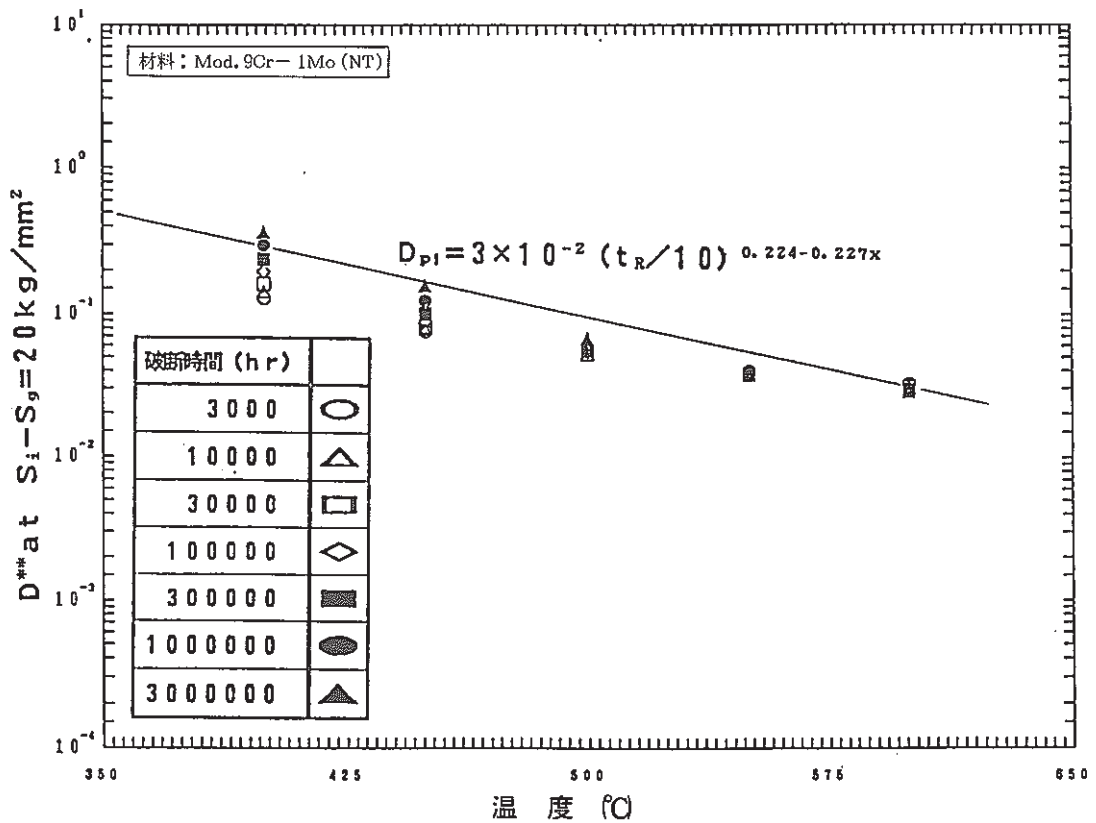


図 1.4 - 18 係数 D_{p1} の決定(2)

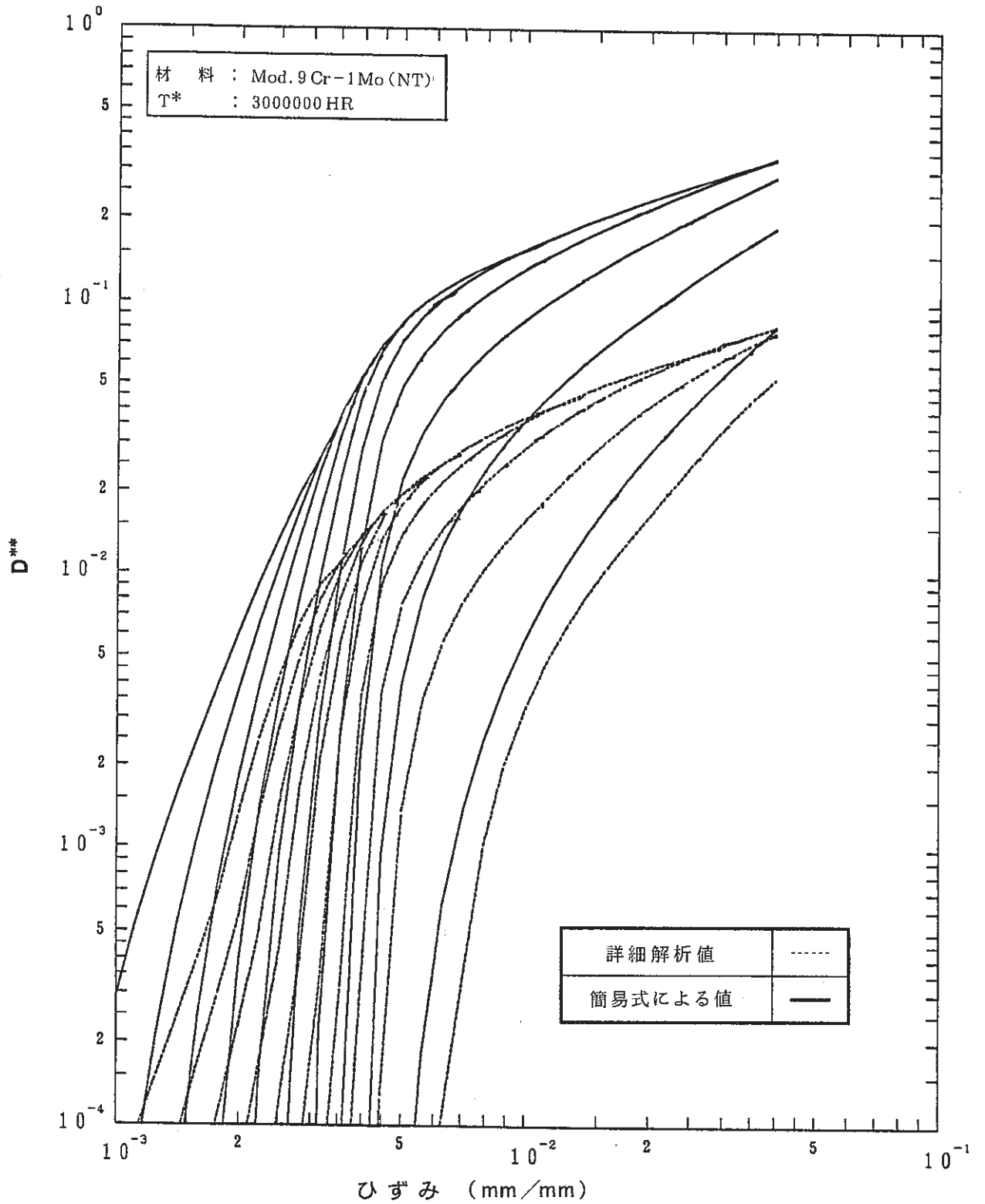


図 1.4 - 19 緩和クリープ損傷係数 D^{**} の詳細解析値と簡易解析値との比較

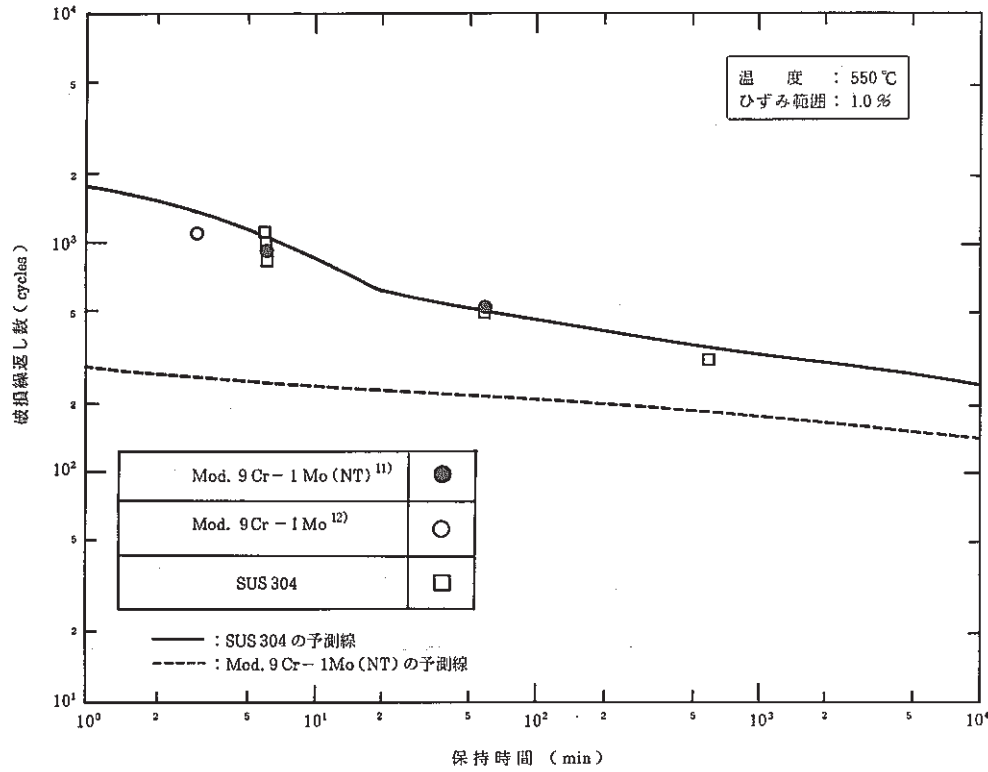


図 1.4 - 20 Mod. 9Cr-1Mo の鋼のクリープ疲労試験結果

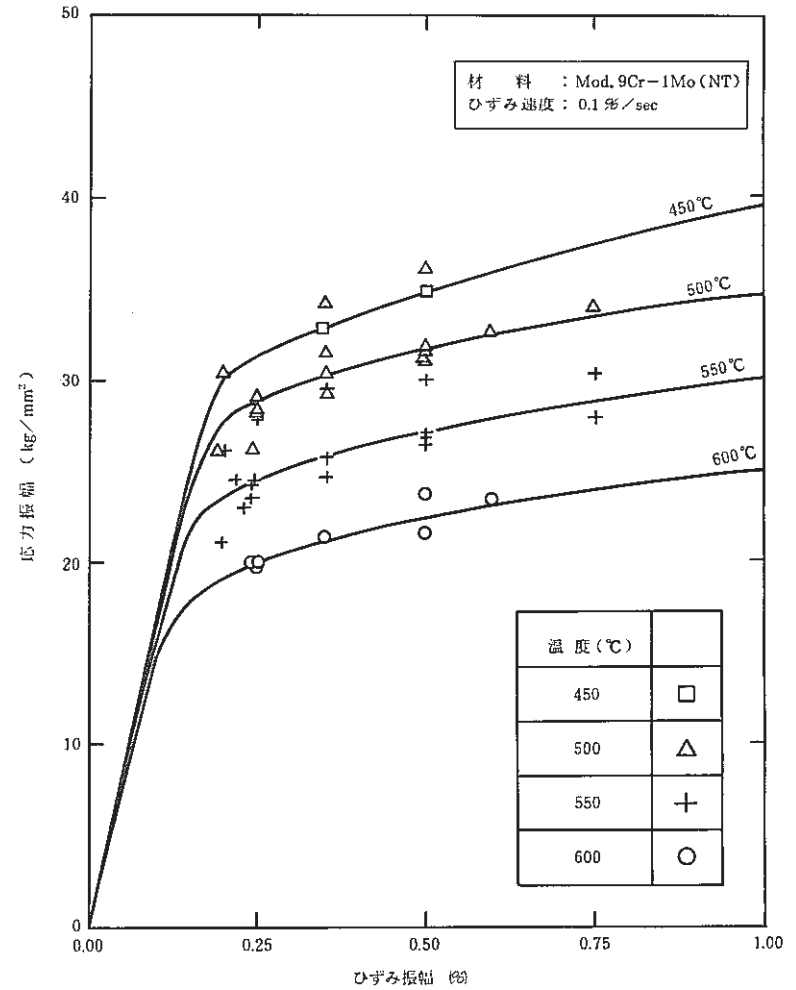


図 1.4 - 21 Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の繰返し (動的) 応力-ひずみ関係

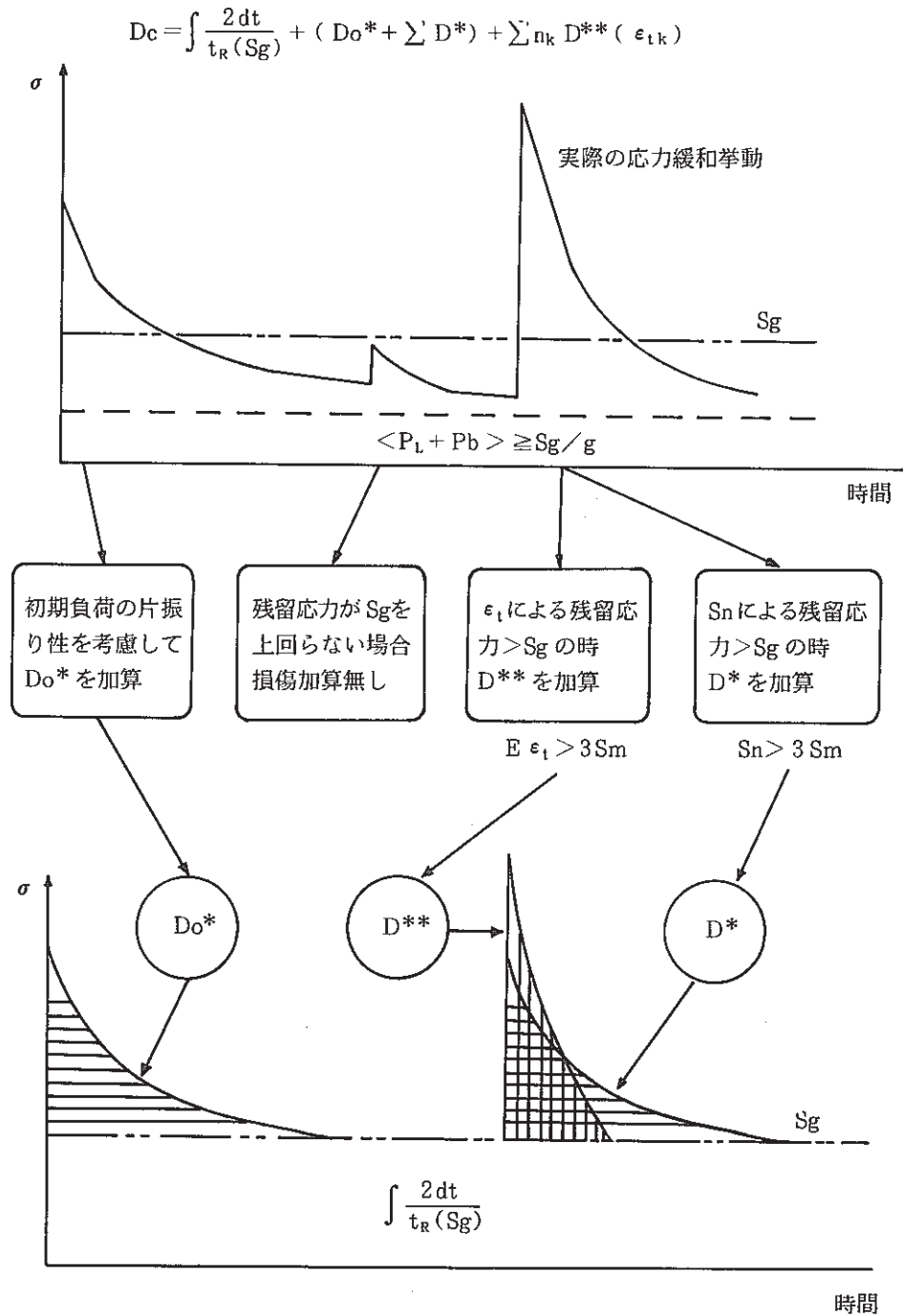
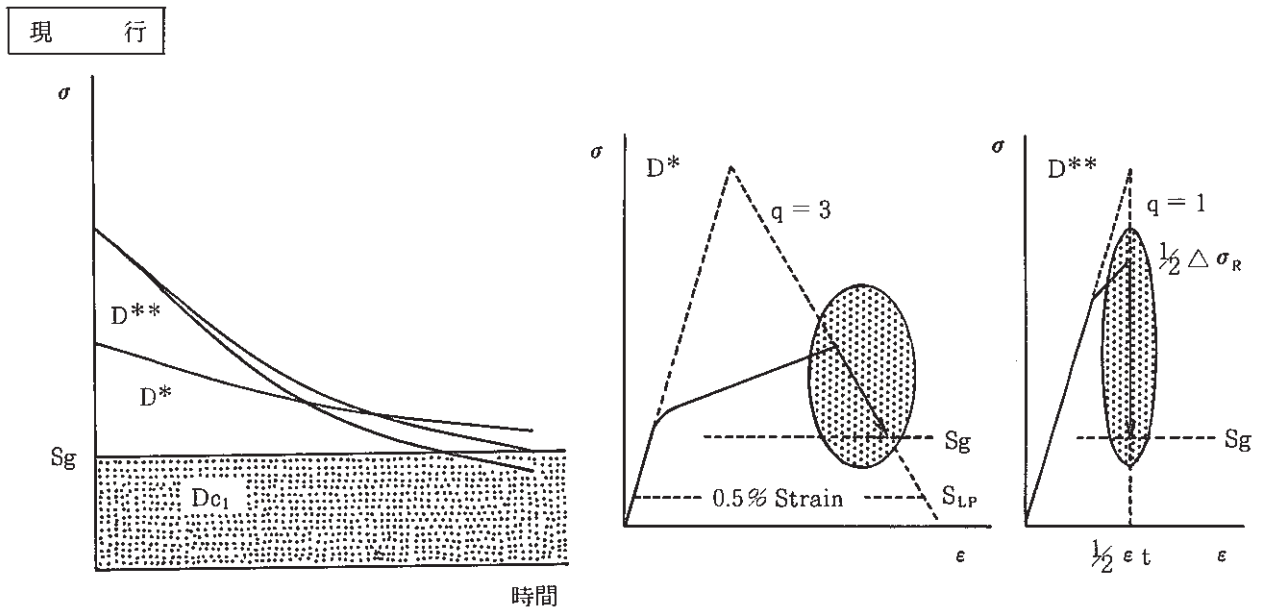


図 1.4 - 22 もんじゅ用高温構造設計方針におけるクリープ損傷評価



改訂の方向性

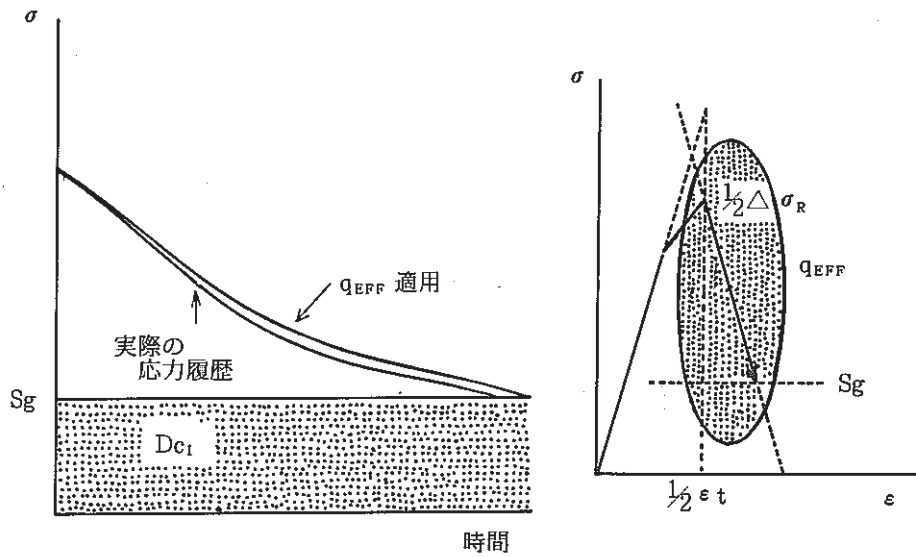


図 1.4 - 23 緩和クリープ損傷係数 D^* 及び D^{**} 統合の概念

1.5 まとめ

- ① Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼の昭和61年10月版の材料強度基準等暫定値に対して、いくつかの知見が新たに加えられた。

引張特性 : S_u および S_y は、現時点で特に見直す要因はない。一部極厚鍛鋼品で強度の低下が見受けられたが、この点は今後の検討項目となる。

弾塑性応力-ひずみ関係は、現行の暫定式よりも実際の挙動は加工硬化度が小さめであり、この点は今後データの蓄積状況に応じ見直しを必要がある。

クリープ特性 : S_R は、現時点で特に見直す要因はない。定常クリープ速度も同様である。しかし、遷移クリープ挙動については、現行の暫定式よりも実際の挙動は初期にひずみが発生しやすくなっており、この記述性の相違は比較的波及効果も大きく、クリープひずみ式の見直しを早急に行う必要がある。

疲労特性 : 0.1%/sのひずみ速度のデータは、SUS 304並みの強度となってきたが、ひずみ速度の遅いデータの不足および告示501号との整合性から、現状では $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (NT) 鋼と同等とする扱いが妥当である。今後のデータの取得状況を踏まえて見直していくことになると予想される。

- ② 現時点における Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼溶接部の高温強度データは必ずしも充分ではない。しかし現状でも溶接部の強度は現行の暫定値をほぼ満足しており、特に溶接部に関して何らかの強度低減係数を設ける必要はないと考えられる。また、今後溶接継手の品質向上が進むことも期待できるため、当面は溶接部は母材と同じ許容値で評価できるものとして扱い、63年度に予定されている母材の暫定値の見直し作業に合わせて、蓄積されたデータに基づき再度検討することとする。
- ③ Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼のクリープ疲労強度に関しては、データの蓄積が不十分であり、クリープ損傷係数の見直しには至っていないが、クリープひずみ式の改善および繰返し軟化特性の配慮によって、現行の暫定的な緩和クリープ損傷係数は大幅に改善できる見通しがある。

データ引用ならびに参考文献

- 1) 「Mod. 9Cr-1Mo (NT) の材料強度基準等 (暫定値) 改訂版」, 動力炉・核燃料開発事業団大洗工学センター材料開発室, 社内資料, 1986.
- 2) 朝田主査他, 「蒸気発生器の構造材料の品質向上に関する研究」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FSG 小委員会昭和60年度報告書, 1986. <データ引用>
- 3) 朝田主査他, 「蒸気発生器の構造材料の品質向上に関する研究」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FSG 小委員会昭和61年度報告書, 1987. <データ引用>
- 4) 朝田主査他, 「蒸気発生器の構造材料の品質向上に関する研究」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FSG 小委員会昭和62年度報告書, 1988. <データ引用>
- 5) (株)東芝, 「9Cr 系鋼溶接継手のナトリウム中短時間強度試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 9164 88-002, 1988. <データ引用>
- 6) 日立製作所(株), 「9Cr 系鋼溶接継手のナトリウム中クリープ破断試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 9124 88-003, 1988. <データ引用>
- 7) 新日本製鐵(株): 社内データ <データ引用>
- 8) 「高速原型炉高温構造設計方針 材料強度基準等」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N 241 84-08(2), 1984.
- 9) 「解説 高速原型炉第1種機器の高温構造設計方針」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SN 241 84-14, 1984.
- 10) Jetter, R.I. (ETEC), Veijovich, W. (Rockwell Int.) and Brinkmann (ORNL), Private Discussion, 1987.
- 11) 動力炉・核燃料開発事業団および新日本製鐵(株), 共同研究データ <データ引用>
- 12) 田口耕世, 菅野悦朗, 宇野哲老, 「改良9Cr-1Mo 鋼のクリープ疲労寿命評価」, (社)日本材料学会, 第37期通常総会および学術講演会予稿集 (掲載予定), 1988. <データ引用>
- 13) "CASE OF ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE", ASME CASE N-47-22, 1984.
- 14) 永田 敬他, 「高速炉用高温構造設計基準に関する研究開発」, 動力炉・核燃料開発事業団 65-2, 動燃技報 No.65, 1988.
- 15) 永田 敬, 「高温構造設計方針の高度化について (炉容器液面近傍部熱応力評価)」, 動力炉・核燃料開発事業団大洗工学センター構造工学室, 社内資料, 1987.

2. 改良 SUS304 および改良 SUS316 の材料強度基準等

2.1 はじめに

FBR に適用される材料はクリープ温度領域で使用される上、熱応力主体の繰り返し荷重を受けることから、クリープ疲労特性に優れていることが強く望まれる。改良 SUS 304 および改良 SUS 316 は従来鋼に比較すると、炭素(C)を低く抑え、最適量の窒素(N)を添加し、クリープ強度の向上と延性の改善を狙っているものである。これらの特性を改善することにより、高温構造設計上、最もクリティカルな破損モードであるクリープ疲労損傷が軽減されることが期待される。

本年度の作業では、低 C-N 添加の改良 SUS 304 および改良 SUS 316 に関して、昭和62年度までに動燃事業団（委託研究等を含む）で得られたデータ¹⁾⁻³⁾、ファブリケータおよび材料メーカから提供されたデータ⁴⁾⁻⁶⁾ および材料メーカと動燃事業団との共同研究データ^{7), 8)}、さらに文献データ^{9), 10)}等を基に、基本的な材料強度特性を評価するとともに暫定的な材料特性の定式化を行い、クリープ疲労強度および炉容器等への適用の効果を検討した。

2.2 改良 SUS 304 に関する検討

(1) 高温強度に及ぼす成分の影響

高温引張強度

改良 SUS 304 の 550 および 600 °C における引張強度に及ぼす C+N 量の影響を調べた。引張強さは C+N 量が増えるにつれて増大し、 $C+N \geq 0.09$ wt % で SUS 304 の設計引張強さ S_u ¹²⁾ を上回る傾向を示した。それに対し、0.2 % 耐力は C+N 量への依存性をほとんど示さず、高 C+N 量側でも SUS 304 の設計降伏点 S_y ¹²⁾ を下回るデータがみられた（図 2.2-1）。

クリープ破断強度

SUS 304 のクリープ破断強度は C, N および P 量等の影響を受ける¹¹⁾ことが知られている。そこで、各材料のクリープ破断強度データから内外挿により 550 °C の 10000 時間クリープ破断強度を求め、それに及ぼす C+N および P 量の影響を調べた。クリープ破断強度は、C+N 量が増えるに従って増大した（図 2.2-2(a)）。P 量の影響については、低 P 量の材料のデータが少なかったこともあり、明瞭にはわからなかった（図 2.2-2(b)）。

グループ分け

上記のように引張およびクリープ破断特性は、主に C+N 量の影響を受けることから、材料のグループ分けを C+N 量によって行い、基本材料強度特性の検討を行った。C+N ≤ 0.09 wt % で設計引張強さを上回り、かつクリープ破断強さが比較的大きくなることから、0.09 wt % を境として、C+N 量がそれ未満のものを A、それ以上のものを B グループとした。両グループの成分範囲および試験データ点数を表 2.2-1 に示す。また、今回検討した材料の C 量と

N量の関係を図 2.2 - 3 に示す。

なお、P量がJISの制限値(0.045 wt%)を超えた材料も一部あったが、P量の材料特性への影響がみられなかったことおよび全体的に材料データの量が不足していたことから、除かないで以後の検討の対象に加えることとした。

(2) 基本材料強度特性

高温引張特性

引張強度および、破断伸びをグループ毎に図 2.2 - 4 および図 2.2 - 5 に示す。引張強度を SUS 304 の設計降伏点 S_y あるいは設計引張強さ S_u と比較すると、A グループについては 0.2 %耐力および引張強さとも基準値を 500 ~ 600 °C で下回るデータが認められた。また、B グループについては引張強さは S_u を上回ったものの高温側では裕度が小さく、0.2 %耐力は S_y を下回るデータが多くみられた。

クリープ破断特性

グループ毎にクリープ破断強度データを Larson-Miller パラメータ法により解析し、式の次数が 2 の場合について係数を求めた(表 2.2 - 2)。

クリープ破断強度および 550 °C におけるクリープ破断伸びをグループ毎に図 2.2 - 6 および図 2.2 - 7 に示す。A グループの破断伸びは SUS 304 の伸びの平均よりもやや大きい傾向を示した。一方、B グループの破断伸びは SUS 304 の伸びの平均から下限の間にあった。また、クリープ破断時間の実測値と予測値の比較を図 2.2 - 8 に示す。実測値が予測値の 1/10 を下回ることはなかった。そこでクリープ破断係数 $\alpha_R = 10$ を用いて、設計クリープ破断強さ S_R を求めた。ただし、 S_R は設計引張強さ S_u を超えないものとした。450, 550 および 650 °C における S_R について改良 SUS 304 と SUS 304 を比較して図 2.2 - 9 に示す。B グループの S_R は SUS 304 の S_R を上回っていたが、A グループの S_R はそれを下回っていた。

クリープひずみ挙動

クリープひずみ挙動については短時間側のデータしか得られなかった。改良 SUS 304 の定常クリープひずみ速度と破断時間の関係は図 2.2 - 10 に示すように、SUS 304 同様 Monkman-Grant の式を用いて定めた関係式¹²⁾ でほぼ表された。また、クリープひずみ曲線について、実測の破断時間を SUS 304 のクリープひずみ式¹²⁾ に代入して得られた予測値を実測値と比較して図 2.2 - 11 に示す。1 次クリープひずみを実測値よりも大きく予測する傾向がみられた。

疲労特性

疲労特性データは、B グループについてしか得られなかったが、図 2.2 - 12 に示すように改良 SUS 304 の疲労寿命は SUS 304 の疲労寿命¹²⁾ とほぼ同等であった。

以上に示してきたように、C+N量の少ないグループはクリープ破断強度が SUS 304 よりも

低く、高速炉に適用する効果はないように思われる。また、C+N量の多いグループについては、クリープ破断強度が改善されるものの、高温引張強度特性に0.2%耐力が基準値を満足しないデータがみられる。このように改良SUS304については、これまでに収集したデータからは高温引張強度等の基準値を満足し、かつクリープ特性が優れた材料の成分範囲を見出すことはできなかつた。今後さらに材料特性データを収集した段階で、より詳細な検討を行うこととしたい。なお、以後のクリープ疲労寿命等の検討はクリープ破断強度がSUS304よりも優れていたBグループについてのみ実施することとする。

表 2.2 - 1 改良 SUS 304 の成分範囲および試験点数

Gr	成分範囲		材料数	試験データ点数		
	C (wt%)	C+N (wt%)		クリープ	引張	疲労
A	C ≤ 0.03	C+N < 0.09	7	50	26	0
B		C+N ≥ 0.09	11	43	86	8

表 2.2 - 2 改良 SUS 304 のクリープ破断強度式の係数

Gr	係数				標準偏差	相関係数
	C	A ₀	A ₁	A ₂		
A	17.55972	21345.1	368.448	-2703.02	0.2000	0.9372
B	20.17354	28789.6	-5094.26	-1187.97	0.3176	0.8311

$$[\log(t_r) + C] \cdot (T + 273.15) = A_0 + A_1 \cdot \log(\sigma) + A_2 \cdot [\log(\sigma)]^2$$

t_r : 破断時間 (hr)

T : 試験温度 (°C)

σ : 応力 (kg/mm²)

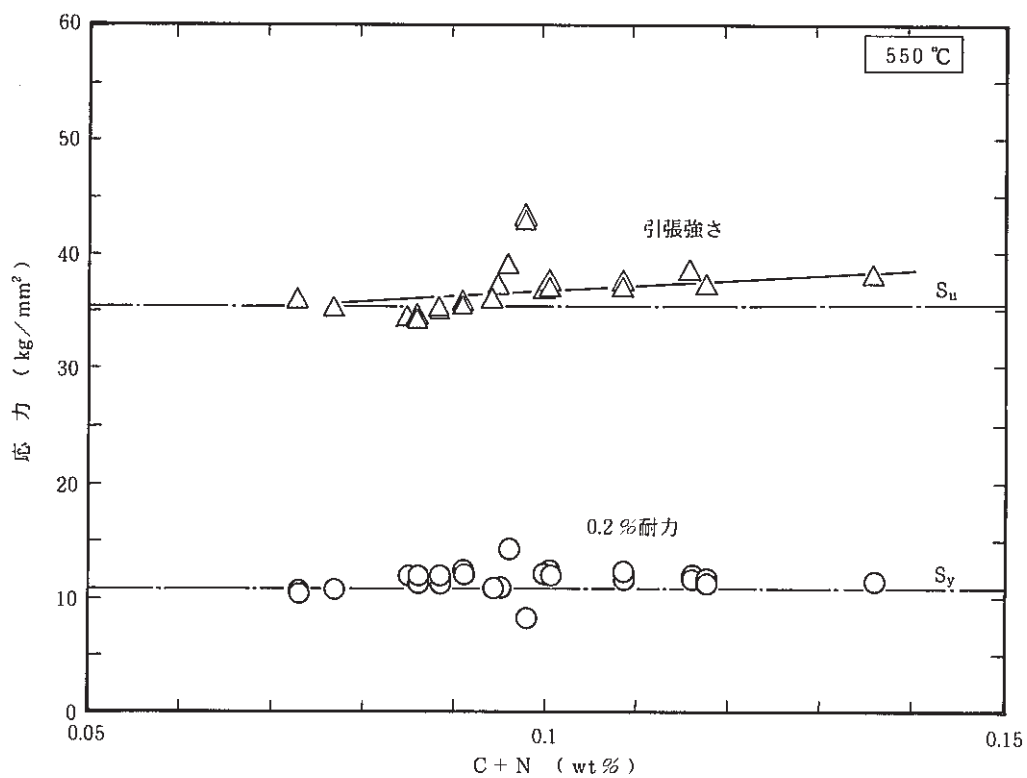


図 2.2 - 1(a) 改良 SUS 304 の高温引張強度に及ぼす C+N 量の影響 (550 °C)

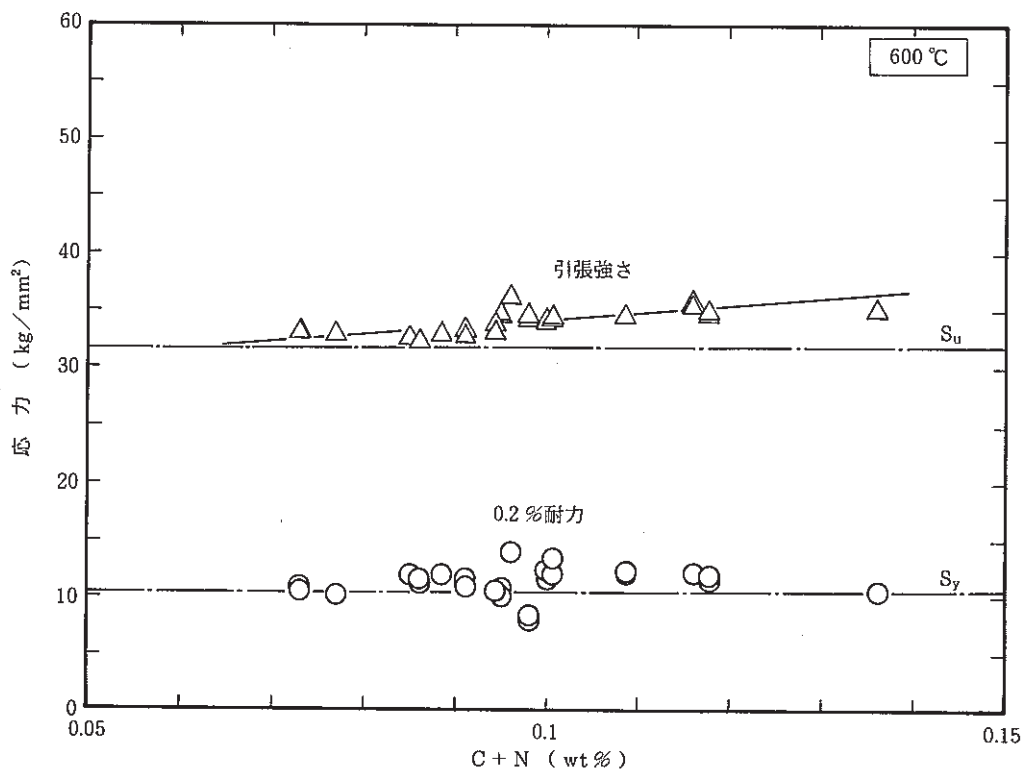


図 2.2 - 1(b) 改良 SUS 304 の高温引張強度に及ぼす C+N 量の影響 (600 °C)

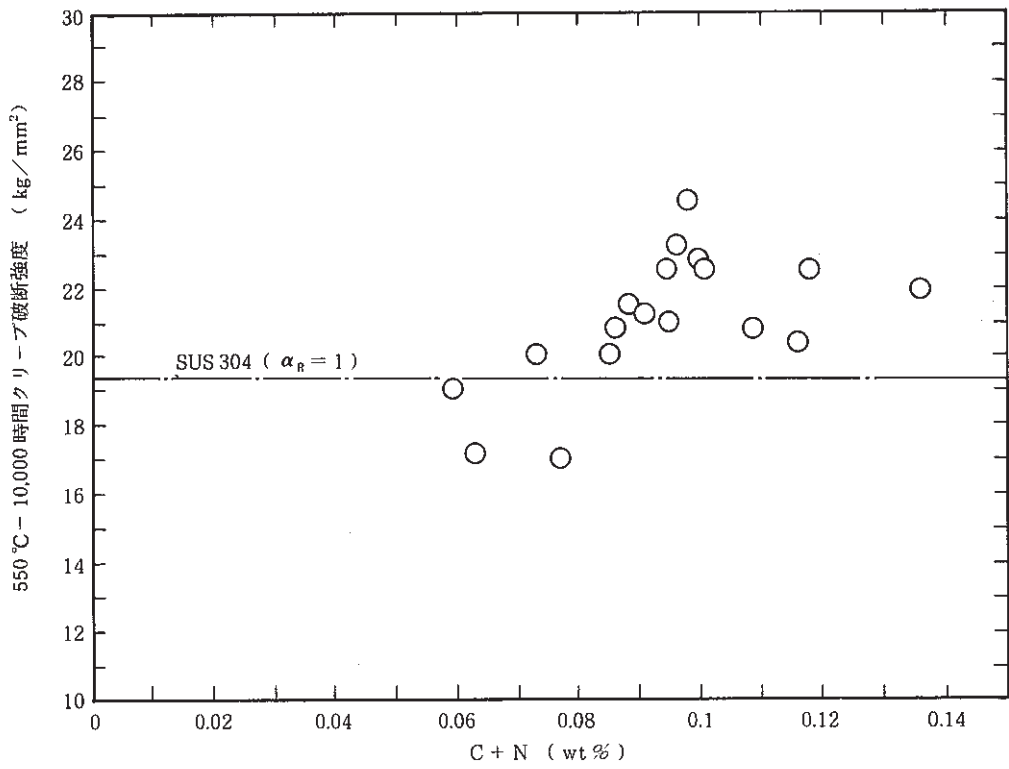


図 2.2 - 2(a) 改良 SUS 304 のクリープ破断強度に及ぼす合金元素の影響 (C + N)

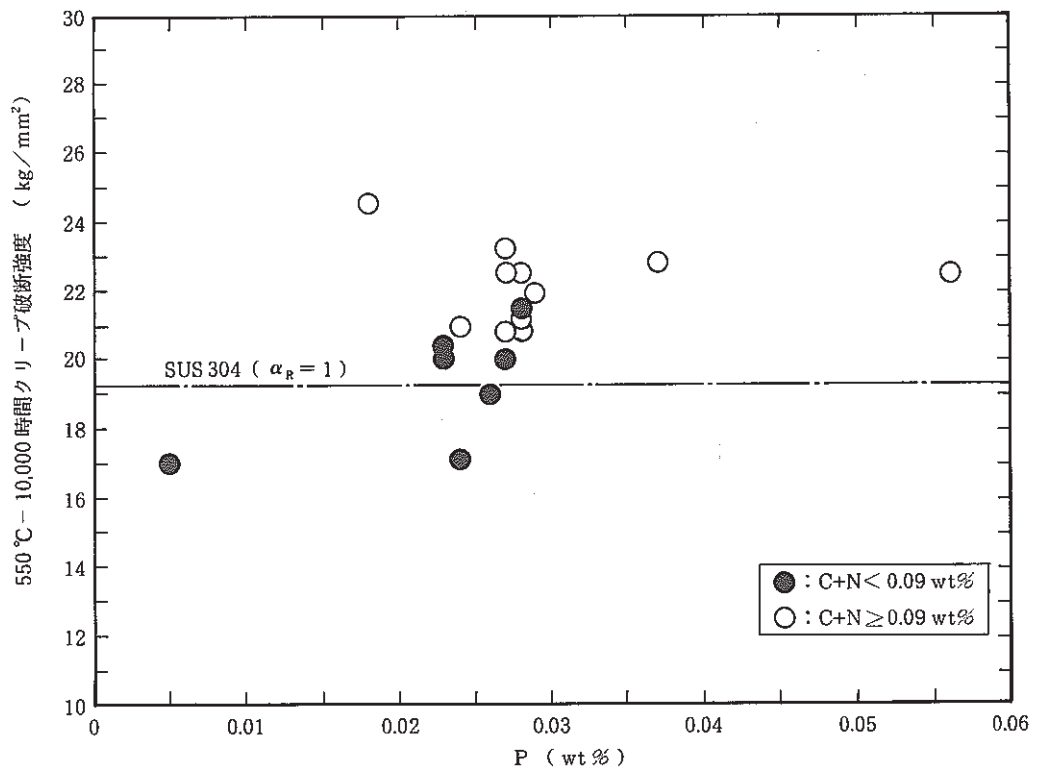


図 2.2 - 2(b) 改良 SUS 304 のクリープ破断強度に及ぼす合金元素の影響 (P)

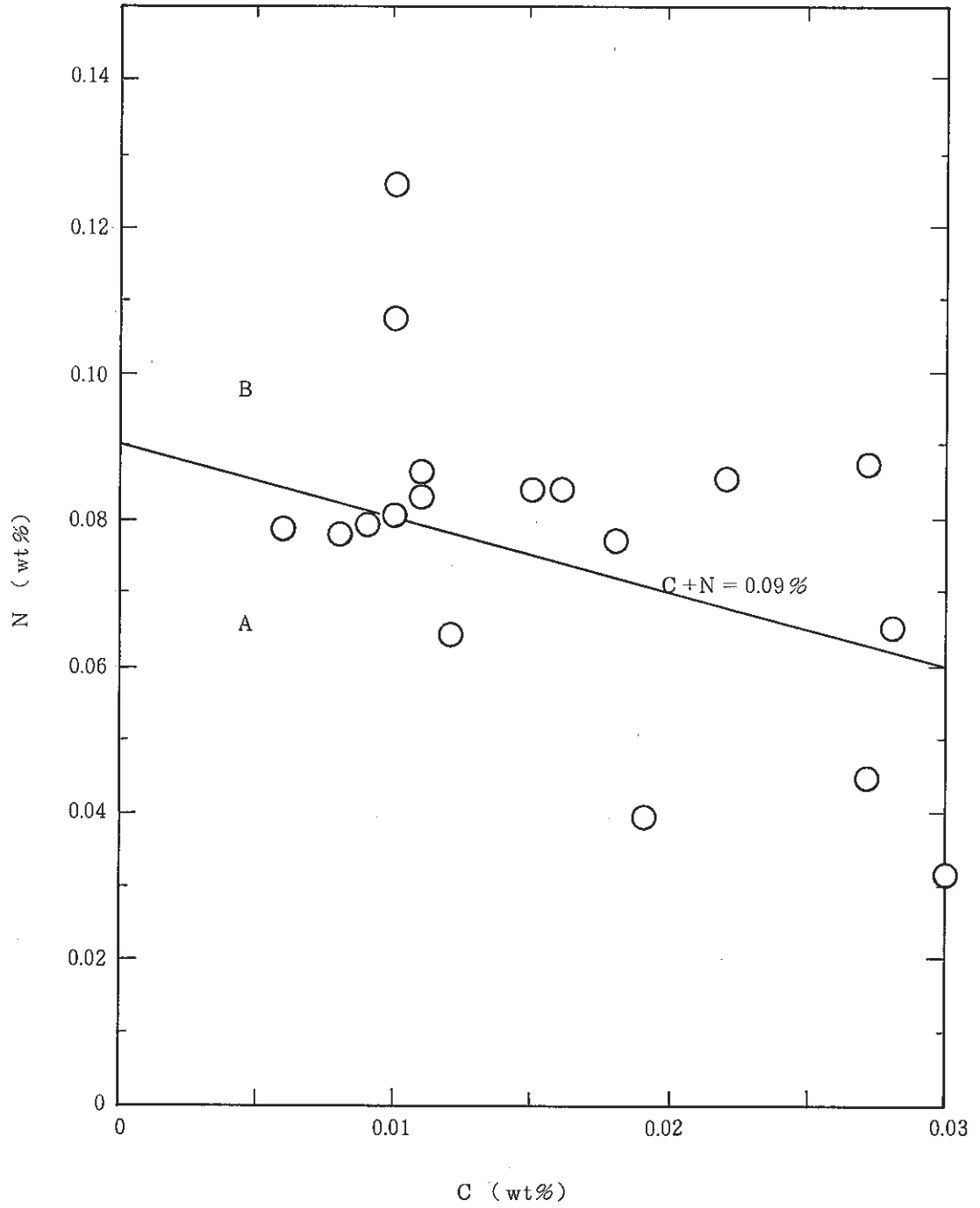


図 2.2 - 3 今回検討した改良SUS304 のCおよびN量

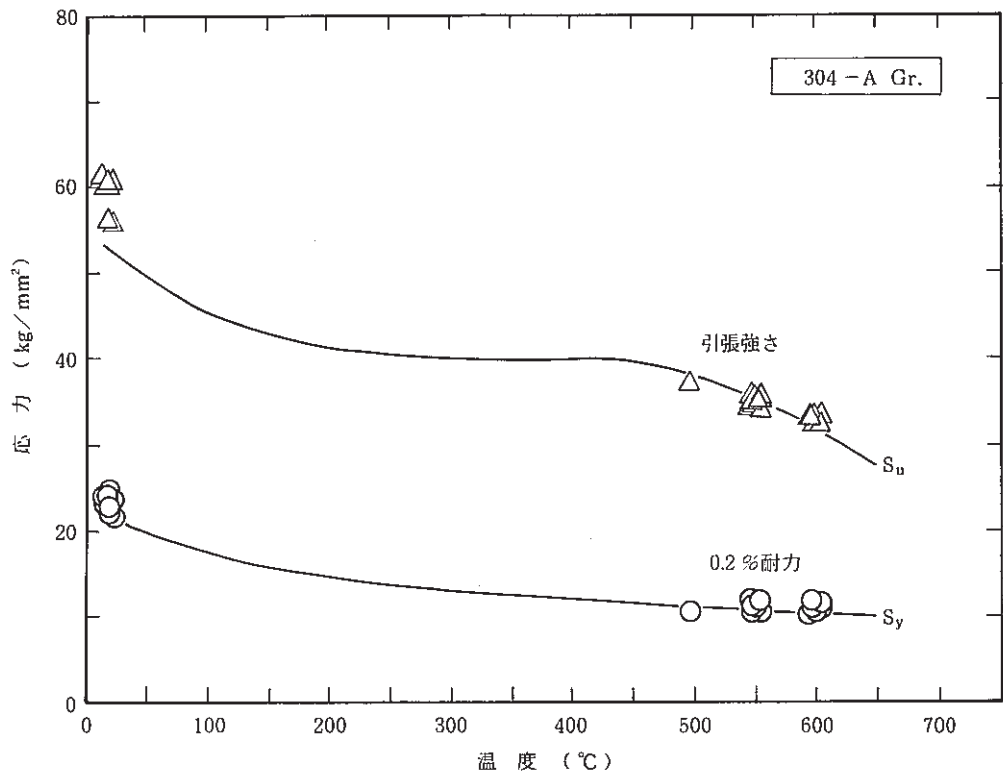


図 2.2 - 4(a) 改良 SUS 304 A グループの高温引張特性 (強度)

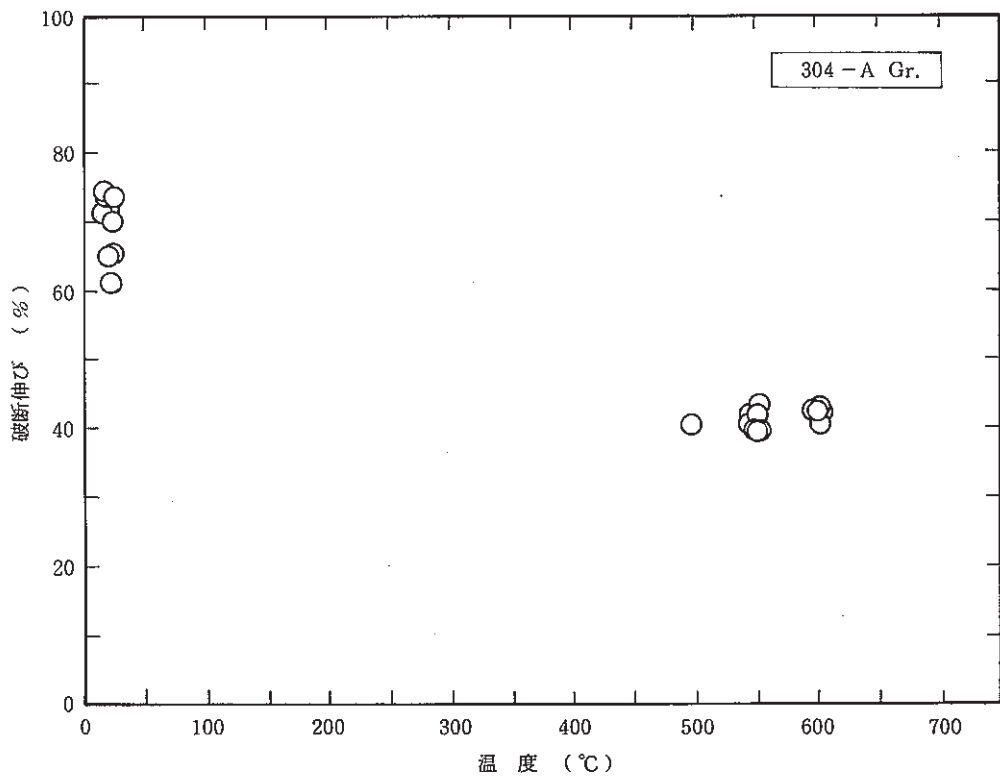


図 2.2 - 4(b) 改良 SUS 304 A グループの高温引張特性 (破断伸び)

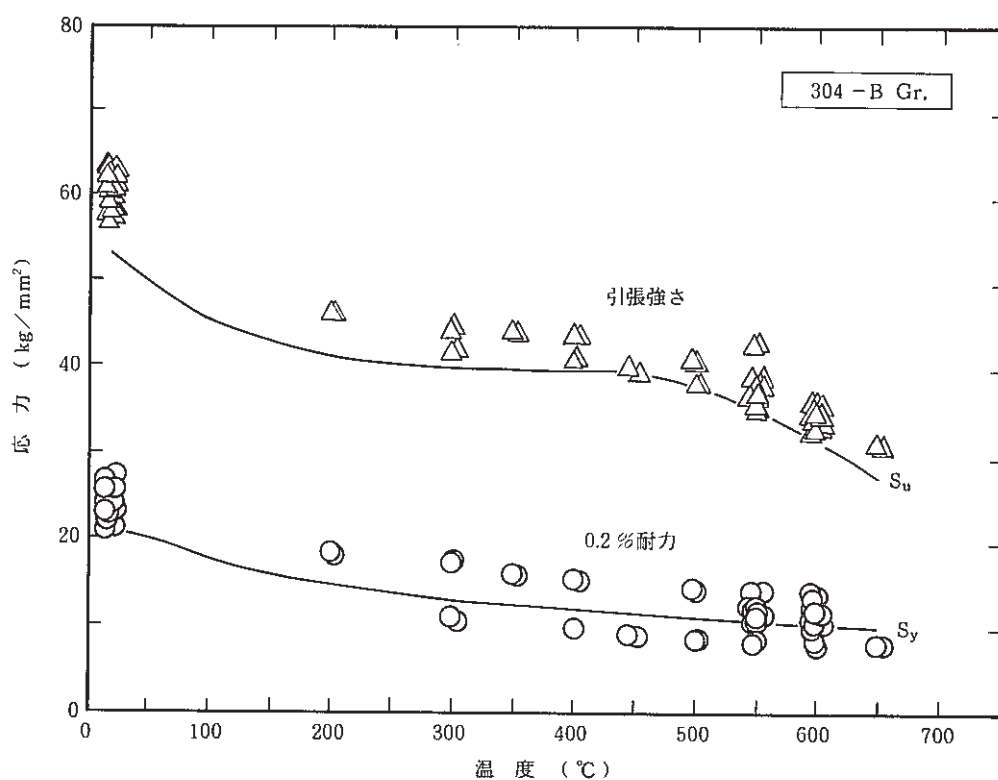


図 2.2 - 5(a) 改良SUS304 Bグループの高温引張特性(強度)

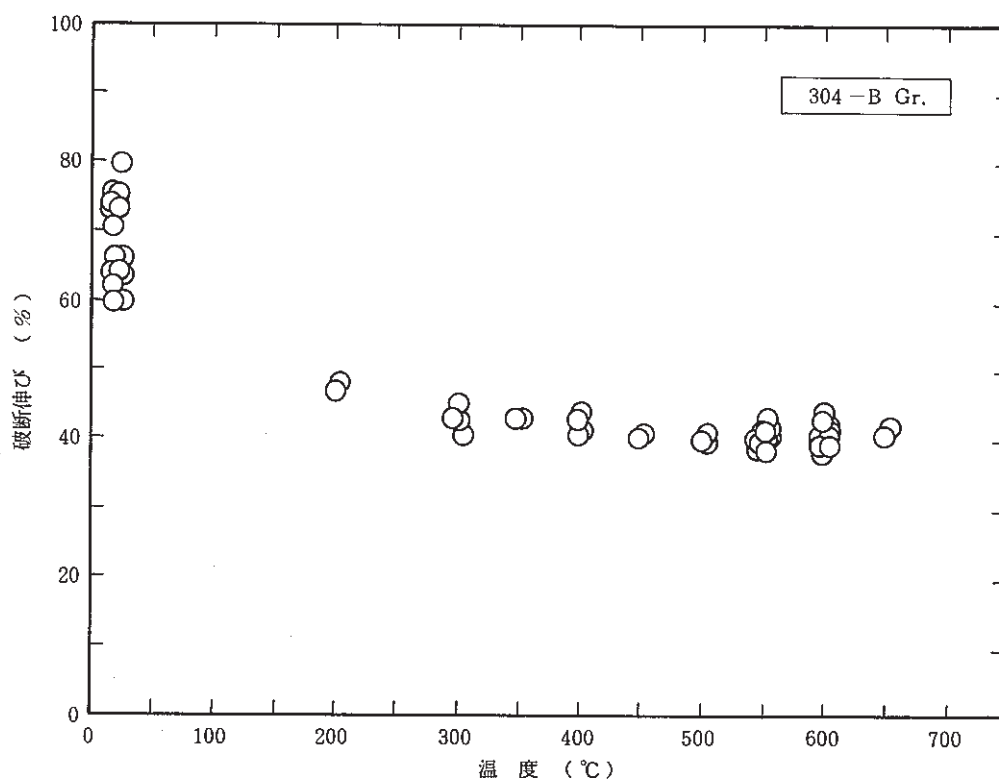


図 2.2 - 5(b) 改良SUS304 Bグループの高温引張特性(破断伸び)

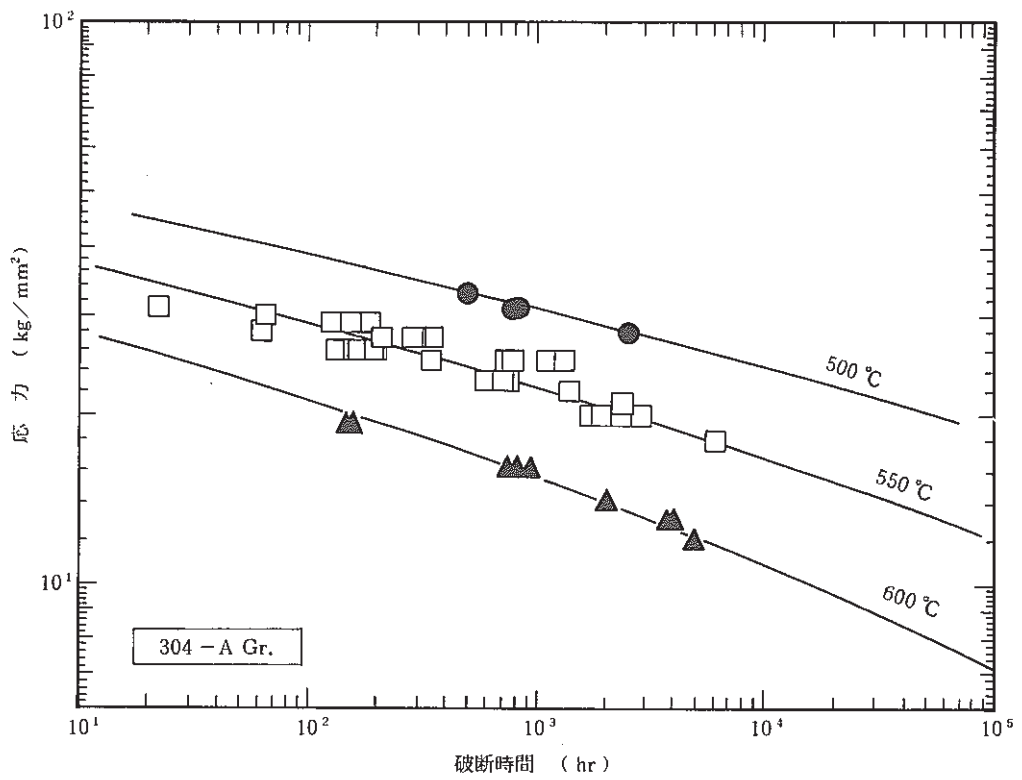


図 2.2 - 6(a) 改良 SUS 304 A グループのクリープ破断特性 (強度)

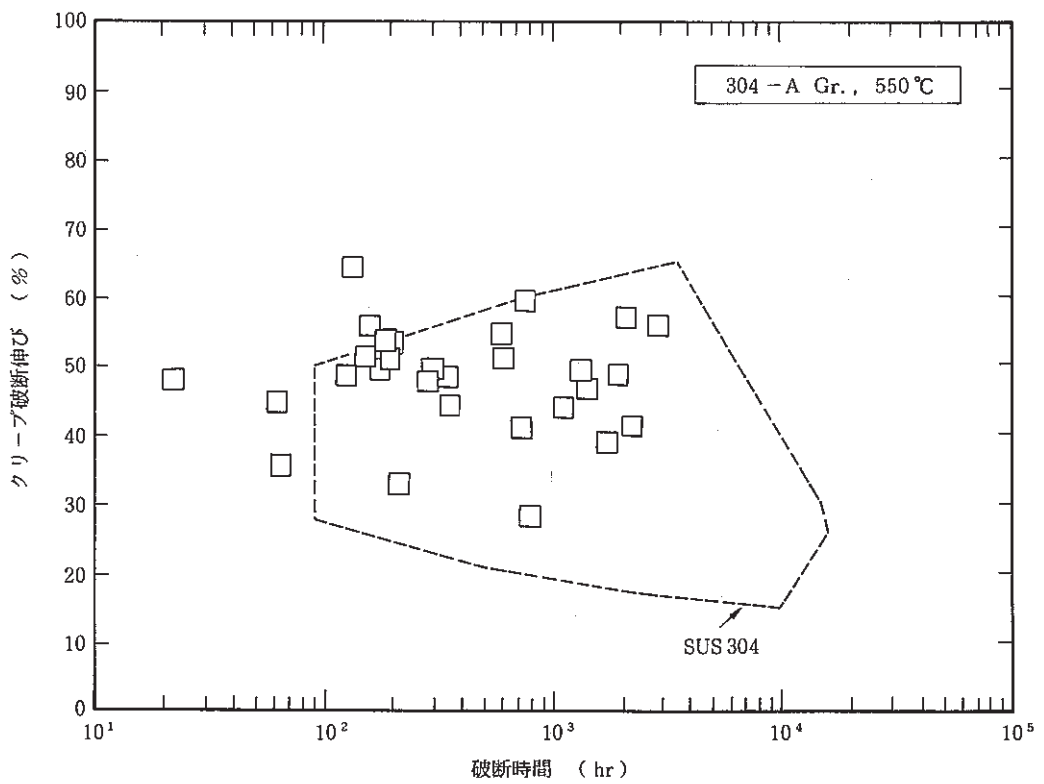


図 2.2 - 6(b) 改良 SUS 304 A グループのクリープ破断特性 (破断伸び)

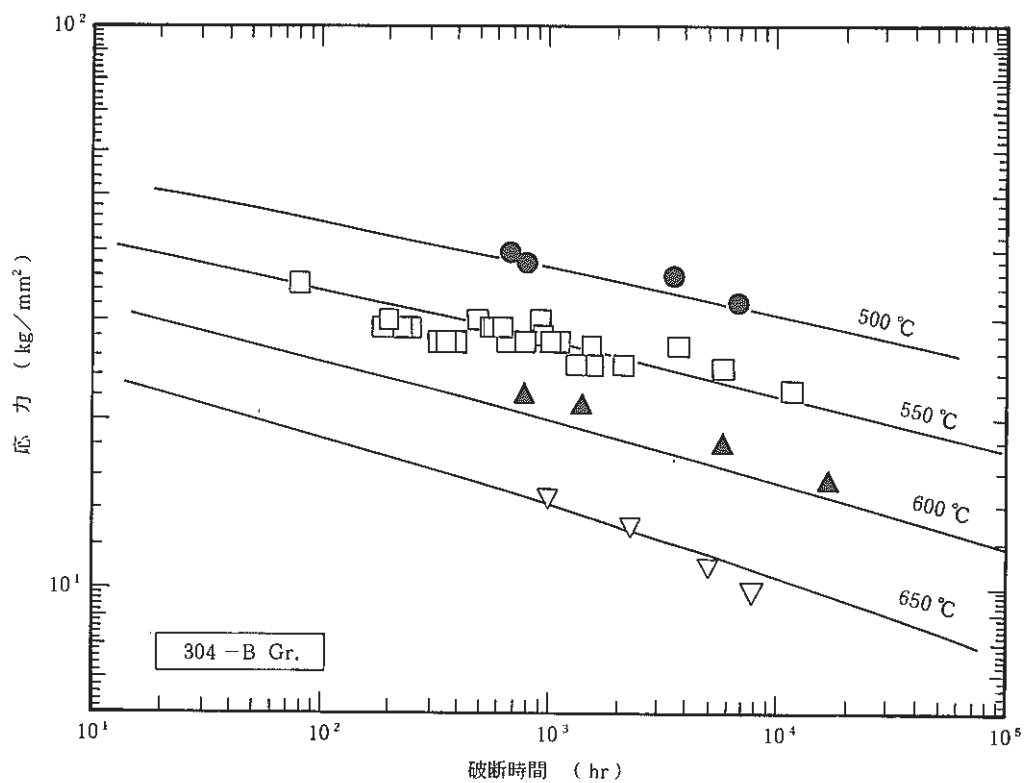


図 2.2 - 7(a) 改良SUS 304 Bグループのクリープ破断特性(強度)

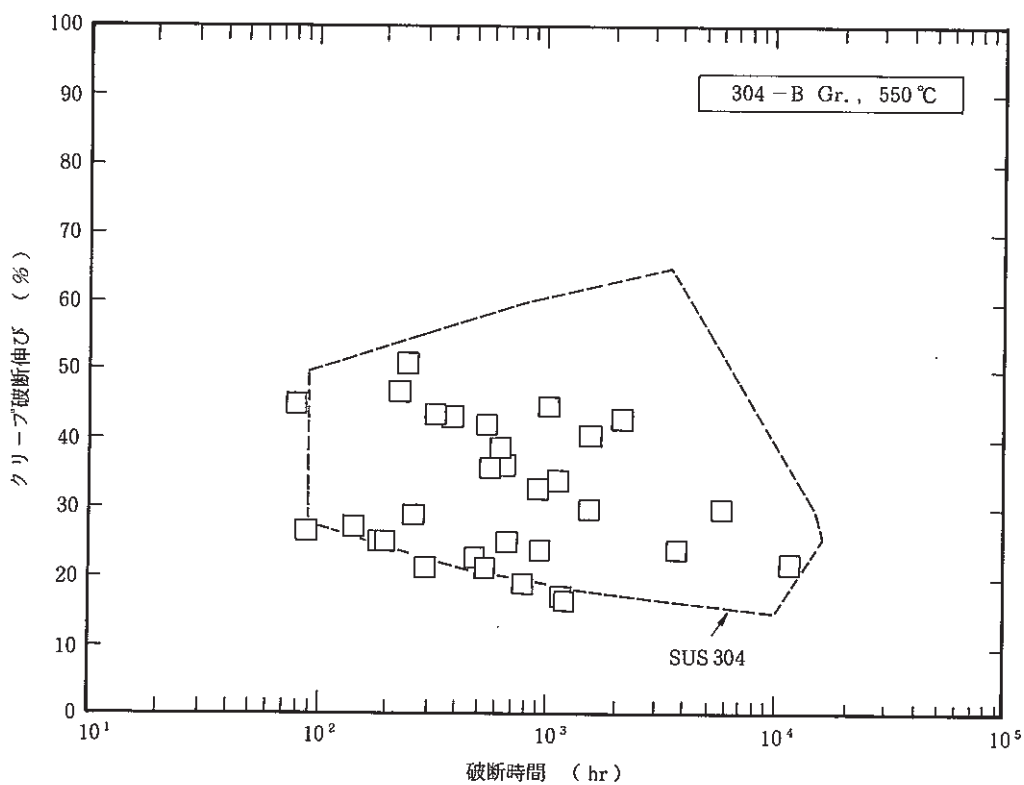


図 2.2 - 7(b) 改良SUS 304 Bグループのクリープ破断特性(破断伸び)

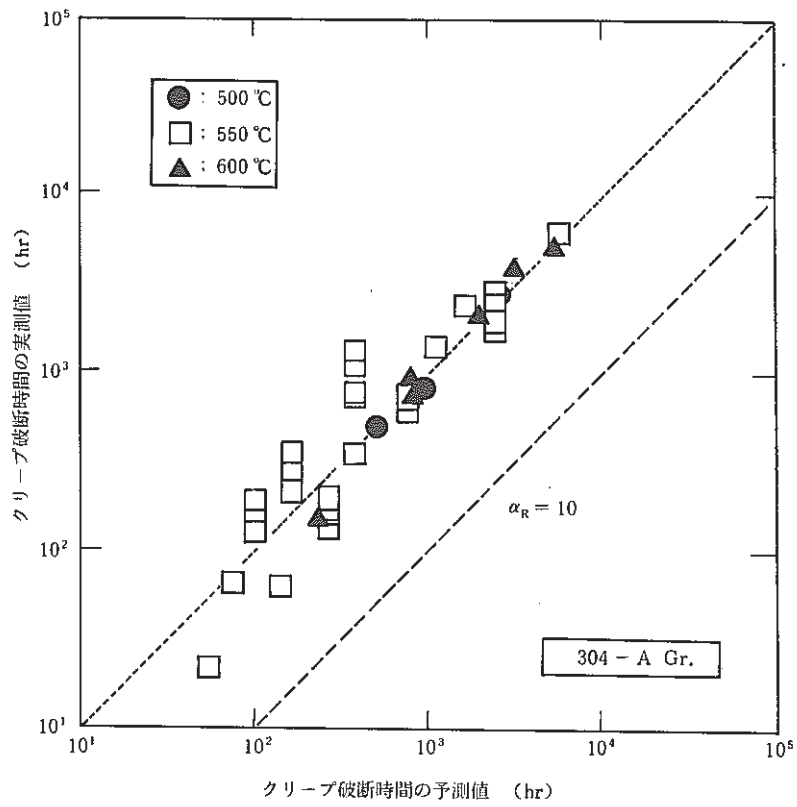


図 2.2 - 8(a) クリープ破断時間の実測値と予測値の比較 (改良 SUS 304 A)

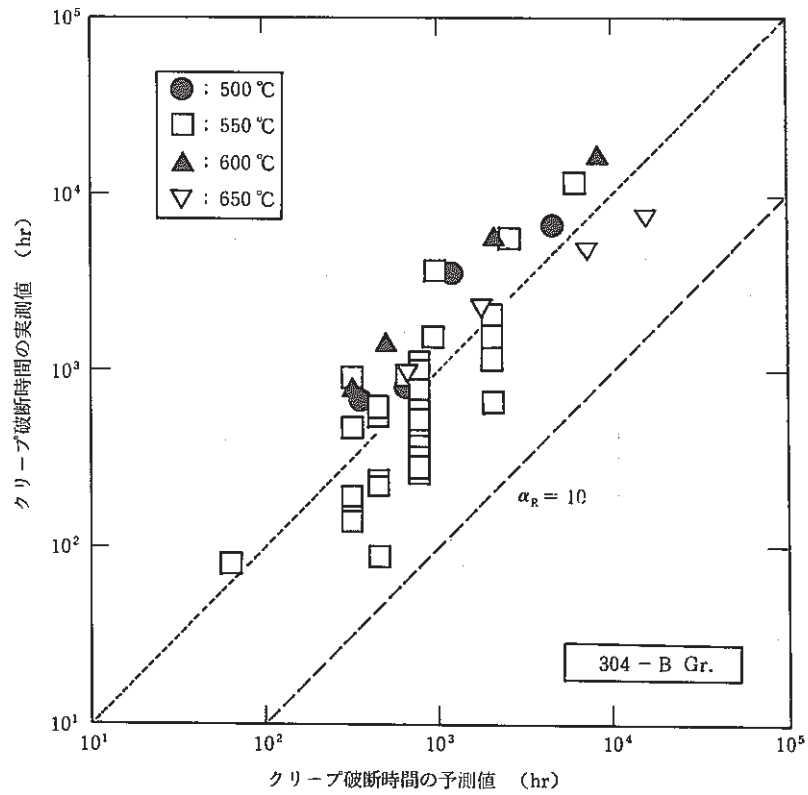


図 2.2 - 8(b) クリープ破断時間の実測値と予測値の比較 (改良 SUS 304 B)

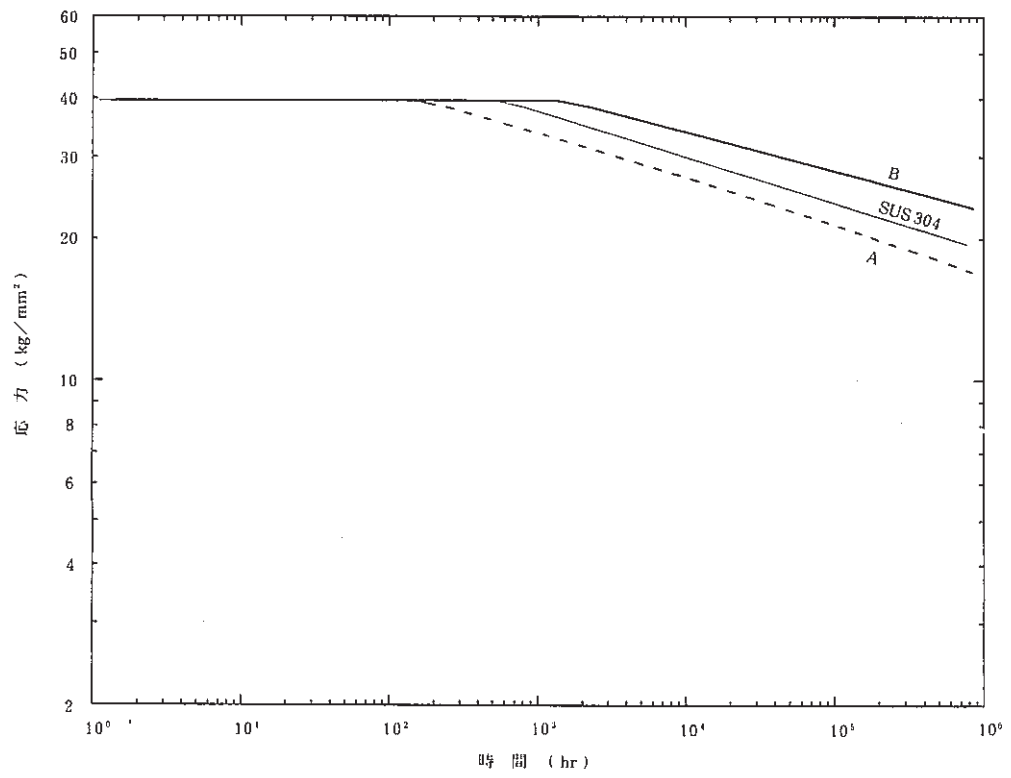


図 2.2 - 9(a) 改良SUS 304 とSUS 304 の設計クリープ破断強さの比較 (450 °C)

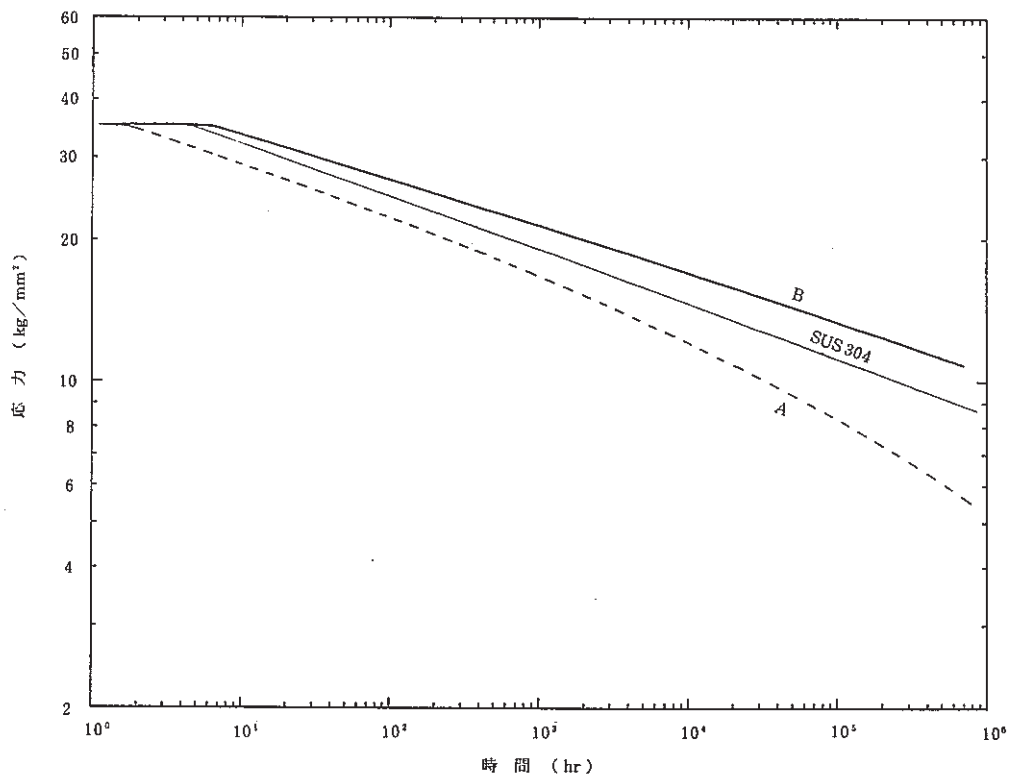


図 2.2 - 9(b) 改良SUS 304 とSUS 304 の設計クリープ破断強さの比較 (550 °C)

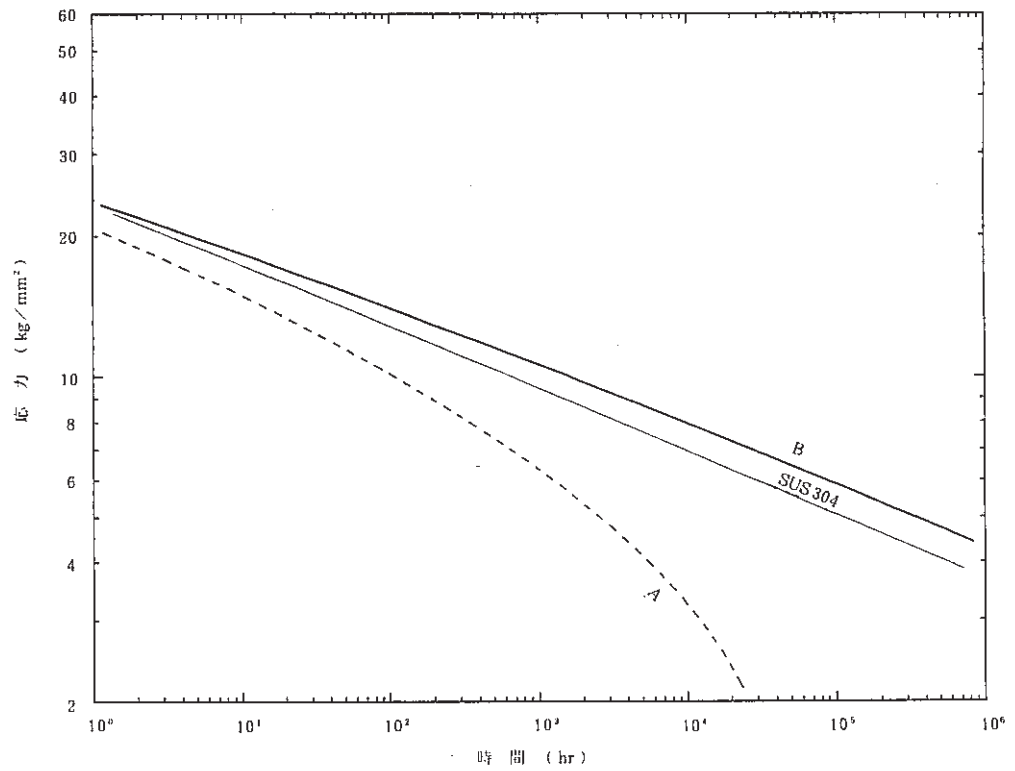


図 2.2 - 9(c) 改良 SUS 304 と SUS 304 の設計クリープ破断強さの比較 (650 °C)

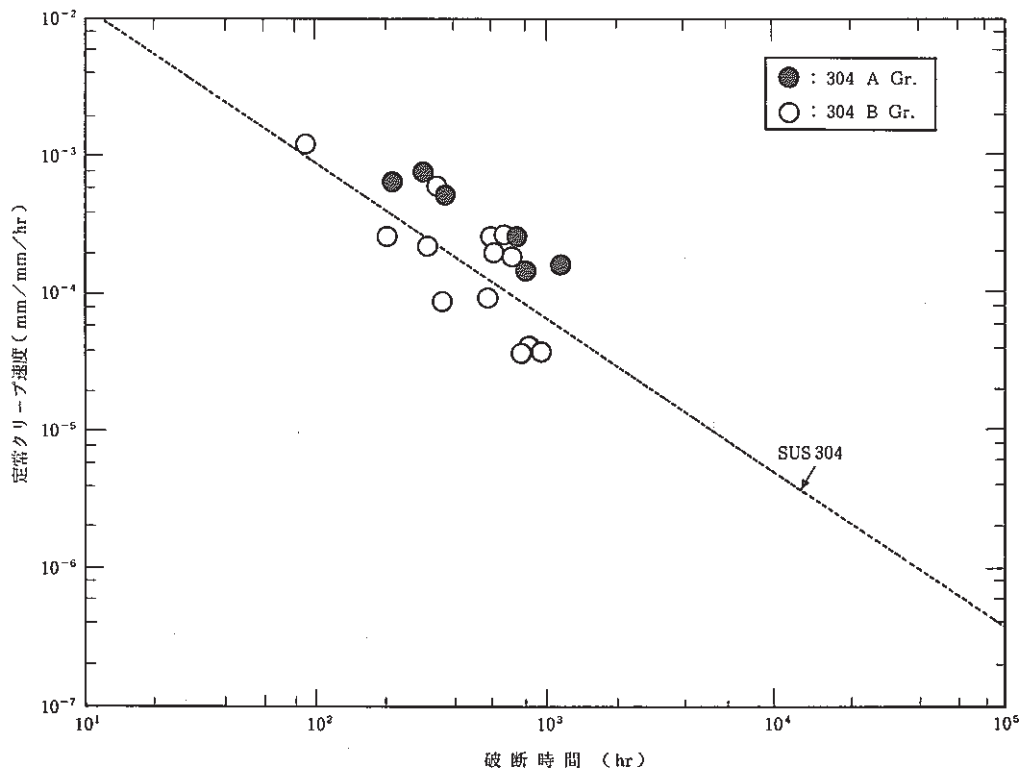


図 2.2 - 10 改良 SUS 304 の定常クリープ速度と破断時間の関係

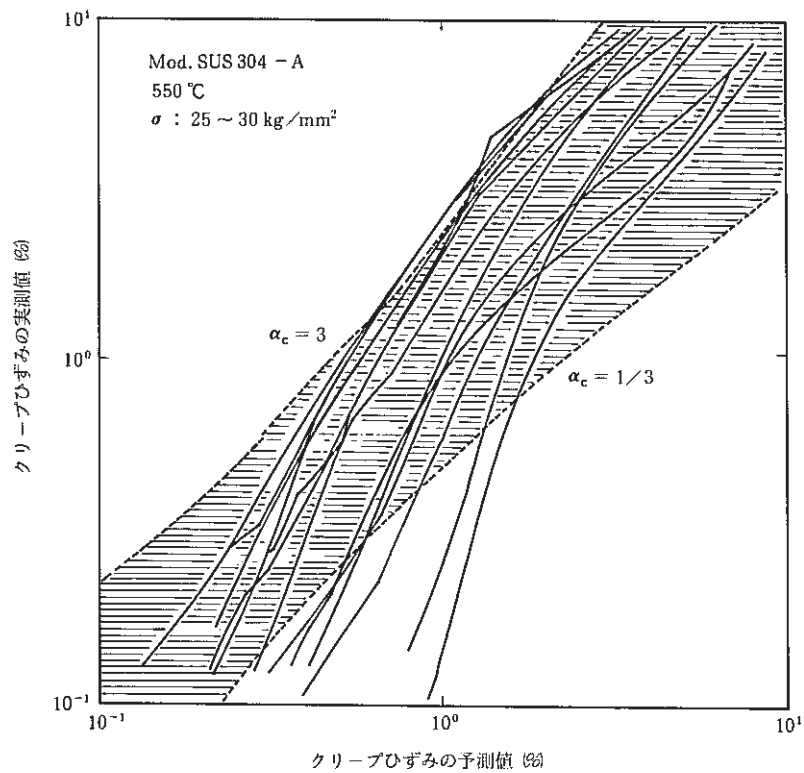


図 2.2 - 11(a) クリープひずみの実測値と予測値の比較 (改良 SUS 304 A)

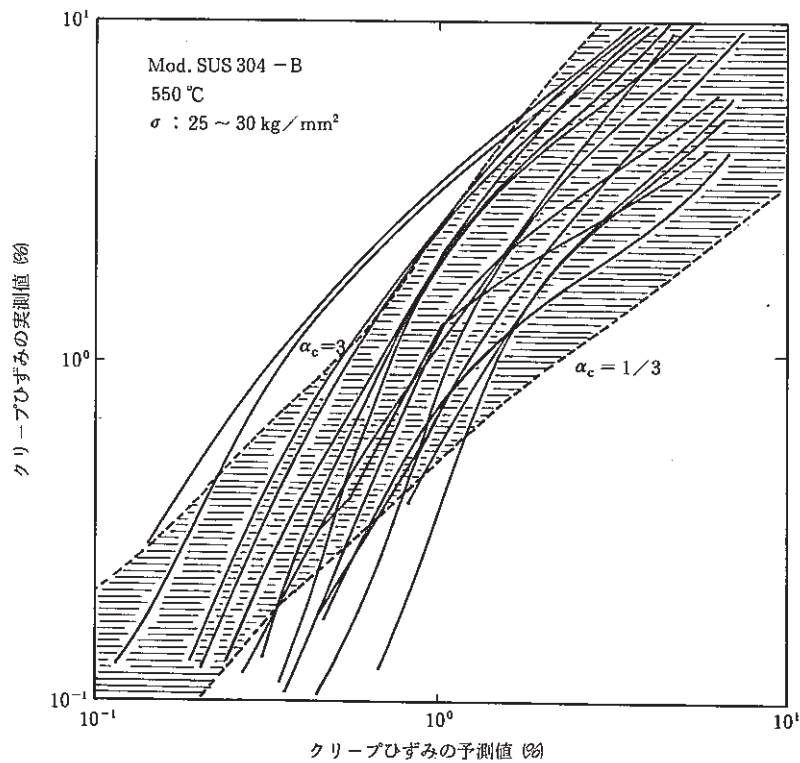


図 2.2 - 11(b) クリープひずみの実測値と予測値の比較 (改良 SUS 304 B)

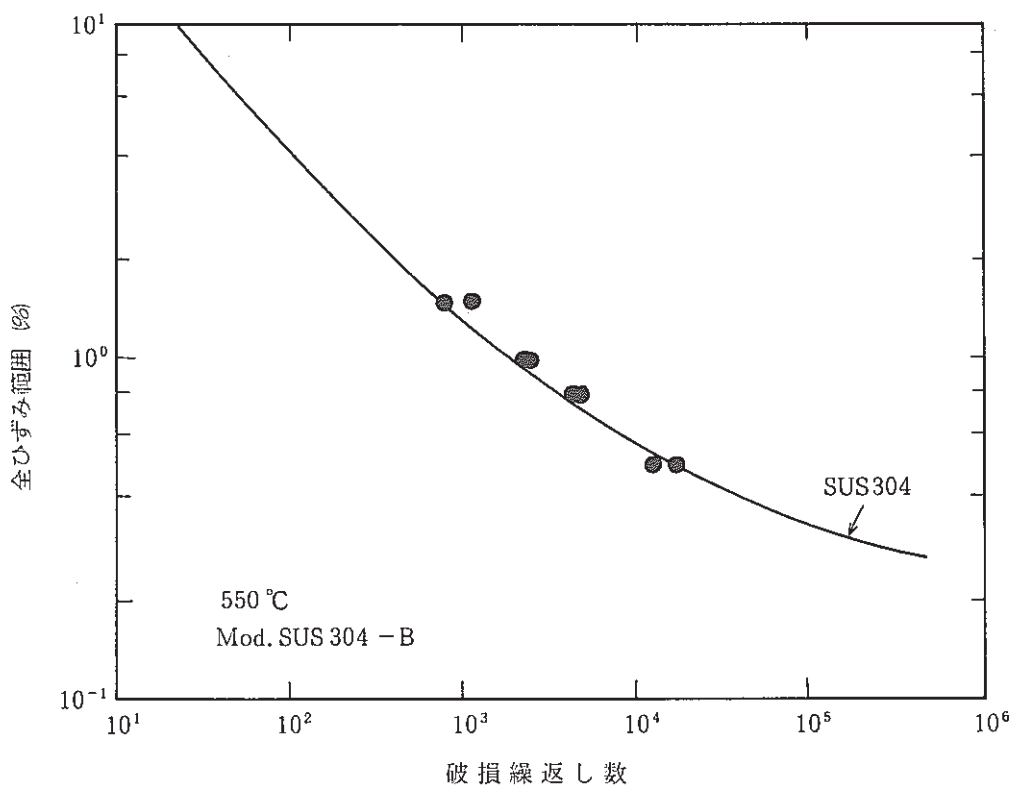


図 2.2 - 12(a) 改良 SUS 304 の疲労強度 (550 °Cにおける疲労寿命)

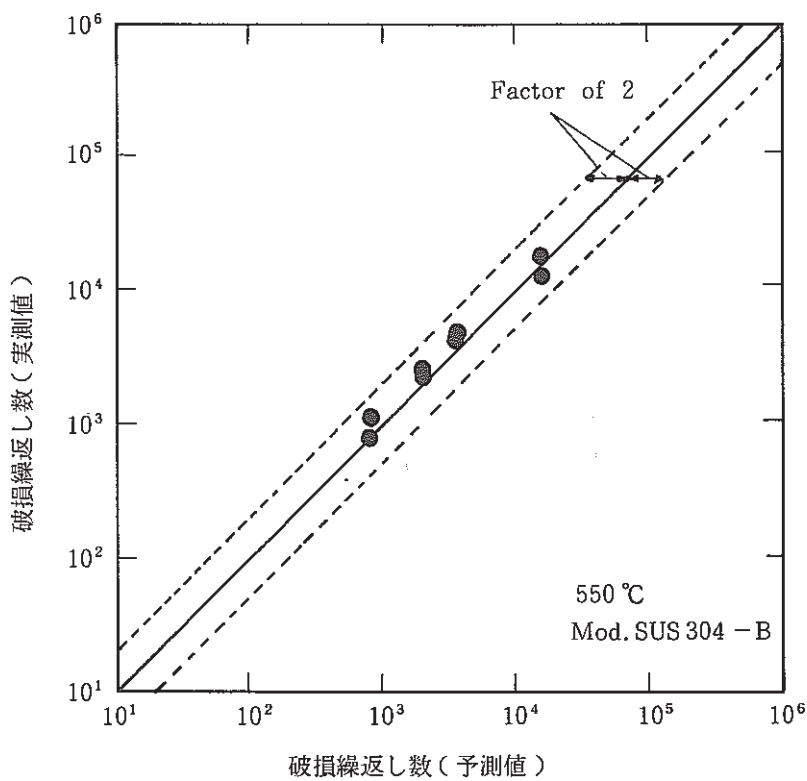


図 2.2 - 12(b) 改良 SUS 304 の疲労強度 (疲労寿命の実測値と予測値との比較)

2.3 改良 SUS 316 に関する検討

(1) 高温強度に及ぼす成分の影響

高温引張強度

改良 SUS 316 の 500 および 600 °C における引張強度に及ぼす C+N 量の影響を調べた。高温引張強度は C+N 量が増加するにつれ増大する傾向を示す。引張強さおよび、0.2 % 耐力はすべて SUS 316 の設計引張強さ S_u および設計降伏点 S_y ¹²⁾ を上回っていた (図 2.3-1)。

クリープ破断強度

SUS 316 のクリープ破断強度は C, N, P および Mo 量等の影響を受ける^{9), 10)}ことが知られている。そこで各材料のクリープ破断強度データから内外挿により 500, 600 および 650 °C の 10000 時間破断強度を求め、それに及ぼす C+N, P および Mo 量の影響を調べた。クリープ破断強度は C+N 量にほぼ比例して増大した (図 2.3-2(a))。また、中 C+N 範囲では P 量の影響がみられ、0.025 wt % 未満の P 量ではクリープ破断強度が低下していたが、高 C+N 範囲では P 量の影響はみられなかった (図 2.3-2(b))。Mo 量については、今回データを収集した材料の Mo 量の範囲内ではクリープ破断強度への影響はみられなかった (図 2.3-2(c))。

グループ分け

上記の結果から、材料のグループ分けを C+N および P の量により行い、基本材料特性の検討を行った。まず、クリープ破断強度に及ぼす C+N 量の影響から、低 ($C+N \leq 0.06$ wt %), 中 ($0.07 \leq C+N \leq 0.105$ wt %) および高 ($C+N > 0.105$ wt %) C+N 範囲の 3 つに分けた。さらに、中 C+N 範囲についてはクリープ破断強度に P 量の影響がみられたことから $P = 0.025$ wt % を境に 2 つに分けた。低 C+N 量のものを A グループ、中 C+N 量・高 P 量のものを B グループ、中 C+N 量・低 P 量のものを C グループおよび、高 C+N 量のものを D グループとした。各グループの成分範囲および試験データ点数を表 2.3-1 に示す。また、クリープ破断試験データを収集した材料の C 量および N 量との関係を図 2.3-3 に示す。

(2) 基本材料特性

高温引張特性

引張強度および破断伸びをグループ毎に図 2.3-4 ~ 図 2.3-7 に示す。引張強度は SUS 316 の設計降伏点 S_y あるいは設計引張強さ S_u を上回っていたが、500~600 °C において裕度が小さかった。

クリープ破断特性

グループ毎にクリープ破断強度データを Larson-Miller パラメータ法により解析し、式の次数が 2 の場合について係数を求めた (表 2.3-2)。

クリープ破断強度および 500 °C におけるクリープ破断伸びをグループ毎に図 2.3-8 ~ 図 2.3-11 に示す。各グループとも、クリープ破断伸びは SUS 316 の伸びの範囲の上限近傍より上

にあった。また、クリープ破断時間の実測値と予測値の比較を図 2.3-12 に示すが、実測値が予測値の $1/10$ を下回ることにはなかった。そこでクリープ破断係数 $\alpha_R = 10$ を用いて、設計クリープ破断強さ S_R を求めた。ただし、 S_R は設計引張強さ S_u を超えないものとした。450、550 および、650 °C における S_R を SUS 316 の S_R ¹²⁾ と比較して図 2.3-13 に示す。各グループとも、長時間側では SUS 316 よりも高い S_R を有し、特に B および D グループが高い強さを示した。しかし、650 °C では SUS 316 よりも短時間側で曲線の曲がりが生じ、強度が低下する傾向がみられた。特に高 C+N 量の D グループでその傾向が著しかった。

クリープひずみ挙動

クリープひずみデータは、B および D グループについてしか収集できなかった。改良 SUS 316 の定常クリープひずみ速度と破断時間の関係は図 2.3-14 に示すように、SUS 316 同様 Monkman-Grant の式を用いて定めた関係式¹²⁾ でほぼ表された。また、クリープひずみについて、実測の破断時間を SUS 316 のクリープひずみ式¹²⁾ に代入して得られた予測値と実測値の比較を図 2.3-15 に示すが、予測精度は良好であった。

疲労特性

疲労特性データは、B および C グループについてしか得られなかった。改良 SUS 316 の疲労寿命は図 2.3-16 に示すように SUS 316 とほぼ同等であったが、低ひずみ範囲側では SUS 316 より長くなる傾向を示した。

以上のように改良 SUS 316 については、いずれのグループも高温引張強度の基準値等を満足し、また、クリープ破断強度および破断伸びは SUS 316 より優れていた。中でも B および D のグループが高いクリープ破断強度を示した。しかし、改良 SUS 316 についてはクリープひずみ挙動および応力緩和等のデータが不足しており、今後さらに多くのデータを採取していく必要がある。

表 2.3 - 1 改良 316 鋼の成分範囲および試験点数

Gr	成 分 範 囲			材料数	試 験 デ ー タ 点 数		
	C (wt%)	C+N (wt%)	P (wt%)		クリープ	引 張	疲 労
A	C ≤ 0.03	0.03 ≤ C+N < 0.07	-	5	27	2	0
B		0.07 ≤ C+N ≤ 0.105	P ≥ 0.025	10	67	44	5
C		0.07 ≤ C+N ≤ 0.105	P < 0.025	6	58	46	16
D		0.105 < C+N	-	8	56	55	0

表 2.3 - 2 改良 SUS 316 のクリープ破断強度式の係数

Gr	係 数				標準偏差	相関係数
	C	A ₀	A ₁	A ₂		
A	24.34934	22330.6	11772.9	-7739.29	0.1936	0.9594
B	27.69170	29900.3	7056.64	-6468.13	0.2488	0.9299
C	21.95663	21053.1	10191.5	-6962.39	0.1313	0.9823
D	26.61562	22303.7	15154.8	-8762.41	0.2028	0.9556

$$[\log(t_r) + C] \cdot (T + 273.15) = A_0 + A_1 \cdot \log(\sigma) + A_2 \cdot [\log(\sigma)]^2$$

t_r : 破断時間 (hr)

T : 試験温度 (°C)

σ : 応力 (kg/mm²)

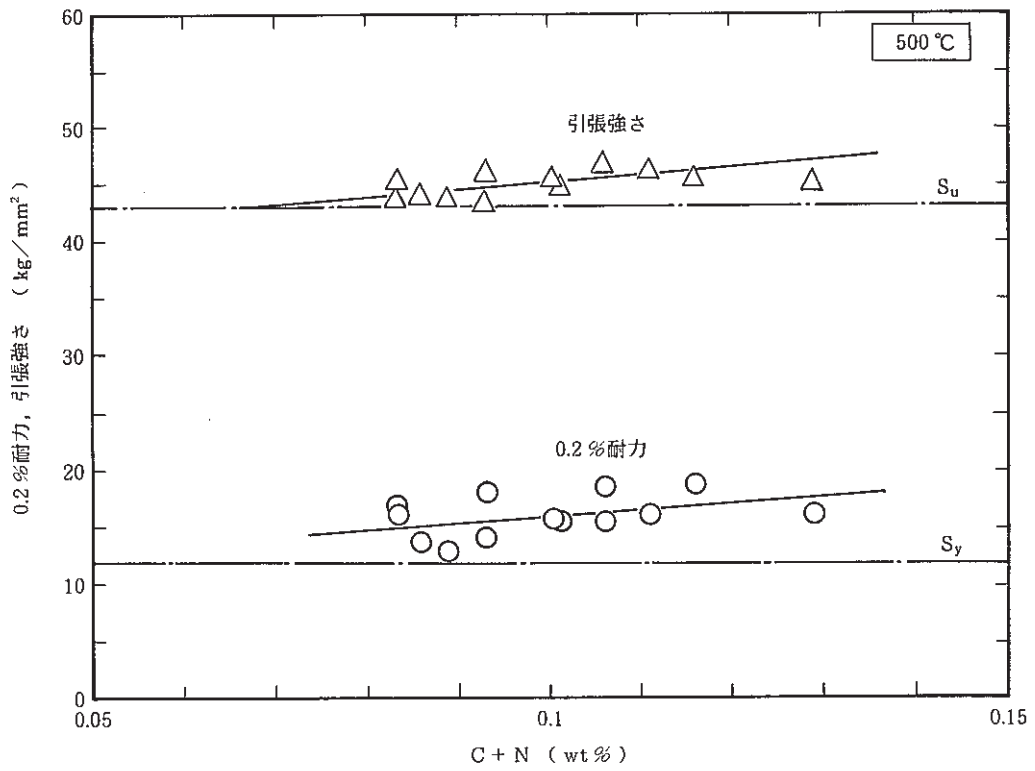


図 2.3 - 1(a) 改良 SUS316 の高温引張強度に及ぼす C + N 量の影響 (500 °C)

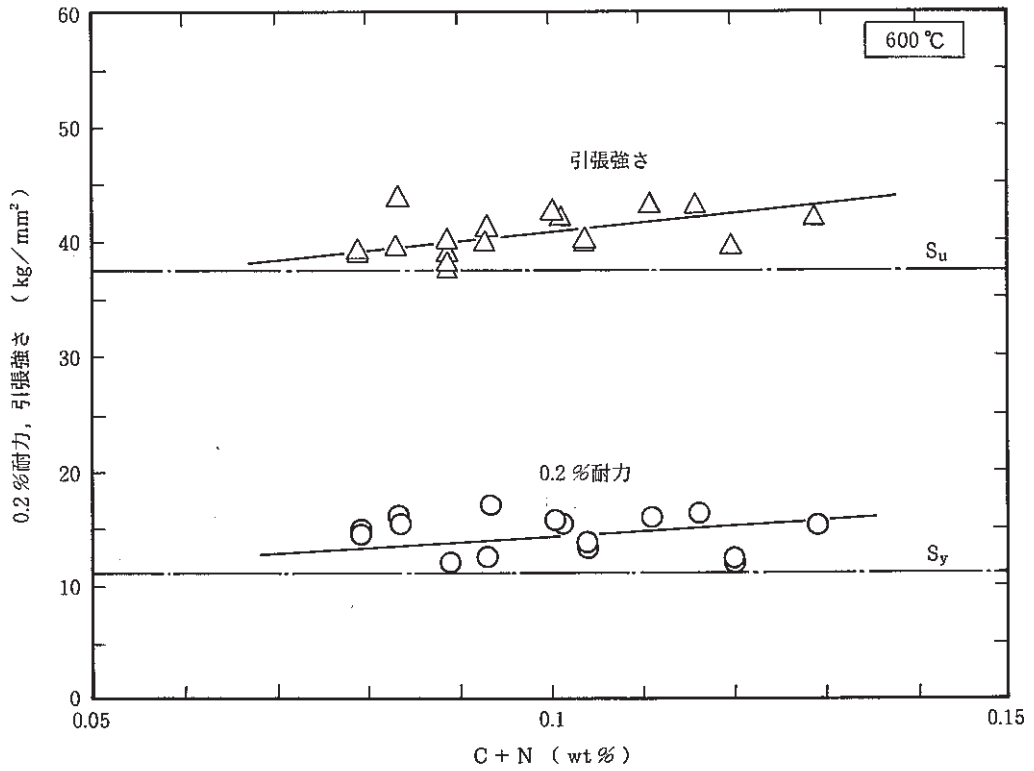


図 2.3 - 1(b) 改良 SUS316 の高温引張強度に及ぼす C + N 量の影響 (600 °C)

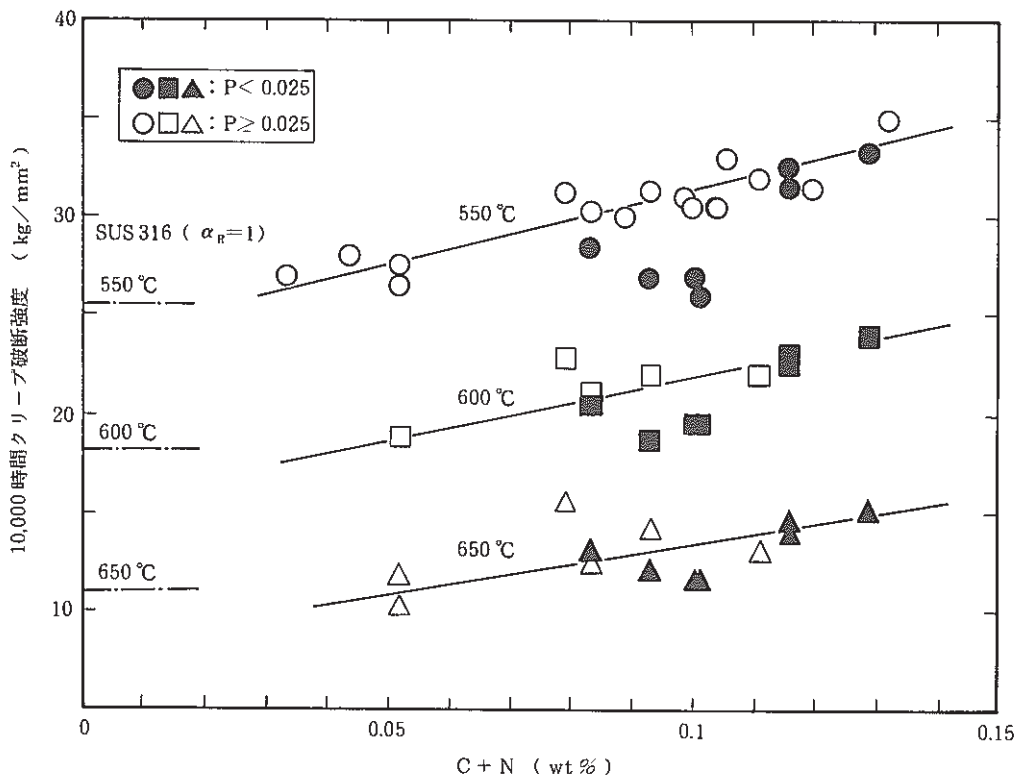


図 2.3 - 2(a) 改良 SUS 316 のクリープ破断強度に及ぼす合金元素の影響 (C + N)

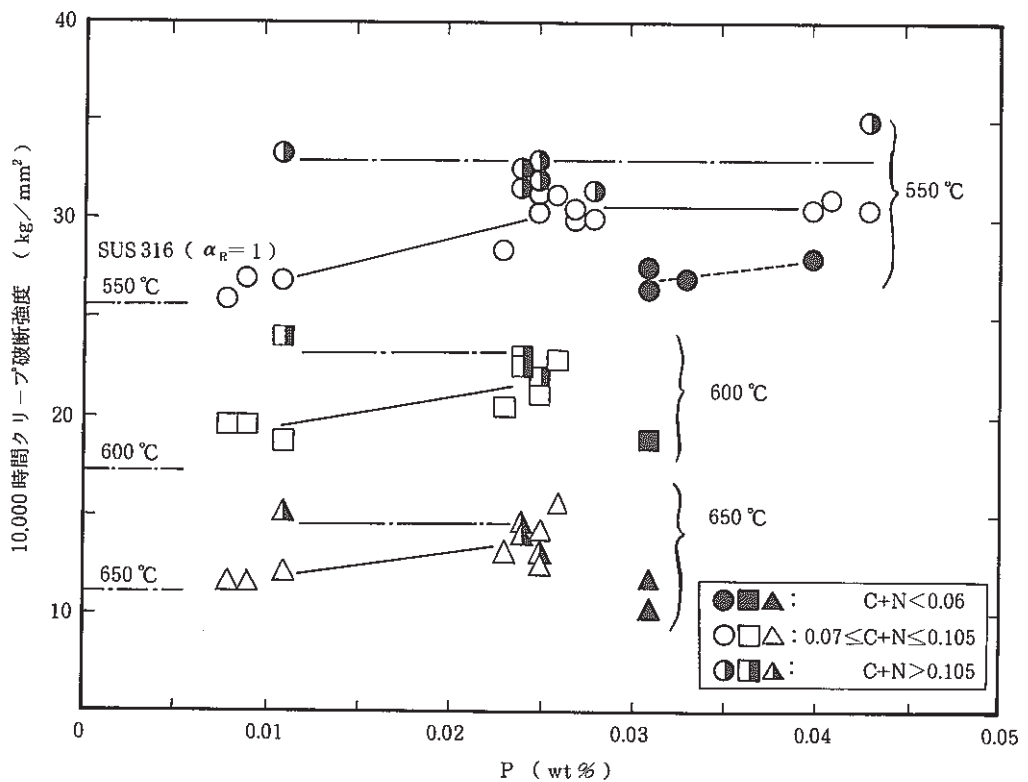


図 2.3 - 2(b) 改良 SUS 316 のクリープ破断強度に及ぼす合金元素の影響 (P)

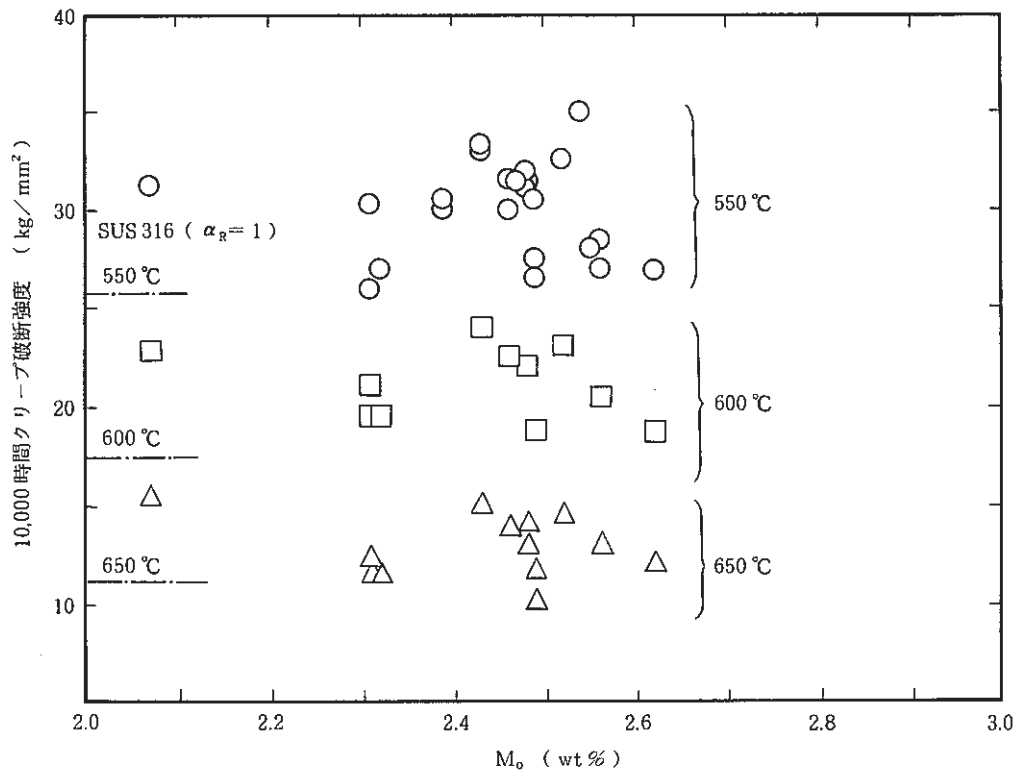


図 2.3 - 2(c) 改良 SUS 316 のクリープ破断強度に及ぼす合金元素の影響 (Mo)

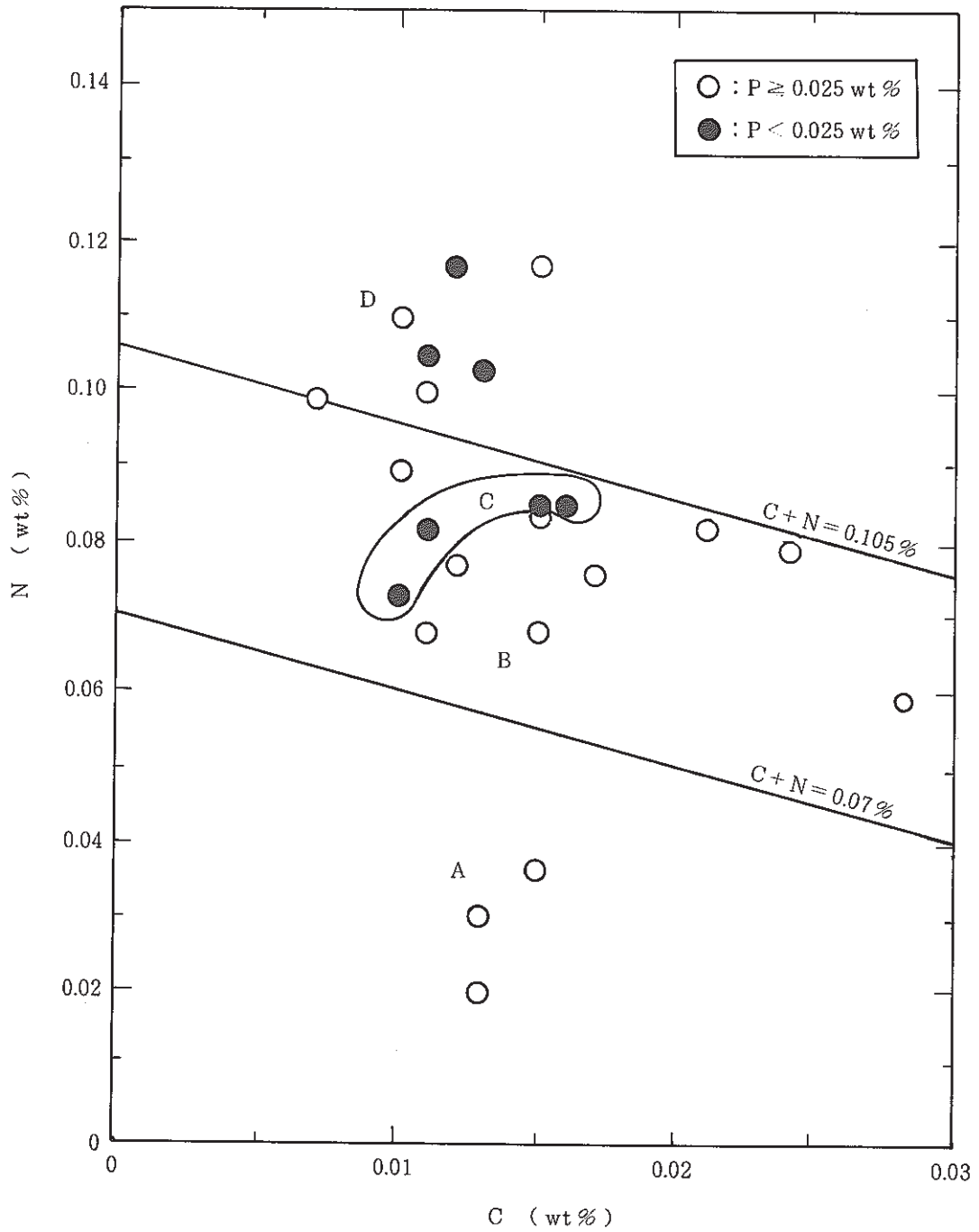


図 2.3 - 3 今回検討した改良 SUS 316 の C および N 量

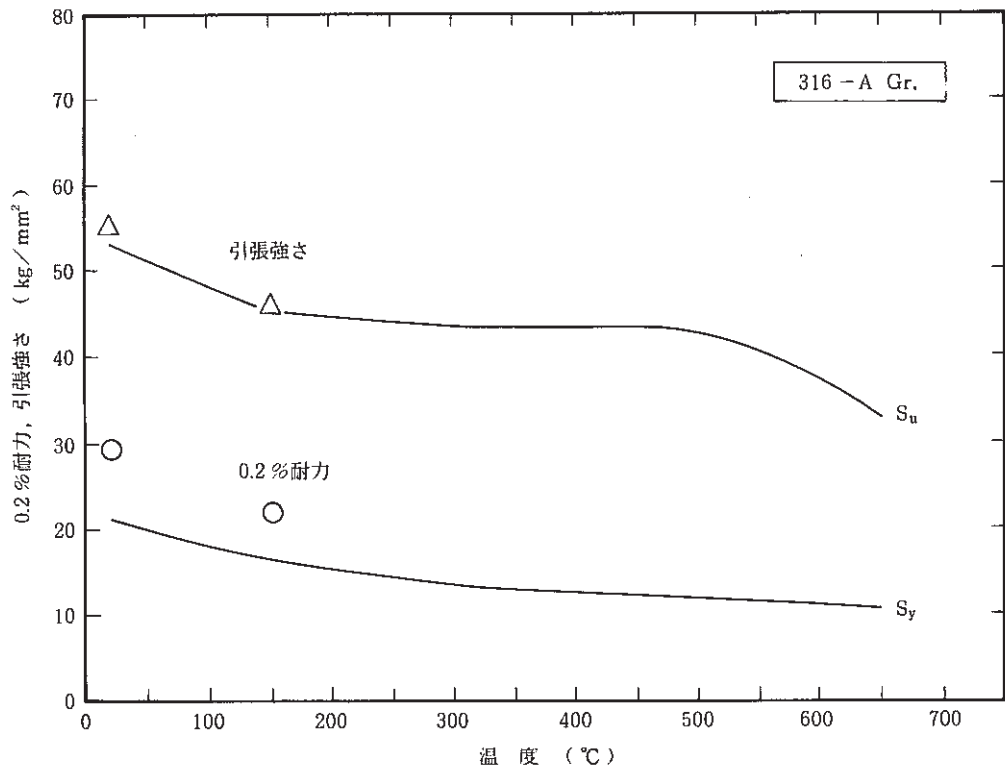


図 2.3 - 4(a) 改良 SUS316 A グループの高温引張特性 (強度)

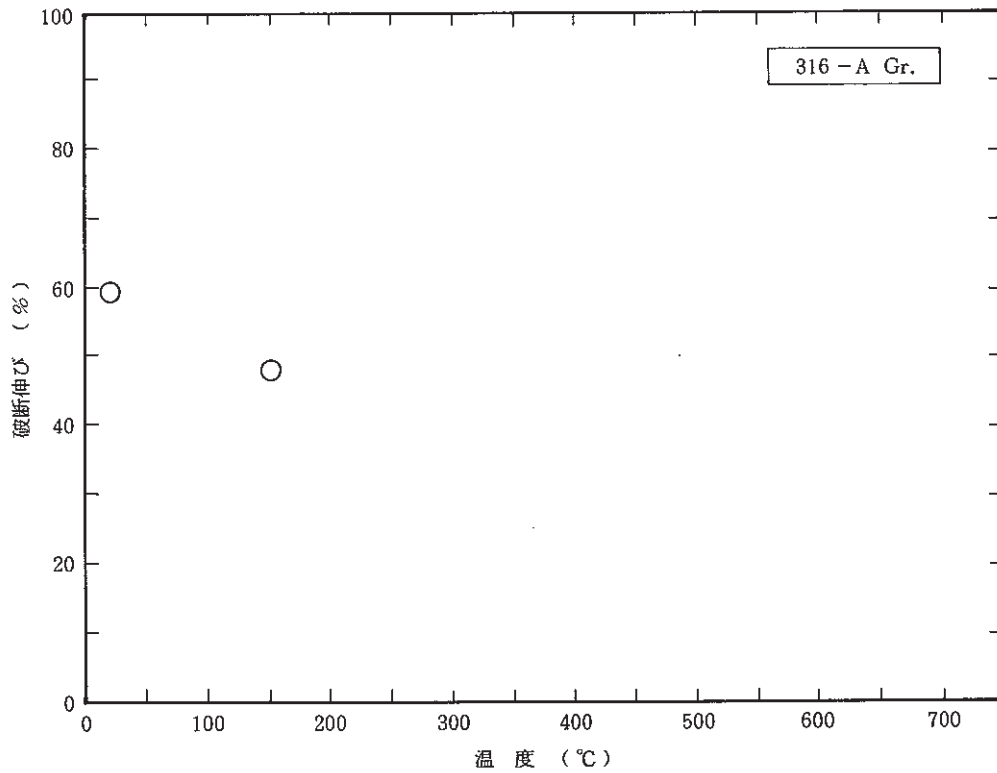


図 2.3 - 4(b) 改良 SUS316 A グループの高温引張特性 (破断伸び)

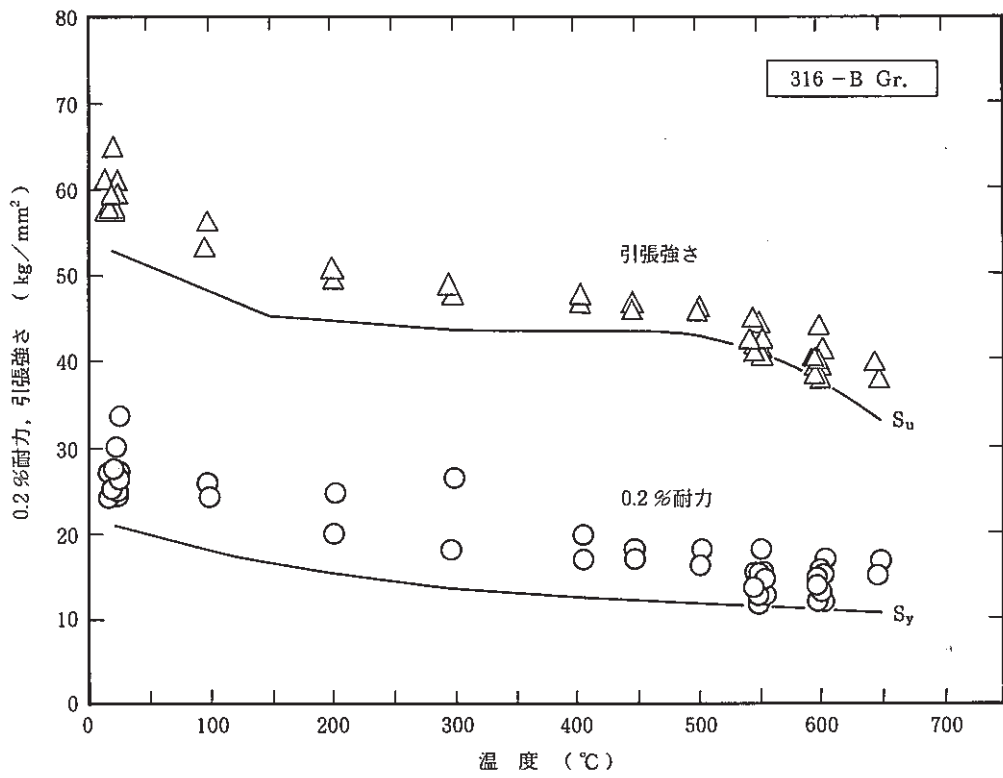


図 2.3 - 5(a) 改良 SUS 316 B グループの高温引張特性 (強度)

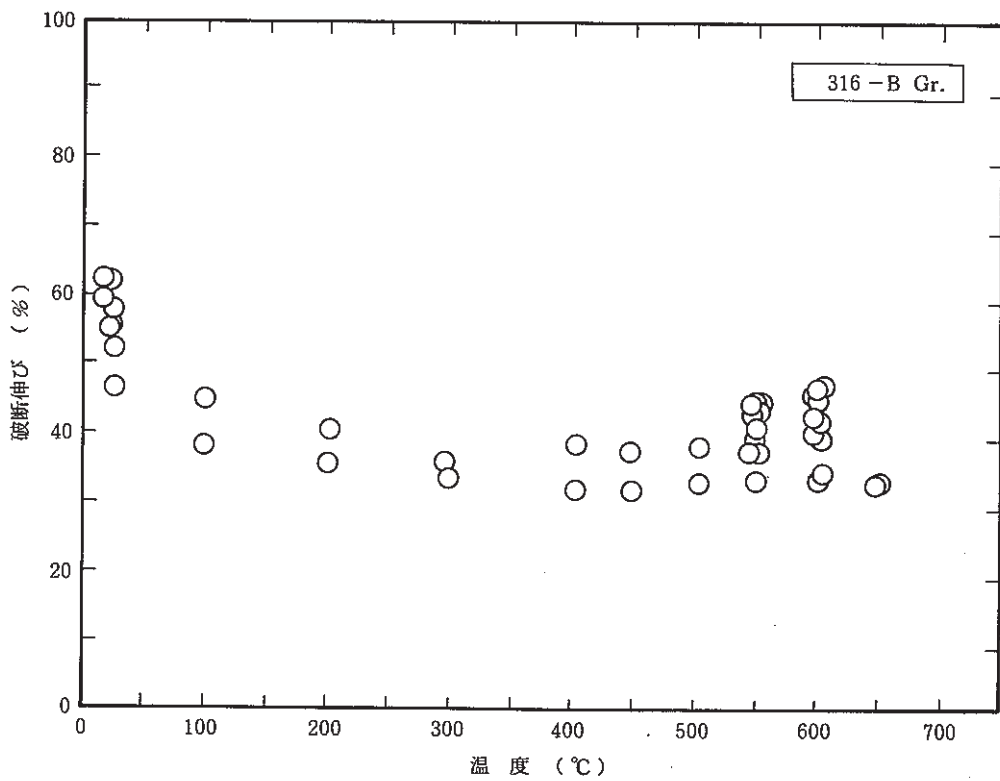


図 2.3 - 5(b) 改良 SUS 316 B グループの高温引張特性 (破断伸び)

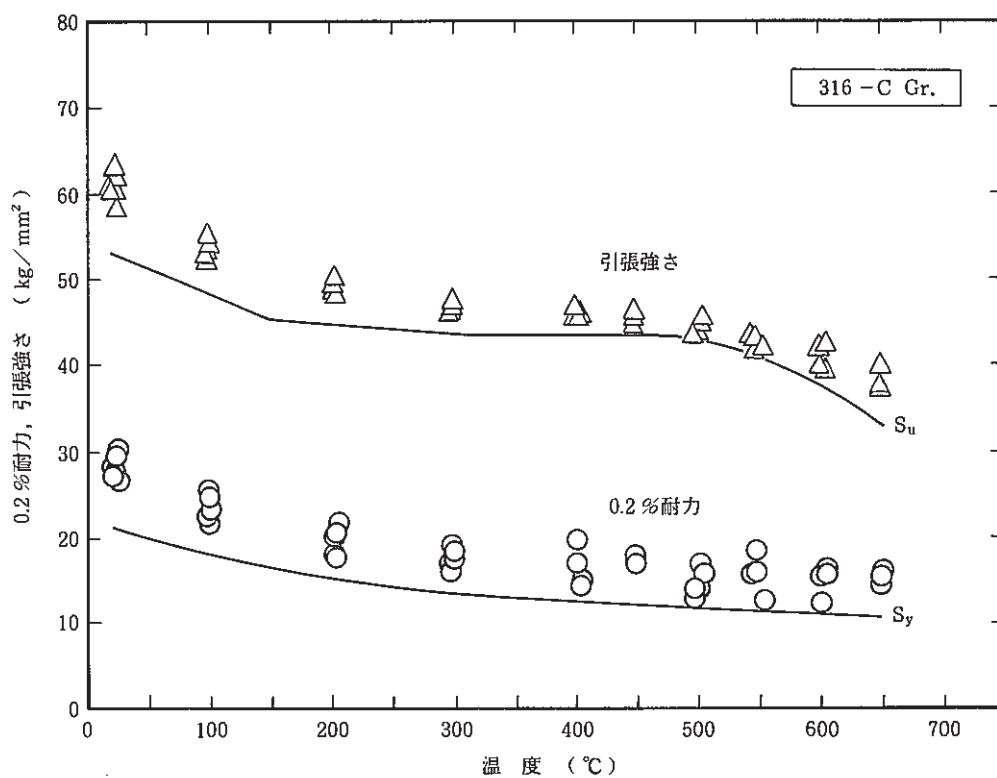


図 2.3 - 6(a) 改良SUS316 Cグループの高温引張特性(強度)

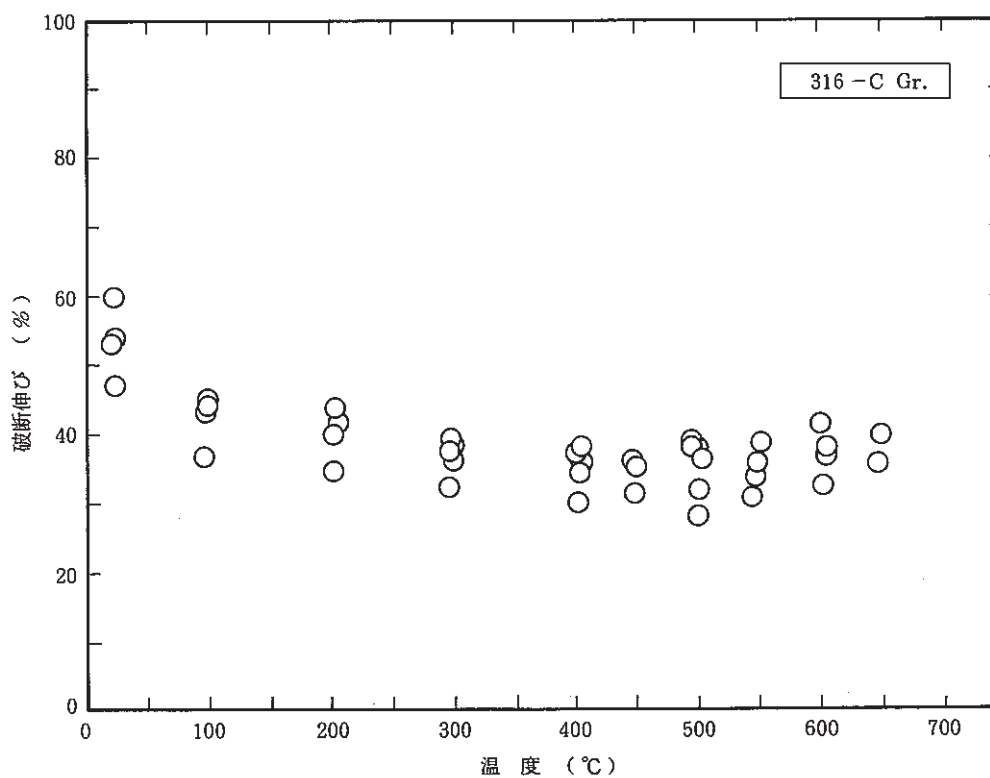


図 2.3 - 6(b) 改良SUS316 Cグループの高温引張特性(破断伸び)

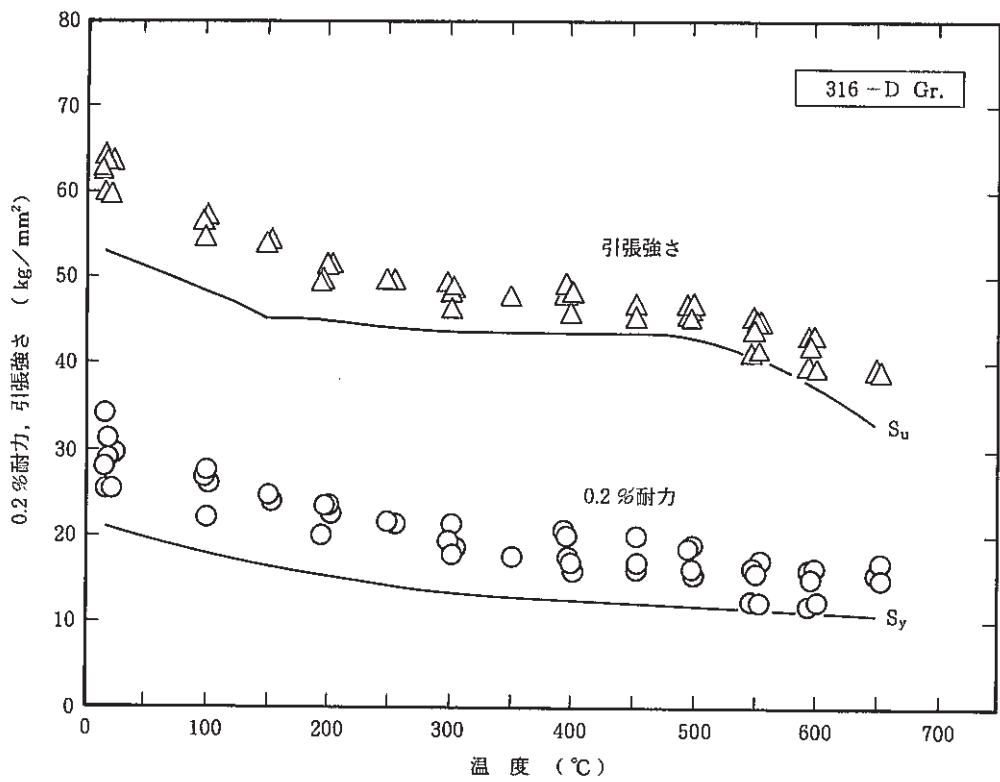


図 2.3 - 7(a) 改良 SUS 316 D グループの高温引張特性 (強度)

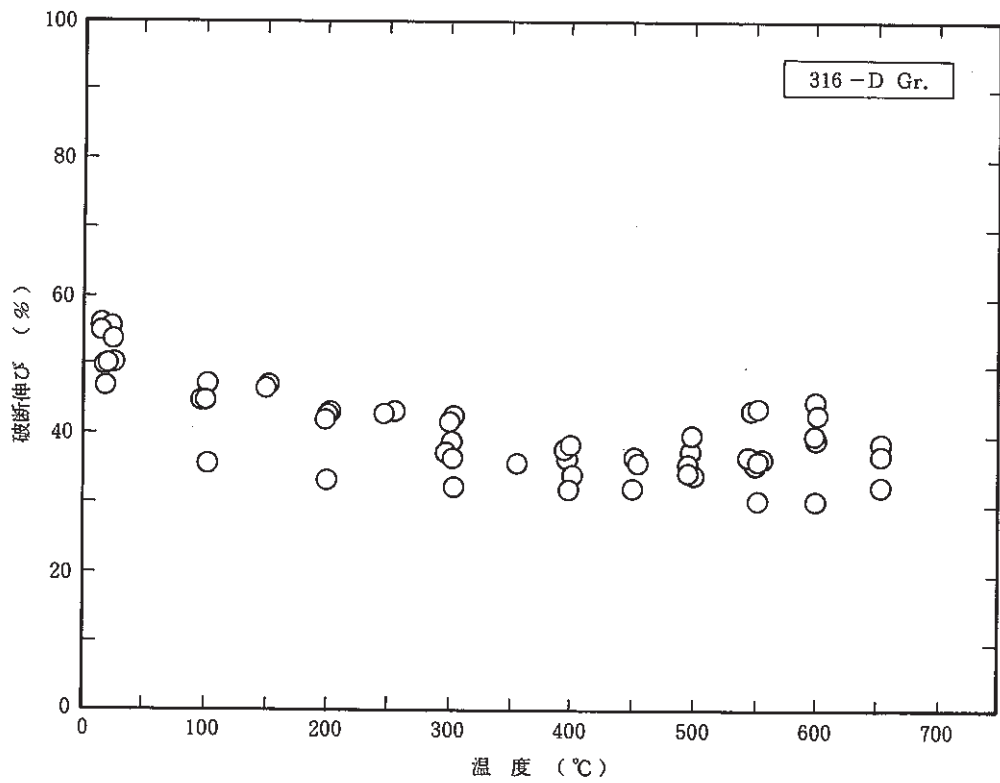


図 2.3 - 7(b) 改良 SUS 316 D グループの高温引張特性 (破断伸び)

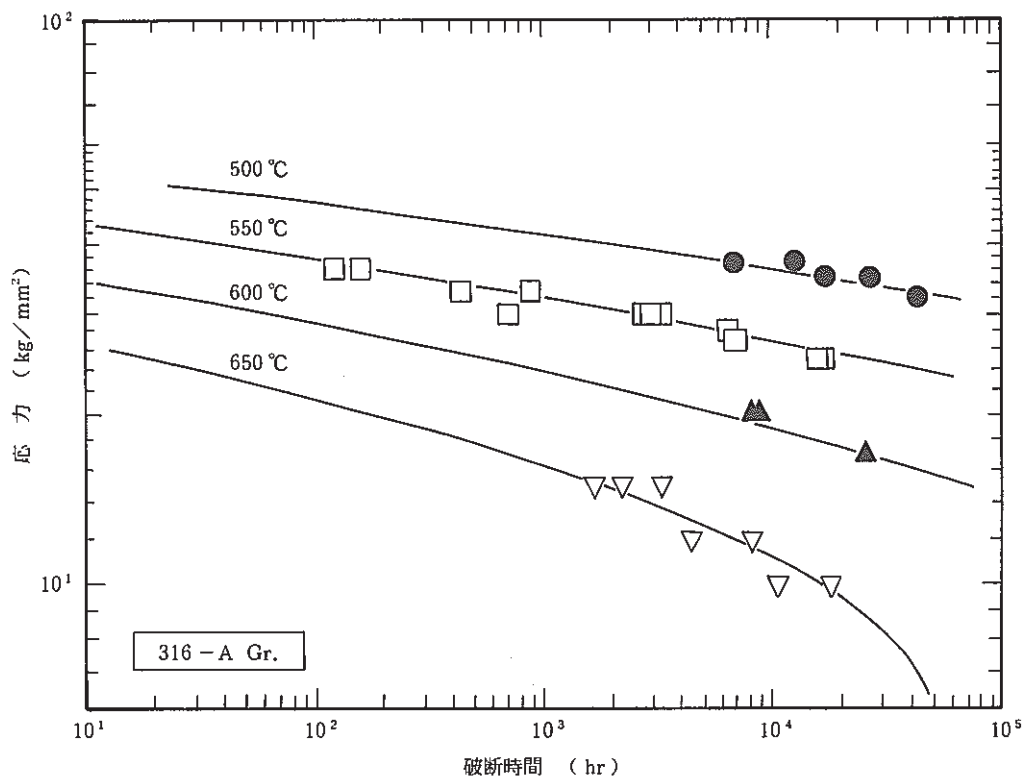


図 2.3 - 8(a) 改良SUS316 Aグループのクリープ破断特性(強度)

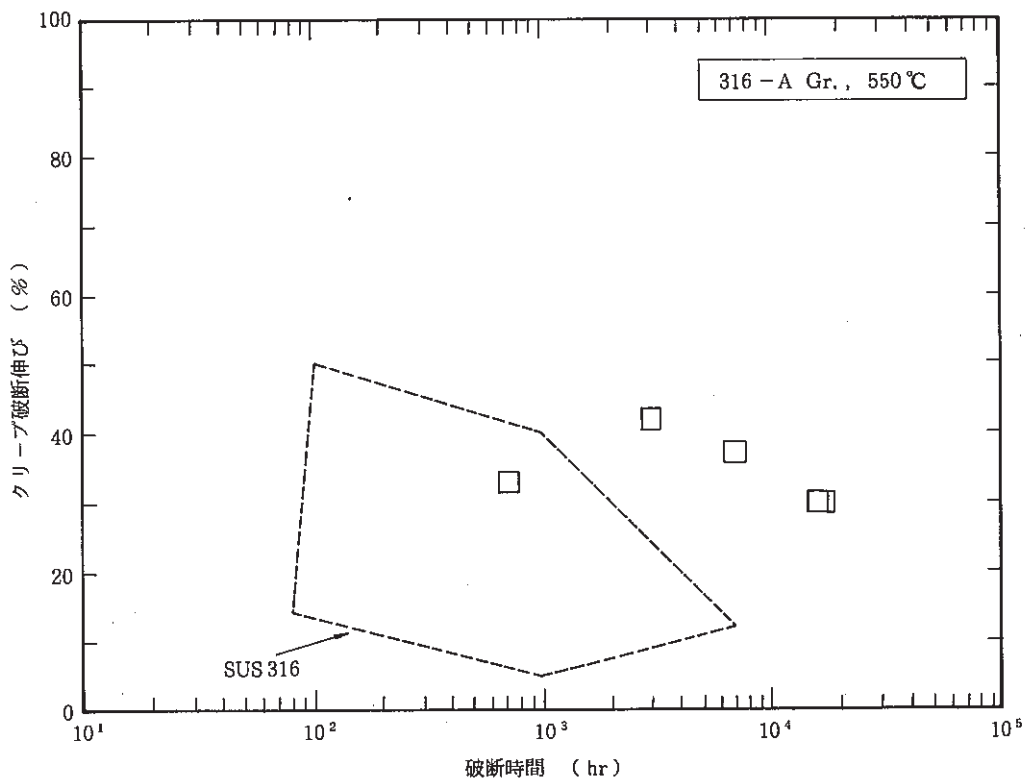


図 2.3 - 8(b) 改良SUS316 Aグループのクリープ破断特性(破断伸び)

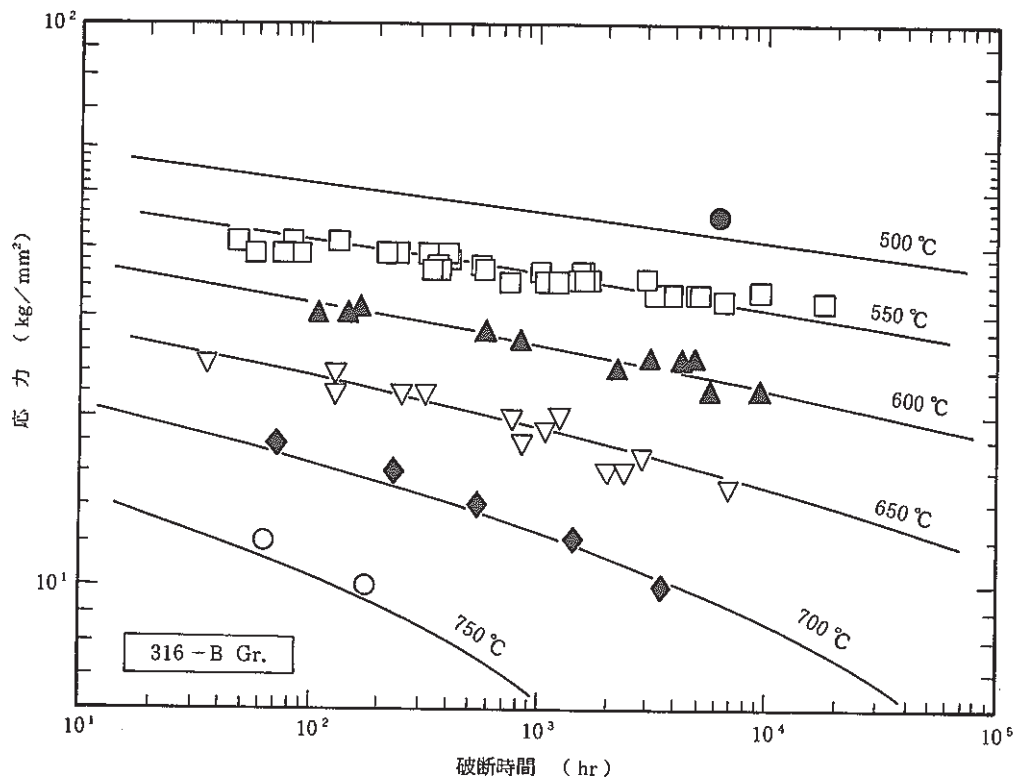


図 2.3 - 9(a) 改良 SUS 316 B グループのクリープ破断特性 (強度)

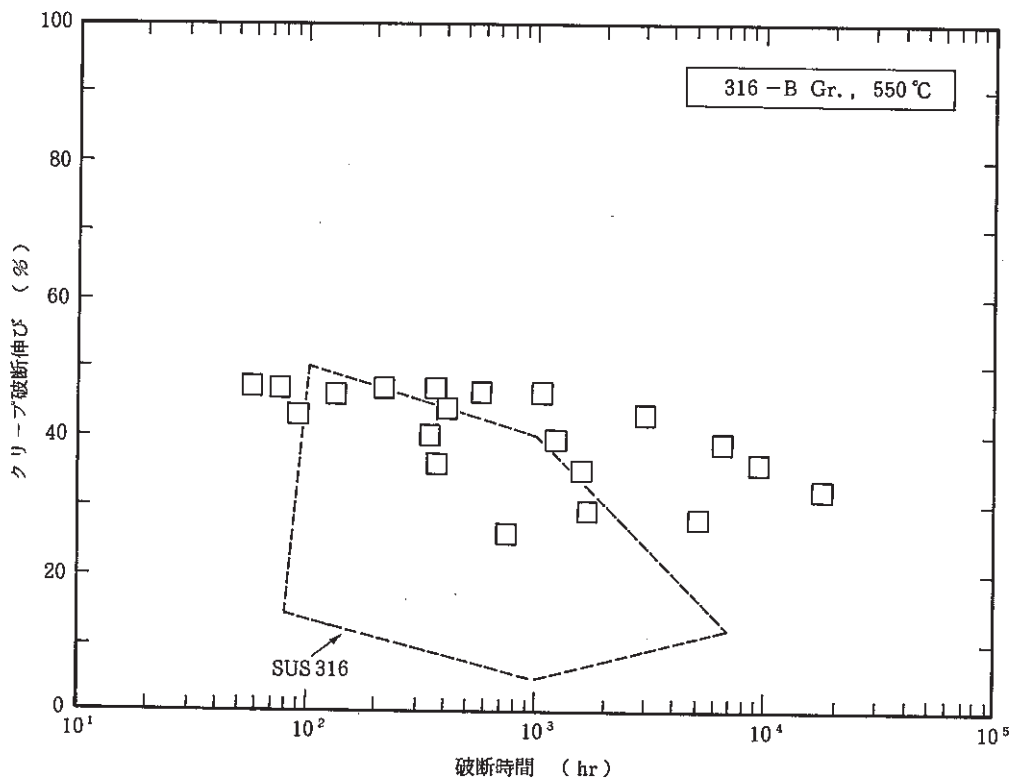


図 2.3 - 9(b) 改良 SUS 316 B グループのクリープ破断特性 (破断伸び)

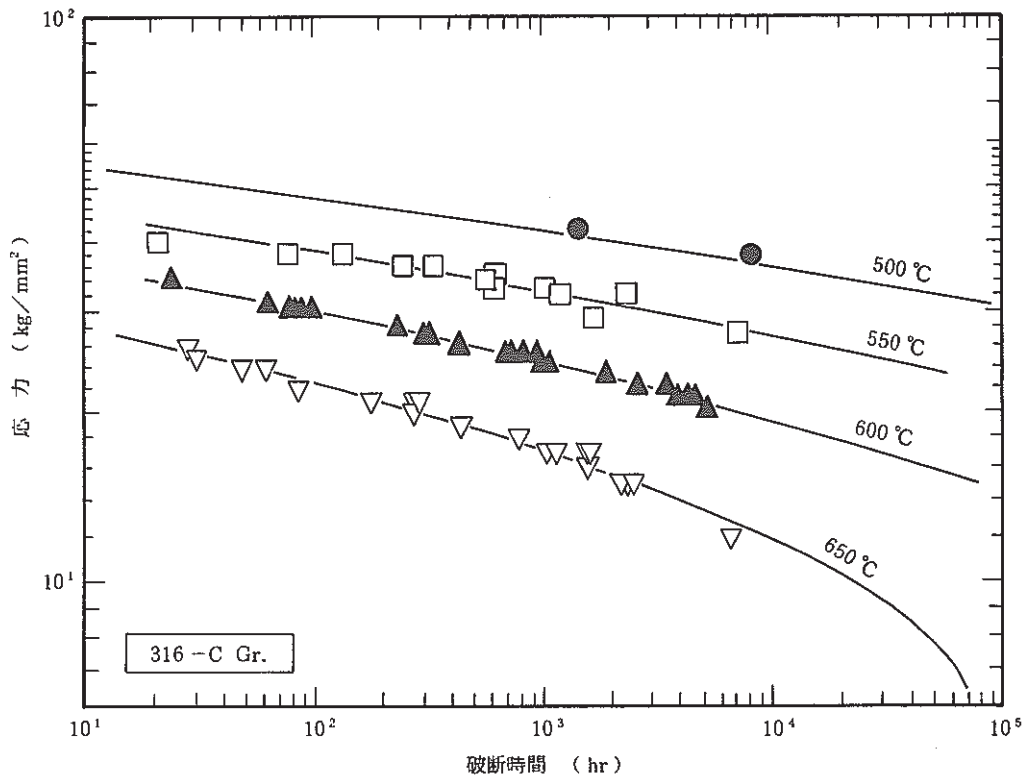


図 2.3 - 10(a) 改良SUS316 Cグループのクリープ破断特性(強度)

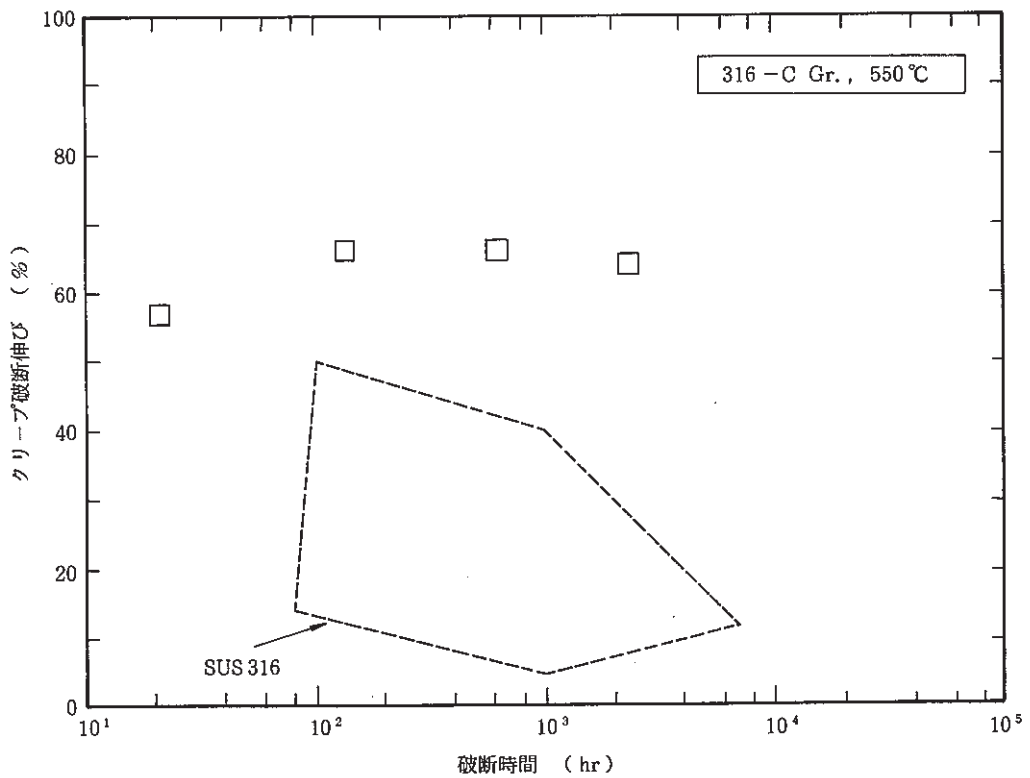


図 2.3 - 10(b) 改良SUS316 Cグループのクリープ破断特性(破断伸び)

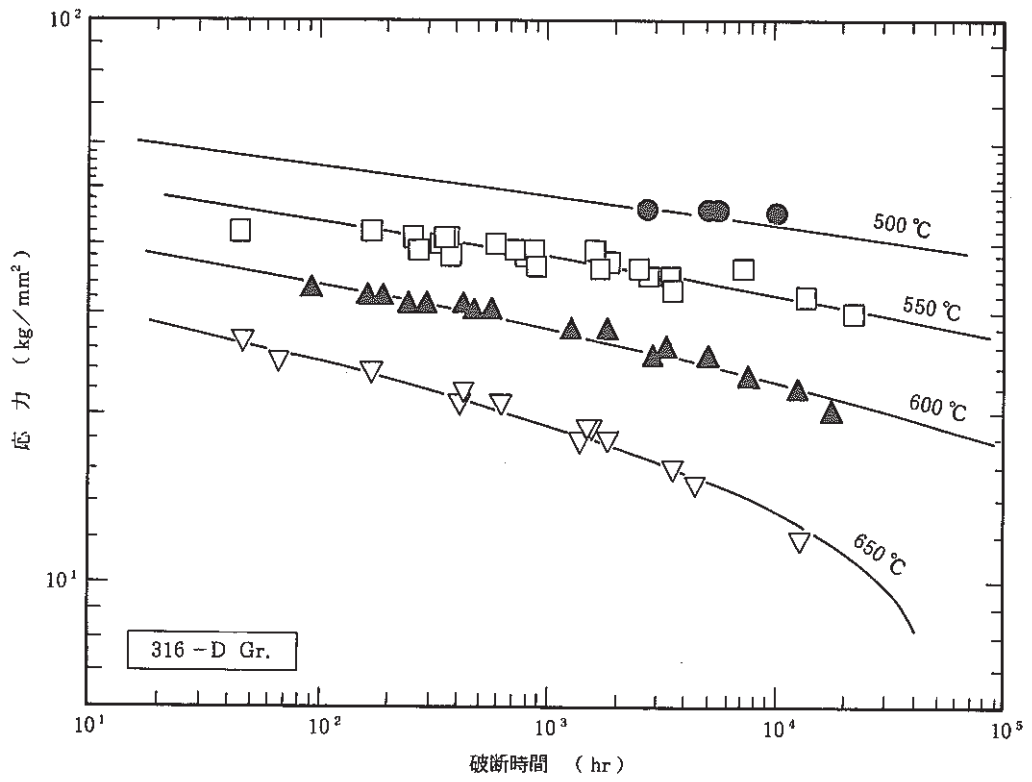


図 2.3 - 11(a) 改良SUS 316 Dグループのクリープ破断特性(強度)

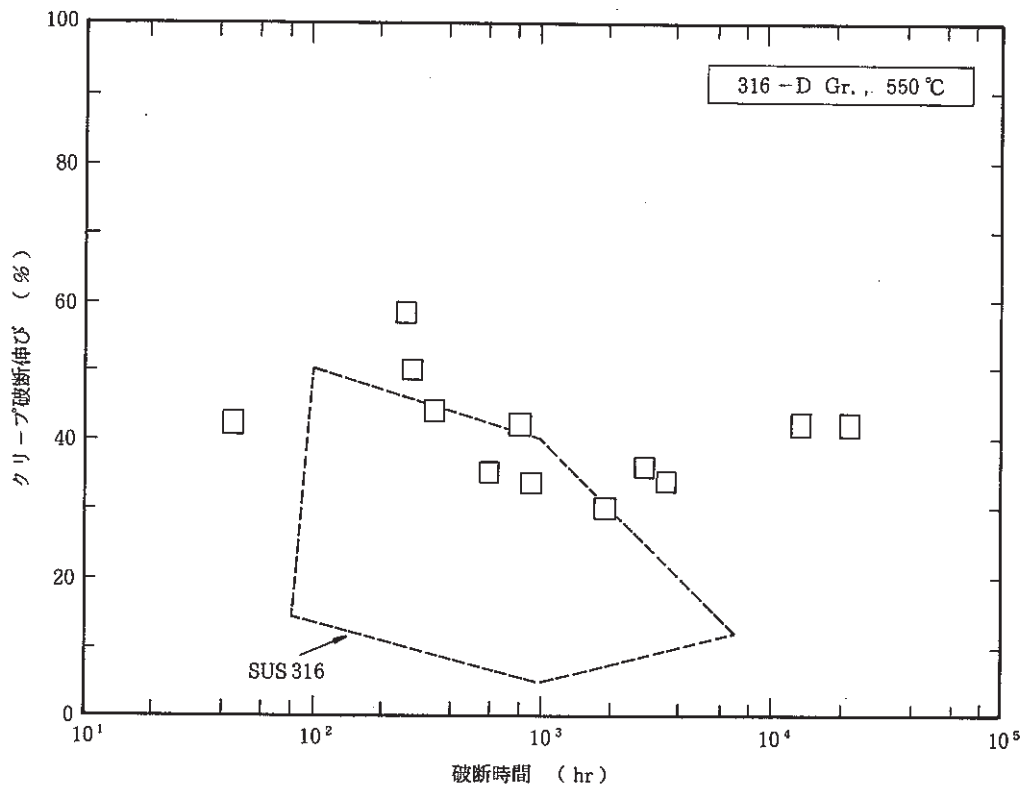


図 2.3 - 11(b) 改良SUS 316 Dグループのクリープ破断特性(破断伸び)

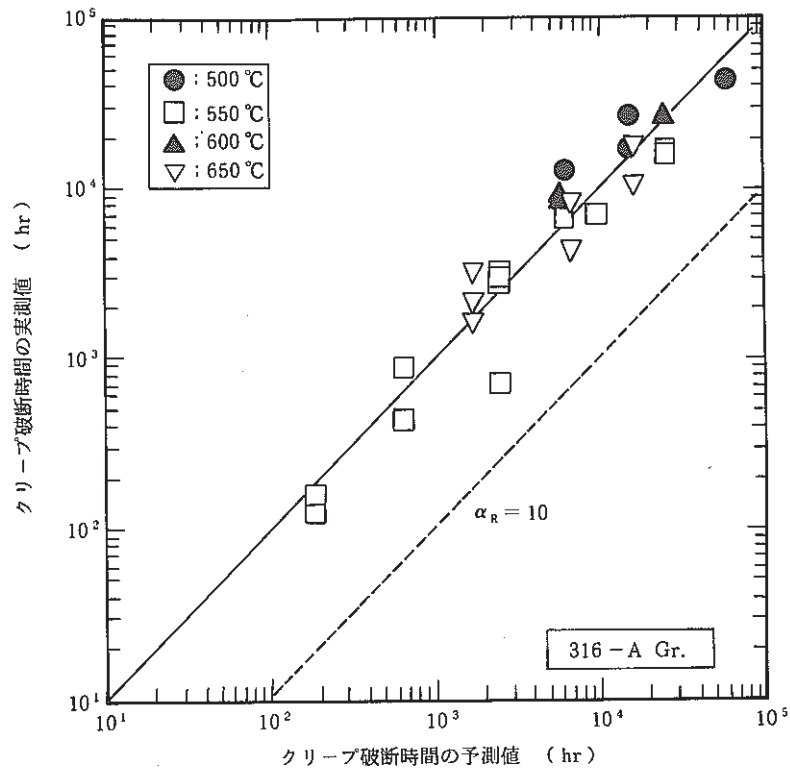


図 2.3 - 12(a) クリープ破断時間の実測値と予測値の比較 (改良SUS 316 A)

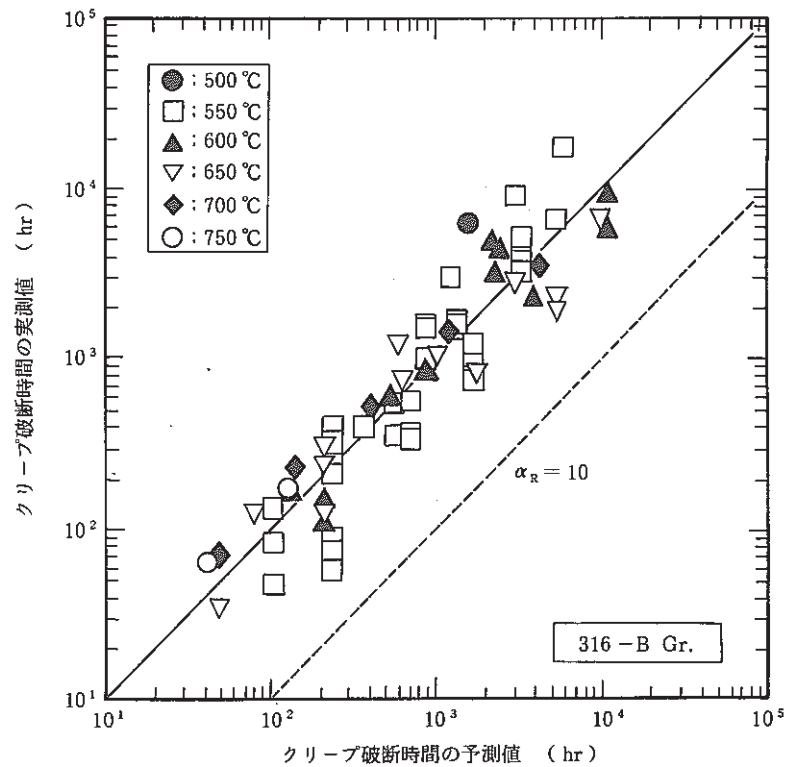


図 2.3 - 12(b) クリープ破断時間の実測値と予測値の比較 (改良SUS 316 B)

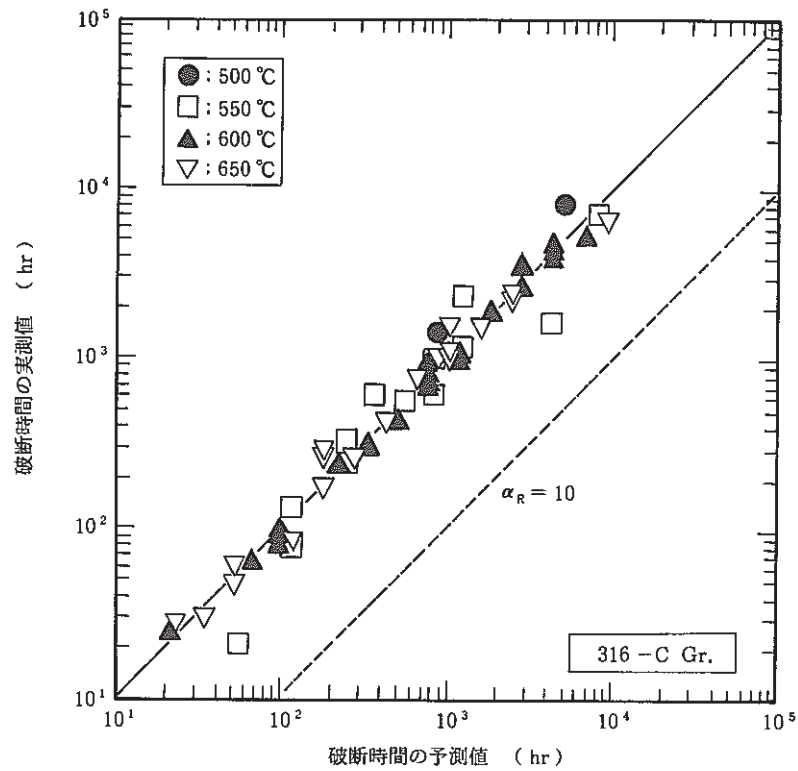


図 2.3 - 12(c) クリープ破断時間の実測値と予測値の比較 (改良SUS 316 C)

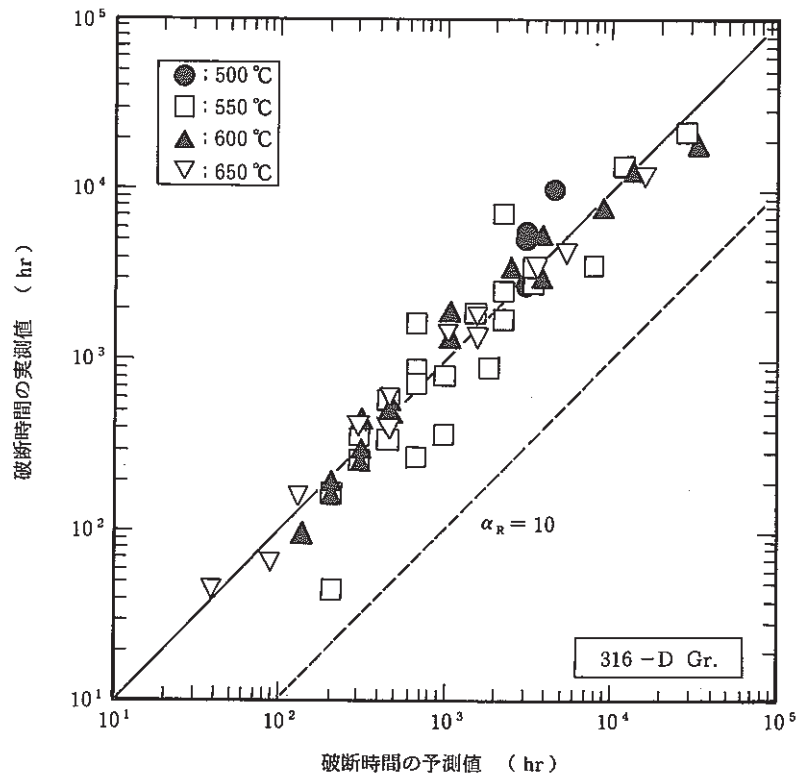


図 2.3 - 12(d) クリープ破断時間の実測値と予測値の比較 (改良SUS 316 D)

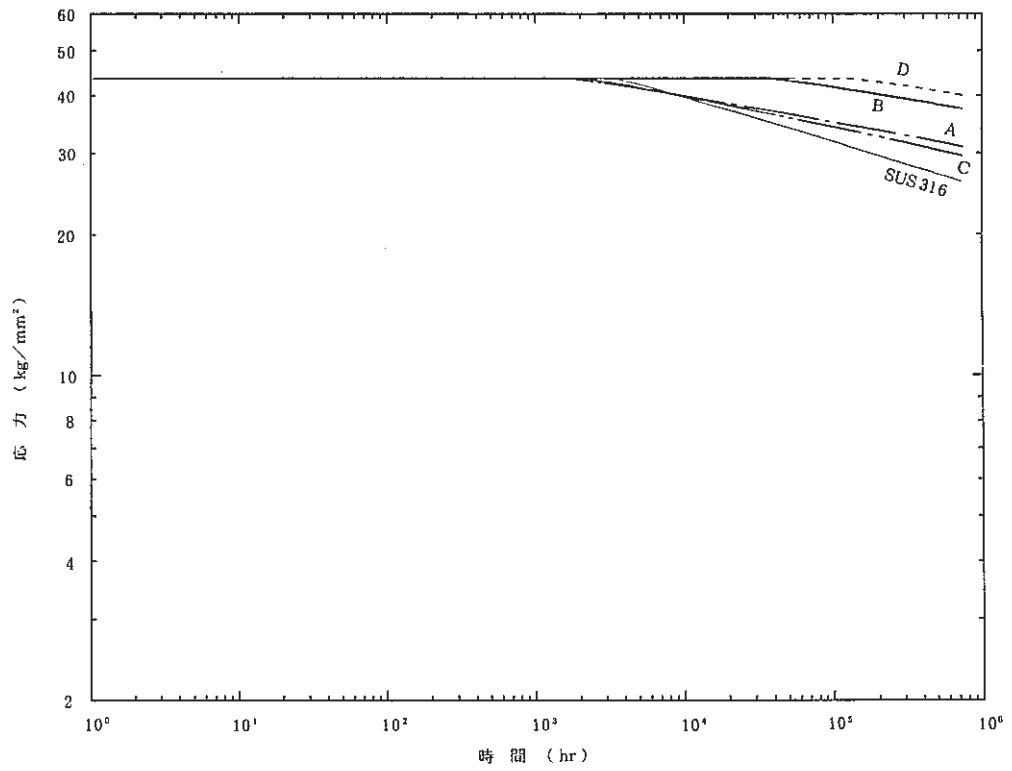


図 2.3 - 13(a) 改良SUS 316 と SUS 316 の設計クリープ破断強さの比較 (450 °C)

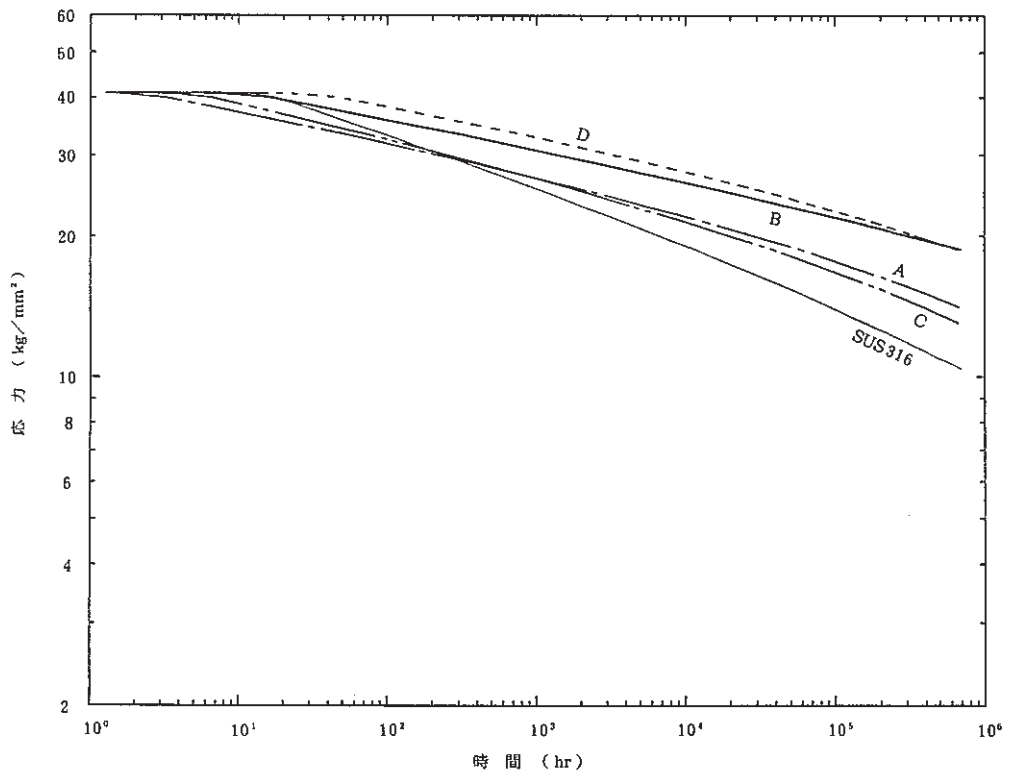


図 2.3 - 13(b) 改良SUS 316 と SUS 316 の設計クリープ破断強さの比較 (550 °C)

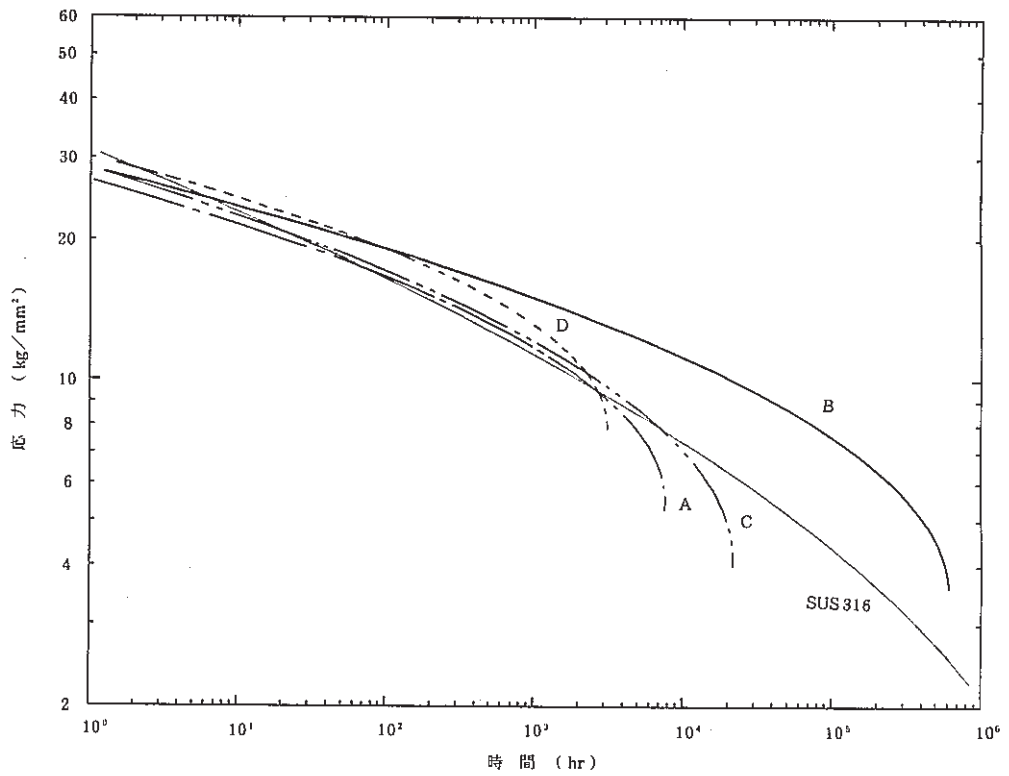


図 2.3 - 13(c) 改良 SUS 316 と SUS 316 の設計クリープ破断強さの比較 (650 °C)

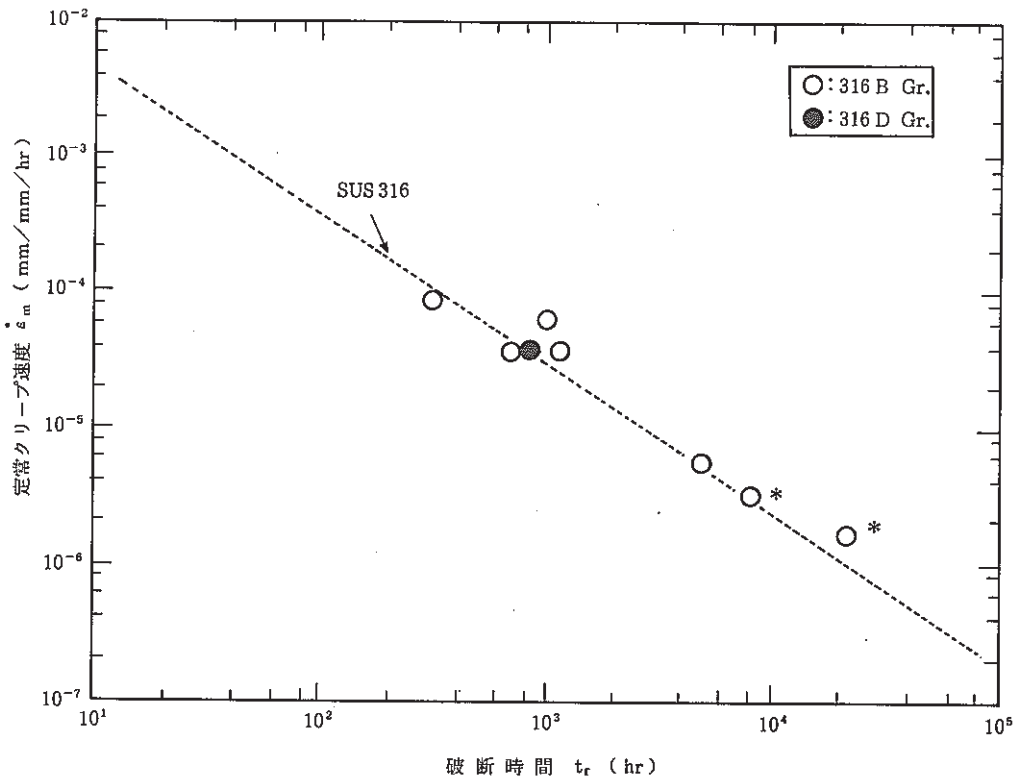


図 2.3 - 14 改良 SUS 316 の定常クリープ速度と破断時間の関係

* : 中断試験, 主クリープ破断式より破断時間を予測

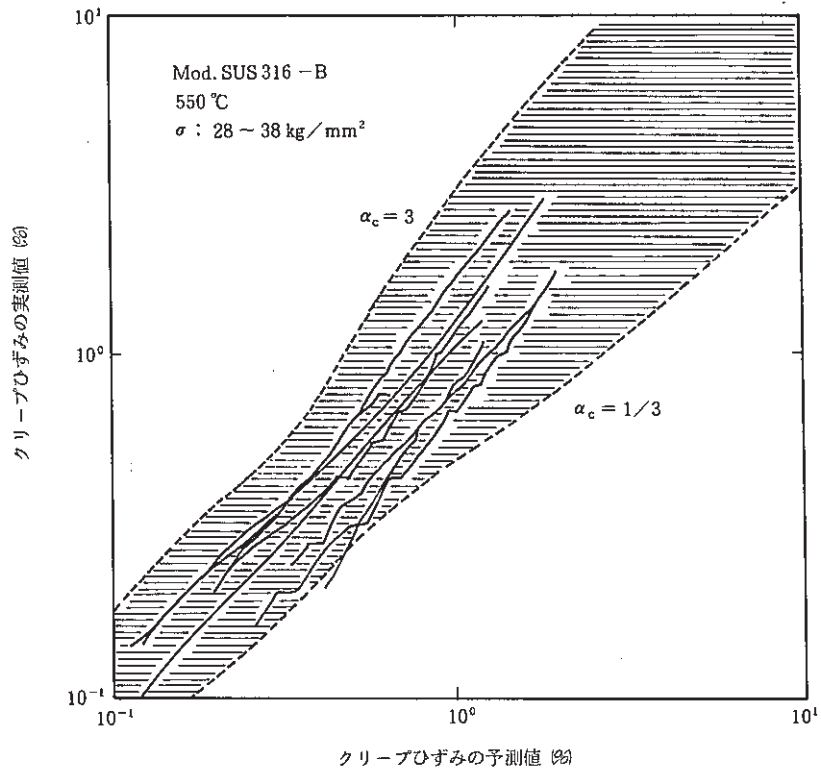


図 2.3 - 15(a) クリープひずみの実測値と予測値の比較 (改良 SUS 316 B)

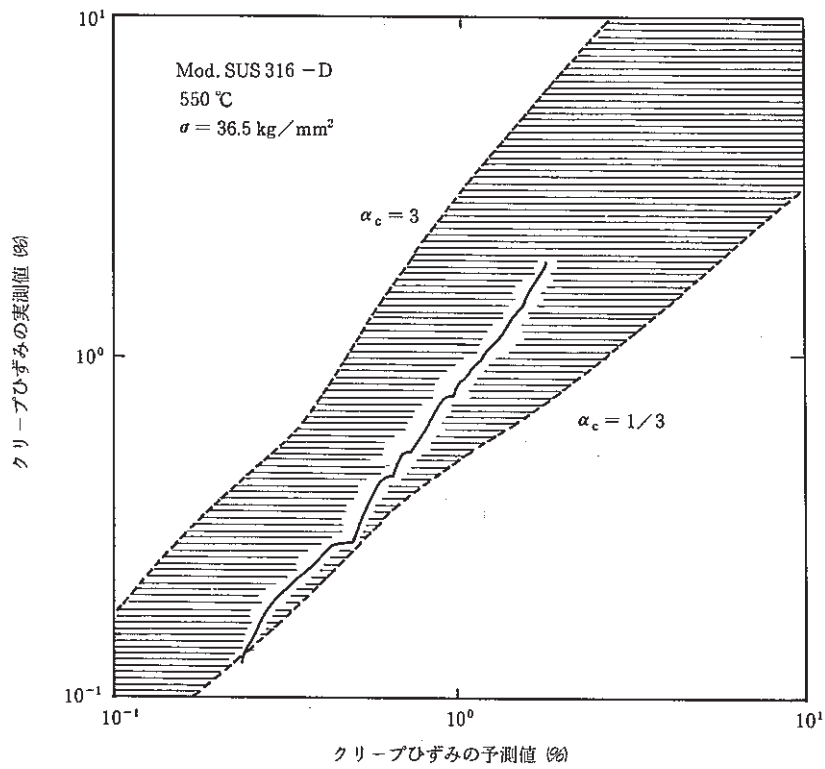


図 2.3 - 15(b) クリープひずみの実測値と予測値の比較 (改良 SUS 316 D)

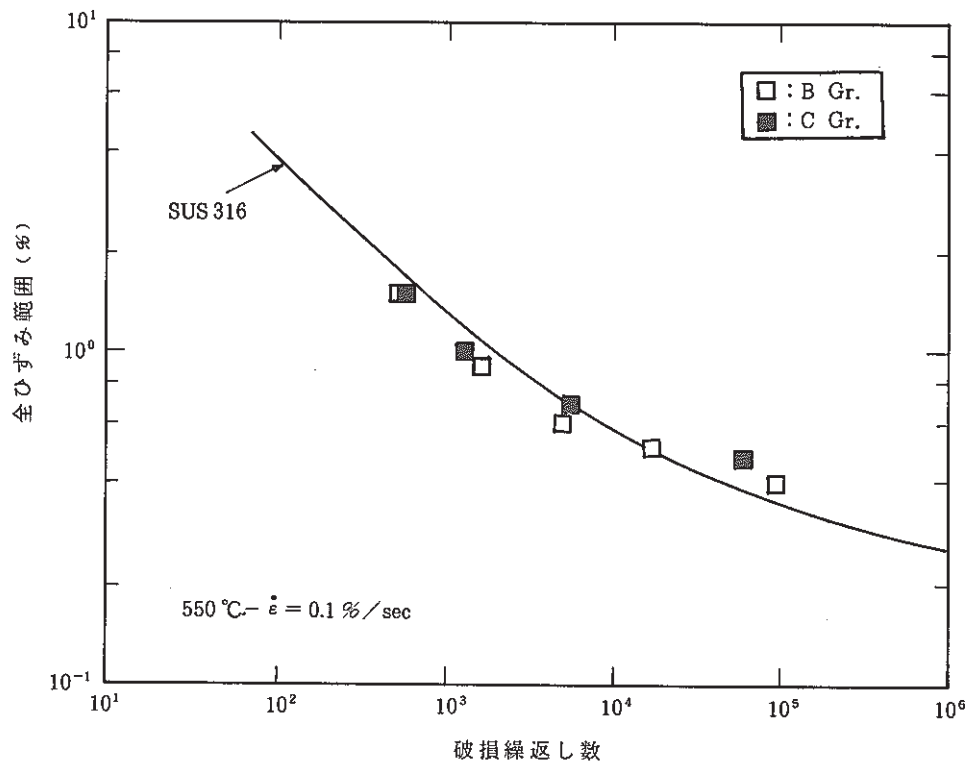


図 2.3 - 16(a) 改良 SUS 316 の疲労強度 (550 °Cにおける疲労寿命)

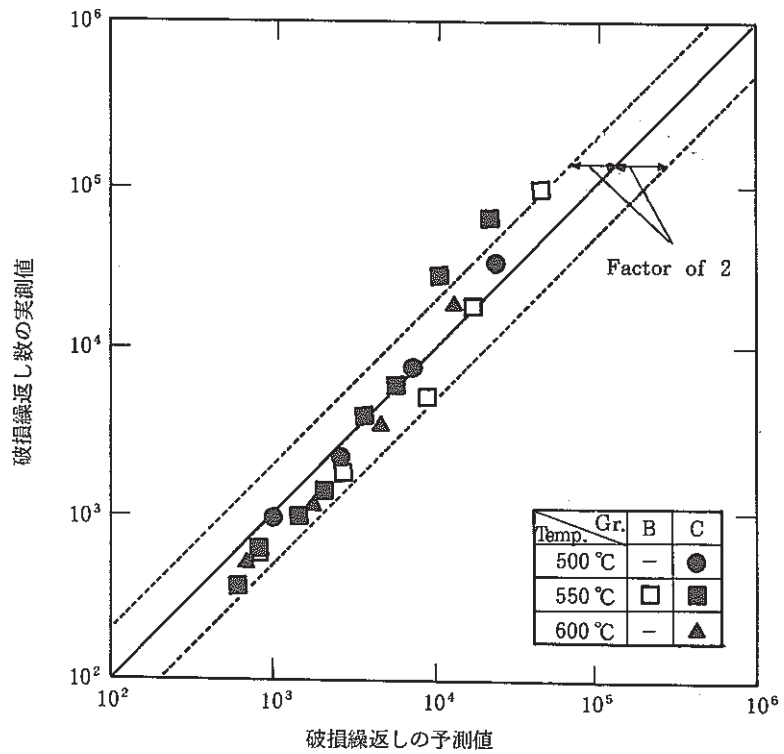


図 2.3 - 16(b) 改良 SUS 316 の疲労強度 (疲労寿命の実測値と予測値との比較)

2.4 クリープ疲労寿命の評価

改良ステンレス鋼についてクリープ疲労寿命を評価した。クリープ疲労寿命の評価方法については線形損傷則を用い、疲労損傷とクリープ損傷の和が図 2.4 - 1 に示す Campbell 型の制限値 D に達したときに破損が生じるとした。また、引張保持中の緩和開始応力は動的応力ひずみ関係から求められる応力範囲の $\frac{1}{2}$ の応力とした。なお、図 2.4 - 2 に示すように、改良 SUS 304 および改良 SUS 316 の動的応力範囲は、それぞれ SUS 304 および SUS 316 の動的応力ひずみ関係式¹²⁾から予測される値よりも小さかったが、今回の評価においては SUS 304 および SUS 316 の動的応力ひずみ関係式による値を用いた。さらに、緩和応力の計算においては、クリープ破断強度式の係数のみを 2.2 および 2.3 節で求めた改良ステンレス鋼の値を用い、その他の係数は従来の SUS 304 および SUS 316 の値¹²⁾を用いた。

改良 SUS 304 および改良 SUS 316 のクリープ疲労寿命を求め、それぞれ SUS 304 および SUS 316 のクリープ疲労寿命と比較して図 2.4 - 3 に示す。同図から、クリープ損傷の割合が大きくなる全ひずみ範囲が小さくなるか、保持時間が長くなる程クリープ疲労寿命の差は拡がることわかる。なお、改良 SUS 316 の B グループについてはクリープ疲労寿命の実測値も示すが、予測値と比較的良く合っていた。また、保持時間が 1 および 10000 hr の場合のクリープ疲労寿命を、改良ステンレス鋼の各グループで比較して、図 2.4 - 4 に示す。保持時間が 1 hr の場合には、低ひずみ範囲で、改良 SUS 304 および改良 SUS 316 の方が SUS 304 および SUS 316 より寿命が長く、特に、改良 SUS 316 - B および D は 10 倍程度長い寿命を示した。また、保持時間 10000 hr では、全ひずみ範囲が大きい場合には 316 系よりも 304 系の方が寿命が長い、全ひずみ範囲が小さくなるにつれ逆転し、次第に 316 系の方が寿命が長くなる傾向がみられた。特に改良 SUS 316 - B および D の寿命は、全ひずみ範囲 0.5 % 以下の範囲で急速に 304 系の寿命よりも長くなった。

保持中の応力緩和挙動の計算値を図 2.4 - 5 に示す。クリープ破断強度が高いほど緩和しにくい挙動を示した。

本解析により改良ステンレス鋼は SUS 304, SUS 316 よりもクリープ疲労特性が優れていることが示された。しかし、改良ステンレス鋼のクリープ疲労特性のデータについては現在ほとんどなく、今後さらにデータを採取し、評価法の予測精度を確認していく必要がある。

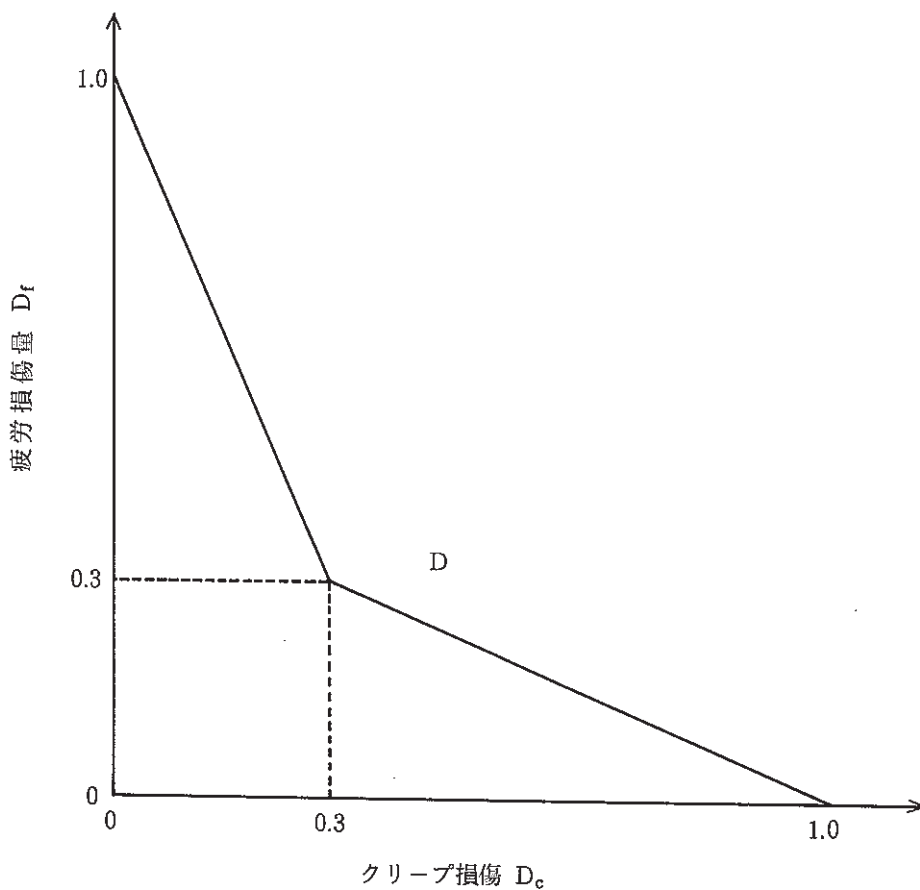


図 2.4 - 1 クリープ疲労損傷制限値

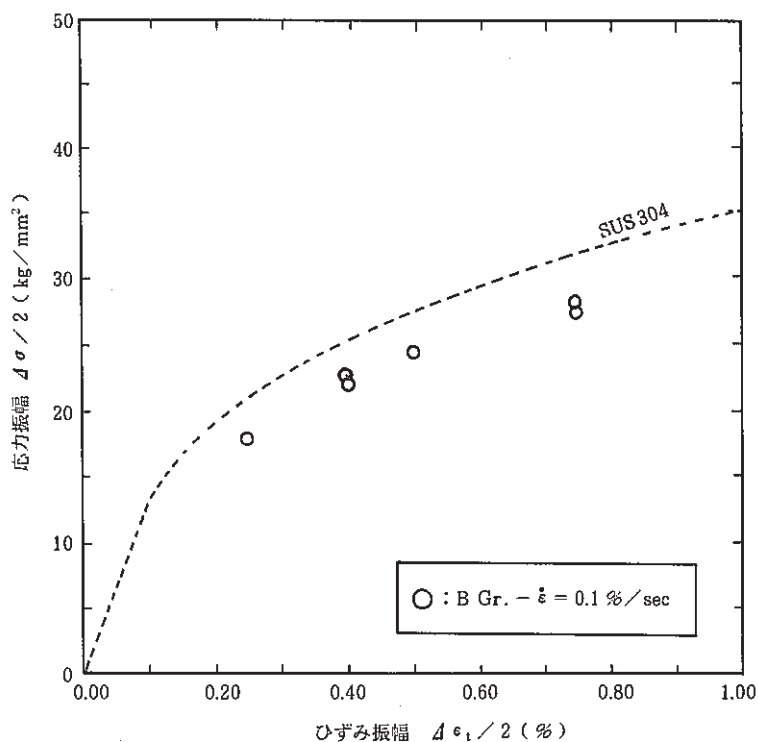


図 2.4 - 2(a) 動的応力-ひずみ線図 (Mod. SUS 304)

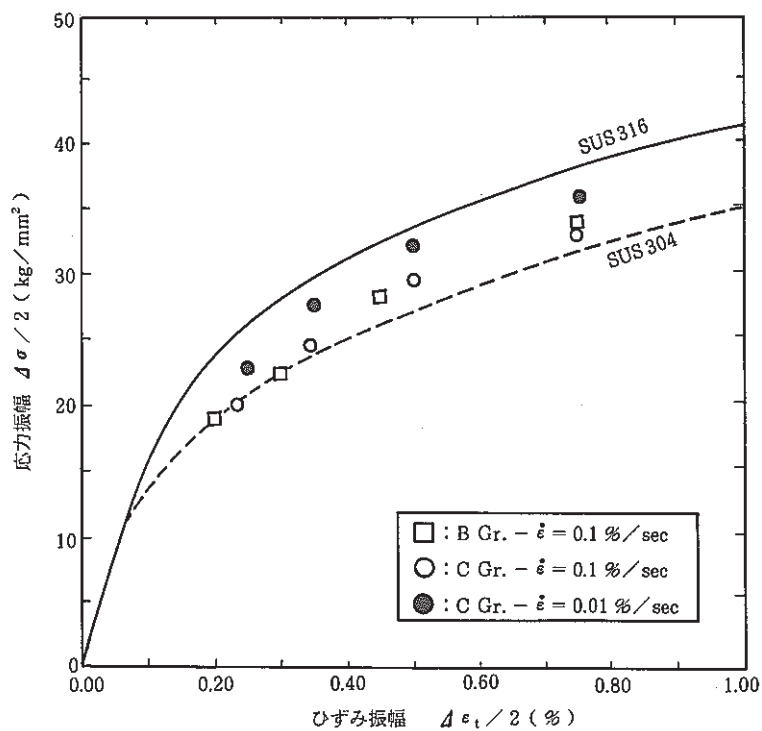


図 2.4 - 2(b) 動的応力-ひずみ線図 (Mod. SUS 316)

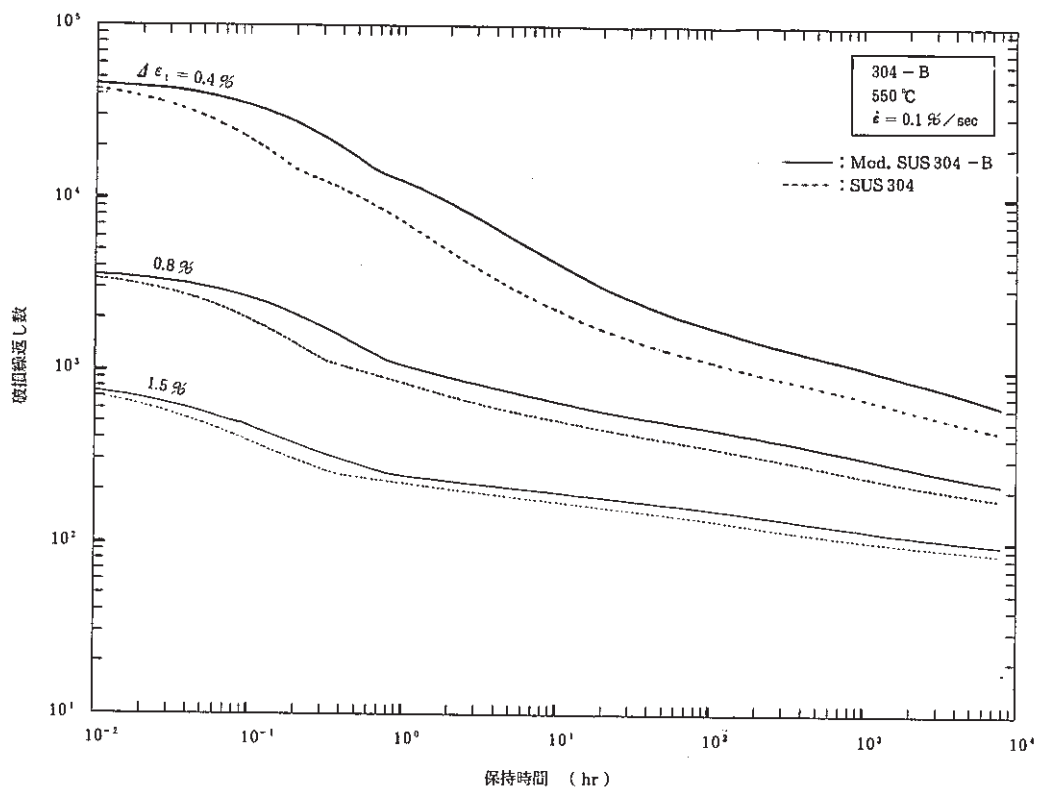


図 2.4 - 3(a) クリープ疲労寿命計算値の比較 (Mod. SUS 304-B vs. SUS 304)

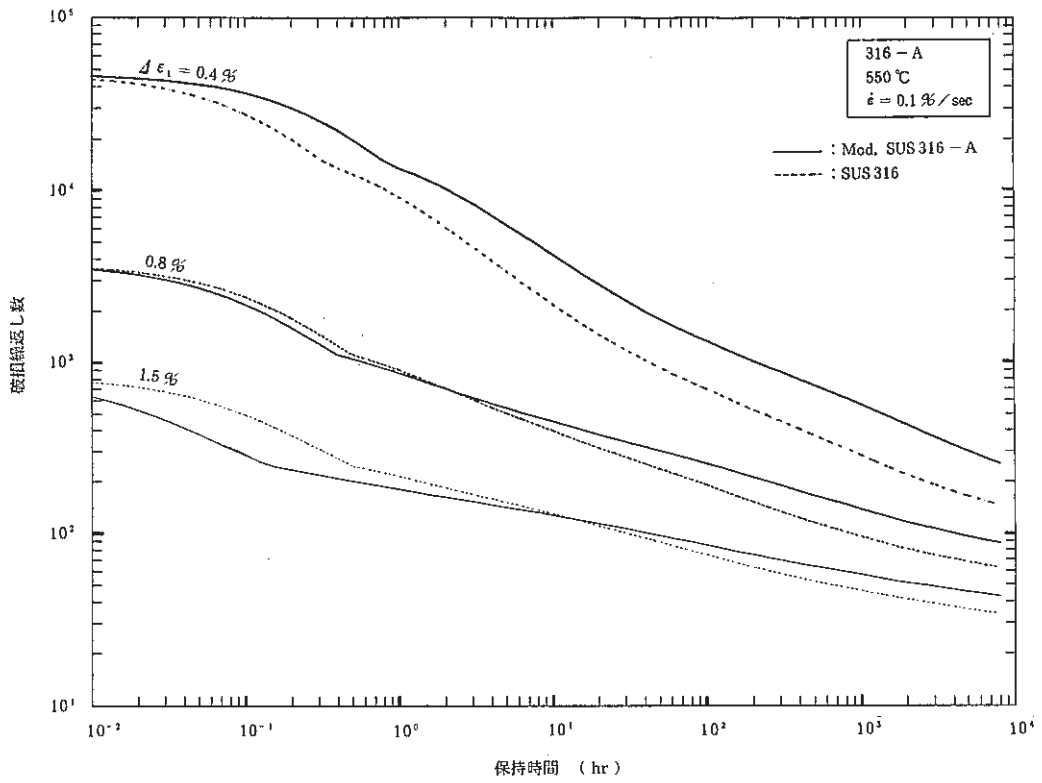


図 2.4-3(b) クリープ疲労寿命計算値の比較 (Mod.SUS 316-A vs.SUS 316)

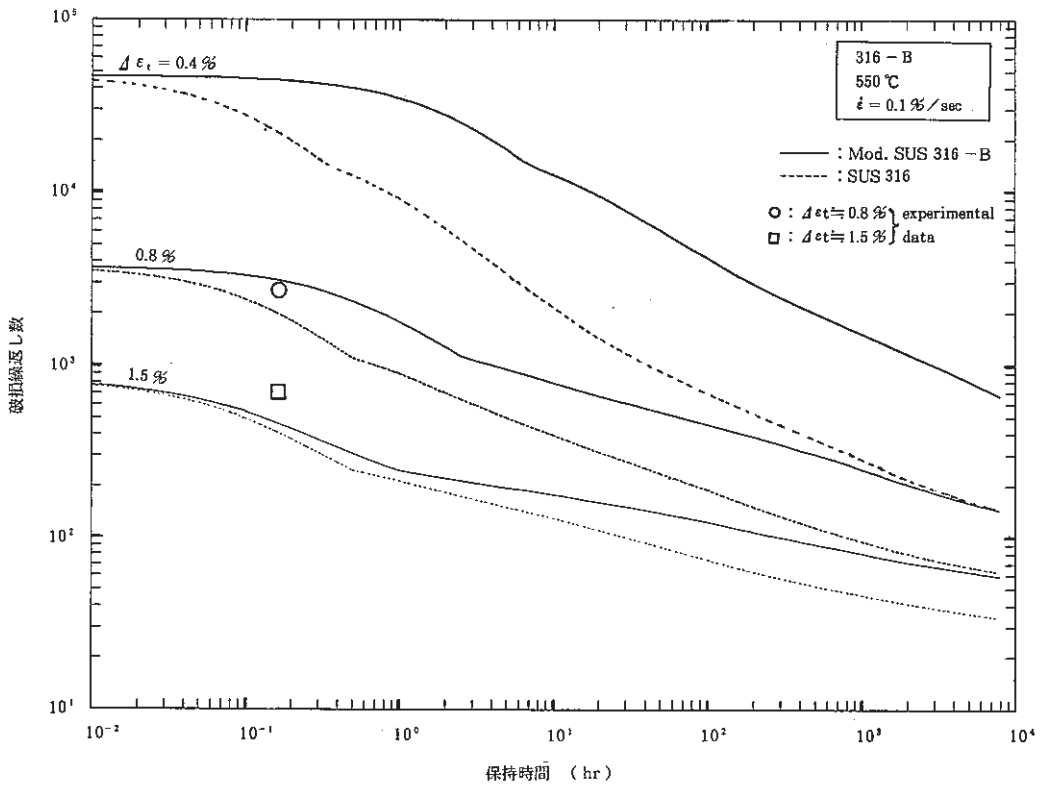


図 2.4-3(c) クリープ疲労寿命計算値の比較 (Mod.SUS 316-B vs.SUS 316)

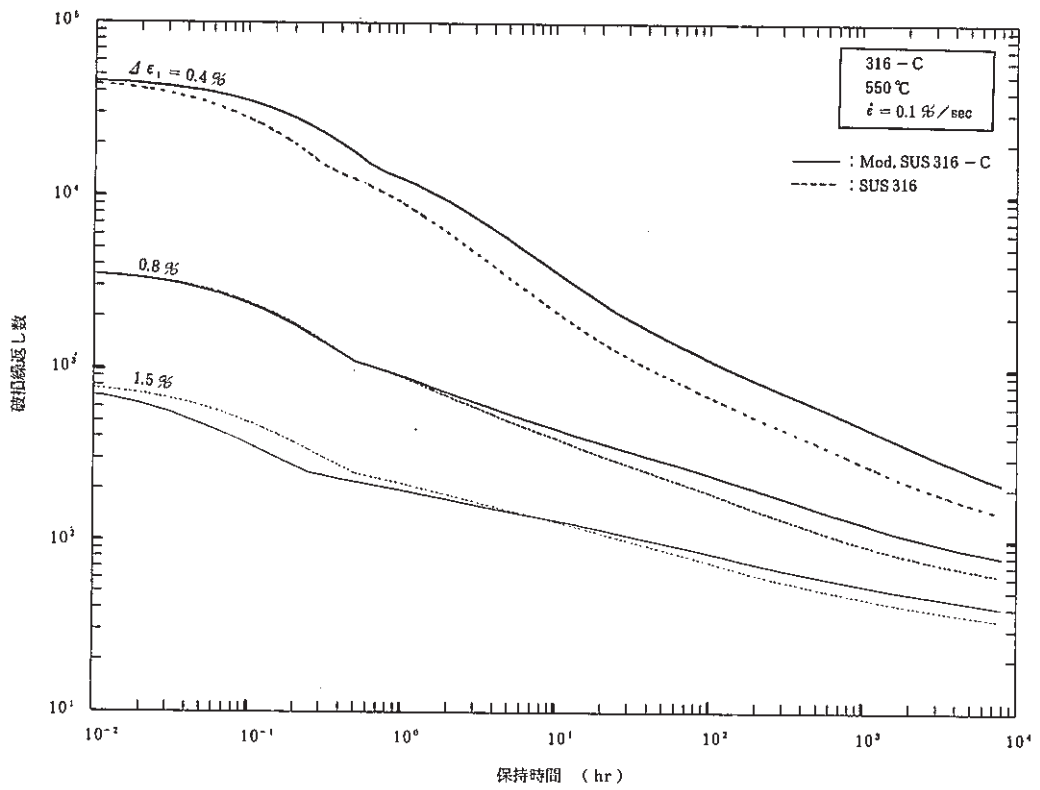


図 2.4 - 3(d) クリープ疲労寿命計算値の比較 (Mod. SUS 316 - C vs. SUS 316)

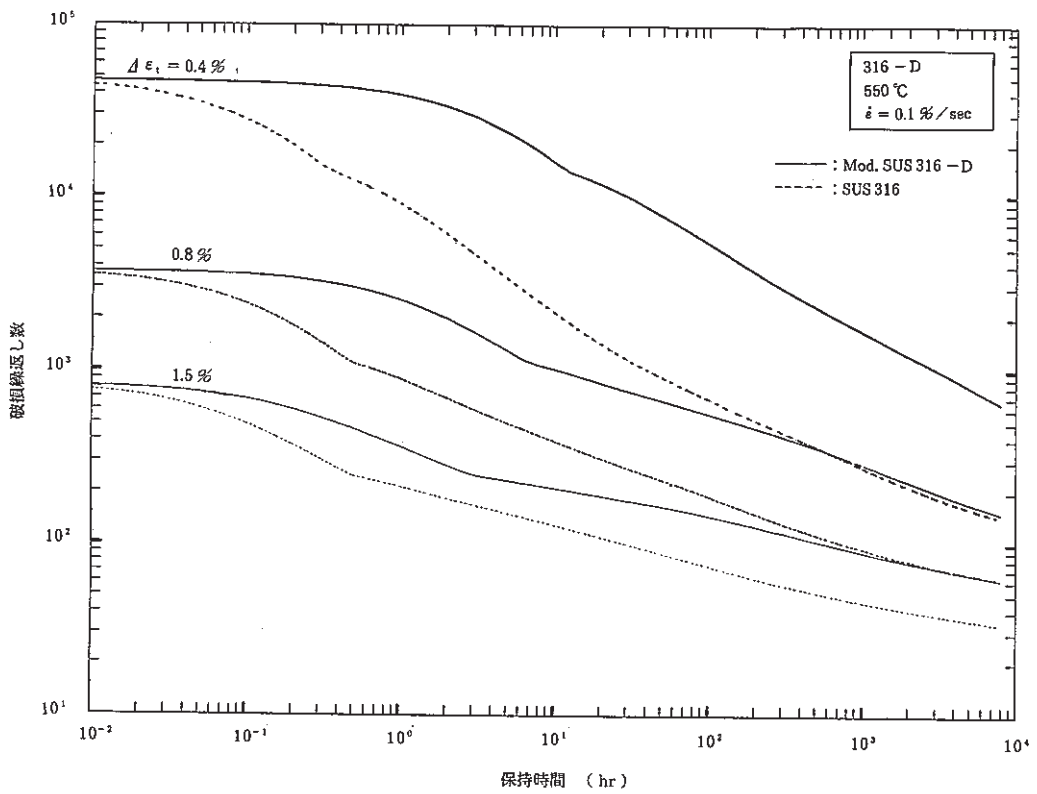


図 2.4 - 3(e) クリープ疲労寿命計算値の比較 (Mod. SUS 316 - D vs. SUS 316)

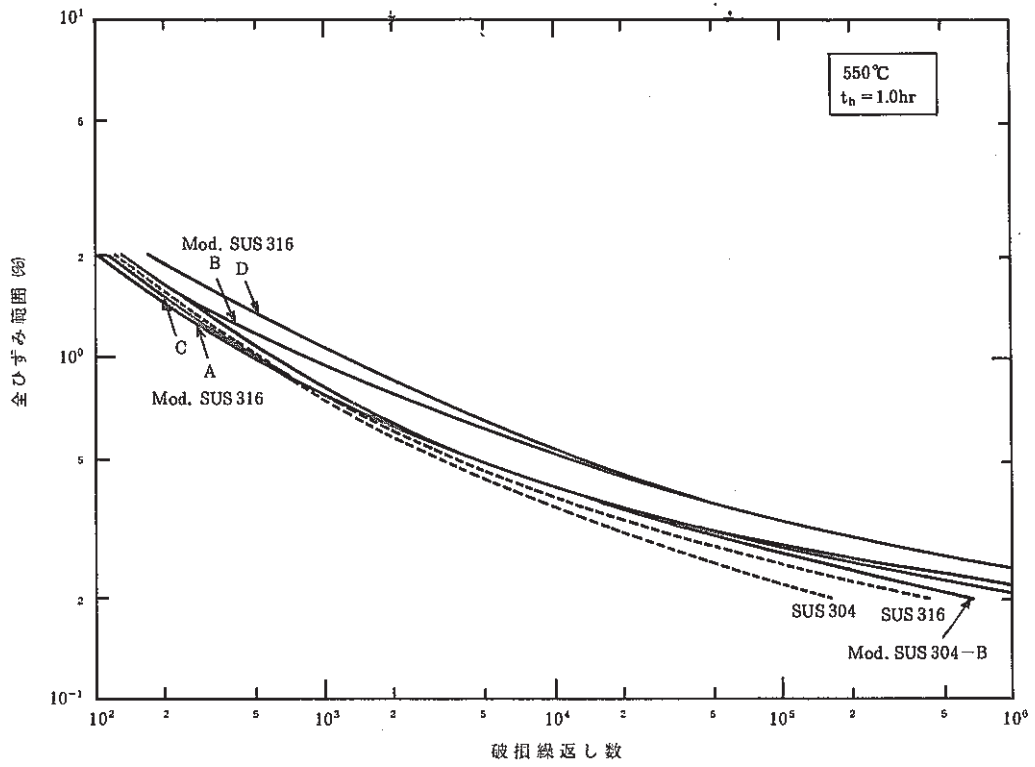


図 2.4 - 4(a) クリープ疲労寿命計算値の比較 ($t_h = 1 hr$)

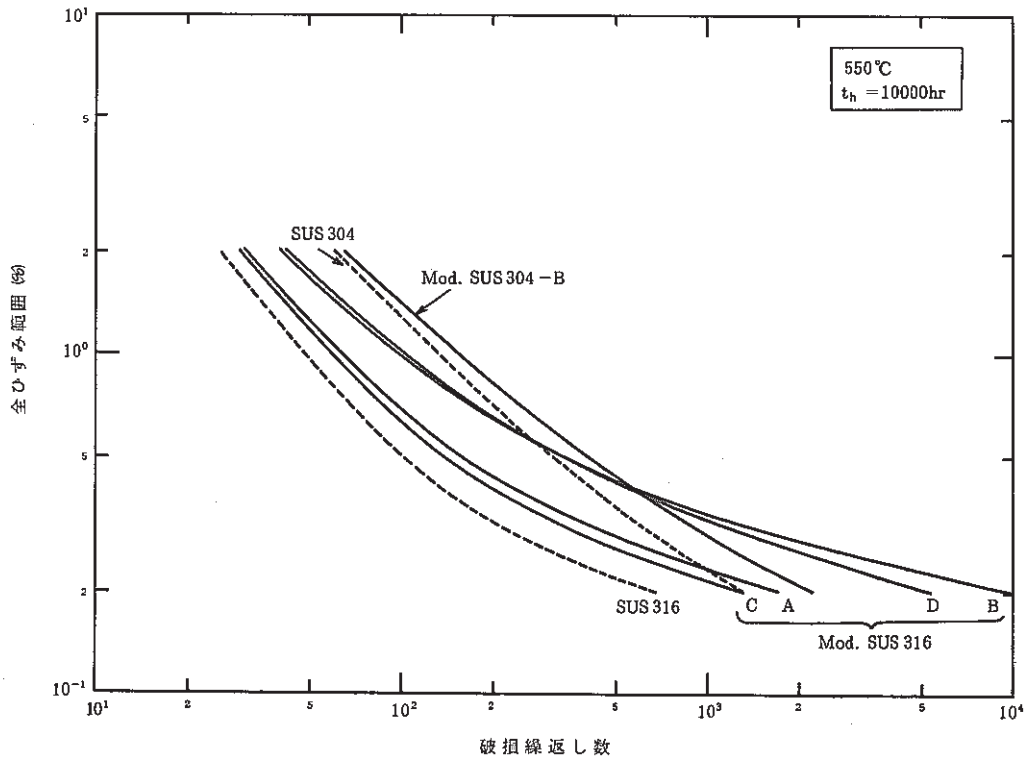


図 2.4 - 4(b) クリープ疲労寿命計算値の比較 ($t_h = 10,000 hr$)

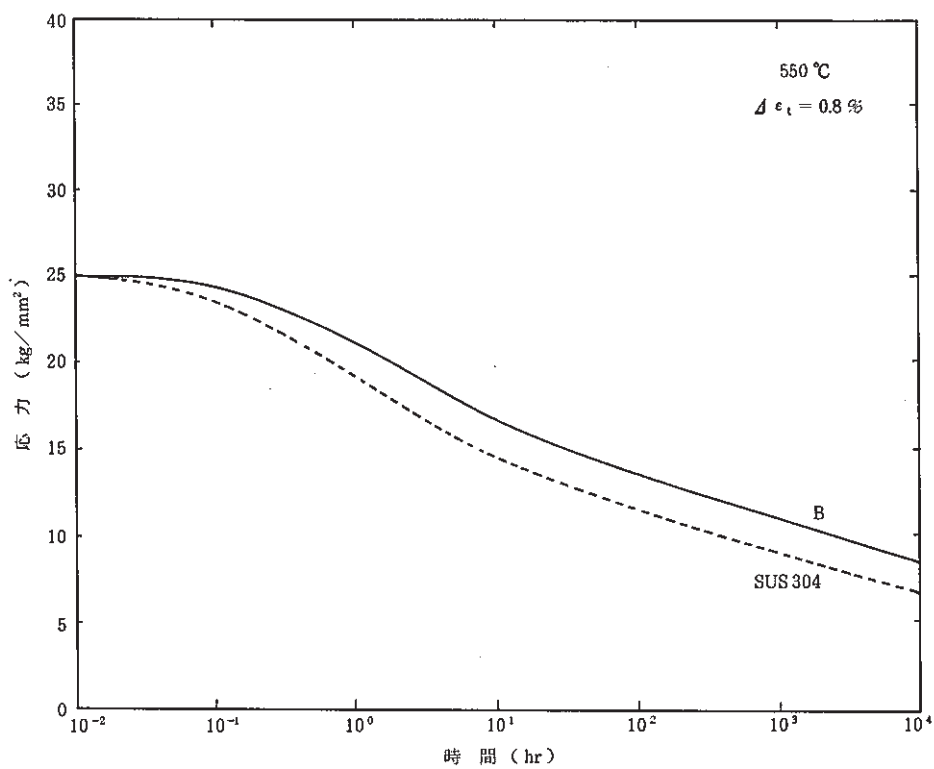


図 2.4 - 5(a) 保持中の応力緩和挙動 (304 系)

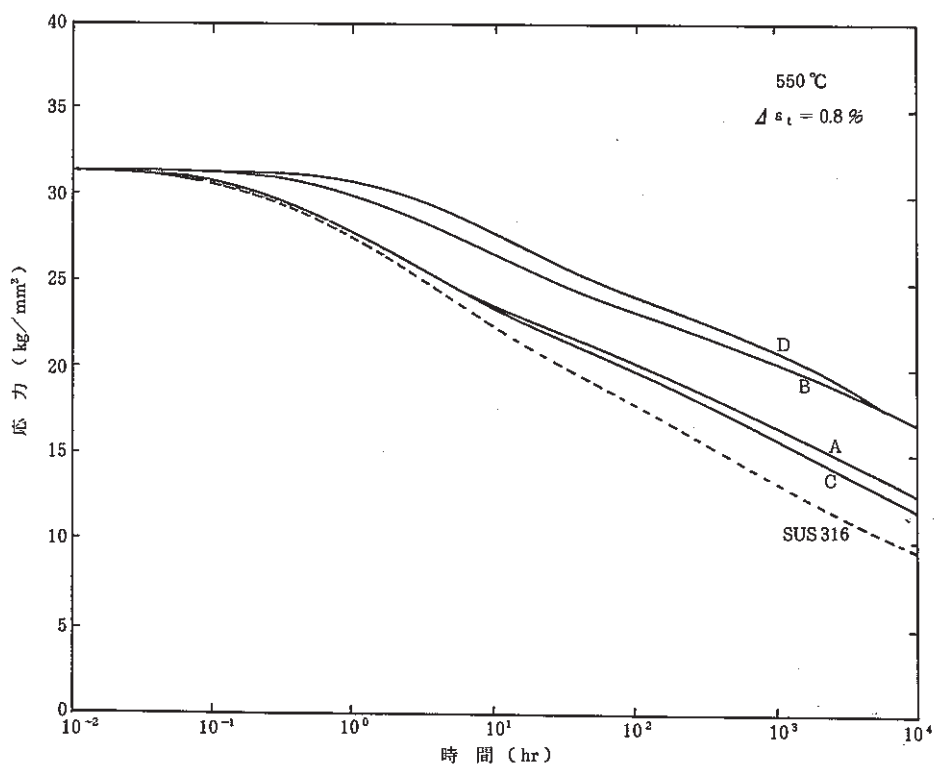


図 2.4 - 5(b) 保持中の応力緩和挙動 (316 系)

2.5 改良ステンレス鋼の炉容器等への適用の効果

炉容器の液面近傍部はスクラム等による熱過渡を受け、現行設計上、クリープ損傷が大きくなる¹³⁾ことが知られている。そのため、クリープ破断強度が高い改良ステンレス鋼を炉容器等に適用すれば、その効果は大きいと考えられる。そこで、供用時間中の緩和クリープ損傷量を SUS 304, SUS 316 および改良ステンレス鋼について評価しそれぞれ比較した。

(1) 緩和クリープ損傷の計算方法

材料に 1 次 + 2 次応力範囲 S_n が作用したときのクリープ損傷量 D_c を、高温使用時間 t^* を 3×10^5 hr, 応力発生回数 N を 200 回, 評価する温度を $450 \sim 650^\circ\text{C}$ の範囲として、次のように評価した。

緩和開始応力

緩和開始応力 S_1 は、1 次 + 2 次応力範囲 S_n の $\frac{1}{2}$ の応力から弾性追従パラメータ q_{EP} で弾性追従を生じた時の動的応力-ひずみ曲線との交点の応力とした (図 2.5-1)。 q_{EP} の値としては、液面近傍部の非弾性解析結果¹⁴⁾に基づいて $q_{EP} = 2$ とした。

応力緩和挙動

応力緩和挙動はクリープひずみ式とひずみ硬化則を用い、弾性追従パラメータ $q_c = 3$ の弾性追従を考慮して算出した。また、クリープひずみ式の時間係数については、 $\alpha_c = 1$ とした。

緩和クリープ損傷値: D^*

緩和クリープ損傷値 D^* は、緩和応力の大きさが応力水準 S_g となる時間 t_1 までの応力緩和挙動に基づくクリープ損傷と応力水準 S_g に対するクリープ損傷との差として以下の式により算出される。また、追加安全係数 2 は考慮した。

$$D^* = 2 \cdot \left[\int_0^{t_1} \frac{dt}{t_R(\sigma, \alpha_R = 10)} - \frac{t_1}{t_R(S_g, \alpha_R = 10)} \right] \quad (2.5-1)$$

ここで、応力水準 S_g は以下の式を満足する。

$$D_{c1} = 2 \cdot \frac{t^*}{t_R(S_g, \alpha_R = 10)} = 0.3 \quad (2.5-2)$$

緩和クリープ損傷値: D_c

高温使用時間中の累積緩和クリープ損傷値 D_c は次式で与えられる。

$$D_c = D_{c1} + N \cdot D^* \quad (2.5-3)$$

(2) 検討結果

材料のクリープ損傷特性の優劣は、例えば供用時間中の累積緩和クリープ損傷量 D_c が 1 となる応力範囲 S_n の大小で表すことができる。図 2.5-2 に示すように、約 500°C 以下の温度域では SUS304 および SUS316 の応力範囲 S_n は同程度で低く、特に改良 SUS316-B および D の

応力範囲 S_n が高くなっていた。その他の改良 SUS304-B, 改良 SUS316-C および A の応力範囲 S_n はそれらの中間に位置していた。

これらのことから、特に改良 SUS316-B および D を炉容器等に適用すれば、SUS304 を適用する場合に比べ、同じ炉心温度では裕度の大きな設計が可能となり、また、同じ応力範囲が作用するとすれば、より高温の炉心温度での設計が可能となることを意味している。たとえば、炉容器出口温度 510°C で $D_c = 1$ となる応力範囲 S_n は、SUS304 では約 28 kg/mm^2 であるが、改良 SUS316-B では約 2 倍の 60 kg/mm^2 程度であった。また、応力範囲 $S_n = 28\text{ kg/mm}^2$ とすると、改良 SUS316-B では炉容器出口温度約 590°C まで設計可能となった (図 2.5-3)。なお、材料によっては緩和クリープ損傷値 $D_c = 1$ となる S_n が急激に下がる現象がみられるが、これはそれらの材料のクリープ破断強度の急激な低下に対応するものと考えられる。また、同じ理由から (2.5-2) 式を満たす応力水準 S_g を設定することができず、 $D_c = 1$ となる S_n も求められない場合もあった。これらはクリープ破断式の次数を 1 とすれば避けられる問題であるが、その場合にはクリープ破断式の精度が低下するために本解析ではあえて行わなかった。

本解析により、改良ステンレス鋼、特に改良 SUS316-B および D を炉容器等に適用した場合、より裕度のある設計あるいは、より高温の炉心温度での設計が可能となる見通しが得られた。しかし、改良ステンレス鋼については材料強度特性データ、特に非弾性挙動データの量が不足している。今後データが十分に収集できた段階で、さらに詳細に適用の効果を検討することにした。

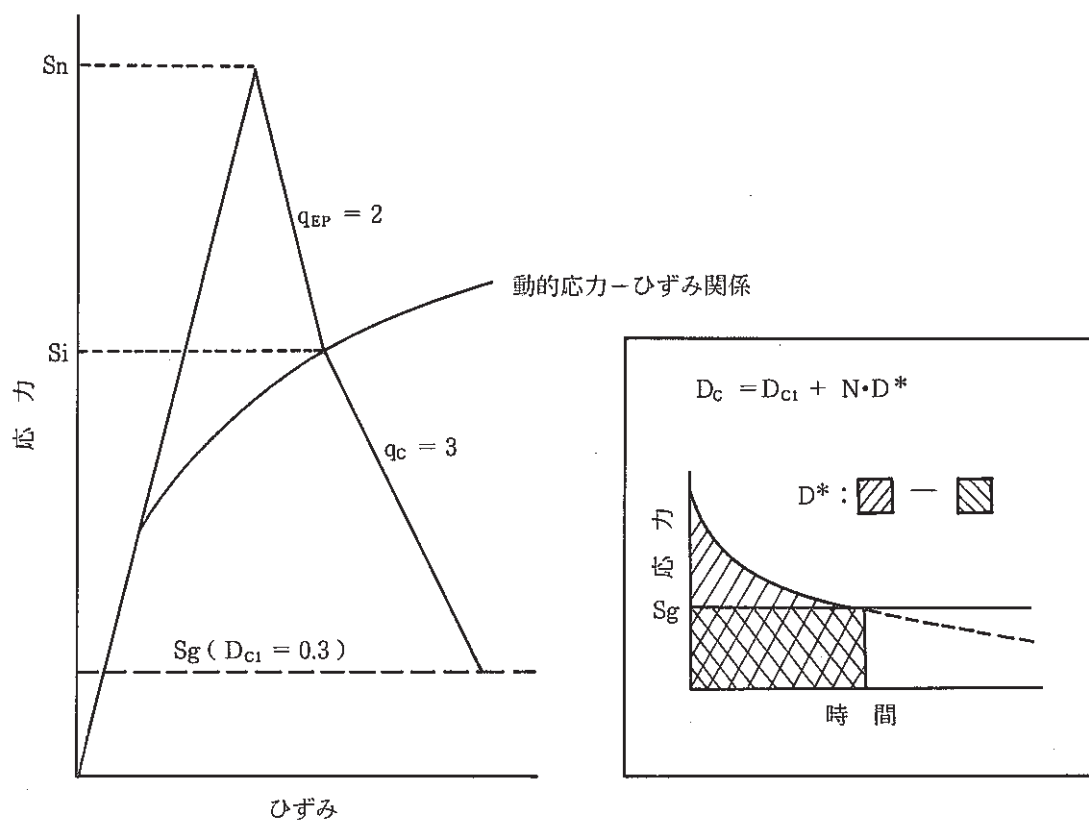


図 2.5 - 1 解析条件

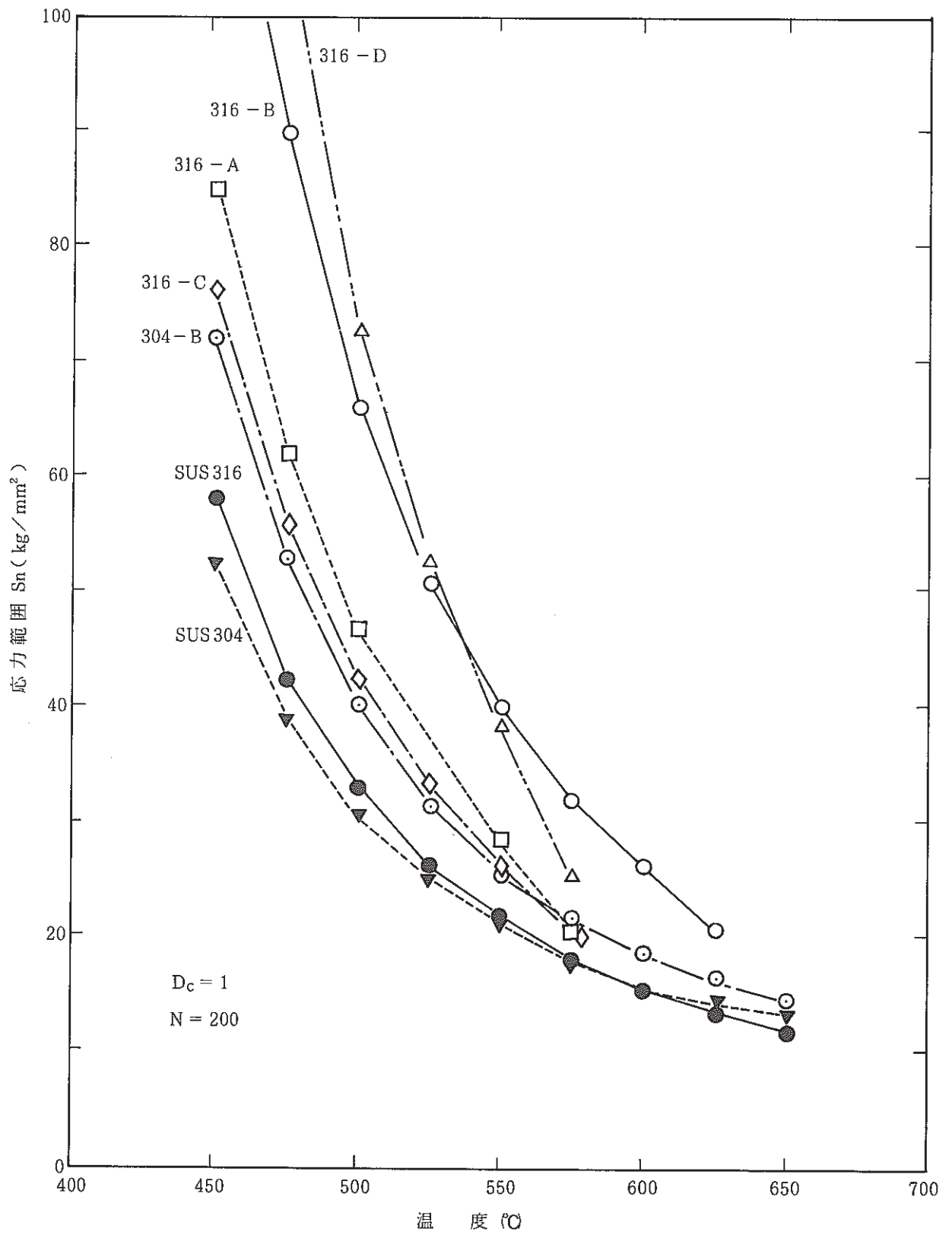


図 2.5 - 2 クリープ損傷量が 1 となる応力範囲の比較

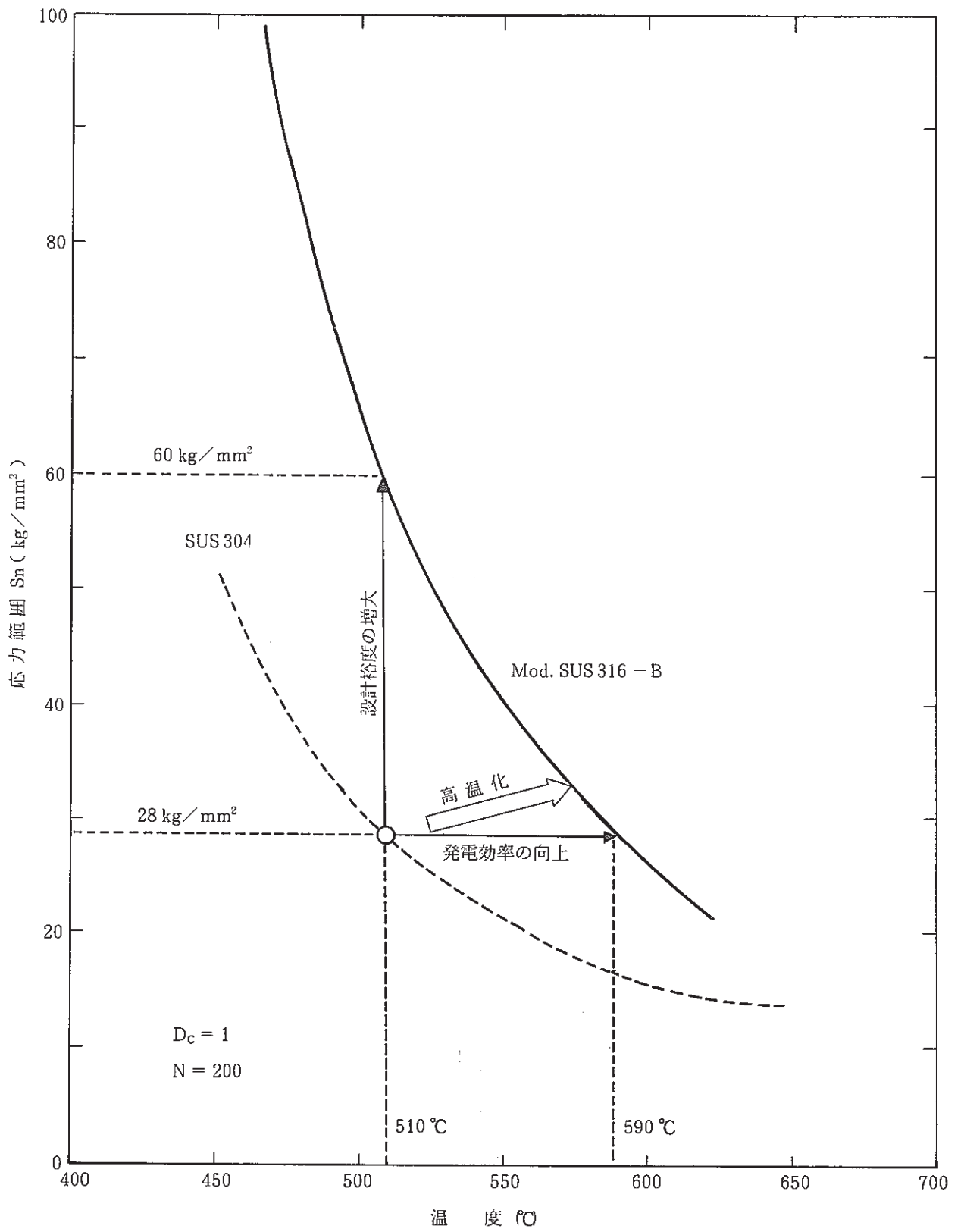


図 2.5 - 3 改良ステンレス鋼適用の効果

2.6 まとめ

本年度の作業をまとめると次のようである。

- ① これまでに得られている改良ステンレス鋼（改良 SUS304，改良 SUS316）の基本材料特性データを整理し，高温強度特性と化学成分との関係を明らかにした。
- ② 引張特性に関し，改良 SUS304 は現行設計降伏点 S_y を下回るデータがみられ，この点は今後の検討項目となる。改良 SUS316 は設計降伏点 S_y および設計引張強さ S_u を満足しており，現行基準をそのまま適用できると考えられる。
- ③ クリープ破断強度は一部の改良 SUS304（ $C + N < 0.09 \text{ wt } \%$ ）で現行の SUS304 よりも劣るが，その他は強度の向上が認められた。強度の向上は，特に長時間側および改良 SUS316 で顕著であった。また，改良 SUS316 の場合はクリープ破断延性も改善された。
- ④ クリープひずみ挙動および疲労特性に関してはデータが少ないものの，現行 SUS304 および SUS316 とほぼ同等であると推定された。
- ⑤ これまでに得られているデータの範囲内で解析した結果，改良ステンレス鋼の緩和クリープ損傷は，クリープ破断特性の向上などによって大幅に改善された。この改善効果は，特に改良 SUS316 で大きいことを確認した。したがって，改良ステンレス鋼を高速炉の炉容器等に適用した場合，十分な裕度のある設計あるいは，より高温の炉心温度での設計が可能となる見通しを得た。

データ引用ならびに参考文献

- 1) 住友金属工業(株)，「改良ステンレス鋼板，ステンレス鋳鋼並びに大口径継目無配管の適用に関する調査Ⅱ」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 209 85-01，1985. <データ引用>
- 2) 新日本製鐵(株)，「SUS 304厚板及び 9Cr-2Mo-V-Nb 鋼板に関する調査Ⅱ」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 299 85-04，1985. <データ引用>
- 3) 新日本製鐵(株)，「高速炉照射環境構造材料としての改良 SUS304 鋼の開発 1-A」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 9258 86-001，1986. <データ引用>
- 4) 日本ステンレス(株)，社内資料<データ引用>
- 5) 三菱重工業(株)および，新日本製鐵(株)，共同研究データ<データ引用>
- 6) 新日本製鐵(株)，社内データ<データ引用>
- 7) 動力炉・核燃料開発事業団および，新日本製鐵(株)，共同研究データ<データ引用>
- 8) 動力炉・核燃料開発事業団および，住友金属工業(株)，共同研究データ<データ引用>
- 9) 藤原ら，「低炭素・高窒素 316 ステンレス鋼の高温特性」，学振 123 委研究報告，Vol.28 No.1, pp.29-39，1987. <データ引用>
- 10) 中澤ら，「316 鋼のクリープ破断延性におよぼす C, N, Mo の影響」，学振123委研究報告，

Vol. 29 No. 1, pp. 29-39, 1988. <データ引用>

- 11) 例えば, 中澤ら, 「18 Cr- 14 Ni オーステナイト鋼のクリープ破断延性に及ぼす炭素, 窒素及びPの影響」, 学振 123 委研究報告, Vol. 28 No. 1, pp. 65-73. 1987.
- 12) 「高速原型炉高温構造設計方針 材料強度基準等」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N 24 84-08(2), 1984.
- 13) 岩田, 「大型高速増殖炉要素技術設計研究(II) 炉容器液面近傍部クリープ疲労評価の予備的検討」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SN 9410 87-140, pp. 8-10, 1987.
- 14) 「高速増殖大型炉の設計主要目に関する研究」, 昭和61年度成果報告会資料集, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N 9440 87-006, pp. 198-221, 1987.

3. SUS304 溶接部の強度評価法

3.1 はじめに

高速増殖炉の構造機器に対する合理的な溶接部強度評価法を確立するために、動燃事業団では溶接金属の材料強度試験を計画し、動燃事業団が自ら分担して実施するとともに、一部は(株)日本溶接協会およびメーカーへの委託によって実施してきた。ここでは、一連のR&D試験から得られたデータをベースに必要に応じて金属材料技術研究所等の公開データを引用して、まず308系溶接金属の基本材料特性をまとめて整理し、それぞれの特性に対して記述式を策定した。その上で、溶接継手の特性を材料試験レベルにおける評価を中心に簡単な2要素にモデル化して、疲労ならびにクリープ疲労寿命の解析を行い、溶接継手の強度評価法の現状と課題を示した。今回調査した溶接金属の基本材料特性データについて、対象とした溶接施工法は、SAW, SMAW, TIGおよびMIGであり、実機で使用される可能性のある施工法ならびに施行条件に限定した。試験片は、いずれも溶接線方向に採取したものである(ただし、砂時計型の疲労試験片だけは、溶接線に対して直角に採取している)。これらの溶接材料は、いずれもJIS規格に適合したもので、溶接施工法の違いによる引張、クリープおよび疲労特性には顕著な差は認められなかった。なお、溶接金属データの出典先を以下に示す。

日本溶接協会委託

PFW-4 小委員会 (52~54年度) ¹⁾⁻³⁾	:	SAW, SMAW
FWP 小委員会 (55~57年度) ⁴⁾⁻⁷⁾	:	TIG, MIG
ESJ 小委員会 (55~57年度) ⁸⁾⁻¹¹⁾	:	SAW
FWS 小委員会 (58~60年度) ¹²⁾⁻¹⁴⁾	:	SAW, SMAW, TIG, MIG
メーカー委託 (52~62年度) ¹⁵⁾⁻²⁶⁾	:	SMAW, TIG
金材研公開データシート (1982年) ²⁷⁾	:	SAW
動燃事業団実施 (60~62年度)	:	TIG

また、溶接継手の疲労ならびにクリープ疲労寿命の解析については、対象とした溶接施工法はTIGおよびSMAWの2種とし、原子炉容器を主対象とした検討に絞った。引用したデータは、上の出典と同様である。

3.2 308系溶接金属の基本材料特性式の提案

(1) 弾塑性応力-ひずみ関係式の策定

弾塑性応力-ひずみ関係式としては、SUS304母材に対し採用されている次のLudwikタイプの式を用いた。

$$\sigma = \sigma_p + K \varepsilon_p^m$$

$$\sigma_p = \sigma_y - K(0.002)^m$$

なお、溶接金属に対するデータが充分でないことを考慮し比例限 σ_p を超える領域の塑性ひずみを表すパラメータ K, m ならびに縦弾性係数 E に関しては母材の値をそのまま適用した²⁹⁾。したがってここでは、平均0.2%耐力 σ_y のみを変えて溶接金属の式とした。以下に平均0.2%耐力の策定手順を示す。

溶接金属の引張試験は、ほとんどのデータが室温と550℃に集中しているため、0.2%耐力の定式化には適さない。そこで、室温から高温までバランスよくデータが揃っている金材研公開のSAW溶接金属データ²⁷⁾を代表とし、室温と各温度の降伏点の比を温度の関数として表すトレンド曲線(r_{y^w})を策定した。

$$r_{y^w}(T) = 1.0226 - 0.15573 \times 10^{-2} T + 0.32643 \times 10^{-5} T^2 - 0.29622 \times 10^{-8} T^3$$

トレンド曲線の策定に用いたデータと上記式の曲線を図3.2-1に示す。求めたトレンド曲線を用いて溶接金属の0.2%耐力の平均値 σ_y^w を算定した。

$$\sigma_y^w = 41.5380 - 6.32575 \times 10^{-2} T + 13.25959 \times 10^{-5} T^2 - 12.03246 \times 10^{-8} T^3$$

図3.2-2に平均値 σ_y^w と試験結果を併せてプロットしたものを示す。

溶接金属の弾塑性応力-ひずみ関係式は、母材における σ_y の項を上記で算定した σ_y^w で置き換えることにより定められる。表3.2-1に策定した式を示す。図3.2-3(a)と(b)にこの式から求めた計算値とデータの関係を示す。この図から溶接金属の弾塑性応力-ひずみ関係は、表3.2-1の式により充分、記述できることが確認される。

(2) クリープ破断式の策定

溶接金属のクリープ破断試験結果を図3.2-4に示す。なお、図中にはSUS304母材の平均値を併せて記載した²⁹⁾。溶接金属のクリープ破断強度をSUS304母材と比較すると、応力と破断時間の傾きに違いが認められる。したがって、つぎに述べる方法により溶接金属のクリープ破断式を策定することにした。

クリープ破断データ外挿法としては、化学反応速度論に基づいたTime-Temperatureパラメータ法(TTP法)が多数提案されており、中でもLarson-MillerやOrr-Sherby-Dornパラメータ法は、国内において広く用いられている。

$$\text{Larson-Miller} \quad \text{LMP} = T_K (C+Y)$$

$$\text{Orr-Sherby-Dorn} \quad \text{OSDP} = Y - Q/RT_K$$

$$Y = \log t_R, \quad t_R = \text{破断時間 (hr)}$$

$$T_K = T + 273.15, \quad T = \text{温度 (}^\circ\text{C)}$$

したがって、温度-応力-クリープ破断時間の関係を统一的に表す回帰曲線を得るために、TTP モデルの Larson-Miller と Orr-Sherby-Dorn の両パラメータ法を用い、下式により対数応力の 1 次から 5 次まで、各次数毎に回帰計算を実施した。

$$P = \sum A_i (\log_{10} \sigma)^i$$

次に、それぞれの結果に対するあてはめ性を検討した。なお、ここでは溶接金属のクリープ破断データと回帰曲線から計算される推定値との比較を対数破断時間の標準偏差から見積り、あてはめの精度とした。標準偏差は次式より算出した。結果を表 3-2 に示す。

$$\text{標準偏差} = \sum (\log_{10} t_i - \log_{10} t_j)^2 / (nm - m - 1)$$

t_i : i 番目のデータの破断時間

t_j : t_i の推定値

n : データ数

m : 自由度

Larson-Miller と Orr-Sherby-Dorn パラメータを比較すると 2 次式の Larson-Miller パラメータの標準偏差が優る傾向にある。よって、対数応力の 2 次式による Larson-Miller パラメータを用いることは、解析の簡便さからも妥当と判断し採用することとした。

$$T_R (\log_{10} t_R + C) = A_0 + A_1 \log_{10} \sigma + A_2 (\log_{10} \sigma)^2$$

以上によって策定されたクリープ破断式を表 3.2-3 に示す。また、図 3.2-5 には、このクリープ破断式より求められたクリープ破断曲線と実験データをプロットした結果を示す。溶接金属は母材に比べてデータのばらつきが大きく定式化が困難であるため、現状ではこの式が妥当と思われる。

(3) クリープひずみ式の策定

クリープひずみ式は、溶接金属のデータが不充分のために SUS304 母材と同一タイプの式を用いた。母材では、クリープひずみ挙動を表示する上で有力な式と推奨されている Blackburn タイプの式を採用している²⁹⁾。

$$\epsilon_c = C_1 (1 - e^{-r_1 t}) + C_2 (1 - e^{-r_2 t}) + \dot{\epsilon}_m t$$

Blackburn の式は、遷移クリープに関する係数 C_1 , r_1 , C_2 , r_2 と定常クリープ速度を表す $\dot{\epsilon}_m$ から成っている。ここでは溶接金属のクリープひずみ挙動データが少ないことから、遷移クリープに関する係数を新たに定めることはせず、母材の r_1 に対して 10 倍、 C_2 に対しては C_2 と t_R の関係が母材の平均値より小さい傾向にあることを考慮して 0.5 倍の値とした。なお、 C_1

および r^2 については母材の値をそのまま適用することにした。

一方、溶接金属の定常クリープ速度は図 3.2 - 6 に示すように、データのばらつきが大きく、はっきりした温度依然性を表していない。そこで下記の方法により定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の定式化を行った。定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ は、Monkman-Grant の式より定式化される。

$$\dot{\epsilon}_m = F \cdot t_R^{-a}$$

SUS304 母材は、温度の係数を $F = F_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ と定めている。しかし、溶接金属の場合は温度依存性がはっきりしないことから F を温度に左右されない固定定数とし、最小自乗法により以下の最適値を求めた。

$$\dot{\epsilon}_m = 0.43102 \cdot t_R^{-1.3714}$$

解析から求めた定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の最適線とデータを図 3.2 - 7 に示す。

以上により求めた溶接金属の遷移クリープと定常クリープの各係数から表 3.2 - 4 のクリープひずみ式を策定した。図 3.2 - 8(a)~(f) に実験データと計算値を示す。

(4) 最適疲労破損式の策定

高温疲労強度を解析的に定める場合、Manson-Coffin 則の適用が考えられる。しかし SUS 304 母材では、この式を適用すると設計において重要となってくる長寿命側の精度が悪くなることから Manson-Coffin 型の式は採用せず、Dierks らの汎用回帰解析法により定めた平均疲労破損式を採用している²⁹⁾。

$$(\log_{10} Nf)^{-\frac{1}{2}} = A_0 + A_1 \log_{10} \Delta \epsilon t + A_2 (\log_{10} \Delta \epsilon t)^2 + A_3 (\log_{10} \Delta \epsilon t)^4$$

SUS304 母材と溶接金属の実験データを図 3.2 - 9 に示す。図中の●印は中実丸棒型の試験片、△印は砂時計型の試験片によるデータである。中実丸棒型試験片は、引張およびクリープと同様、溶接線方向に採取したものであるが、砂時計型試験片は溶接線に対し直角に採取している。砂時計型試験片は、中実丸棒型試験片に比べてデータのばらつきが大きい。これは、径方向の異方性によるものと思われる。しかし両者とも、母材の平均値に対してほぼ同等の傾向であることが確認される。

以上より、溶接金属に対する疲労破損式は表 3.2 - 5 の SUS304 母材の最適疲労破損式と同等として扱うことが出来ると考え、この式をそのまま採用することにした。

(5) 動的応力-ひずみ関係式の策定

SUS304 母材は、疲労の繰り返しに伴う応力の増加が見られることから、クリープ疲労強度を評価する際に必要となる緩和開始応力を $\frac{1}{2} Nf$ の定常状態における応力とひずみの関係から

求めている。しかし溶接金属は、SUS304母材のような繰り返し硬化現象は現れず、むしろ逆に繰り返し軟化傾向を示す。現行の繰り返し軟化材のクリープ疲労評価法は、緩和開始応力を安全側に評価する立場から弾塑性応力-ひずみ関係式を適用している。しかし、この評価法では過剰な裕度をもたせることになるため現在、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼を中心とした繰り返し軟化材のクリープ疲労評価法の合理化が進められている。そこで溶接金属もこの動向に従い、動的応力-ひずみ関係式を策定することにした。動的応力-ひずみ関係式としては、SUS304母材で採用されている下式のLudwikタイプを用いた²⁹⁾。

$$\log_{10}(\Delta\sigma - 2\sigma_p) = A_0 + A_1 \log_{10}(\Delta\varepsilon_t - \Delta\sigma/E)$$

ここでは、溶接金属のデータが不足していることから、縦弾性係数Eと温度によって決まる定数 A_1 は母材の値をそのまま適用した。したがって、 A_0 のみを替えて溶接金属の式とすることにした。 A_0 算出には、最も多くの試験が実施された550℃の疲労データを用い、個々の溶接金属データの応力範囲 $\Delta\sigma$ 及び全ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_t$ を上記式に代入し、その平均を計算した。そして、温度依存性を考慮し、500℃と600℃のデータにより次式を求めた。

$$A_0 = 2.4 - 0.003(T - 550)$$

以上の解析により策定した式を表3.2-6に示すとともに図3.2-10に表3.2-6から求めた計算値とデータを示す。なお、図中には3.2(1)で策定した弾塑性応力-ひずみ曲線とSUS304母材の動的応力-ひずみ曲線を併せて記載した。策定した式はほどよく溶接金属データの平均傾向を表しているように思われる。

(6) 累積クリープ疲労損傷和の制限値

クリープ疲労寿命の予測には、線形損傷則に基づいた累積クリープ疲労損傷和の制限値が必要となる。現行のクリープ疲労評価法は、クリープ疲労の相互作用を評価するために、Campbellらがオーステナイト系ステンレス鋼の実験データから定めた平均傾向値を採用している³⁰⁾。そこで溶接金属についても制限値を策定するために、クリープ疲労の実験データから線形損傷則に基づくクリープ損傷 D_c と疲労損傷 D_f を計算し、全損傷 D を求めた。クリープ損傷 D_c を計算するにあたっては、実験値の応力緩和挙動を用いて破損回数 N_f まで累積した。

$$D_c + D_f = D \quad D_c = \sum_i^{N_f} d_{ci} \quad , \quad d_{ci} = \int_0^{t_i} \frac{t_i}{t_R}$$

$$D_f = N_f / N_{f0}$$

図3.2-11に計算結果を示す。これより、実験値の損傷は、大半がCampbellの制限値の内

側に位置しており、そのままこの制限値を溶接金属に適用することは不適當と判断される。したがって、ここでは暫定的に図中実線で示した値を溶接金属の累積クリープ疲労損傷和の制限値として採用することにした。

表 3.2 - 1 308 系溶接金属の弾塑性応力-ひずみ関係式

$\sigma \leq \sigma_p$ のとき $\epsilon_e = \frac{\sigma}{E}$ $\epsilon_p = 0$	
$\sigma > \sigma_p$ のとき $\epsilon_e = \frac{\sigma}{E}$ $\epsilon_p = \left(\frac{\sigma - \sigma_p}{K} \right)^{\frac{1}{m}}$	
<使用単位> ϵ_e (mm/mm), ϵ_p (mm/mm), σ (kg/mm ²)	
パラメータ \diagdown 温度(°C)	$315 \leq T \leq 650$
E (kg/mm ²)	$315 \leq T < 400$ $E = 2.040 \times 10^4 - 8.000 T$ $400 \leq T \leq 650$ $E = 2.126 \times 10^4 - 10.125 T$
σ_p (kg/mm ²)	$\sigma_y - K (0.002)^m$
σ_y (kg/mm ²)	$41.5380 - 6.32575 \times 10^{-2} T + 13.25959 \times 10^{-5} T^2$ $- 12.03246 \times 10^{-8} T^3$
K (kg/mm ²)	$44.3068 - 1.78933 \times 10^{-2} T$
m	$0.279395 + 7.749 \times 10^{-5} T$

表 3.2 - 2 解析結果に対する標準偏差

解析方法	標準偏差
LMP 1次	0.444
LMP 2次	0.300
LMP 3次	0.380
LMP 4次	0.378
LMP 5次	0.379
OSDP 1次	0.500
OSDP 2次	0.371
OSDP 3次	0.374
OSDP 4次	0.372

表 3.2 - 3 308 系溶接金属のクリープ破断式

$$(T+273.15) \{ \log_{10}(\alpha_R t_R) + C \}$$

$$= A_0 + A_1 \log_{10} \sigma + A_2 (\log_{10} \sigma)^2$$

使用単位

T : 温度 (°C) $425 \leq T \leq 825$

σ : 応力 (kg/mm²) $2 \leq \sigma$

t_R : 破断時間 (hr)

C	18.957
A ₀	21850
A ₁	5159
A ₂	-5447

表 3.2 - 4 308 系溶接金属のクリープひずみ式

$$\epsilon_c = C_1 (1 - e^{-r_1 t}) + C_2 (1 - e^{-r_2 t}) + \dot{\epsilon}_m t$$

使用単位

T : 温度 (°C) $425 \leq T \leq 650$

σ : 応力 (kg/mm²) $0.1 \leq \sigma$

t_R : 破断時間 (hr)

$\dot{\epsilon}_m$: 定常クリープ速度 (mm/mm/hr)

t : 時間 (hr)

t_R	$\log_{10}(t_R) = -18.957 + \frac{21850}{T+273.15} + \frac{5159}{T+273.15} \log_{10} \sigma - \frac{5447}{T+273.15} (\log_{10} \sigma)^2$		
$\dot{\epsilon}_m$	$0.43102 \cdot t_R^{-1.3714}$		
C ₁	$10 \times 1.2692 \cdot \dot{\epsilon}_m^{0.74491} / r_1$	C ₂	$0.5 \times 0.48449 \cdot \dot{\epsilon}_m^{0.81155} / r_2$
r ₁	$10 \times 103.37 \cdot t_R^{-0.72607}$	r ₂	$17.255 \cdot t_R^{-0.86775}$

表 3.2 - 5 SUS 304 母材の最適疲労破損式

$$(\log_{10} N_f)^{-\frac{1}{2}} = A_0 + A_1 \cdot \log_{10} \Delta \epsilon_t + A_2 \cdot (\log_{10} \Delta \epsilon_t)^2 + A_3 \cdot (\log_{10} \Delta \epsilon_t)^4$$

使用単位

T : 温度 (°C)

$\dot{\epsilon}$: ひずみ速度 (mm/mm/sec)

$\Delta \epsilon_t$: 全ひずみ範囲 (mm/mm)

N_f : 破損繰返し数

A ₀	1.621827 - 0.4567850 × 10 ⁻⁷ × T ² × R
A ₁	1.131346 + 0.8665061 × 10 ⁻⁸ × T ²
A ₂	0.3439663
A ₃	- 0.1374387 × 10 ⁻¹ + 0.4910723 × 10 ⁻⁴ × R

ただし, R = log₁₀ $\dot{\epsilon}$ である。

表 3.2 - 6 308 系溶接金属の動的応力-ひずみ関係式

$\Delta \sigma / 2 > \sigma_p$ のとき

$$\log_{10} (\Delta \sigma - 2 \sigma_p) = A_0 + A_1 \cdot \log_{10} (\Delta \epsilon_t - \Delta \sigma / E)$$

$\Delta \sigma / 2 \leq \sigma_p$ のとき

$$\Delta \sigma = E \cdot \Delta \epsilon_t$$

使用単位

T : 温度 (°C) 425 ≤ T ≤ 650

$\Delta \sigma$: 応力範囲 (kg/mm²)

$\Delta \epsilon_t$: 全ひずみ範囲 (mm/mm)

E : 縦弾性係数 (kg/mm²)

σ_p : 比例限 (kg/mm²)

A ₀	2.4 - 0.003 (T - 550)
A ₁	3.690128 - 0.1847969 × 10 ⁻¹ × T + 0.3544927 × 10 ⁻⁴ × T ² - 0.2297822 × 10 ⁻⁷ × T ³
E	2.10236 × 10 ⁴ - 9.71895 × T
σ_p	25.5655 - 5.58937 × 10 ⁻² × T + 1.04384 × 10 ⁻⁴ × T ² - 7.42535 × 10 ⁻⁸ × T ³ - (44.3068 - 1.78933 × 10 ⁻² × T) × (0.002) ^{0.279395 + 7.749 × 10⁻⁵ × T}

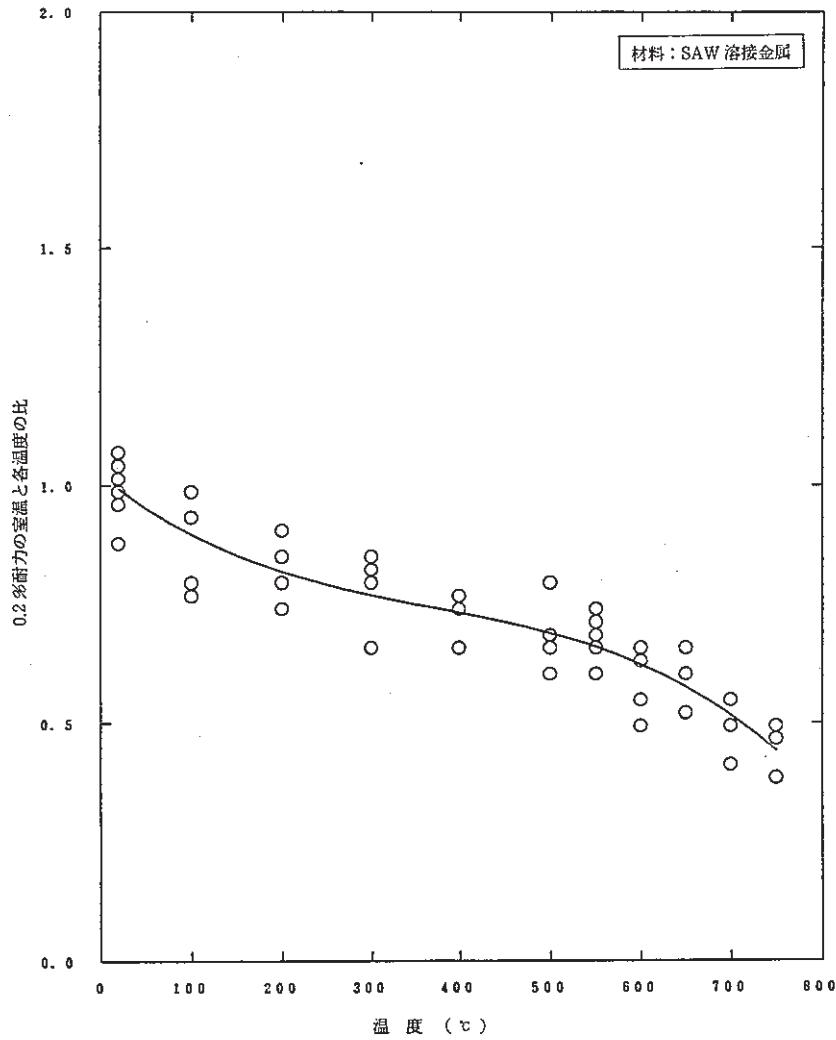


図 3.1-1 308系溶接金属における室温と各温度の0.2%耐力の比とトレンド曲線の比較

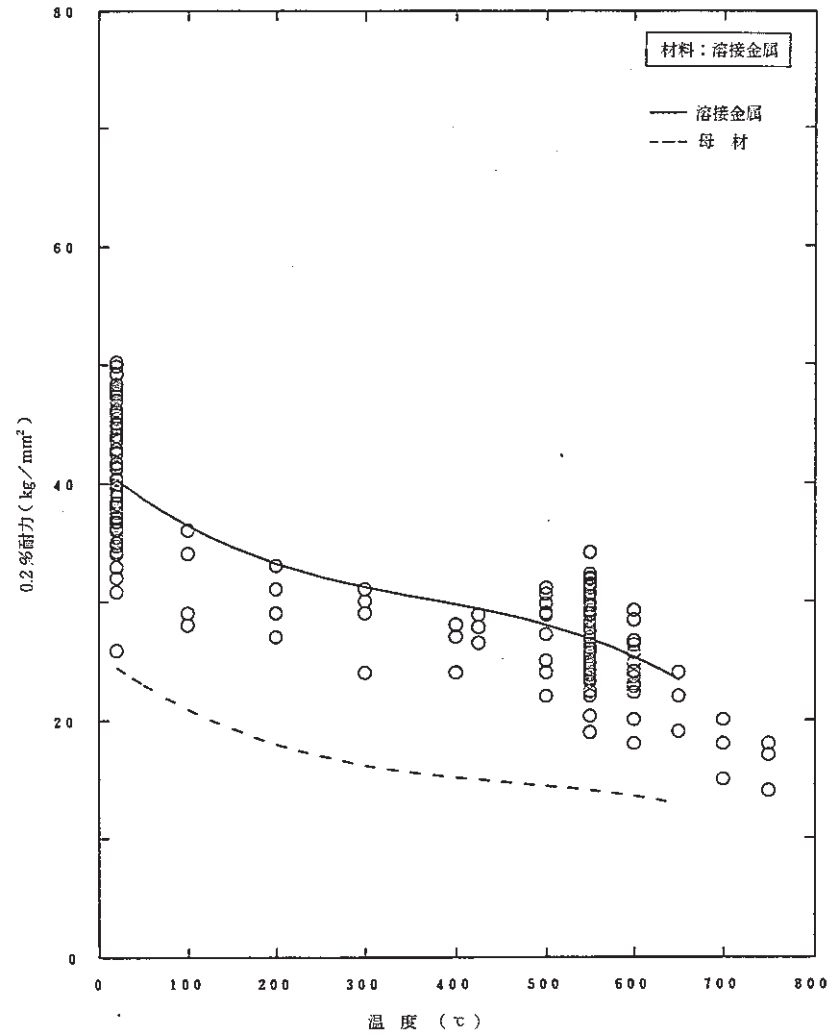


図 3.2-2 308系溶接金属の0.2%耐力に対する提案式の記述性

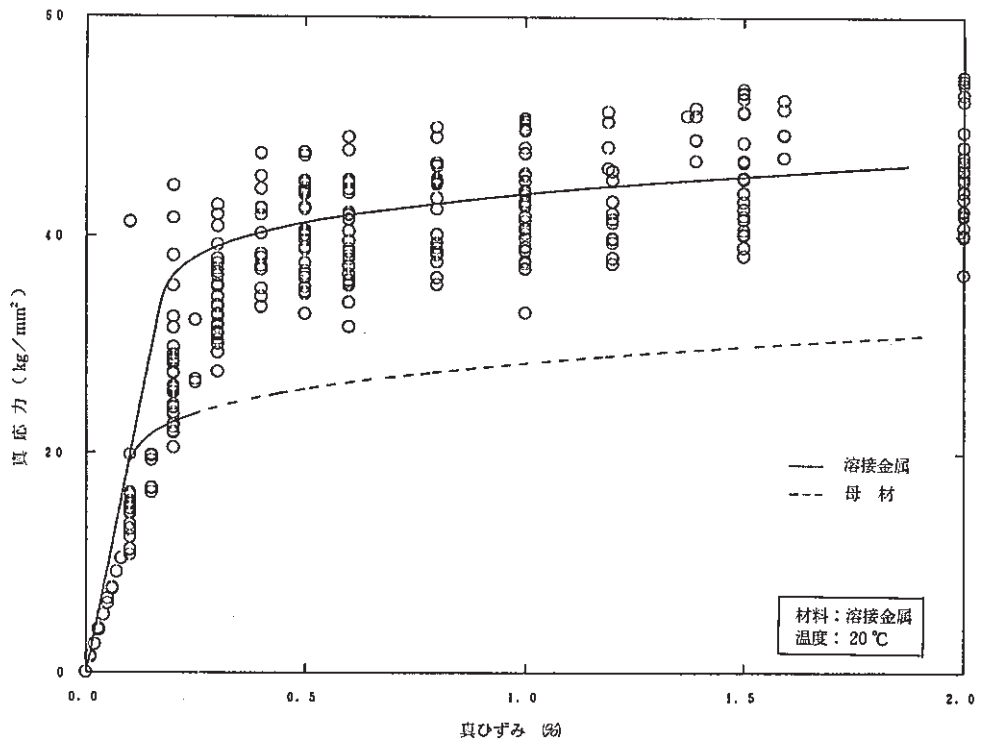


図 3.2 - 3(a) 308系溶接金属の弾塑性応力-ひずみ関係に対する提案式の記述性 (室温)

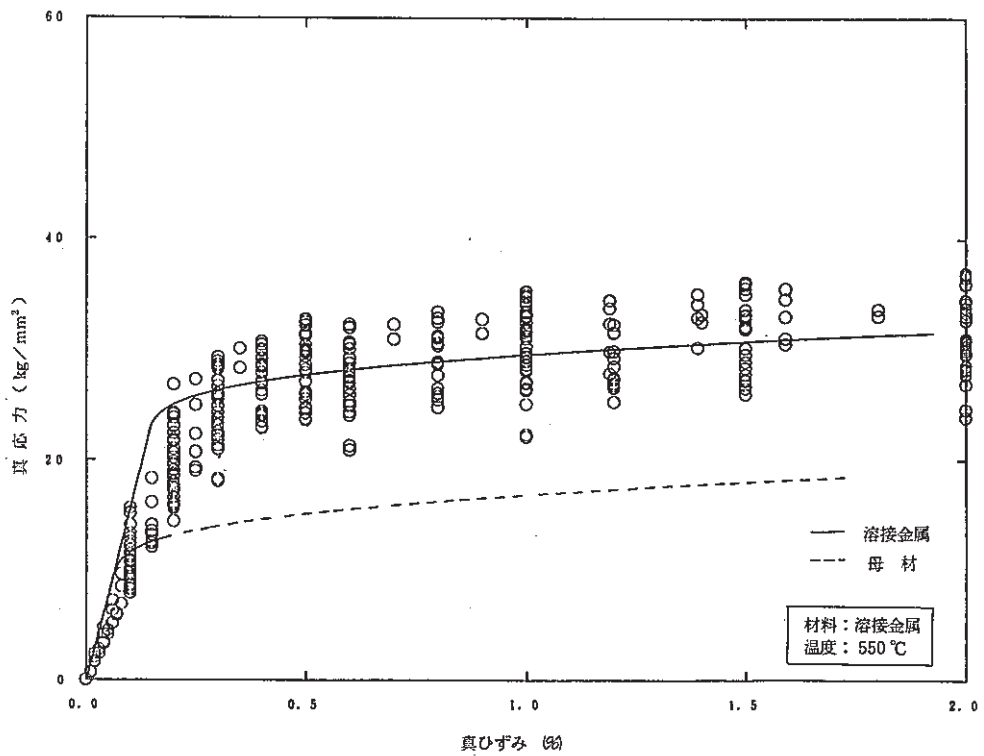


図 3.2 - 3(b) 308系溶接金属の弾塑性応力-ひずみ関係に対する提案式の記述性 (550℃)

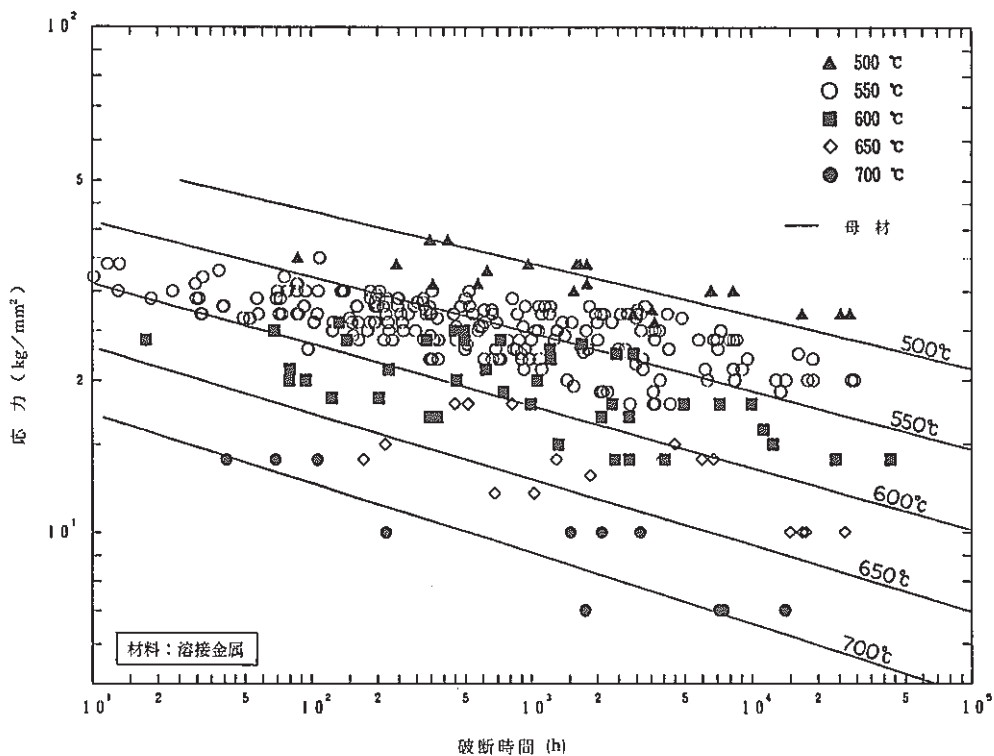


図 3.2 - 4 308系溶接金属と母材のクリープ破断曲線の比較

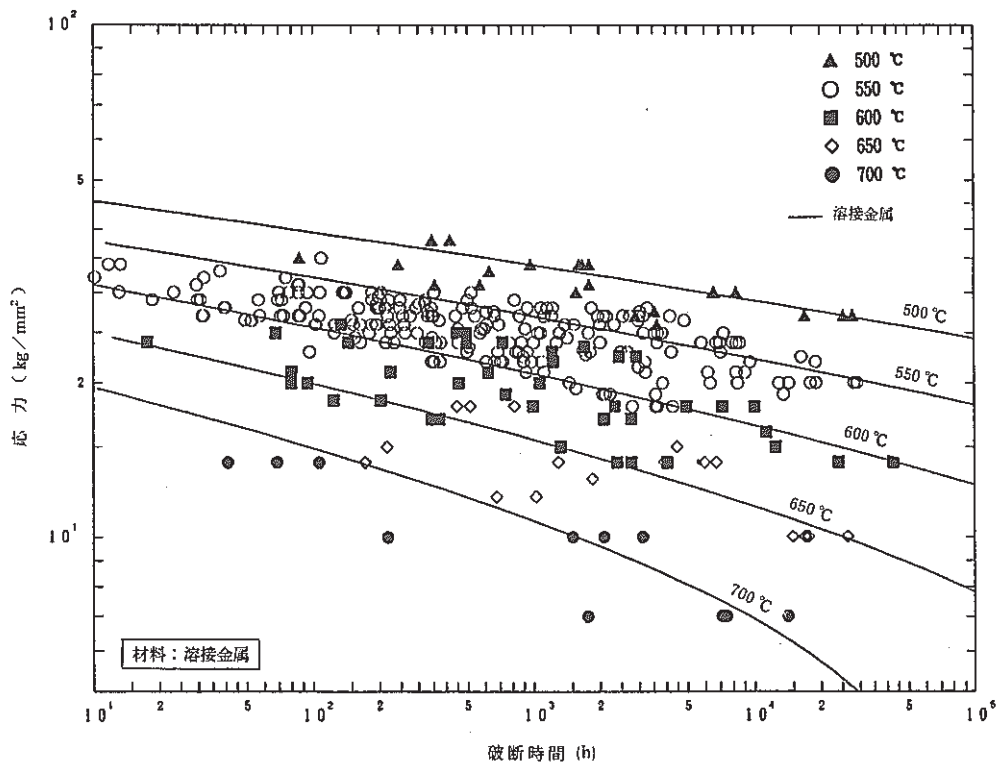


図 3.2 - 5 308系溶接金属のクリープ破断強度に対する提案式の記述性

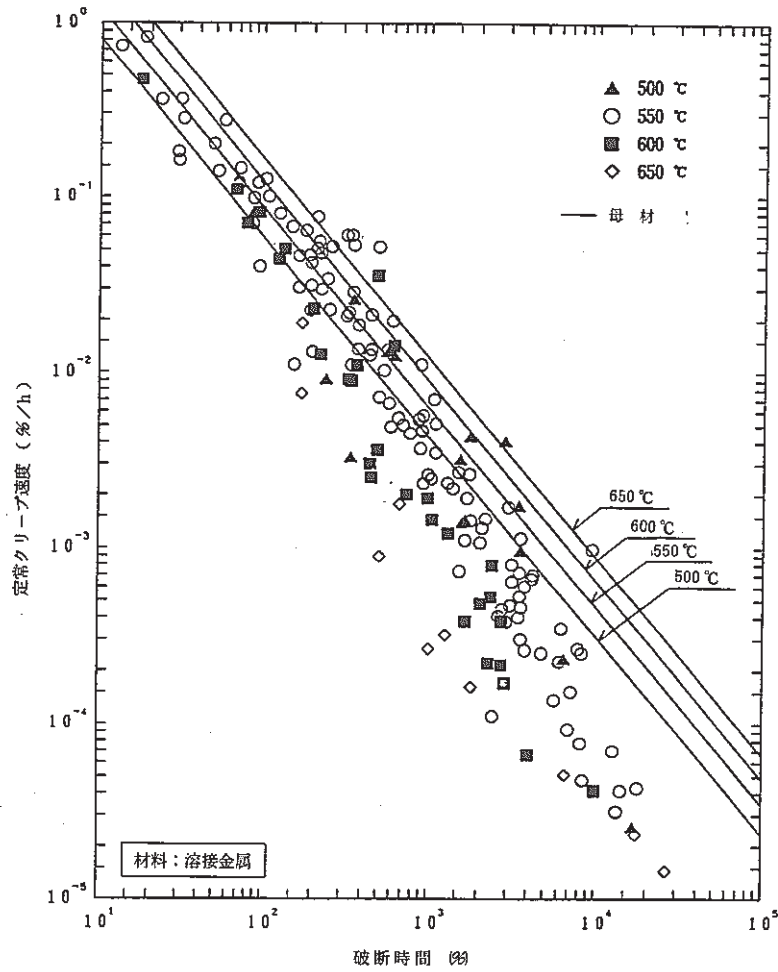


図 3.2 - 6 308系溶接金属と母材の定常クリープ速度の比較

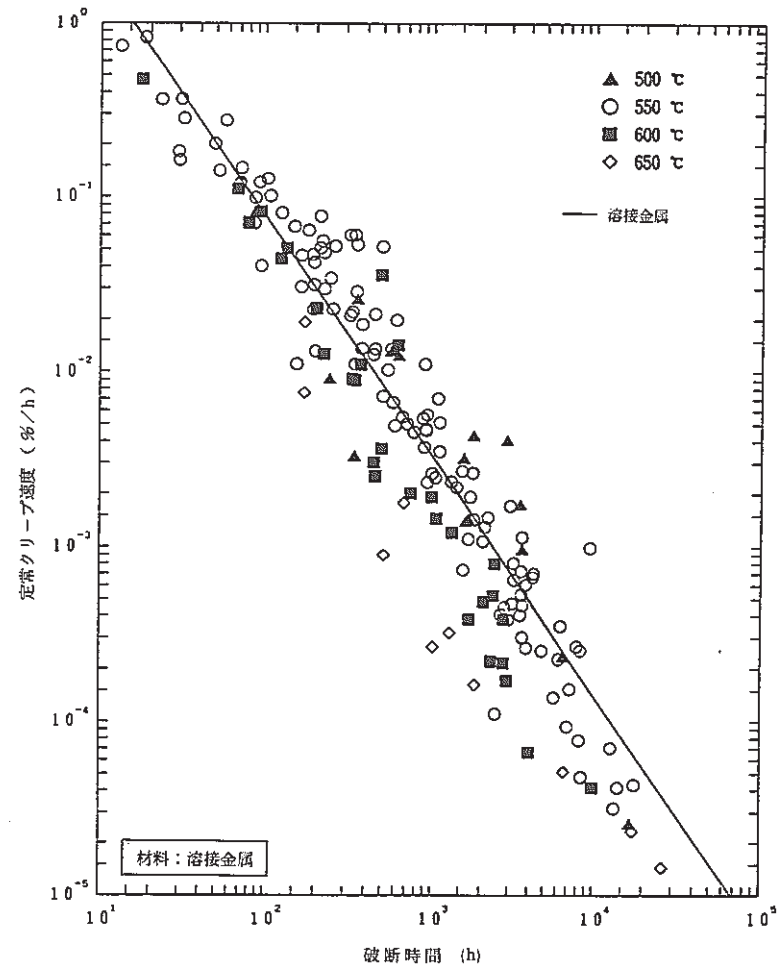


図 3.2 - 7 308系溶接金属の定常クリープ速度に対する提案式の記述性

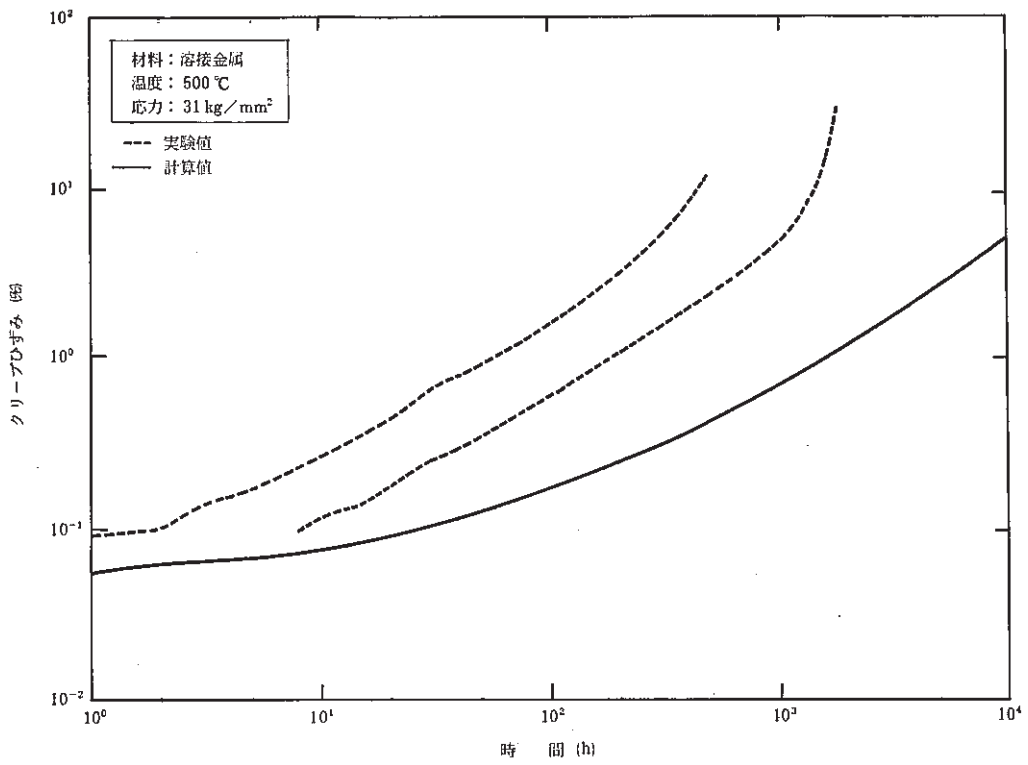


図 3.2 - 8(a) 308 系溶接金属のクリープひずみに対する提案式の記述性 (500℃)

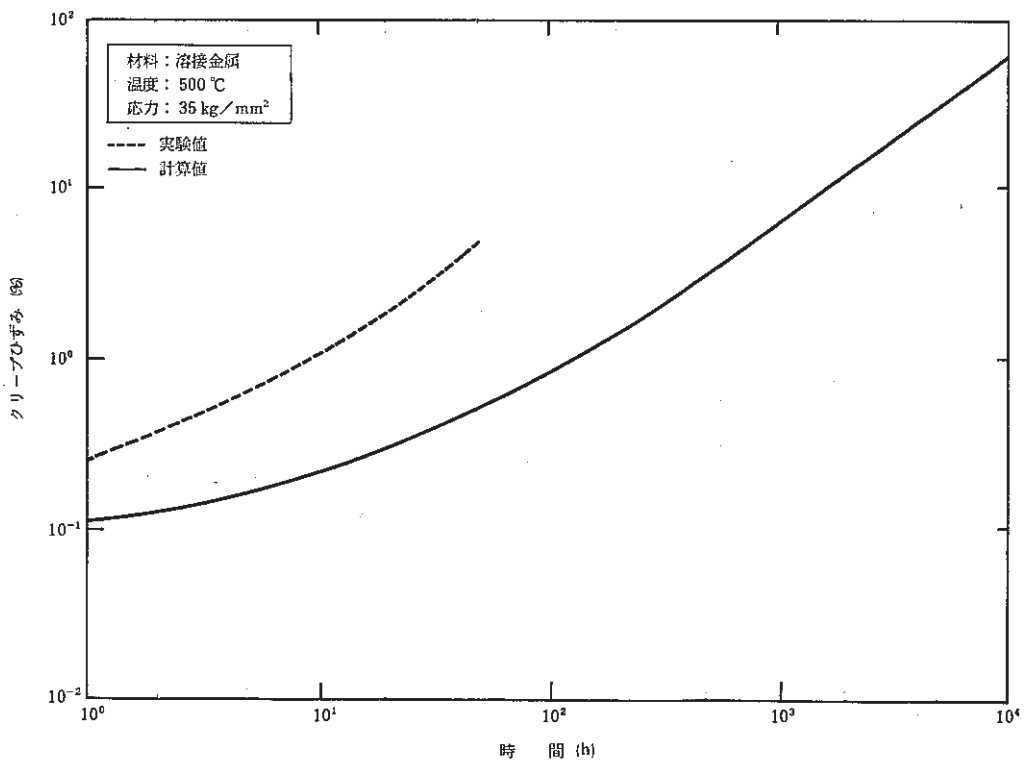


図 3.2 - 8(b) 308 系溶接金属のクリープひずみに対する提案式の記述性 (500℃)

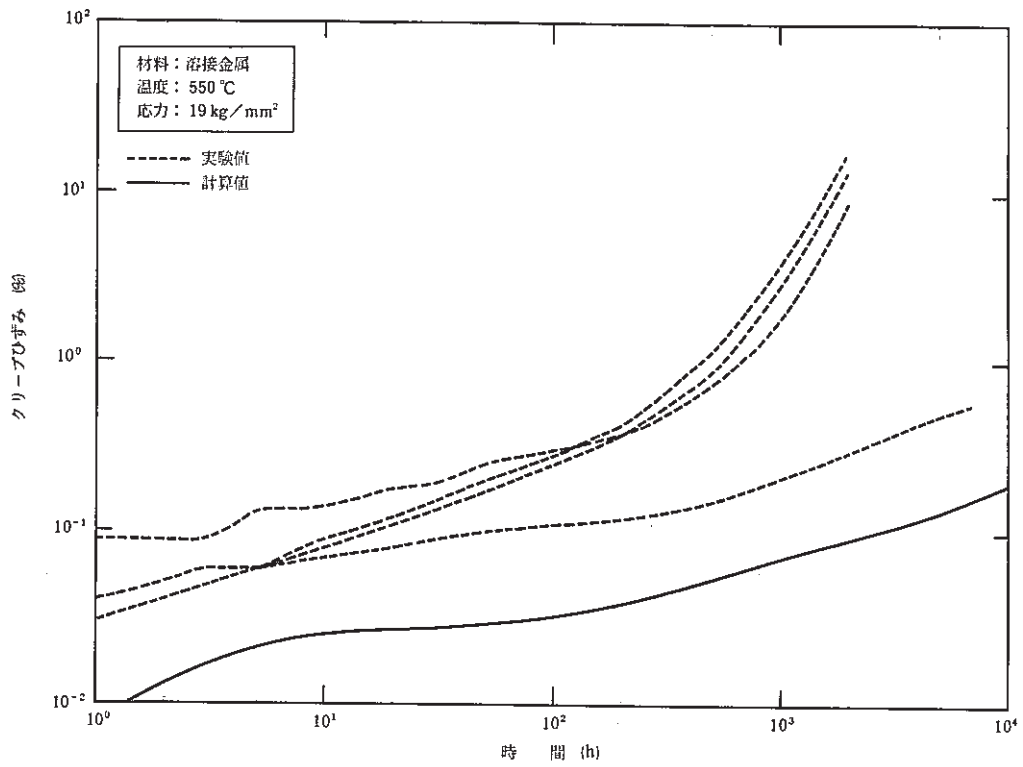


図 3.2 - 8 (c) 308 系溶接金属のクリープひずみに対する提案式の記述性 (550℃)

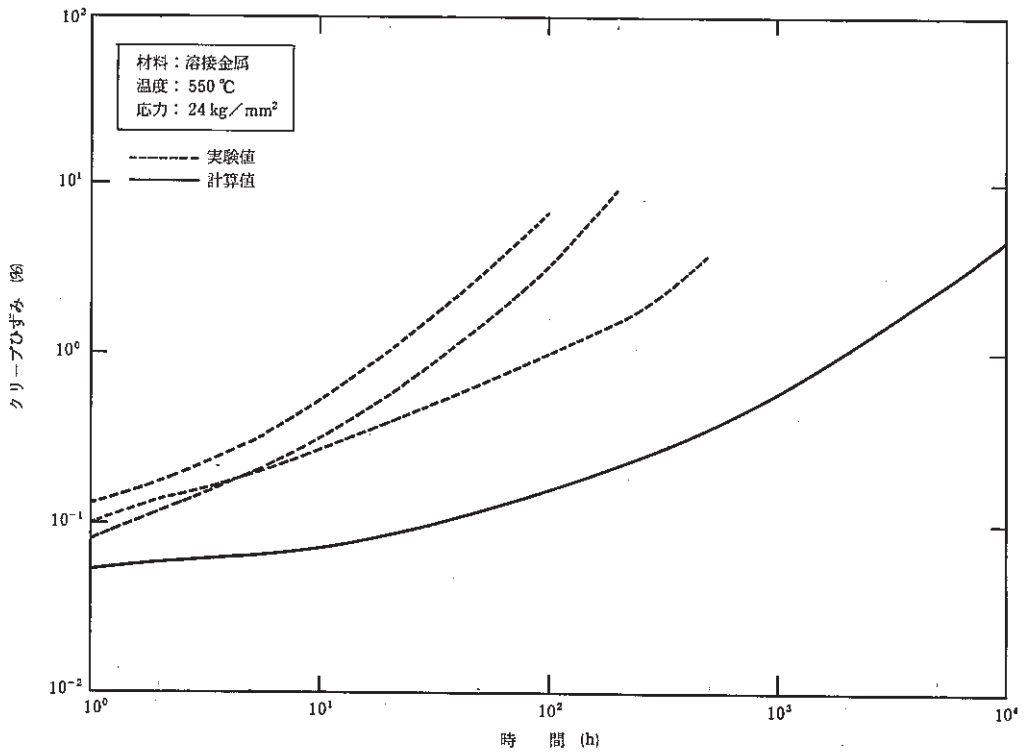


図 3.2 - 8 (d) 308 系溶接金属のクリープひずみに対する提案式の記述性 (550℃)

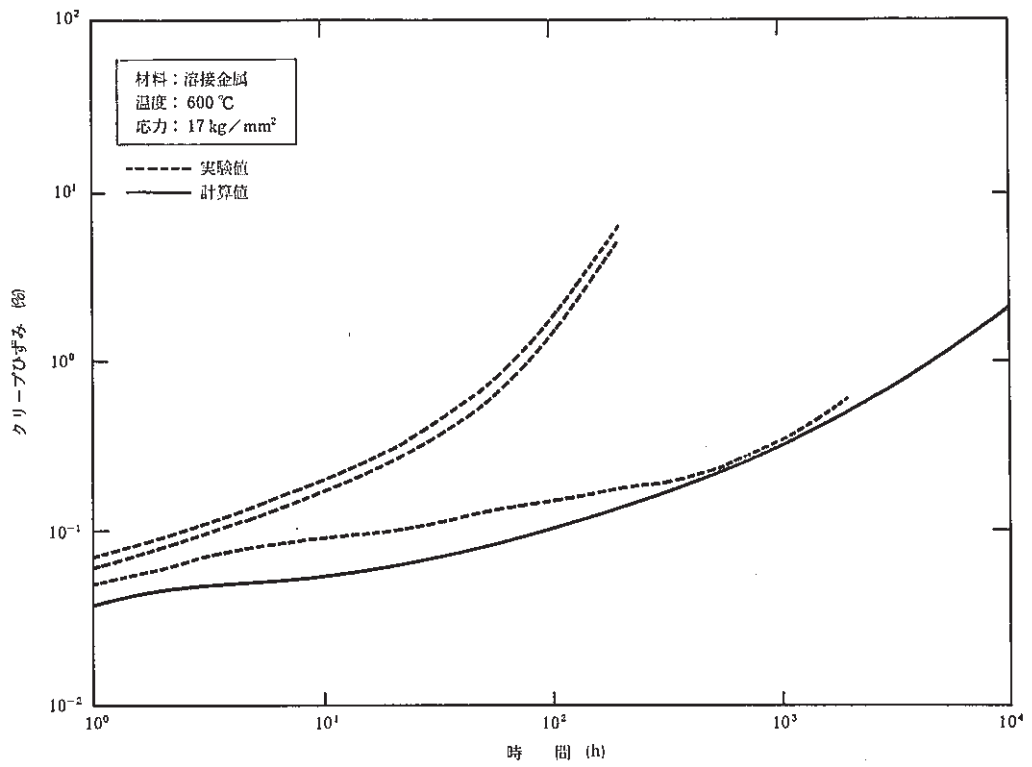


図 3.2 - 8 (e) 308系溶接金属のクリープひずみに対する提案式の記述性 (600°C)

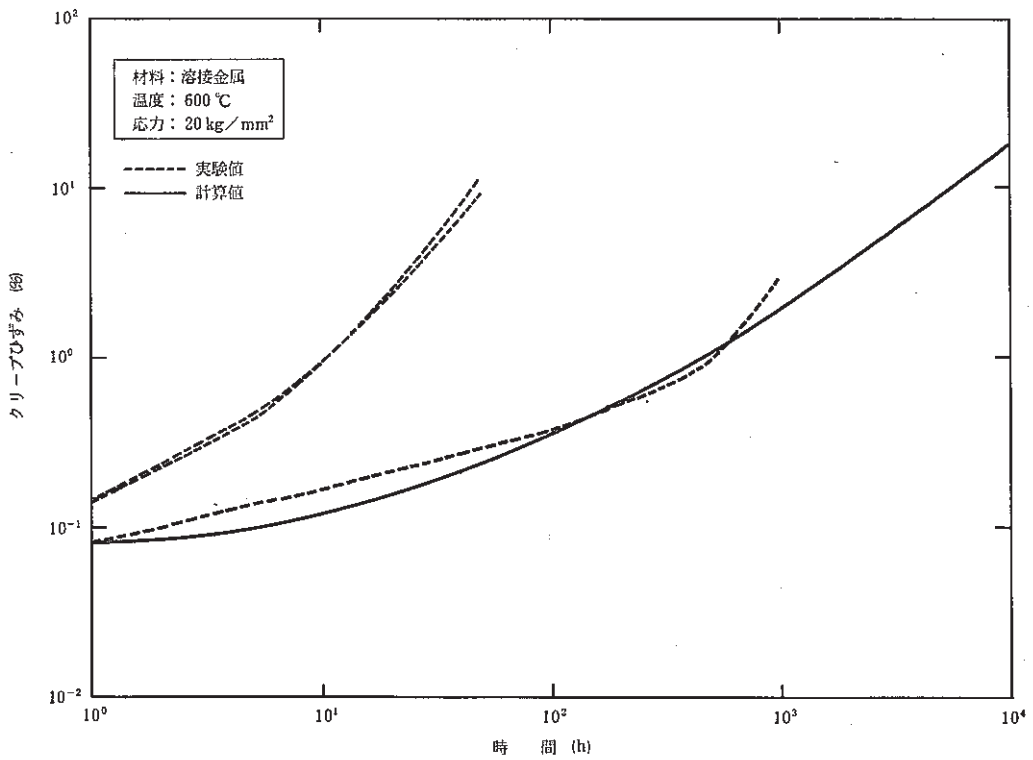


図 3.2 - 8 (f) 308系溶接金属のクリープひずみに対する提案式の記述性 (600°C)

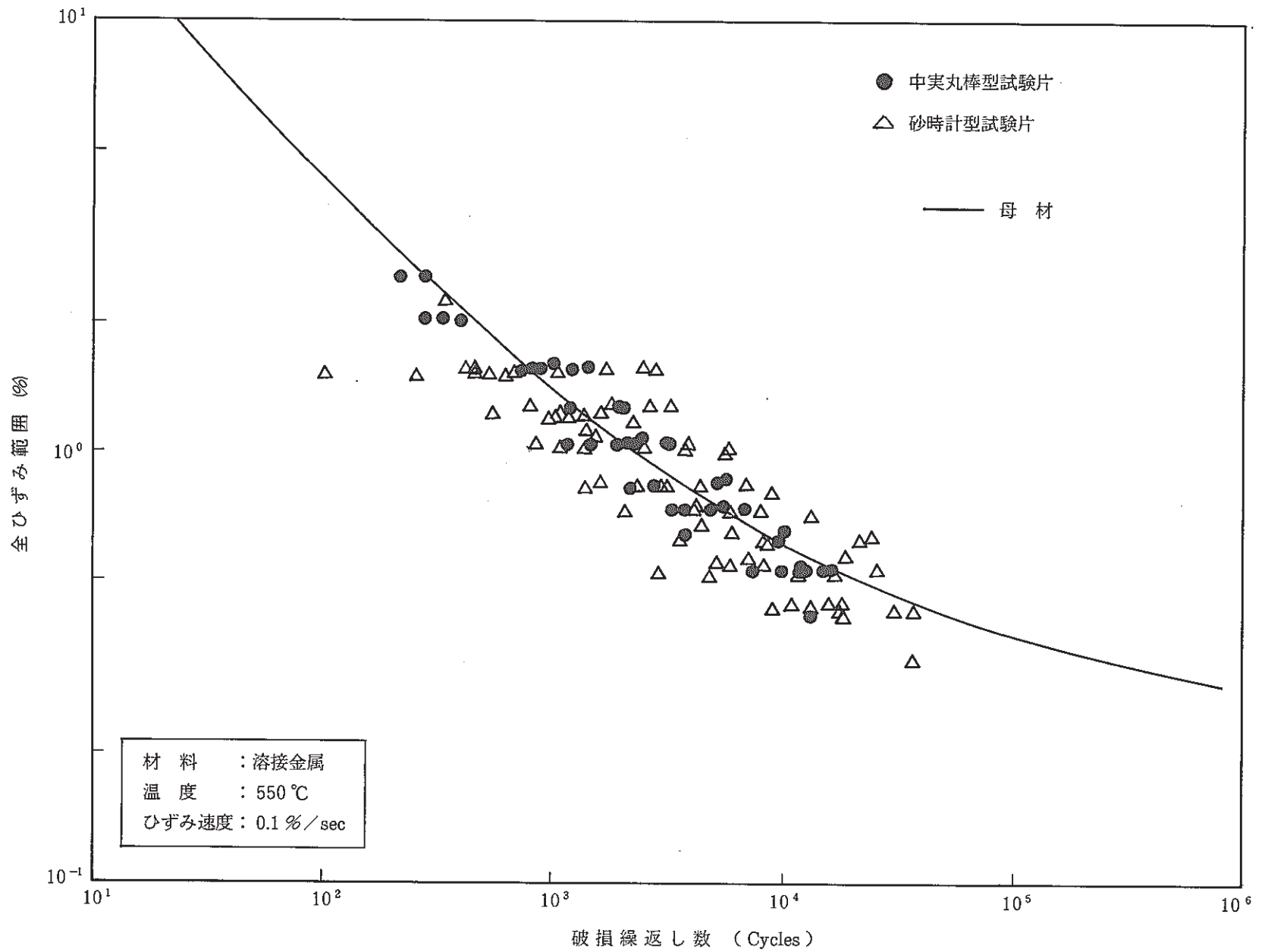


図 3.2 - 9 308系溶接金属と母材の最適疲労線図の比較

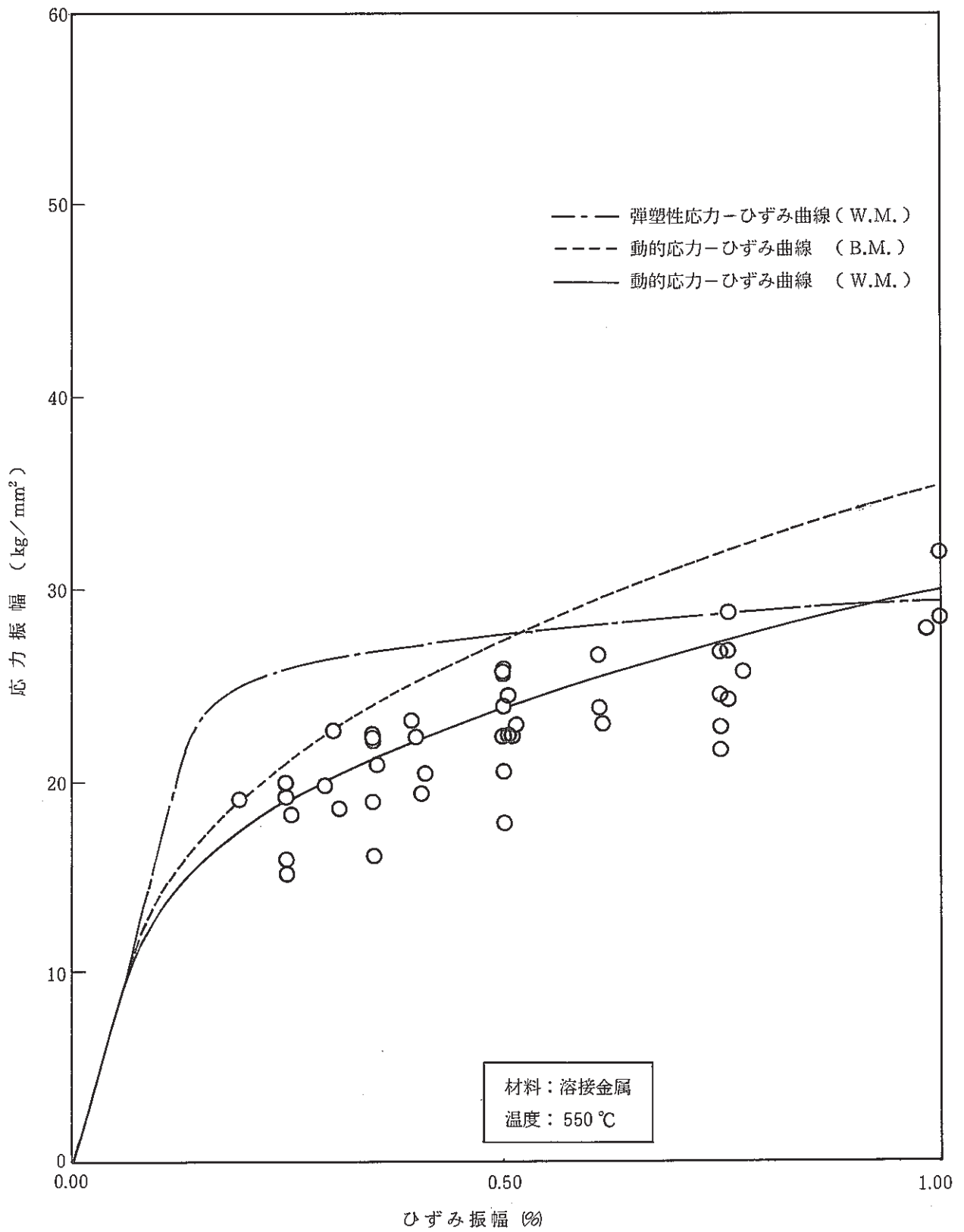


図 3.2 - 10 308 系溶接金属の動的応力-ひずみ関係に対する提案式の記述性

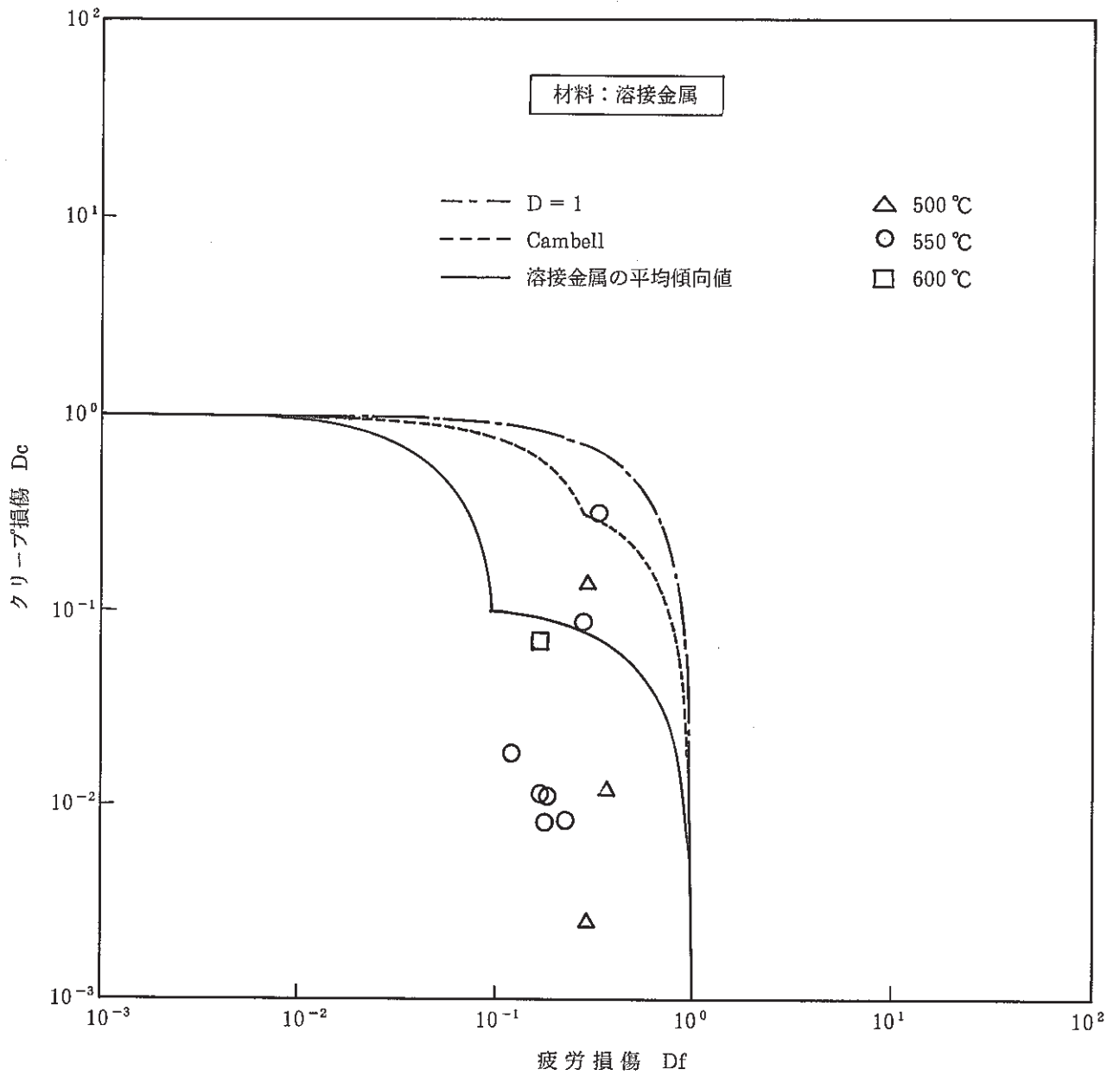


図 3.2 - 11 308 系溶接金属の累積クリープ疲労損傷和の制限値

3.3 SUS 304 溶接継手の強度評価法に関する検討

溶接部の強度評価法は、最終的には構造設計基準に反映されることになり、そのためのシナリオは図 3.3-1 に示す通りとなっている。ここでは、その中の材料試験に係わる問題に絞って現状までの成果とこれに基づく今後の見通しについて報告する。なお、対象とする溶接施工法は、第 1 種機器の主要な溶接部の溶接施工方法に対応する TIG と SMAW に限定した。

(1) 溶接継手の疲労強度

横継手（負荷方向と溶接線方向が直交する継手）の疲労強度は、通常の小型試験片を用いた材料試験レベルで評価すると、標点間に母材部と溶接金属部という特性の異なる材料があるため、標点内にひずみの分布が生じる。この結果、見掛けのひずみに対して、局部のひずみが大きくなり、疲労強度の低下が起こる。横継手の疲労強度の低下に関するもう一つの因子として、溶接金属の 1 つのパス内に生じるひずみ分布があるが、この問題については 1 層 1 パスとなる挟開先の TIG 溶接の場合にはその影響が少ないと考えられ、むしろこれまでのデータでは SAW において特徴的な傾向があったことから、同じく SMAW についてもこの効果を除外した。この考えに従い、単純に母材部と溶接金属部の結合によるひずみ分布のみの効果で、継手の疲労強度が評価できるとして、図 3.3-2 に示す簡易モデルを用いた評価法を採用した。

今回の簡易モデルは、既に日本溶接協会 ESJ 小委員会^{8), 9)} で検討された 2 要素モデルをベースにして、母材硬化部の特性を考慮することによって予測精度を高めたものである。通常の小型試験片を用いた疲労試験では標点間距離は 20~25mm 程度であるが、この範囲内の母材は溶接時の入熱によって生じる熱ひずみで硬化している。¹⁶⁾ 図 3.3-3 は、溶接境界から 10mm 離れたところの静的および動的の応力-ひずみ曲線を示しているが、かなり母材部が硬化している。

溶接継手の疲労特性を評価する上でもう一つ考慮すべき点は、母材は繰返し硬化するのに対し、溶接金属は繰返し軟化することである。このため、厳密には各繰返し毎にひずみ分担を求めて、疲労損傷の累積値を算定して評価すべきである。図 3.3-4 は、繰返しに伴う母材硬化部と溶接金属のひずみ分担の変化を、図 3.3-3 の母材硬化部特性を繰返し数依存性を考慮して定式化し、同じく溶接金属部の特性も繰返し数依存性を考慮して解析したものである。それぞれの疲労損傷を求めて破損寿命を評価すると溶接金属で破損となり、その寿命は定常状態（ $1/2 N_f$ のとき）の値を用いて予測した場合とほとんど変わらないことが確かめられた。

本モデルは、上記の検討を踏まえて、母材硬化部と溶接金属部の 2 要素モデルとして、定常状態の挙動（動的応力-ひずみ曲線）に基づいてひずみ分担を求めて寿命評価を行うものである。母材硬化部の動的応力-ひずみ曲線は、図 3.3-3 の特性から、低ひずみ領域では静的曲線の状態からほとんど硬化も軟化もしないとし、高ひずみ領域では母材の特性と変わらないとして定式化を実施した。溶接金属については、3.2 で提案した式を使用した。

この結果、図 3.3-5 に示すように、横継手の材料試験結果を良好に予測できることが確か

められ、横継手のひずみ集中係数 K_{fw} (同一破損繰返し数における溶接継手のひずみ範囲と母材のひずみ範囲の比の逆数) は、図 3.3-6 に示すように最大で 1.5 となった。この K_{fw} は、標点内の溶接金属部が占める割合 r に依存するため、設計係数として定めていくに際しては構造評価上、どの程度の値を与えればいいのかを検討する必要がある。また、材料試験で定める係数は、現実の構造および荷重条件から見ると厳しい結果を与える可能性があり、この点にも配慮する必要がある。いずれにしても、最終的な設計係数の策定は、構造モデルにより定まる値と材料試験による外挿性の確認の両者をにらんで行われることになる。

(2) 溶接継手のクリープ疲労強度

溶接継手のクリープ疲労強度は、疲労強度の評価の場合と同じく 2 要素モデルを採用し、母材硬化部と溶接金属部のそれぞれの疲労損傷ならびにクリープ損傷を求めることにより推定した。

クリープ損傷計算のための応力緩和解析に使用した基礎式は下記のとおりであり、時間変化 dt に対して、その時点におけるクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c^B$ あるいは $\dot{\epsilon}_c^W$ をひずみ硬化則によって求め、応力変化 $d\sigma$ を算定する。

$$q^B d\sigma/E + \dot{\epsilon}_c^B dt = 0, \quad q^W d\sigma/E + \dot{\epsilon}_c^W dt = 0$$

ただし、弾性追従係数 q^B および q^W は材料のクリープ特性に依存し、

$$q^B = \dot{\epsilon}_c^B / \{ \dot{\epsilon}_c^B (1-r) + \dot{\epsilon}_c^W r \}$$

$$q^W = \dot{\epsilon}_c^W / \{ \dot{\epsilon}_c^B (1-r) + \dot{\epsilon}_c^W r \}$$

と表される。なお、上記の式の中で、母材硬化部のクリープ速度 $\dot{\epsilon}_c^B$ は母材に関する現行式を、溶接金属のクリープ速度 $\dot{\epsilon}_c^W$ は 3.2 の提案式をそれぞれ使用した。

上記の簡易モデルを用いた応力緩和挙動の解析結果は、図 3.3-7 に示すように、継手の試験結果 (ひずみ保持のクリープ疲労試験における定常繰返し時の結果) を記述できることが確かめられた。ただし、試験データが非常に少なく、この結果だけで本方法の妥当性を論じるのは困難であり、充分注意を払わなければならない。今後、データの拡充に合わせて、見直しを考慮しておく必要がある。また、同様にひずみ保持中のクリープ損傷を母材と溶接金属のクリープ破断式から求め、3.2 で検討した累積損傷の制限値を用いて寿命予測を実施したところ、図 3.3-8 に示すように、データは少ないもののほぼ factor 2 のばらつきの範囲に入る予測ができた。

本予測法を用いて長時間の寿命予測をすると、短時間では溶接金属部破損であった結果が、長時間では母材部破損に移行し、寿命低下の程度も飽和する傾向が得られている。この予測の

基本となっているのは、溶接金属のクリープひずみ挙動であり、溶接金属の定常繰返し時応力緩和挙動が母材より緩和しにくいという前提に立っている。しかし、5.2で検討されている $2\frac{1}{4}$ C-1 Mo 鋼の応力緩和挙動の場合のように、古典的な応力緩和解析が適用できず、母材よりも緩和しやすいという可能性もある。この場合には、溶接金属が弾性追従で寿命低下し溶接金属破損となる。いずれにしても、実際に継手の長時間クリープ疲労試験をして、この予測の妥当性を検証するとともに、寿命予測精度を明らかにしておかないと、解析だけでは信頼性に乏しい。この点は、今後のR&Dの課題である。

また、疲労強度の場合と同じく、設計係数として定めていくに際しては構造評価上どの程度の値を与えるのが適切かを別途検討する必要がある。

溶接部強度評価法高度化のシナリオ

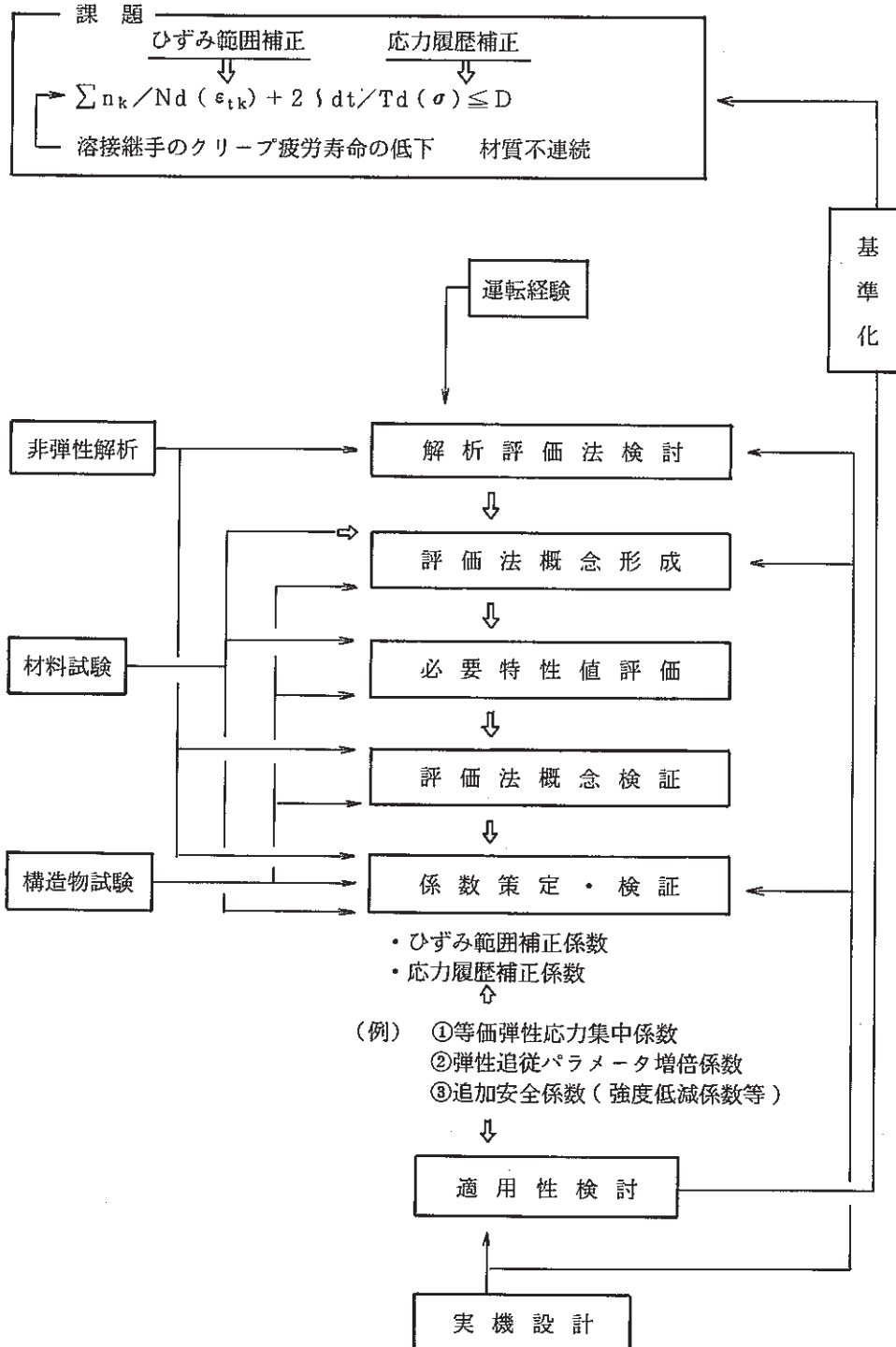


図 3.3 - 1 溶接部強度評価法高度化のシナリオ

溶接継手の疲労試験では、標点間における母材部と溶接金属部の特性の相違によりひずみの分担が均等とはならないため、ひずみ分担の大きい方と小さい方が生じ、この結果継手としては強度が低下する。

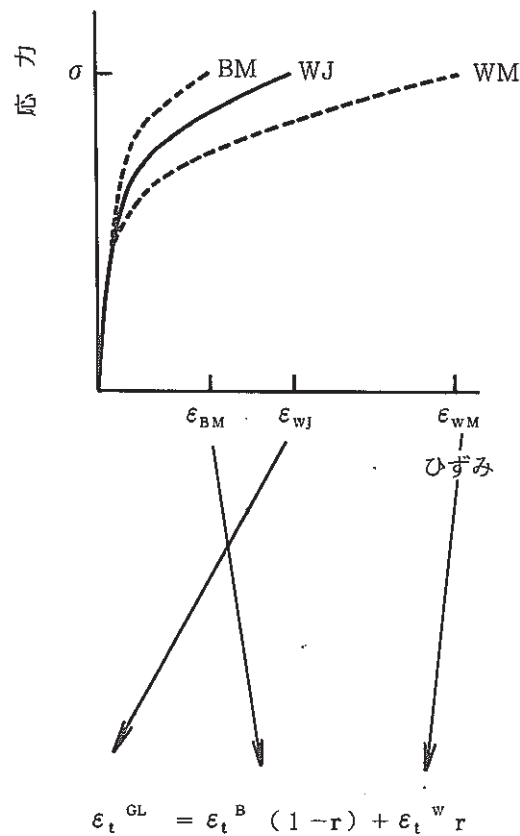
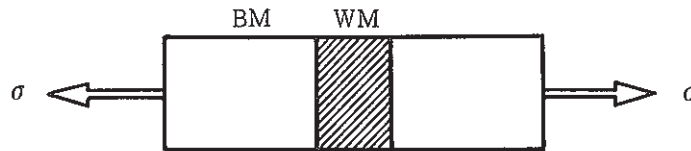
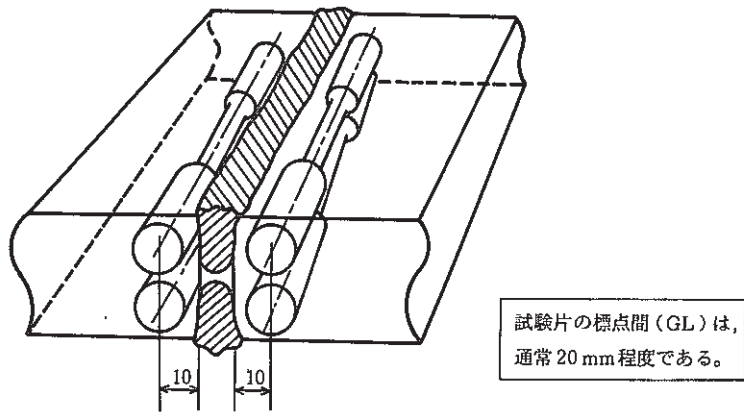


図 3.3 - 2 溶接継手の簡易モデルの概念図

溶接時熱ひずみによる母材特性の変化が起こり、試験片標点内の母材は硬化をしている。溶接継手の疲労試験片は、溶接金属部と母材硬化部の結合体となる。母材の硬化部の特性は下図のように模擬できる。



溶接時熱影響による母材硬化域の試験片採取位置

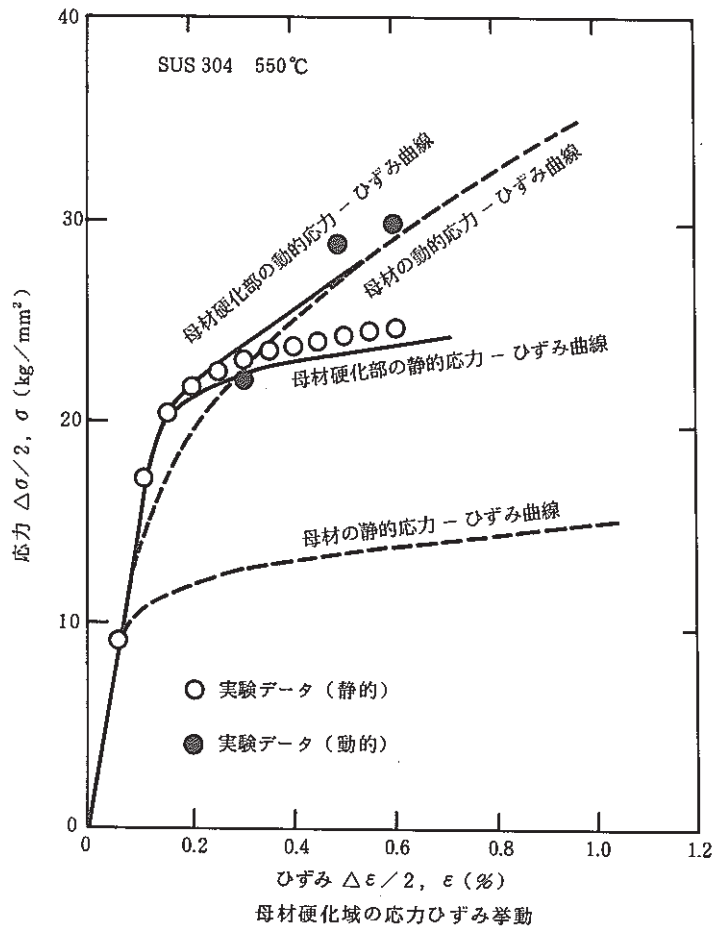


図 3.3 - 3 溶接時の熱ひずみによる母材硬化部の材料特性

母材硬化部と溶接金属部のそれぞれの特性を定式化して、各サイクル毎のひずみ分担を解析すると下図のようになる。繰り返しとともに変化するが、各サイクルの疲労損傷を累積して求めた疲労寿命と、定常サイクルのひずみ分担を動的応力-ひずみ関係から求めた疲労寿命は10%程度の誤差である。このため、動的応力-ひずみ関係から、簡易的に継手の寿命の疲労寿命が推定できる。

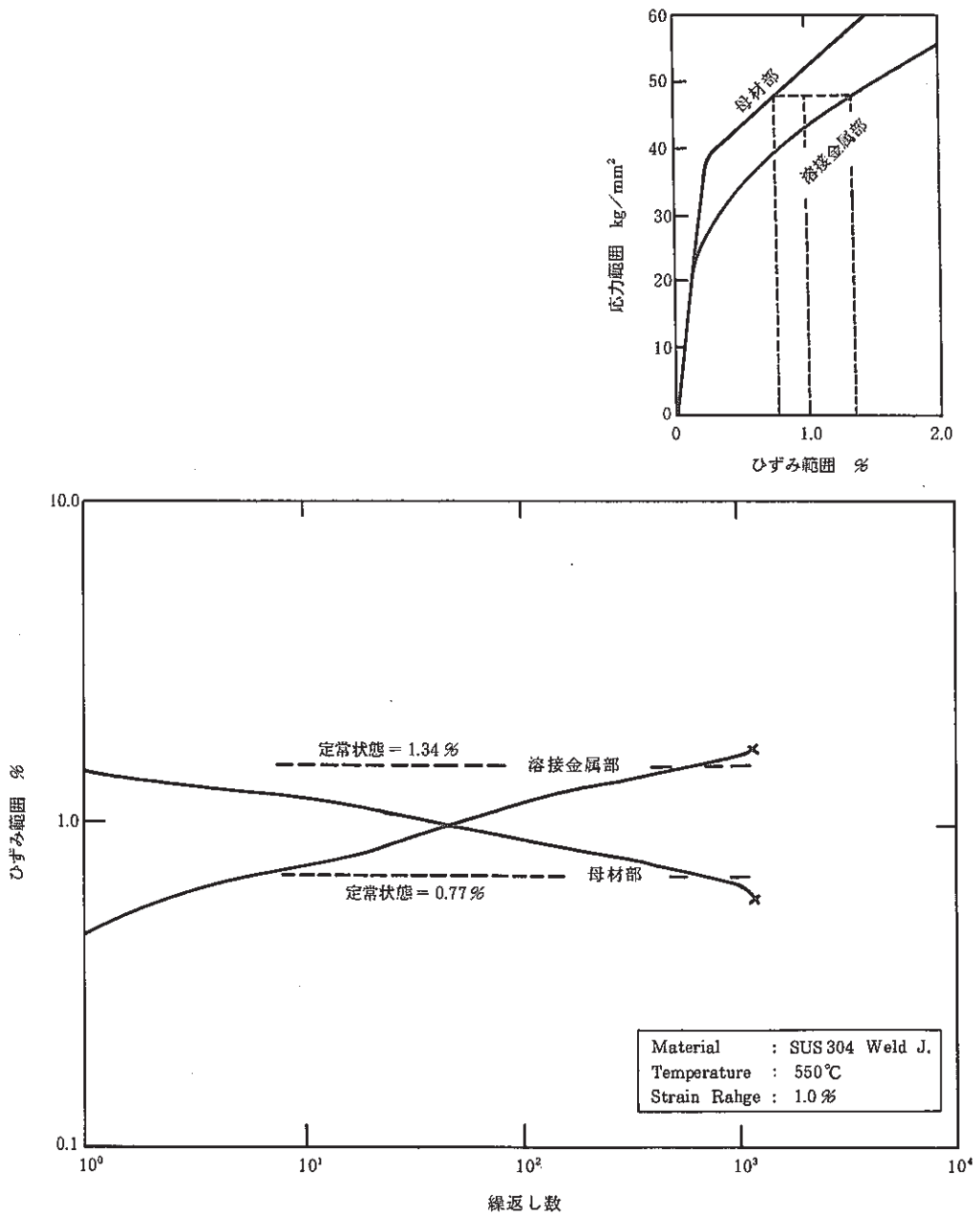


図 3.3 - 4 溶接継手のひずみ繰返しに伴う各部のひずみ分担割合の変化

母材部と溶接金属部の2要素による疲労寿命の推定は下図の通りである。

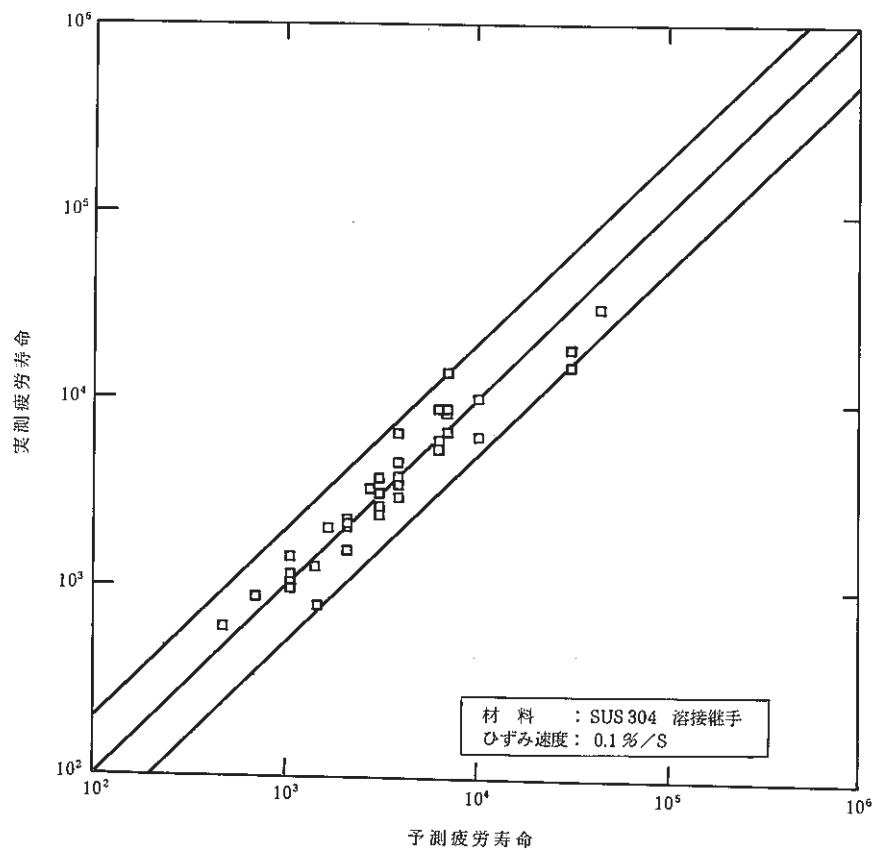
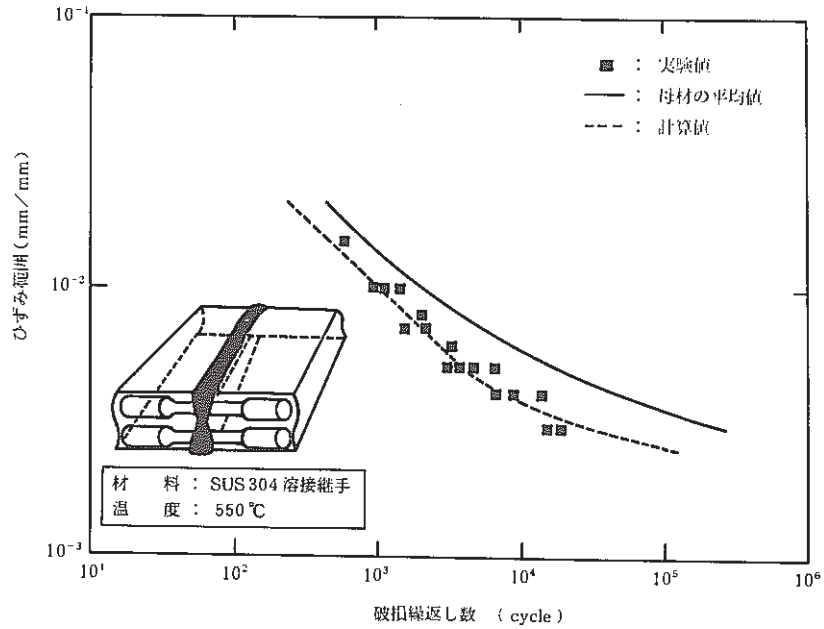


図 3.3 - 5 簡易モデルによる溶接継手の疲労寿命の予測性

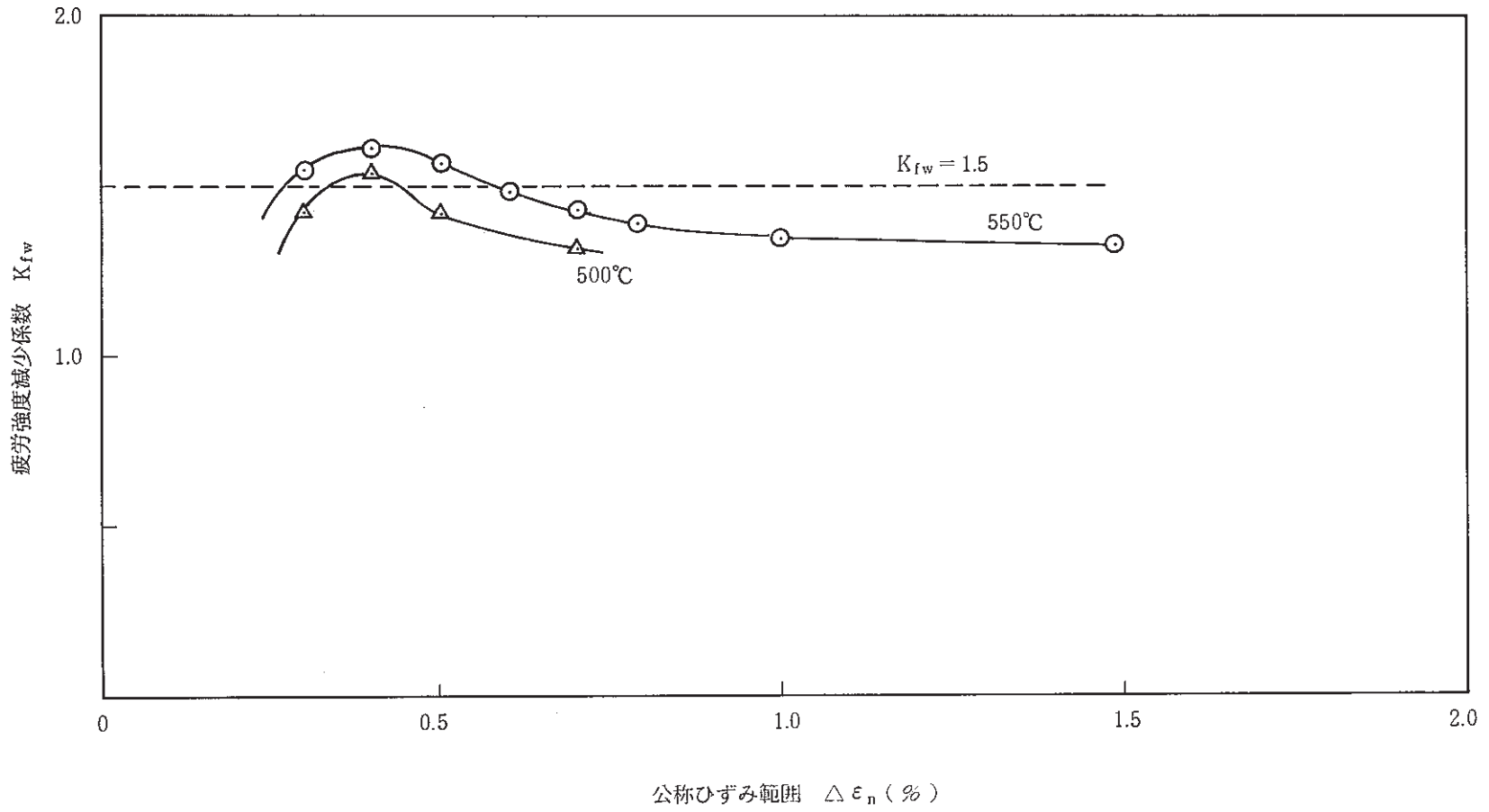
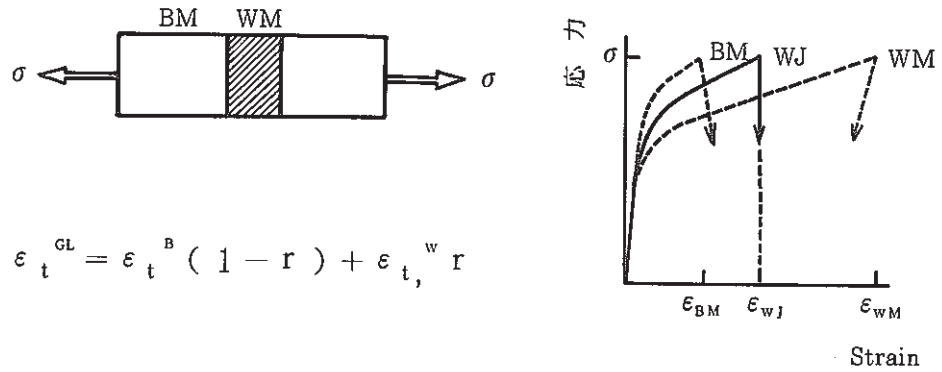


図 3.3 - 6 横継手のひずみ集中係数

溶接継手のクリープ疲労強度は、疲労強度評価の場合と同様の方法を適用して、母材硬化部と溶接金属部のそれぞれの疲労損傷並びにクリープ損傷を求めることにより推定することができる。



ひずみ保持中のリラクセーション挙動は、

$$q^B d\sigma / E + \dot{\epsilon}_c^B dt = 0, \text{ and } q^W d\sigma / E + \dot{\epsilon}_c^W dt = 0,$$

$$q^B = \dot{\epsilon}_c^B (1-r) + \dot{\epsilon}_c^W r,$$

$$q^W = \dot{\epsilon}_c^B (1-r) + \dot{\epsilon}_c^W r$$

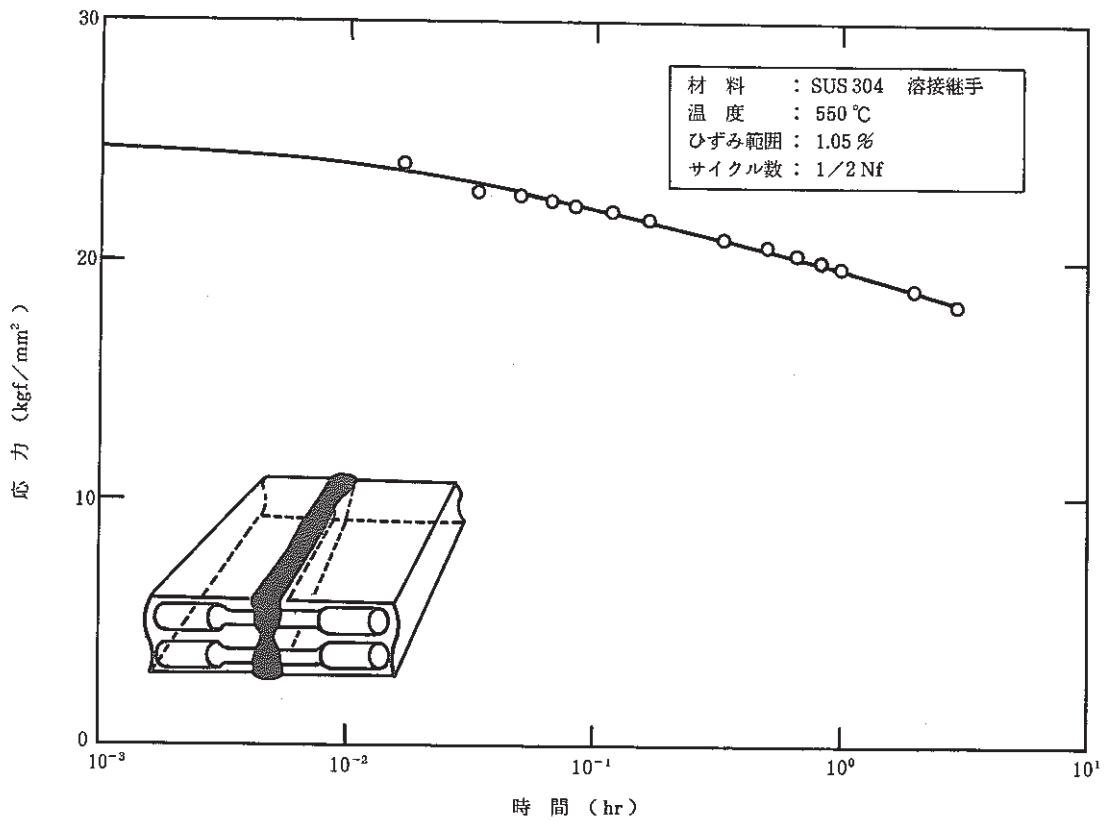


図 3.3-7 簡易モデルによる溶接継手の応力緩和挙動の予測性

溶接継手のクリープ疲労に関する寿命予測は、下図に示すように、現状ではデータが少なく、予測精度については今後の R&D の裏付けが必要である。

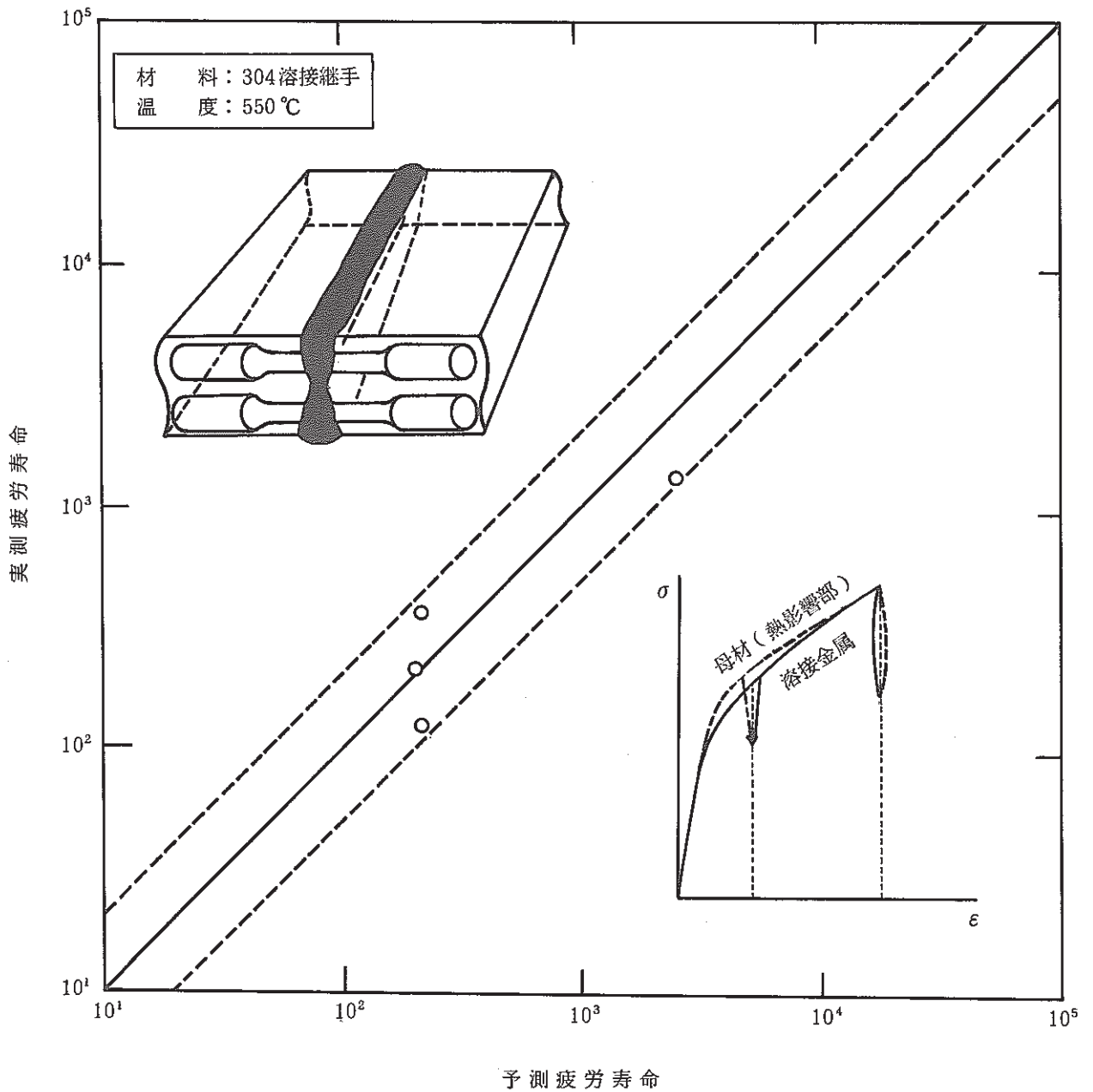


図 3.3-8 簡易モデルによる溶接継手のクリープ疲労寿命の予測性

3.4 ま と め

- ① 308系溶接金属の基本材料特性に関し、最新のデータに基づく見直しを行い、現状で最適と期待できる定式化を実施した。
- ② 溶接継手の強度は、従来の知見の通り母材と溶接金属の2種材料の結合モデルで、ほぼ予想できることが確認された。ただし、母材の特性としては、溶接時の熱ひずみによる硬化を考慮すると、予測の精度が上がることを示された。
- ③ 溶接継手を解析するための308系溶接金属の基本材料特性データが提示できた。
- ④ 溶接部強度の問題はクリープ疲労特性にあるが、溶接部に関するデータの蓄積が不十分であり、今後特に材質変化が顕著に現れてくる長時間データを中心に、データの拡充を図る必要がある。

データ出典ならびに参考文献

- 1) 飯田主査他, 「SUS 304, 316 および 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼の溶接施工法選定試験(I)」, 日本溶接協会原子力研究委員会, PFW-A 小委員会昭和51年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 77-05, 1977. <データ引用>
- 2) 飯田主査他, 「高速炉構造材料の材料, 溶接棒および溶接施工法選定試験(II)」, 日本溶接協会原子力研究委員会, PFW-A 小委員会昭和53年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 79-01, 1979. <データ引用>
- 3) 飯田主査他, 「高速炉構造用溶接材料の評価試験」, 日本溶接協会原子力研究委員会, PFW-A 小委員会昭和54年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 80-02, 1980. <データ引用>
- 4) 稲垣主査他, 「高速炉用溶接施工法の確立に関する研究(I)」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FWP 小委員会昭和55年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 81-08, 1981. <データ引用>
- 5) 稲垣主査他, 「高速炉用溶接施工法の確立に関する研究(II)」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FWP 小委員会昭和56年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 81-11, 1981. <データ引用>
- 6) 稲垣主査他, 「高速炉用溶接施工法の確立に関する研究(III)」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FWP 小委員会昭和56年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 82-02, 1982. <データ引用>
- 7) 稲垣主査他, 「高速炉用溶接施工法の確立に関する研究(IV)」, 日本溶接協会原子力研究委員会, FWP 小委員会昭和57年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ225 83-02, 1983. <データ引用>
- 8) 飯田主査他, 「高速炉高温機器の溶接部強度特性評価のための試験研究」, 日本溶接協会原

- 子力研究委員会，ESJ小委員会昭和55年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 80-06，1980. <データ引用>
- 9) 飯田主査他，「高速炉高温機器の溶接部強度特性評価のための試験研究(Ⅱ)」，日本溶接協会原子力研究委員会，ESJ小委員会昭和56年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 81-10，1981. <データ引用>
- 10) 飯田主査他，「高速炉高温機器の溶接部強度特性評価のための試験研究(Ⅲ)」，日本溶接協会原子力研究委員会，ESJ小委員会昭和57年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 82-04，1982. <データ引用>
- 11) 飯田主査他，「高速炉高温機器の溶接部強度特性評価のための試験研究(Ⅳ)」，日本溶接協会原子力研究委員会，ESJ小委員会昭和58年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 83-04，1983. <データ引用>
- 12) 稲垣主査他，「高速炉構造材料の溶接継手強度に及ぼす溶接施工パラメータの影響に関する試験研究(Ⅰ)」，日本溶接協会原子力研究委員会，FWS小委員会昭和59年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 84-02，1984. <データ引用>
- 13) 稲垣主査他，「高速炉構造材料の溶接継手強度に及ぼす溶接施工パラメータの影響に関する試験研究(Ⅱ)」，日本溶接協会原子力研究委員会，FWS小委員会昭和59年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 85-04，1985. <データ引用>
- 14) 稲垣主査他，「高速炉構造材料の溶接継手強度に及ぼす溶接施工パラメータの影響に関する試験研究(Ⅲ)」，日本溶接協会原子力研究委員会，FWS小委員会昭和60年度委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 225 86-02，1986. <データ引用>
- 15) 三菱重工(株)，「SUS 304 の TIG 溶接継手の高温強度評価試験(Ⅰ)」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 222 84-04，1984. <データ引用>
- 16) 三菱重工(株)，「SUS 304 の TIG 溶接継手の高温強度評価試験(Ⅱ)」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 222 85-02，1985. <データ引用>
- 17) 三菱重工(株)，「SUS 304 の TIG 溶接金属の高温強度試験」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 2216 86-003，1986. <データ引用>
- 18) (株)日立製作所，「SUS 304 溶接継手の高温強度試験」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 2124 86-004，1986. <データ引用>
- 19) (株)日立製作所，「SUS 304 溶接継手の高温強度試験(Ⅱ)」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 2124 87-002，1987. <データ引用>
- 20) バブ日立(株)，「蒸気発生器材料の高温材料強度試験」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 2124 86-006，1986. <データ引用>
- 21) バブ日立(株)，「蒸気発生器材料の高温材料強度試験(Ⅱ)」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 2124 87-004，1987. <データ引用>

- 22) 川崎重工㈱, 「SUS 304 板材のピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^{**} の評価試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ213 83-03, 1983. <データ引用>
- 23) 川崎重工㈱, 「SUS 304 板材のピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^{**} の評価試験 (II)」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ213 84-03, 1984. <データ引用>
- 24) 川崎重工㈱, 「SUS 304 板材のピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^{**} の評価試験 (III)」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ213 85-01, 1985. <データ引用>
- 25) 川崎重工㈱, 「溶接部高温強度データの拡充試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ2056 86-001, 1986. <データ引用>
- 26) 川崎重工㈱, 「溶接部高温強度データの拡充試験 (II)」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ2055 87-002, 1987. <データ引用>
- 27) 西山ら, 「熱間圧延ステンレス鋼 SUS 304-HP (18 Cr-8 Ni) 母材, 溶接金属及び溶接継手のクリープデータシート No.32」, 金属材料技術研究所, 1982. <データ引用>
- 28) 日本油脂㈱, 「FBR 用溶接材料改良試験 (高温特性-中間報告)」, 社内技術資料提供 (1983) <データ引用>
- 29) 「高速原型炉高温構造設計方針 材料強度基準等」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N241 84-08(2), 1984.
- 30) 「高速原型炉第1種機器の高温構造設計方針」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N241 84-08(1), 1984.

4. 現行基準の適用範囲の拡大

4.1 はじめに

ここでは、大型炉の安全設計上特に必要となると予想される適用温度の上限の拡張並びにサーマルストライピング等の高サイクル疲労の評価上必要となる適用繰返し回数の上限の拡張に限定して、現行「高速原型炉高温構造設計方針 材料強度基準等」¹⁾（以下「原型炉材料強度基準」と略称）の適用範囲の拡大に関する検討を実施した。

4.2 上限温度の拡張に関する提案

(1) 上限温度の拡張を行う材料強度基準等

DHR 時（運転状態Ⅳ）の構造健全性評価に必要な材料強度基準等策定に関する基本的な考え方を検討するにあたり、原型炉材料強度基準等の高温外挿に関する考え方を整理しておく必要がある。1次応力の制限およびひずみの制限規定において必要とする材料強度基準は S_m 、 S_t 、 S_y 、 S_R 、 S_u 、 S_r および等時応力-ひずみ曲線である。ASME CODE CASE N-47 では、SUS304 および SUS316 に関しては 1500°F （約 816°C ）まで、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に関しては 1200°F （約 649°C ）まで、 S_m 、 S_t 、 S_y 、 S_R および等時応力-ひずみ曲線が与えられている。RCC-MR では、ステンレス鋼が 700°C まで、クロモリ鋼が 600°C まで基準値が与えられている。この実績は、データの裏付けがあれば、SUS304 および SUS316 で 800°C まで、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼で 650°C まで S_m 、 S_t 、 S_y 、 S_R 、 S_u 、 S_r および等時応力-ひずみ曲線を与えることができると考えてよい（ S_m が策定できれば S_u を、等時応力-ひずみ曲線が策定できれば S_r を策定できると判断できる）。

上記の考えにより、現行基準値を策定したときの材料試験データを使用すれば、裏付けとなるデータの温度条件から推定して、上限を超えて 100°C まで温度外挿ができることが期待される。一時的に高温になる場合の問題点は、時効・環境効果等により有意な材質の変化が生じて延性・靱性等が低下することであり、それに起因して予期せぬ破損が起こる恐れのあることである。この問題も、材料に有意な損傷・欠陥がなければ、高温強度試験データに基づいて策定した基準を適用することにより、冷却材バウンダリの健全性は確保できることが期待される。

溶接部についても、母材データによって定められた基準値を確保できることを確認できれば適用が可能である。

しかし、一時的に高温になった材料はその劣化が否めず、現行の構造設計基準体系で、特に一時的に高温になった溶接部に関するクリープ疲労破損の防止については、現状では十分なデータの蓄積がない。このため、プラントの再使用に関しては、相当の R&D を実施しないと冷却材バウンダリの健全性を確保できることを許・認可上十分な説明はできないものと予想され

る。

クリープ疲労損傷の制限規定において必要とする材料強度基準は、上記基準値以外に ϵ_t , D^* , D^{**} がある。ASME CODE CASE N-47では、詳細の評価法は異なるが、SUS 304および SUS 316 に関しては 1200°F (約 649°C) までしかクリープ疲労損傷評価に必要な基準値を与えていない。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に関しては基準値もない。RCC-MR でも、ステンレス鋼では 650°C までしか基準値がない。この実績から、現行の上限温度を超えることはそれ相当のデータの裏付けをなくしては許・認可上は厳しいと予想される。特に高温において溶接部のクリープ損傷が厳しくなることが予測され、現行の上限温度を超えてクリープ疲労損傷評価をすることは、一時的に高温になった溶接部をその後に通常運転状態で使用する場合のクリープ疲労損傷評価に増して体系的な R&D の展開が要求され、実質的にプラントの高温化設計と同等の R&D が必要となる。

以上に示したように、クリープ損傷の観点から、現状では体系的な R&D を実施してまで高温外挿を行うメリットは少なく、クリープ疲労損傷制限は、SUS 304 および SUS 316 に関しては 650°C まで、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に関しては 550°C までを適用範囲とするのが適切である。

高速原型炉第 1 種機器の高温構造設計方針²⁾ (以下「原型炉設計方針」と略称) では、運転状態Ⅲに対して、クリープ疲労損傷評価が義務付けられている。運転状態Ⅲの評価に対して、クリープ疲労損傷評価に必要なクリープ損傷係数を現行の温度範囲を超えて策定することは現状では困難であるという判断に従えば、運転状態Ⅲに対する材料強度基準等は現行の温度範囲までとなる。

S_m , S_t , S_y , S_R , S_u , S_r および等時応力-ひずみ曲線に関しては、温度外挿は可能な見通しがあるものの、運転状態Ⅲに対しては温度外挿をしないという上記判断に従い、運転状態Ⅳに対する評価で必要とする基準に関する現行上限温度の拡張に限定して、以下の検討を進める。

運転状態Ⅳに対する材料強度基準等の高温外挿に関する基本的な考え方は、上記の検討の中で示したように、1 次応力の制限規定だけが対象であり、高温時効・使用環境等による材質変化あるいは溶接部の特性変化により有意な脆化を起さないと確認できれば高温外挿は可能である。実際に、ASME CODE CASE N-47 では高温の基準値が与えられている。ここで必要とする高温外挿値は、 S_m , S_R および S_u であり、 S_R については現行の材料特性式を用いて容易に算定できる。 S_u については、SUS 304 および SUS 316 に関してはステンレス協会の推奨値があるが、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に関しては適当な推奨値がないため、別途外挿法を策定することが必要になる。 S_y については、SUS 304 および SUS 316 に関してはステンレス協会の推奨するトレンド曲線を用いて外挿でき、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に関しては鉄鋼協会が推奨するトレンド曲線を用いて外挿できる。 S_m は、 S_u と S_y が定めれば策定できる。

上記検討は、既存の R&D 成果によって評価が可能である。

(2) 高温外挿に伴う原子炉冷却材バウンダリに関する判断基準の見直しについて

原子炉冷却材バウンダリの健全性は、安全審査において行われる運転時の異常な過渡変化時および事故時の安全評価（添付書類等）において、収束を示す1つの目安（判断基準）となっている。

高速原型炉もんじゅ発電所の安全評価の場合、原子炉冷却材バウンダリに関する判断基準は下記の通りである（原子炉設置許可申請書より引用）。

① 運転時の異常な過渡変化時の判断基準

発電所に異常な過渡変化が起こっても、炉心は損傷に至る前に収束され通常運転に復帰できる状態でなければならない。このことを判断する基準の一つとして、下記条件が示されている。

・原子炉冷却材バウンダリの温度は、次の値のいずれも超えないこと。

a. 600℃

b. 最高使用温度（℃）の1.4倍

上記条件の意味するものは、aはバウンダリを構成する材料がステンレス鋼であることを前提として、十分に安定した材質を確保するために温度の上限を定めるものであり、bは基本的に熱荷重を充分低い水準にとどめるために、通常運転時におけるバウンダリの温度に対して、異常な過渡変化時のそれを一定比率限度に制限するものである。

② 事故時の判断基準

想定した事故事象によって外乱が原子炉施設に加わっても、炉心の溶融のおそれがないこと及び放射線による敷地周辺への影響が大きくなるよう核分裂生成物放散に対する障壁の設計が妥当であることを判断する基準の一つとして、下記条件が示されている。

・原子炉冷却材バウンダリの温度は、次の値のいずれも超えないこと。

a. 650℃

b. 最高使用温度（℃）の1.6倍

この判断基準を整理すれば、

- ① バウンダリを構成する材料に対し、安定した材質が確保できること。
- ② 過大な熱荷重を制限すること。

の2点に要約される。この基準の考え方に従って、その許容する範囲内で、その後蓄積された材料試験データによる知見をベースに、バウンダリの温度の上限値を、高温保持時間を適切な範囲内に制限することによって拡張することが可能であると考えられる。

オーステナイト系ステンレス鋼は、高速増殖炉で通常使用される500～550℃程度の温度では長時間にわたって安定した材質を有している。この点からすれば、もんじゅの場合の判断基

準は適切である。いま、事故時の原子炉冷却材バウンダリの上限温度を100℃拡張しようとする、650～750℃の温度領域では粒界腐食による耐食性の低下、 σ 相あるいは炭化物の析出等によるマイクロ組織の変化をもたらす靱性・延性の低下が起こる。このため、上限温度を拡張する場合には、どの程度の時間を経過すると有意な材質変化が生じるかを評価しなければならない。

特に溶接部は δ フェライトを含むため、 σ 相の析出は母材よりも早くなるので、この点の評価もしなければならない。

環境効果としては、ナトリウム環境効果と中性子照射効果の2つが考えられるが、ともに短時間ならばその効果はほとんど無視できると予想され、時効効果としての扱いに着目すればほぼ妥当な評価をすることができる。ただし、このためには、環境効果に起因する材質変化がどの程度の時間経過によって有意となってくるかを確認しておく必要はある。

以上の項目を念頭にし、時間を適切に制限することによって、もんじゅの段階で定めた上限温度を100℃拡張できるかどうかを一つの目安として検討する。

なお、運転時の異常な過渡変化時の判断基準として600℃が与えられているが、650℃までは、一時的に高温になっても短時間ならば有意な材質変化は生じにくいと考えられる。今後ある程度のデータの裏付けを取る必要はあるが、一時的に高温になったからといって特にその後の使用に対し何らかの強度低減を配慮する必要はないと思われる。また、高温におけるクリープ疲労については、従来の650℃におけるクリープ疲労試験データの報告を見る限り、現行の方法では高温でのクリープ損傷を若干過大評価をする傾向もあり、クリープ疲労破損を充分防止できると期待される。このため、ここでは特にこの問題については検討を実施しなかった。

一方、過大な熱荷重の制限に関して、もんじゅ段階では軽水炉の冷却材圧力バウンダリの判断基準に準じて、1.1 S_m に対応して1.4 T_{max} 、1.2 S_m に対応して1.6 T_{max} が定められている。ここで、最高使用温度 T_{max} の1.4倍および1.6倍について、軽水炉と比較して荷重制御型の応力ではなく変形制御型の応力であること、熱膨張ひずみを0℃から T_{max} までとして評価していること。また応力-ひずみ線図から限界値を与える際にも余裕が与えられていること等を考慮した見直しを検討する。

(3) 高温における安定した材料の確保に関する検討 (SUS 304およびSUS 316)

オーステナイト系ステンレス鋼の炭化物析出温度範囲は400～850℃といわれており、この温度域における加熱保持により、結晶粒界に炭化物が析出する。微細な炭化物の析出は強度を高めるが延性を低下させる。主に析出する炭化物はクロム炭化物 ($M_{23}C_6$) である。また、600～900℃の温度域で長時間加熱すると σ 相の析出が起こる。 σ 相の析出はSUS 304の場合は非常に遅いがSUS 316の場合はMoによって若干加速される。そこで、高温保持に伴う析出物の影響が、靱性及び延性にどう表れるかを検討する。高温加熱保持による靱性値の変化は図

4.2-1 に示す SUS 304 の 1000 時間保持のシャルピー試験の結果に従えば、650℃までは、1000 時間保持ならばほとんど靱性の変化のないことが確認できる。しかし、700℃では若干の変化が見受けられる。さらに温度が上がると、図 4.2-2 に示すように高温加熱保持により靱性値が急激に低下するようになる。特に SUS 316 の低下が大きくなっている。これは、 σ 相の析出が SUS 316 の方が SUS 304 より早いためであると考えられる。

また、別の実験結果によると、500℃×14000 hr の SUS 304 熱履歴材では炭化物の析出はあっても σ 相は観察されていないが、600℃×16000 hr の SUS 304 熱履歴材では炭化物の析出とともに σ 相が観察されている。この事実から判断して、SUS 304 に関しては、650℃を超える場合には、実験結果の得られている 700℃×1000 hr までは有意な材質変化がないとしておくのが現実的であると考えられ、これ以上の長期間では 600℃×16000 hr の結果から何らかの材質変化が起り得るとした方が安全である。ただし、この変化が構造健全性を確保する上で有意であるかどうかは別の問題である。

SUS 316 については、550℃×5000 hr で僅かながら衝撃値が変化するという報告もあり、図 4.2-2 も SUS 304 よりは衝撃値の変化が大きいことを示しており、SUS 304 よりは短い時間で材質変化をすると考えるべきであろう。このため、ここでは温度換算にして SUS 316 は 50℃だけ SUS 304 よりも加速されるという方法を仮に適用した。

上記の考え方を前提にして、材質変化が有意でないとする目安を求めると、工学的な判断も含めて概ね下表のようになる。

温度℃	SUS304	SUS316
675	1000 時間	300 時間
700	1000 時間	100 時間
725	300 時間	30 時間
750	100 時間	10 時間

なお、上記値はあくまで目安として算定したものであり、一つの考え方を提案したものである。高温加熱保持による延性の変化は、SUS 316 の 650℃×10000 hr の加熱後引張試験において、図 4.2-3 に示すように若干の延性の低下が生じているが、SUS 304 の 1000 hr 加熱後引張試験では図 4.2-4 に示すように 700℃までほとんど変化が見られず、衝撃値によって材質変化を評価しておけば、引張延性の変化は充分抑えられると考えられる。

オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属は、溶着鋼の高温割れを防止するため、 δ フェライトを含有している。この δ フェライトは、高温で加熱すると $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$ の分解によって σ 相を析出する。この分解は母材の γ 相よりの析出に比べて速いため、溶接部を高温で使用する場合には、 σ 相脆化に充分注意を払う必要がある。溶着金属の高温加熱による靱性低下については、現状では十分なデータの調査がなされていないが、母材の場合に得られる条件を溶接部につい

でも同じように要求すればかなり厳しくなることが予想され、恐らく実質的に上限温度の拡張は不可能となることが予想される。このため、もっと現実的にどこまでの条件まで許容できるのかについて検討する必要がある。

溶接部は、高温において、その温度に応じたある時間を経過すると何らかの材質的な変化が生じる。この材質変化は母材でも生じるが、母材よりも速いのが通常である。しかし、図 4.2-5 に示すように 700℃では SUS 304 に関しては溶接金属も溶接継手も母材と比較してほぼ同等のクリープ強度を有している。この事実は、700℃×10000 hr の同じ応力条件下で母材も溶接金属も同じようにクリープき裂が発生し、溶接金属にき裂が発生したとしても母材よりは延性が低下してはいるが決して急激な破損はなく、ある程度の時間遅れを経て徐々にき裂が進展し破損に至る。このため、溶接部の破損時にどの程度の延性・靱性を有しているかが溶接金属の健全性を確保する上で重要となる。また、問題は、溶接部に有意なクリープき裂が発生して、溶接線方向に伝播する可能性である。万が一き裂が発生したとしても、その伝播の方向が溶接線と直交方向ならば母材部に進展する。母材部の靱性が十分に確保できているので、き裂の急激な伝播は生じないと予測される。これに対し、溶接部についてはある程度靱性値低下を考慮する必要がある。このため、溶接線方向の有意なき裂発生防止が必要となる。ここで最小限確保すべき靱性値と有意なき裂発生との関係が重要となる。

溶接金属に溶接線方向のクリープき裂を発生させないためには、横継手（溶接継手と荷重線が直交する継手モード）を考え、その1次+2次応力によるクリープ損傷を算定し、その値が充分小さいことを示しておくことが重要である。この場合に、負荷の大部分が熱荷重による2次応力であることを考慮すれば、この荷重によるクリープき裂の発生は十分に防止できるものと期待される。しかし、製作時あるいは運転中に万が一何らかの欠陥が発生することを想定すると、溶接金属あるいは溶接継手について、高温加熱後の破壊靱性試験を行い、不安定破壊が生じないだけの充分な靱性を有していることを確認しておく必要はある。この点については、今後若干の R&D が必要となる。

ナトリウム環境効果は、短時間に高温になるだけであり、ほとんど表面効果として評価することができるため、実質的に高温加熱保持と同等の効果として扱うことができると考えられる。

中性子照射効果も、短時間に照射を受けるだけであり、その効果は実質的に高温加熱保持と同等の効果として扱うことができると考えられるが、DHR 時の照射量と照射温度条件下における、延性・靱性の変化については、今後何らかの検討が必要である。

いずれにしても環境効果についてはある程度のバックアップのデータを取得しておくのが望ましい。

当面は、上限温度の拡張に対する許容時間は、母材に対して検討した値を適用できるものとして、今後の R&D は本条件を目標として展開するものとする。

なお、以上に示した検討は実質的な技術上の検討として位置付け、許・認可上は有意な材質変

化としては、特に強度的な変化がないならば、中性子照射効果の場合と同じく10%破断伸びをベースとして展開する方が現実的であると考え（この条件ならば容易に今回の目標はクリアできることが予想される）。逆に、10%破断伸びをベースとしないならば、中性子照射効果の有意性の判断も合わせて見直すのが妥当であろう。

許・認可上のストーリーは、今後時間をかけて練っていくことになると予想される。

(4) 過大な熱荷重の制限に関する検討

高速原型炉もんじゅ発電所の安全評価の場合、原子炉冷却材バウンダリに関する判断基準における最高使用温度に対する倍率の考え方は下記に従っている。

もんじゅの荷重条件を、軽水炉の荷重条件と比較すると、もんじゅでは熱荷重の占める割合が大きい。熱荷重の代表的な支配因子は熱膨張量である。バウンダリを構成する機器配管の熱膨張量は、考えている状態における金属温度の差にほぼ比例するから、簡単に室温を0℃と見なせば、金属温度(℃)に比例的であると見ることができる。そこで、通常運転状態を包絡する最高使用温度(℃)を基準として、それに対する倍率によって基本的に熱荷重を制限することとしている。倍率の設定に関しては、軽水炉の原子炉冷却材圧力バウンダリの判断基準と次表のような対比をして定めている。

項目	高速炉	軽水炉
1. 対象	原子炉冷却材バウンダリ	原子炉冷却材圧力バウンダリ
2. 支配的な荷重	熱荷重	圧力
3. その特徴	変形制御型	荷重制御型
4. 制限方式	最高使用温度(℃)に対する倍率	最高使用圧力(kg/cm ² G)に対する倍率
5. 倍率 (1) 運転時の異常な過渡変化時 (2) 事故時	1.4 1.6	1.1 1.2

同表に示すように高速炉に関する倍率の限度は支配的な荷重が、変形制御型か荷重制御型かの相違を考慮した工学的判断によるものである。高温におけるステンレス鋼の応力-ひずみ関係を例にとって荷重制御型の場合の応力制限をひずみ制限に変換すると図 4.2 - 6 のようになり、ひずみ制限という観点からいえば、高速炉の倍率が相当に控え目に制限されていることになる。

ここで、倍率が相当に控え目に制限された原因についてもう一度検討し見直したい。

- ① まず単純に、図 4.2 - 6 の中で倍率の設定が保守的である。
1.1 S_m に対して 1.7 T_{max} が、1.2 S_m に対して 2.6 T_{max} がほぼ対応している。
- ② 支配的な荷重とその特徴が活かされていない。変形制御型であることを考慮すれば応力

緩和が起こり，図 4.2-6 で与えたひずみに対して， $1.1 S_m$ あるいは $1.2 S_m$ という応力はほんの瞬間でしか過ぎない。すなわち， $1.7 T_{max}$ あるいは $2.6 T_{max}$ と与えても，それは $1.1 S_m$ あるいは $1.2 S_m$ で与えるよりも安全側である。

- ③ 許容するひずみが材料特性から考えて小さい。 $2.6 T_{max}$ としても熱膨張ひずみにしてただか 0.5% 程度である。膜ひずみで 1% を許す設計からすれば過度に控え目といえる。
- ④ 現時点ではまだ充分検討はされていないが，倍率に関する見直し案として，現状で少なくとも上記 $1.7 T_{max}$ あるいは $2.6 T_{max}$ は充分適用できると考えられ，その結果運転状態Ⅲについては 650°C ，運転状態Ⅳについては 750°C までの温度拡張が成立すると期待できる。

(5) 引張特性の温度外挿に関する検討

設計応力強さ S_m の温度外挿値を下表のように定める。

別表 1.2 の設計応力強さ S_m の温度外挿値

(単位 kg/mm^2)

温度 $^\circ\text{C}$	SUS 304	SUS 316
675	8.3	9.4
700	7.4	9.1
725	6.5	8.1
750	5.6	7.0
775	4.6	6.1
800	3.7	5.1

(単位 kg/mm^2)

温度 $^\circ\text{C}$	$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 (NT) 板
575	
600	策定中
625	
650	

ただし，温度外挿値の策定方法は下記による。

- ① SUS 304 および SUS 316 に関しては，次に掲げる値の中で最小ものを S_m とした。
 - (a) 室温での引張強さの規格値の $1/3$ 倍の値
 - (b) 各温度での設計引張強さの $1/3$ 倍の値
 - (c) 室温での 0.2% 耐力の規格値の $2/3$ 倍の値
 - (d) 各温度での設計降伏点の 0.9 倍の値
- ② $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 (NT) 板 に関しては，次に掲げる値の中で最小ものを S_m とした。
 - (a) 室温での引張強さの規格値の $1/3$ 倍の値
 - (b) 各温度での設計引張強さの $1/3$ 倍の値
 - (c) 室温での 0.2% 耐力の規格値の $2/3$ 倍の値
 - (d) 各温度での設計降伏点の $2/3$ 倍の値

なお，設計降伏点の温度外挿値は下記による。

別表 1.4 の設計降伏点の温度外挿値
(単位 kg/mm²)

温度℃	SUS 304	SUS 316
675	9.7	10.5
700	9.3	10.3
725	8.9	10.0
750	8.5	9.7
775	8.0	9.4
800	7.4	9.0

(単位 kg/mm²)

温度℃	2 1/4 Cr-1 Mo 鋼 (NT) 板
575	19.0
600	17.8
625	16.4
650	14.8

ただし、上記の温度外挿値の策定方法は、次式より算定される値と定めた。

$$S_y(T) = \sigma_{y, RT} \times r_y(T) / \alpha_y$$

ここで、

$S_y(T)$: 温度 T における設計降伏点

$\sigma_{y, RT}$: 室温での平均の 0.2% 耐力

(単位 N/mm²)

SUS 304	SUS 316	2 1/4 Cr-1 Mo 鋼 (NT) 板
242	254	413

$r_y(T)$: トレンド曲線……材料強度基準策定時の式を外挿

SUS 304	$1.036 - 0.2265 \times 10^{-2} T + 0.4230 \times 10^{-5} T^2 - 0.3009 \times 10^{-8} T^3$
SUS 316	$1.035 - 0.1948 \times 10^{-2} T + 0.3104 \times 10^{-5} T^2 - 0.1698 \times 10^{-8} T^3$
2 1/4 Cr-1 Mo 鋼 (NT) 板	$1.020 - 0.1092 \times 10^{-2} T + 0.3498 \times 10^{-5} T^2 - 0.4592 \times 10^{-8} T^3$

α_y : 各温度での平均の 0.2% 耐力 / 設計降伏点

SUS 304	SUS 316	2 1/4 Cr-1 Mo 鋼 (NT) 板
1.30	1.30	1.50

設計引張強さ S_u の温度外挿値を次表のように定める。

別表 1.6 の設計引張強さ S_u の温度外挿値
(単位 kg/mm^2)

温度 $^{\circ}\text{C}$	SUS 304	SUS 316
675	24.8	30.1
700	22.2	27.2
725	19.5	24.2
750	16.7	21.1
775	13.9	18.2
800	11.1	15.3

(単位 kg/mm^2)

温度 $^{\circ}\text{C}$	$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 (NT) 板
575	
600	
625	策定中
650	

ただし、温度外挿値の策定方法は下記による。

SUS 304 および SUS 316 は、ステンレス協会技術委員会ステンレス鋼許容応力分科会の答申に基づいた。

(単位 N/mm^2)

温度 ($^{\circ}\text{C}$)	675	700	725	750	775	800
SUS 304	243	218	191	164	136	109
SUS 316	295	267	237	207	178	150

上記 S_y 、 S_u 値の外挿値とステンレス協会で検討された高温強度データの対応を図 4.2-7 に示す。データに対しほぼ妥当な外挿値が得られているのが判る。ここでは、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 (NT) の S_u 値を策定中として与えていないが、当面は次に示す 1hr に対応する S_R 値を使用することを推薦する。これは、高温において短時間でも時効の効果を受けやすくなることを考慮して安全側の値を用いるよう配慮することによる。

(6) クリープ特性の温度外挿に関する検討

設計クリープ破断応力強さ S_R の温度外挿値を下表のように定める。

別表 1.5 の設計クリープ破断応力強さ S_R の温度外挿値

SUS 304

(単位 kg/mm^2)

$^{\circ}\text{C} \backslash \text{hr}$	1	10	30	10^2	3×10^2	10^3	3×10^3	10^4	3×10^4	10^5	3×10^5
675	20.0	14.8	12.7	10.8	9.3	7.9	6.8	5.7	4.9	4.1	3.5
700	17.3	12.6	10.8	9.1	7.8	6.6	5.6	4.7	4.0	3.4	2.9
725	14.9	10.7	9.2	7.7	6.6	5.5	4.7	3.9	3.3	2.7	2.3
750	12.8	9.1	7.7	6.5	5.5	4.6	3.8	3.2	2.7	2.2	—

SUS 316

(単位 kg/mm²)

°C hr	1	10	30	10 ²	3×10 ²	10 ³	3×10 ³	10 ⁴	3×10 ⁴	10 ⁵	3×10 ⁵
675	26.8	19.4	16.4	13.5	11.2	8.9	7.2	5.5	4.1	2.9	—
700	23.0	16.2	13.5	10.9	8.8	6.9	5.3	3.8	2.7	—	—
725	19.6	13.4	10.9	8.6	6.8	5.1	3.7	2.5	—	—	—
750	16.5	10.9	8.7	6.7	5.1	3.6	2.4	—	—	—	—

2 1/4 Cr-1Mo (NT)

(単位 kg/mm²)

°C hr	1	10	30	10 ²	3×10 ²	10 ³	3×10 ³	10 ⁴	3×10 ⁴	10 ⁵	3×10 ⁵
575	24.6	18.1	15.4	12.8	10.6	8.5	6.7	5.0	—	—	—
600	21.2	15.2	12.7	10.3	8.3	6.3	4.7	—	—	—	—
625	18.1	12.5	10.2	8.0	6.2	4.4	—	—	—	—	—
650	15.3	10.1	8.1	6.0	4.3	—	—	—	—	—	—

ただし、温度外挿値の策定方法は下式で表示されるクリープ破断式に従った。

$$(T - 273.15) \{ \log_{10} (\alpha_R t_R) + C \} = A_0 + A_1 \log_{10} \sigma + A_2 (\log_{10} \sigma)^2$$

ここで、 $\alpha_R = 10$ であり、定数 C, A_0 , A_1 および A_2 は次表に従う。

	SUS 304	SUS 316	2 1/4 Cr-1Mo 鋼
C	17.54301	17.37762	15.956105
A_0	26248.54	22983.2	18600.626
A_1	-6104.579	-798.521	659.76676
A_2	-425.0012	-2163.93	-2655.7865

なお、上記特性式は現行基準に適用されたものであり、その適用範囲は下記に従う。

	SUS 304 / SUS 316	2 1/4 Cr-1Mo 鋼 (NT)
温度 T (°C)	425 ≤ T ≤ 825	375 ≤ T ≤ 650
応力 σ (kg/mm ²)	2.0 ≤ σ ≤ S _u	3.8 ≤ σ ≤ S _u

上記 S_R 値の外挿値と上記クリープ破断式の策定に用いたデータの対応を図 4.2-8 に示す。

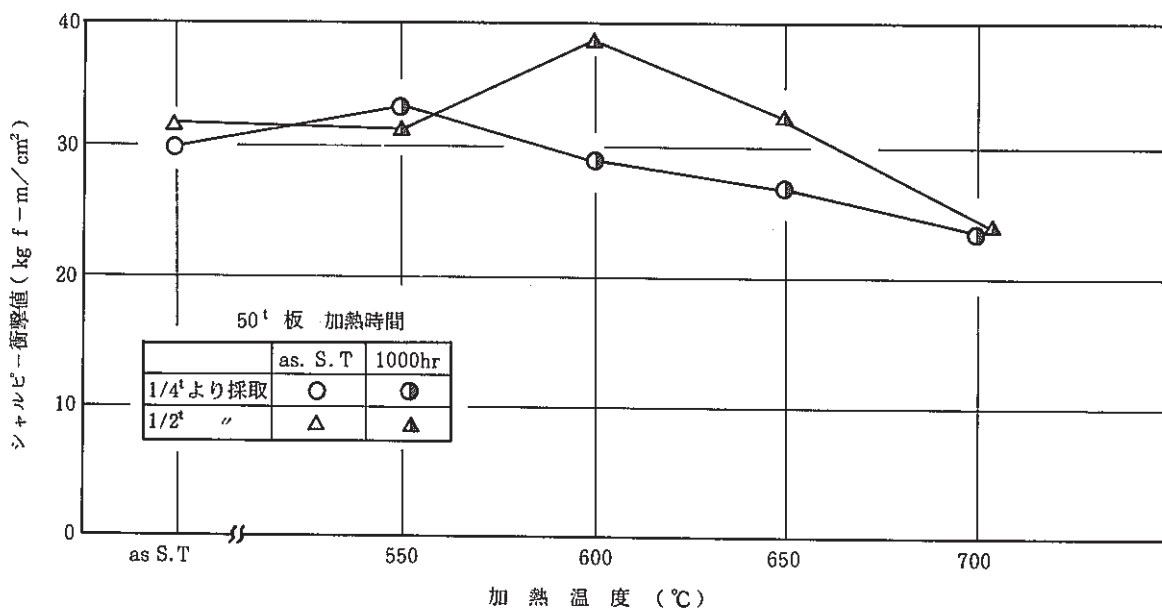


図 4.2 - 1 SUS 304 の 1,000 時間加熱後のシャルピー衝撃特性

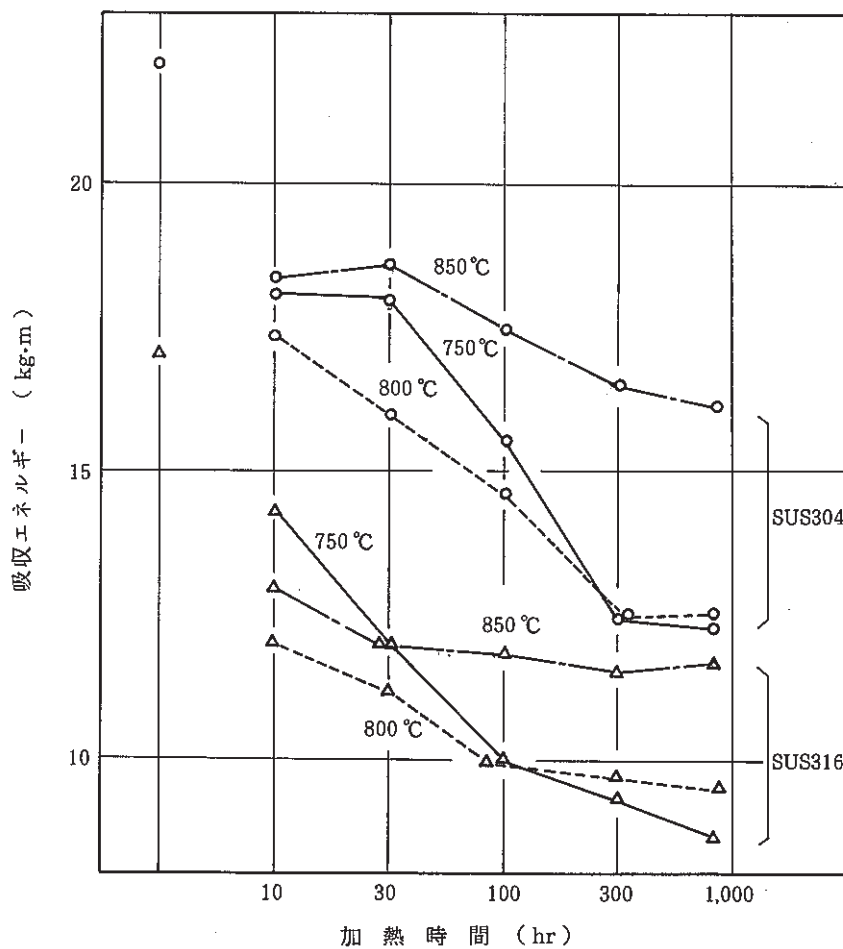


図 4.2 - 2 SUS 304 および SUS 316 の高温加熱後のシャルピー衝撃特性

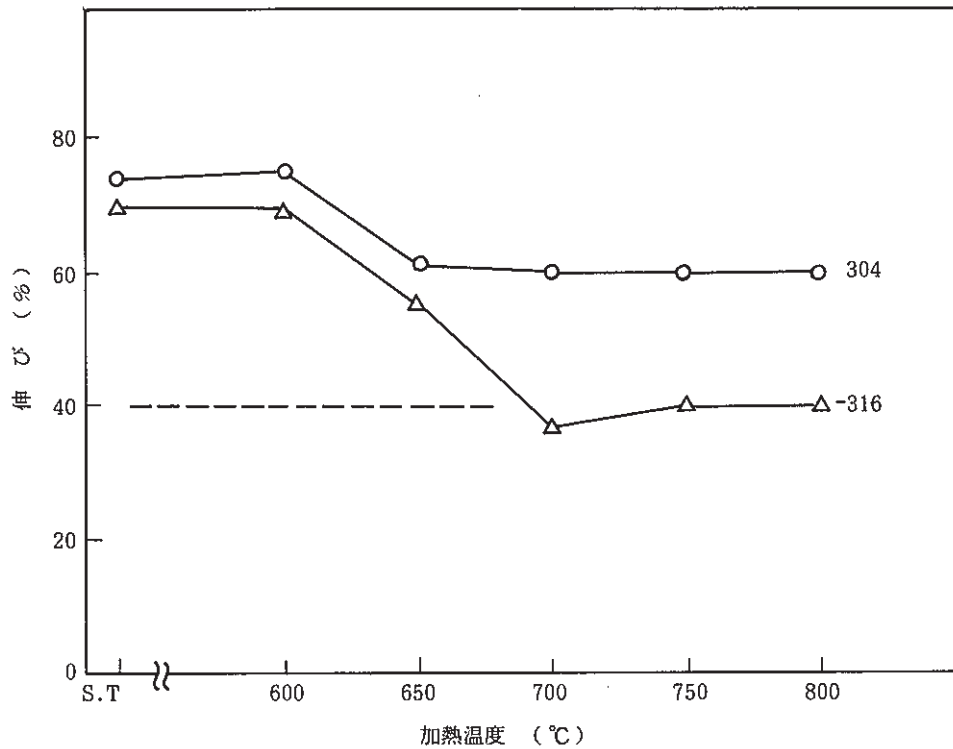


図 4.2 - 3 SUS 304 および SUS 316 の 10,000 時間加熱後の室温における引張破断伸び

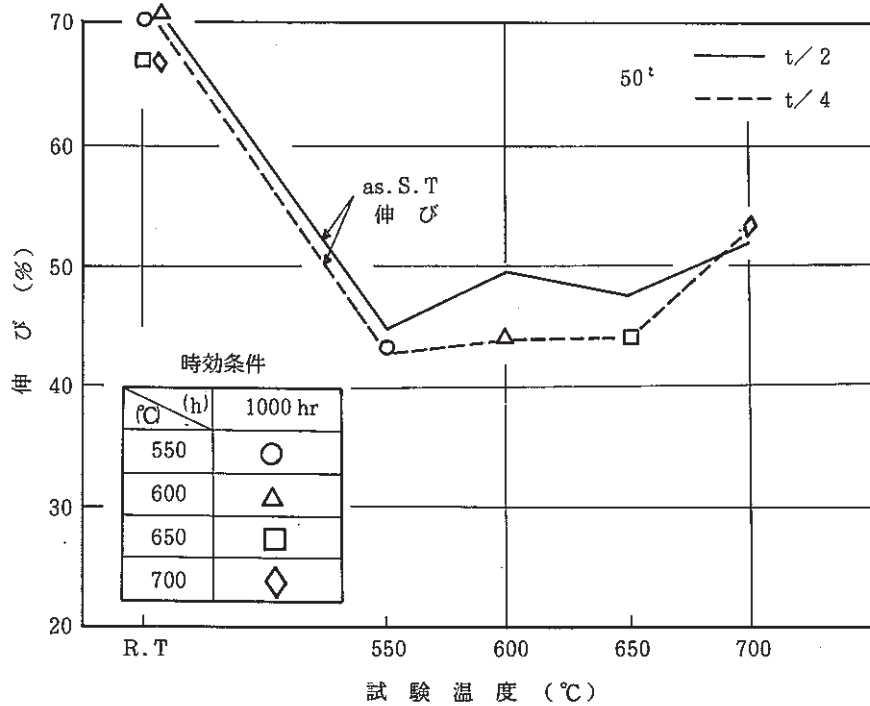


図 4.2 - 4 SUS 304 の 1,000 時間加熱後の室温における引張破断伸び

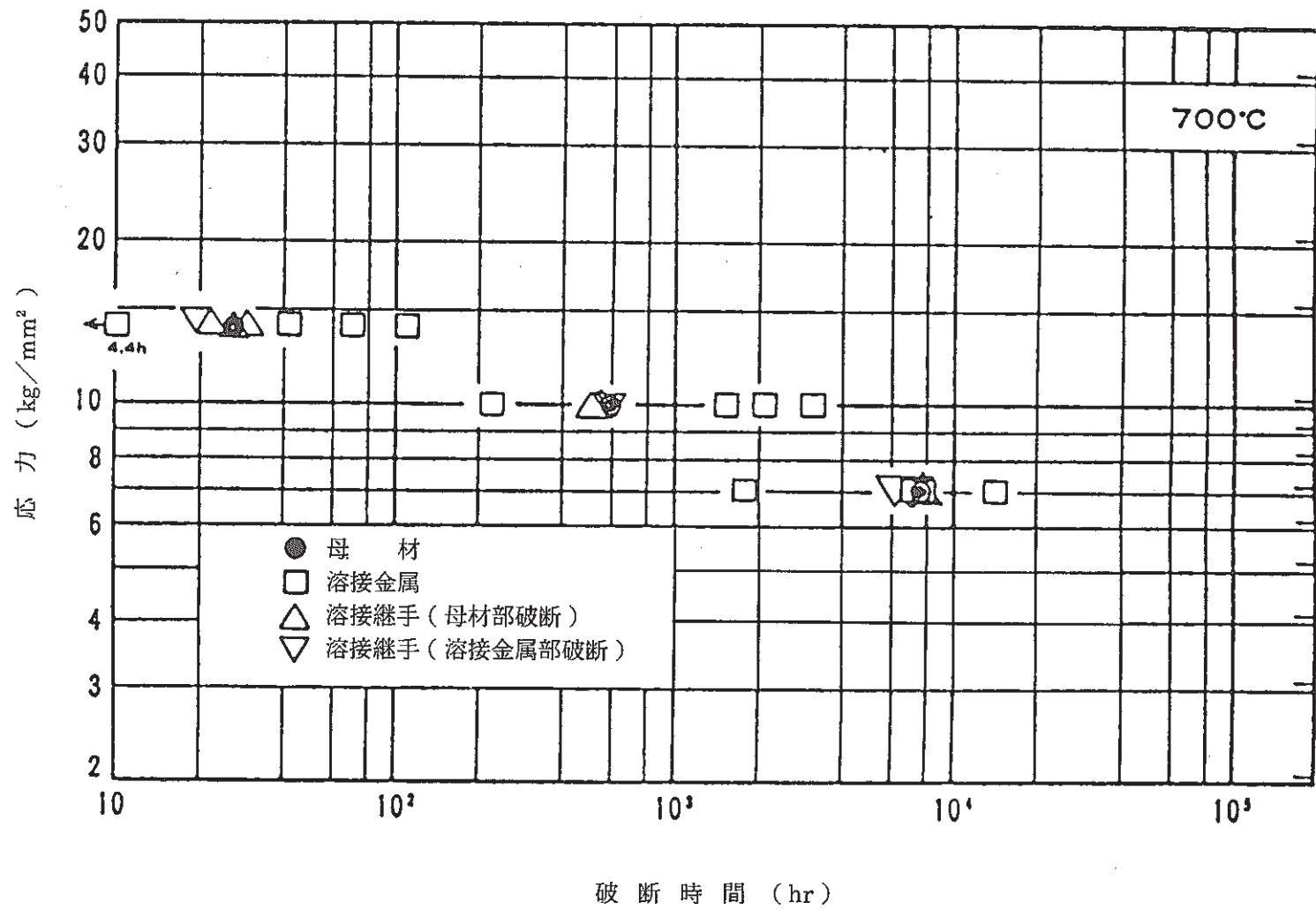


図 4.2-5 SUS 304 溶接部のクリープ破断強度

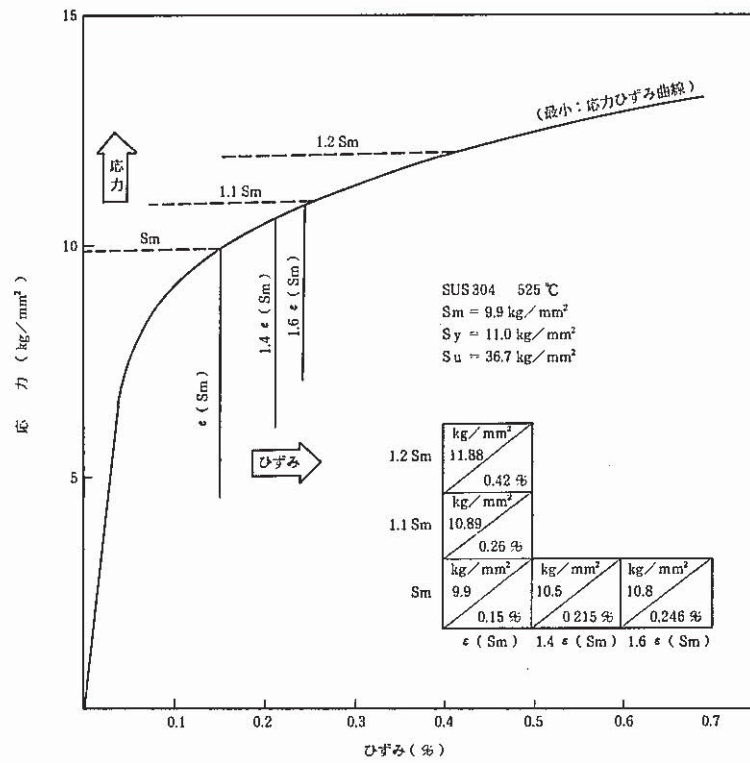


図 4.2 - 6 応力限度の倍率とひずみ限度の倍率の比較

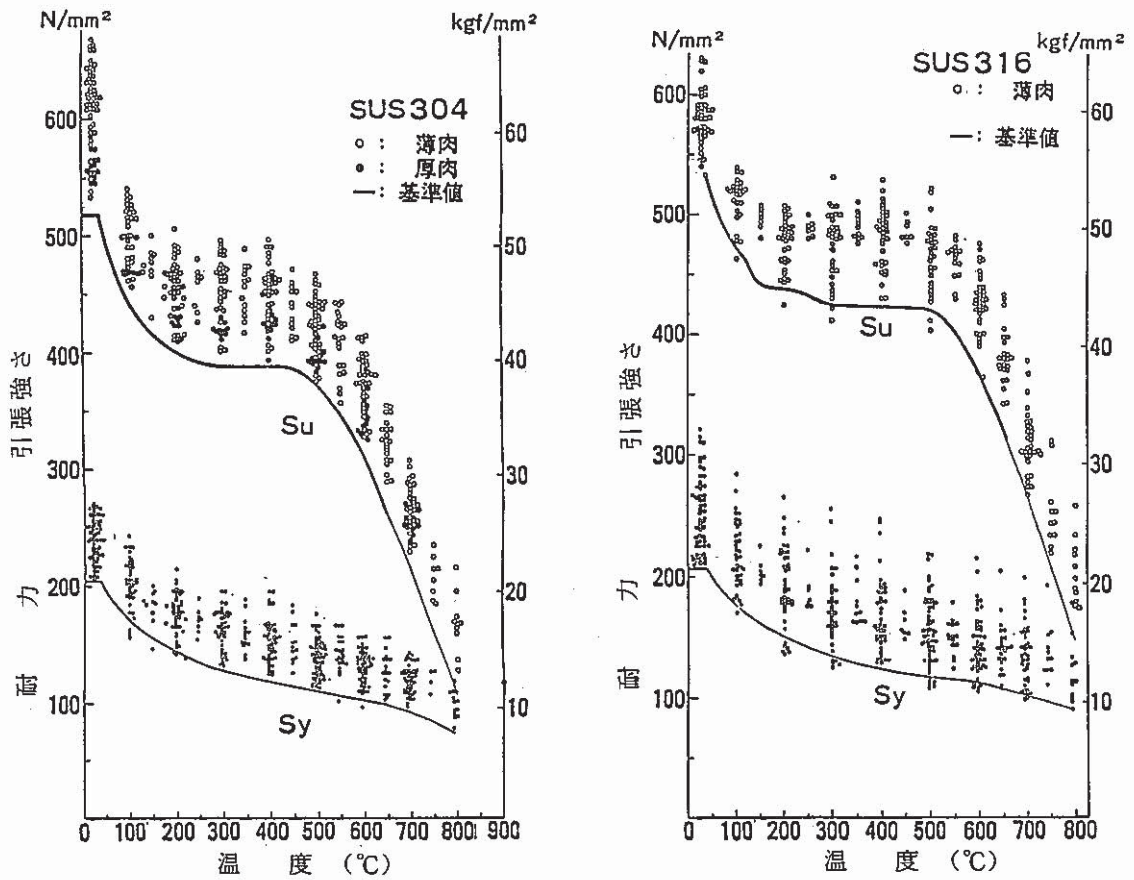


図 4.2 - 7 SUS304 および SUS316 の S_y および S_u 値の高温外挿値

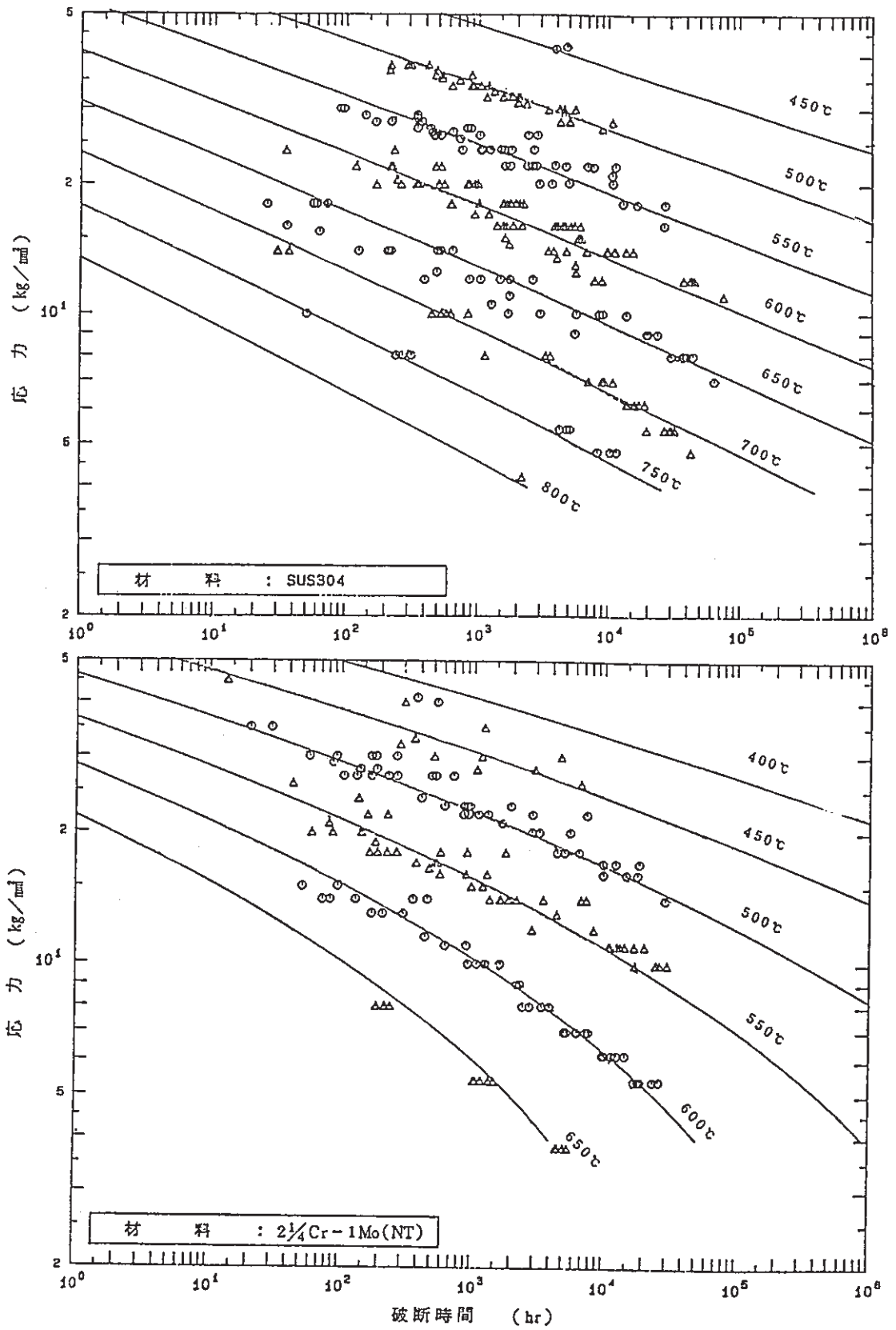


図 4.2-8 SUS 304及び 2 1/4 Cr-1 Mo (NT) の S_R 値の高温外挿値

4.3 上限繰返し回数の拡張に関する検討

(1) SUS 304 の高サイクル疲労特性に関する検討（平均応力効果を考慮しない場合）

平均応力効果を考慮しない場合の最適疲労破損式としては、現在は表 4.3 - 1 に示す関係式が適用されているが、その適用範囲は 10^6 サイクルまでとなっている。このため、 10^6 サイクルを超えて許容ひずみ範囲を策定するには、上限繰返し回数の拡張のための外挿法を開発する必要がある。この外挿法としてはいくつかの手法が考えられるが、ここでは、SUS 304 の高サイクル疲労試験データに基づいた曲線のあてはめを行い、その上で外挿性を検討した。

本方法は、高速原型炉もんじゅの炉上部機構のサーマルストライピング評価用として検討されたものであり、現行の材料強度基準の策定以後の昭和60年12月に、もんじゅプロジェクトの依頼に基づき SUS 304 の高サイクル疲労線図を定めている。

曲線のあてはめのために検討された式の型は、下記の3通りである。

- ① Langer 型 : $S_a = A \cdot N_f^{-1/2} + S_e$
- ② Stromyer 型 : $S_a = A \cdot N_f^{-a} + S_e$
- ③ 汎用回帰法 : この場合は最適疲労破損式と同じ型とする。

なお、上式で S_a は $E \Delta \epsilon_t$ (E は縦弾性係数、 $\Delta \epsilon_t$ はひずみ範囲) であり、 S_e は疲労限である。

軽水炉の設計疲労線図の策定に際しては、上記 Langer 型あるいは Stromyer 型がよく適用されるようであるが、疲労限を有しているため疲労限を厳密には与えにくい SUS 304 高温の高サイクル疲労に関しては非安全側の評価となる可能性がある。

ここでは、まず上記の型の式を用い、以下の3つの方法で外挿値をそれぞれ算出した。

Langer 型の適用

全データに対して最小自乗法を適用して、係数 A ならびに疲労限 S_e を求めるのが本来の手順であるが、現行の最適疲労曲線との整合性を重視して下記の方法に従った。

- ① 最適疲労破損式より、 $N_f = 10^6$ に対応するひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{t_0}$ を求める。
- ② 続いて、この $\Delta \epsilon_{t_0}$ に縦弾性係数 E を乗じて、 $\Delta S_0 = E \Delta \epsilon_{t_0}$ により ΔS_0 を求める。
- ③ さらに、応力振幅 S_{a_0} を $\Delta S_0 / 2$ により求める。
- ④ $S_{a_0} = A (10^6)^{-1/2} + S_e$ と $S_a = A \cdot N_f^{-1/2} + S_e$ の2式より、疲労限 S_e を消去して、 $S_a - S_{a_0} = A (N_f^{-1/2} - (10^6)^{-1/2})$ を得て、最小自乗法により係数 A を求める。解析に使用したデータは、現行の最適疲労破損式を策定したときのものに、その後に入手できたものを加えている。なお、精度を上げるため、ひずみ速度は $0.1\%/sec$ 以上のデータに限定した。また、 $0.1\%/sec$ より速い分については、最適疲労破損式における低下率を用いて $0.1\%/sec$ の条件に換算した。

Stromyer 型の適用

この場合には、全データに対して最小自乗法を適用して、係数 A 、指数 a および疲労限 S_e

を求める方法を採用した。Langer 型の場合と方法の一貫性がないが、むしろ Langer 型と Stromyer 型では方法に本質的な差がないという観点に立って、Langer 型では現行の最適疲労曲線との整合性を重視し、Stromyer 型ではあてはめ性を重視した。なお、今回帰計算は非線形となるため、Se をパラメータとして振りながら、最小自乗法で A と a を求め、最もあてはめ性の良い場合を見つけて最適値とした。なお使用したデータは Langer 型の場合と同じである。

汎用回帰法の適用

最適疲労破損式を策定したときと同じ回帰式を適用し、Langer 型の場合と同じデータを使用して、最小自乗法により各係数を定める。使用した式は下記のとおりである。

$$(\log_{10} N_f)^{-1/2} = A_0 + A_1 S + A_2 S^2 + A_3 S^4 + A_4 S T$$

ただし、 $S = \log_{10} \Delta \epsilon_t$ 、 T は温度である。

解析結果と考察

上記 3 つの外挿結果と現行の最適疲労破損式を単純外挿した結果を、それぞれ 550、600 および 650 °C の各温度毎に比較して示したのが図 4.3-1~3 である。Stromyer 型を用い低サイクル側のデータによるあてはめ性を良くした場合は、高サイクル側への外挿は他のケースより非安全側の評価を与える。十分な高サイクル疲労データの裏付けがあれば本方法の適用も考えられるが、現状では適用は困難である。また、最適疲労破損式の単純外挿は、逆に安全側の評価になり過ぎる。疲労限の存在は確認できなくても、従来の高サイクル疲労の経験からすれば、もっと疲労強度の低下に関する飽和傾向は期待できる。

Langer 型を用い現行の最適疲労曲線との整合性を図った方法は、最適疲労破損式を策定したときと同じ回帰式を適用して回帰解析をした場合に比べて非安全側の評価となっている。このため、この両者の比較により、現状では安全側の値を与える方法を採用することとした。

上記汎用回帰法の適用で得られた式の係数を、表 4.3-2 に示す。この式は、現行の最適疲労破損式を策定したときと異なったデータベース（ひずみ速度が 0.1 %/sec 以上のデータ等）で策定されており、 $N=10^6$ サイクルにおいて現行の最適疲労破損式と整合性がとれていない。そこで、 10^6 から 10^9 サイクルの間はフェアリングを行った。その方法は、下記に示す通りである。

- ① $N_f = 10^6$ に対する $\Delta \epsilon_{t1}$ を現行の最適疲労破損式より求める。
- ② $N_f = 10^9$ に対する $\Delta \epsilon_{t2}$ を表 4.2-2 に示す今回得られた高サイクル疲労破損式より求める。
- ③ フェアリングを、 $\Delta \epsilon_t = t \cdot \Delta \epsilon_{t1} + (1-t) \cdot \Delta \epsilon_{t2}$ により行う。ただし、 t の値は次の式による。

$$t = \left[\frac{\log_{10} N_f - \log_{10} 10^9}{\log_{10} 10^6 - \log_{10} 10^9} \right]^2$$

以上の手順によって得られた高サイクル疲労曲線と Langer 型を用い現行の最適疲労曲線との整合性を図った方法との比較を図 4.2-4~6 に示す。両者の間は $10^6 \sim 10^8$ サイクルではほぼ同等の強度となっており、 10^8 サイクルを超えると本方法が安全側の予測を与えるという結果になっており、比較的良好なフェアリングができています。

(2) SUS 304 の高サイクル疲労特性に関する検討 (平均応力効果を考慮した場合)

高サイクル疲労特性に及ぼす平均応力効果に関しては、ここでは修正 Goodman 線図を用いた。

$$S'_a = \left[\frac{S_u - S_y}{S_u - S_a} \right] \cdot S_a, \quad \text{ただし, } S_a < S_y$$

なお、 S_a は $E \Delta \varepsilon_t$ であり、 S_u は引張強さの平均値、 S_y は 0.2% 耐力の平均値である。適用に際しての具体的な S_u の値としては、ステンレス協会における検討値を引用した。 S_y は、動的応力-ひずみ曲線に対する 0.2% 耐力の平均値を用いるほうが一般的であるが、ここでは、平均応力効果に対し保守的な評価を行うことから、 $N_d = 10^6$ サイクルにおけるひずみ範囲より算出される応力を S_y 値としている。これにより、平均応力効果を考慮する範囲は $N_d > 10^6$ サイクルとなる。

表 4.3 - 1 SUS 304 の最適疲労線図 (≤ 10⁶ サイクル)

$$(\log_{10} N_f)^{-\frac{1}{2}} = A_0 + A_1 \cdot \log_{10} \Delta \epsilon_t + A_2 \cdot (\log_{10} \Delta \epsilon_t)^2 + A_3 \cdot (\log_{10} \Delta \epsilon_t)^4$$

使用単位

T : 温度 (°C)

$\dot{\epsilon}$: ひずみ速度 (mm/mm/sec)

$\Delta \epsilon_t$: 全ひずみ範囲 (mm/mm)

N_f : 破損繰返し数

A ₀	1.621827 - 0.4567850 × 10 ⁻⁷ × T ² × R
A ₁	1.131346 - 0.8665061 × 10 ⁻⁸ × T ²
A ₂	0.3439663
A ₃	- 0.1374387 × 10 ⁻¹ + 0.4910723 × 10 ⁻⁴ × R

ただし, R = log₁₀ $\dot{\epsilon}$ である。

表 4.3 - 2 SUS 304 の高サイクル疲労線図 (> 10⁶ サイクル)

$$(\log_{10} N_f)^{-\frac{1}{2}} = A_0 + A_1 \cdot S + A_2 \cdot S^2 + A_3 \cdot S^4 + A_4 \cdot S \cdot T$$

ただし, S = log₁₀ ($\Delta \epsilon_t$), T は温度 (°C)

A ₀	1.915063
A ₁	1.627233 - 0.7541475 × 10 ⁻⁴ × T
A ₂	0.5502991
A ₃	0.0
A ₄	- 0.2464511 × 10 ⁻¹

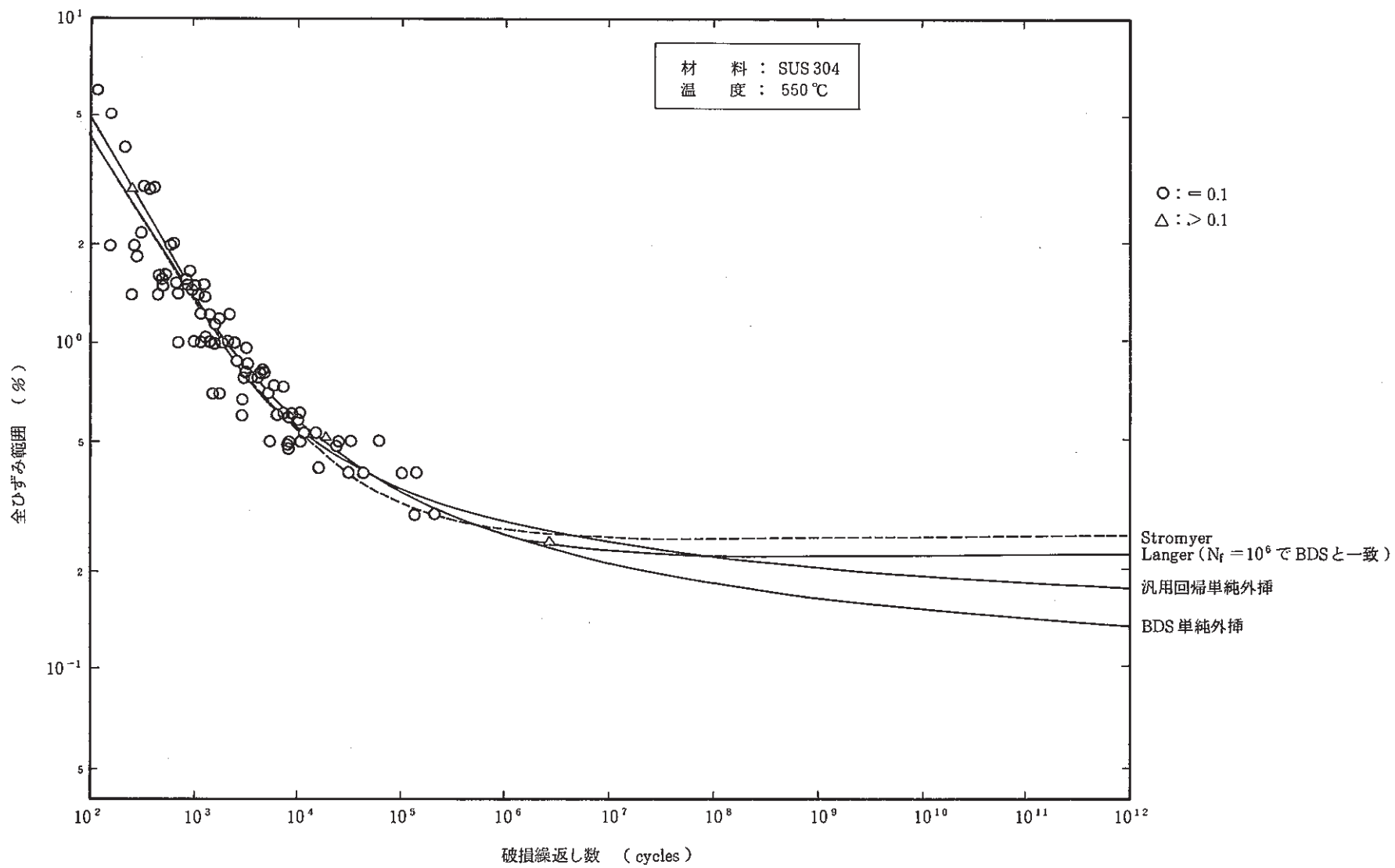


図 4.3 - 1 外挿結果の比較 (550°Cの場合)

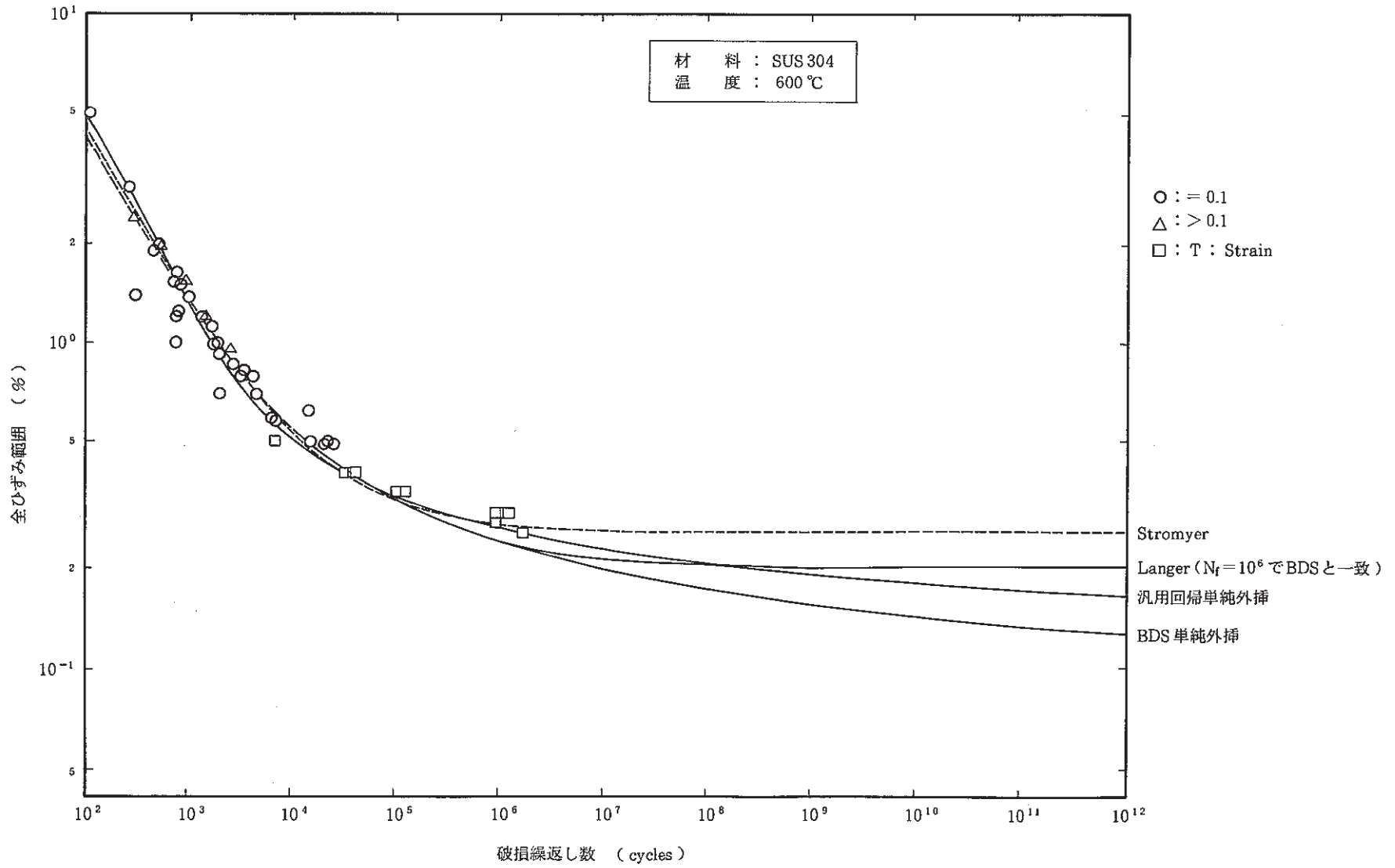


図 4.3 - 2 外挿結果の比較 (600°Cの場合)

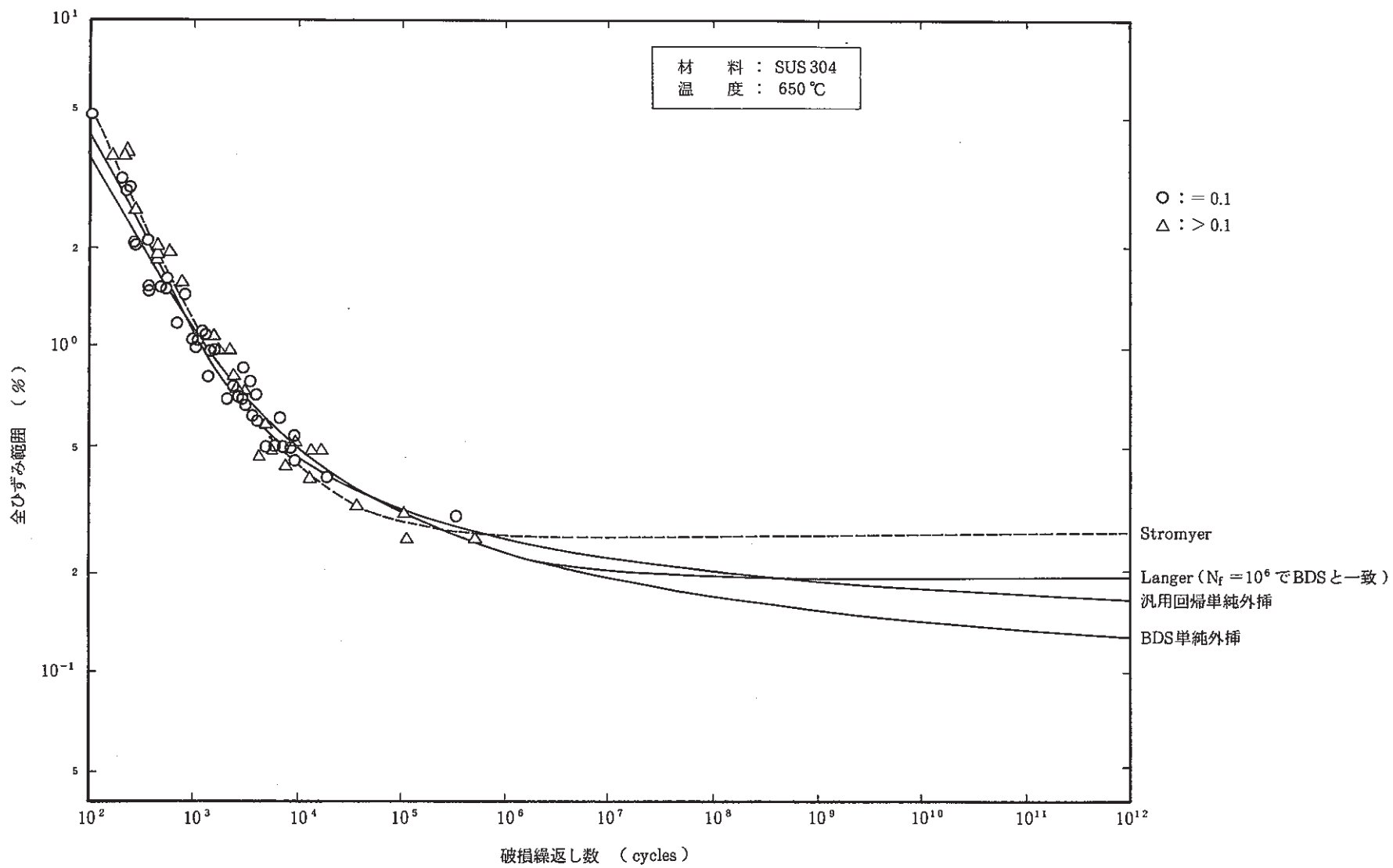


図 4.3 - 3 外挿結果の比較 (650 °C の場合)

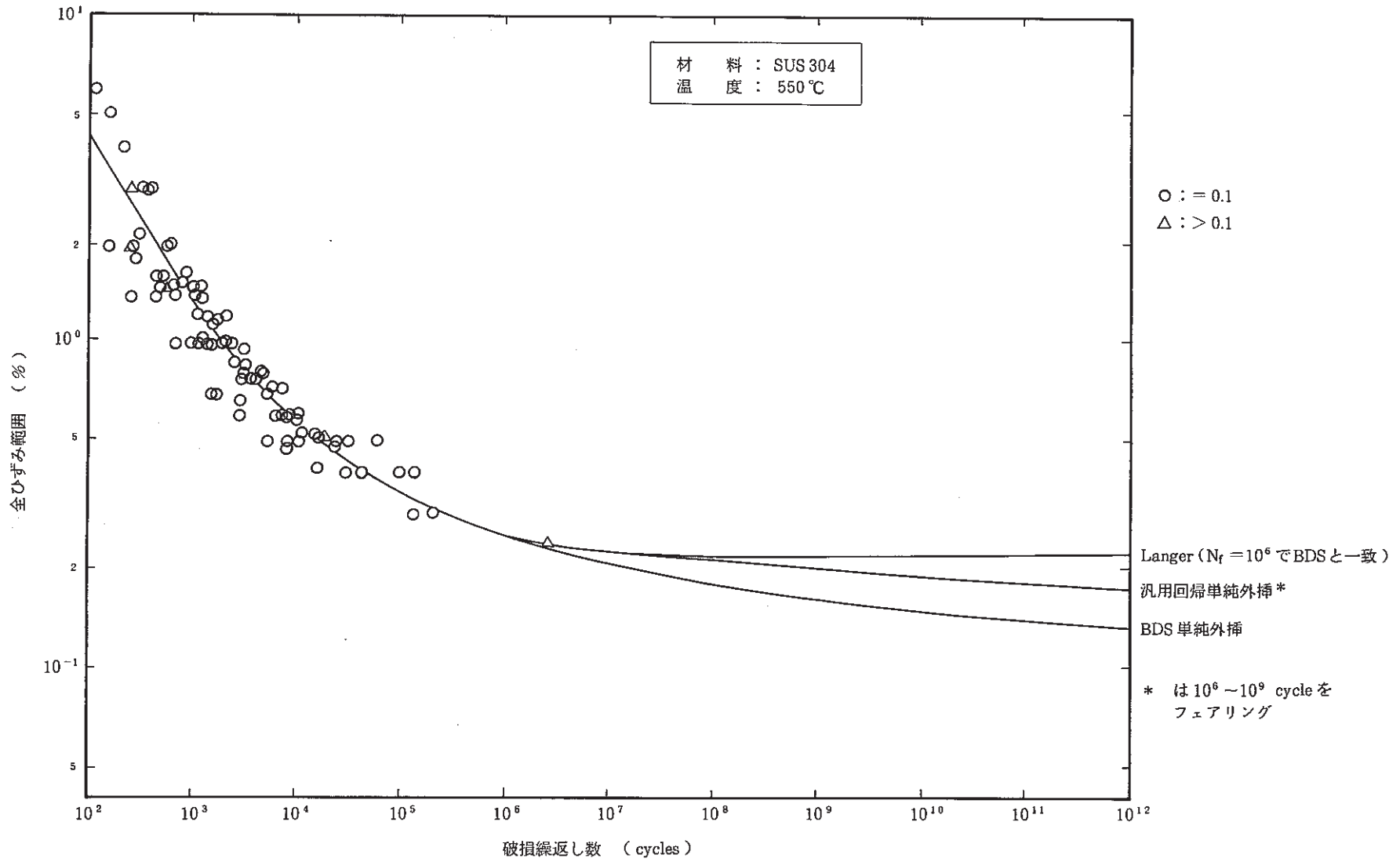


図 4.3-4 汎用回帰解析結果の BDS へのフェアリング (550°C の場合)

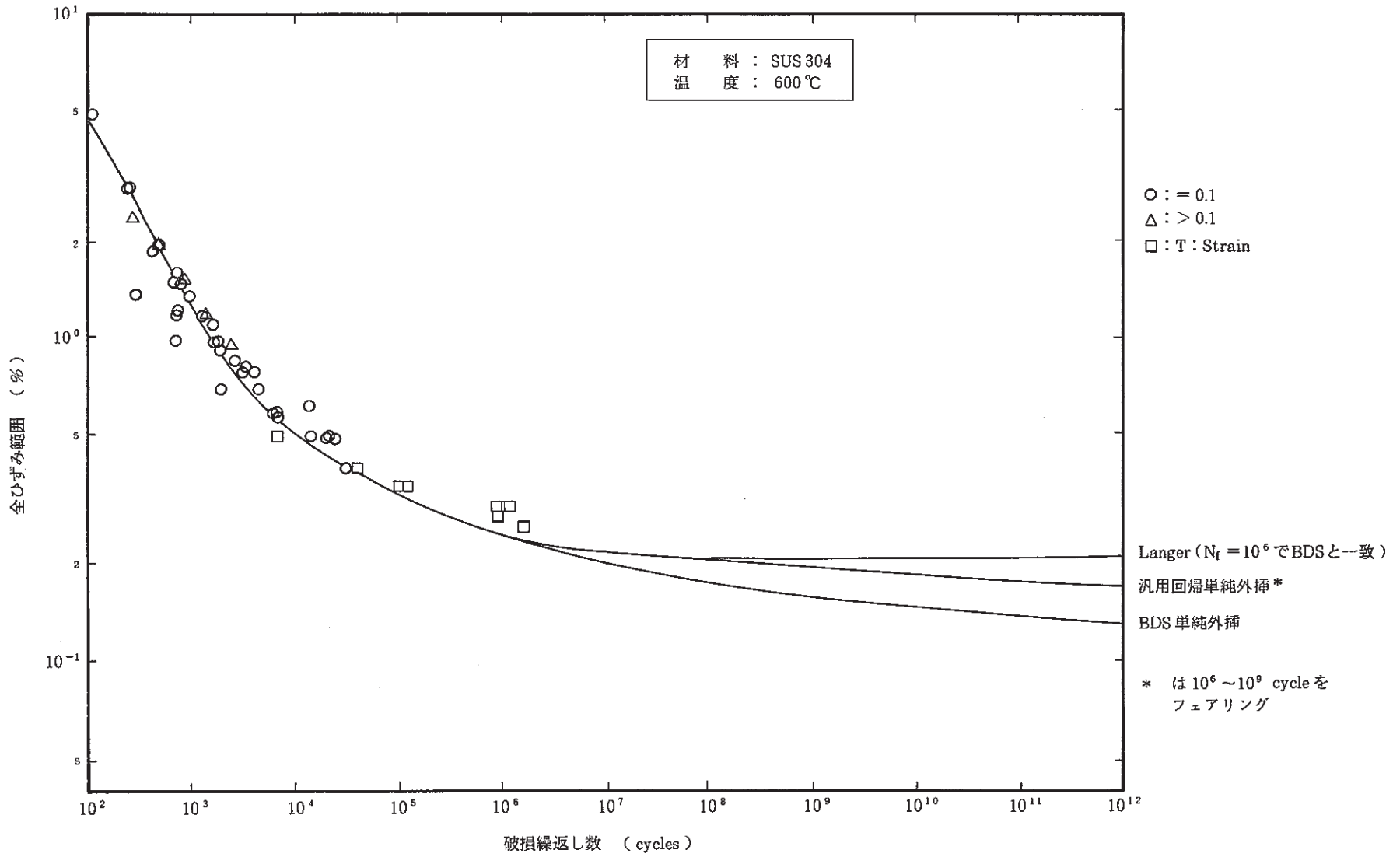


図 4.3 - 5 汎用回帰解析結果の BDS へのフェアリング (600°C の場合)

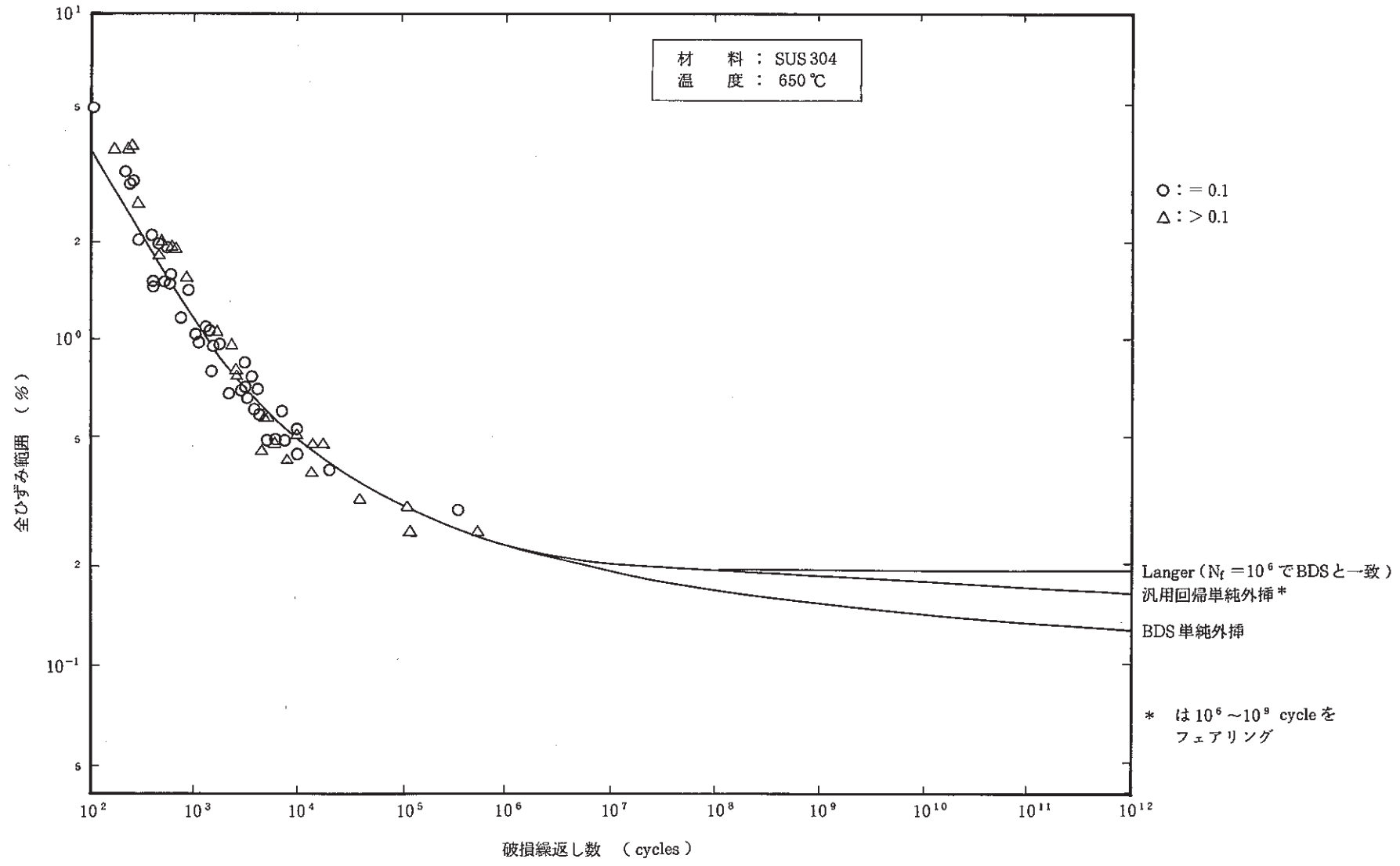


図 4.3 - 6 汎用回帰解析結果の BDS へのフェアリング (650°C の場合)

4.4 ま と め

- ① 運転状態Ⅳに限定し、かつ温度に応じた適用時間を定めることによって、材料特性から有意な材質の変化がないことを一つの目安に適用温度の上限を100℃拡張した。
- ② 過大な熱荷重の制限の観点から、もんじゅのときに適用した最高使用温度に乗じる倍率の見直しを行い、過度に控え目の値を採っていた現状を合理化する方策を提案した。
- ③ 拡張した温度範囲に対し、新たに設計許容応力 S_m 、 S_u および S_R の外挿値を定めた。
- ④ 高サイクル疲労評価に対応するため、適用繰返し回数の上限(10⁶ サイクル)を超えた回数に対して適用可能な疲労線図をSUS 304に関して提案した。

データ出典ならびに参考文献

- 1) 「高速原型炉高温構造設計方針 材料強度基準等」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N241 84-08(2), 1984.
- 2) 「高速原型炉第1種機器の高温構造設計方針」, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC N241 84-08(1), 1984.

5. 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo鋼のクリープ疲労評価法

5.1 はじめに

高速原型炉第1種機器の高温構造設計方針¹⁾(以下原型炉設計方針と略称)におけるクリープ疲労評価法は、基本的に線形損傷則に基づいたものである。原型炉までのR&Dは、第1種機器構造材料であるSUS304等オーステナイト鋼を中心に展開され、予測精度Factor 5以内という水準を確保している。同時に策定された2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼に対するクリープ疲労評価法は、材料特性、特に繰り返し負荷特性の異なるオーステナイト鋼に関する評価体系に準じた方法であったことから、SUS304並の予測精度を保証することが困難であった。このため現行評価法では、2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼のクリープ疲労に関し、可能な限り保守的な評価を実施している。本年度作業では、同鋼に関する評価体系の見直しを行い、評価の合理化の見通しを得ることを目標とした。検討は、①初期応力の設定、②繰り返し負荷途中のひずみ保持中応力緩和挙動の記述ならびに、③累積クリープ疲労損傷係数の制限値に関して行う。また、原型炉設計方針では、クリープ疲労損傷に対する制限としてクリープ疲労試験結果および、現行評価法によるクリープ疲労評価結果に基づき、緩和クリープ損傷係数D*およびD**の導入した設計評価手法を定めている。ここでは、クリープ疲労評価合理化案に基づく設計評価の合理化を目的として、ピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数D**に関する検討も実施する。さらに、(1次+2次)応力に関する緩和クリープ損傷係数D*についても片振りクリープ疲労試験結果に基づき、現行設計評価上考慮している初期サイクルの片振り性についても合理化の見通しを検討する。

5.2 繰り返し軟化性を考慮した評価法の提案

(1) 現行評価法の問題点

現行のクリープ疲労評価は線形損傷則に基づいており、クリープ損傷 D_c と疲労損傷 D_f との損傷和を、累積クリープ疲労の制限値 D で制限することで寿命予測が行われる。ここで、疲労損傷に関しては、対称三角波による疲労データに基づいた最適疲労破損式から算出され、この際用いられた最適疲労破損式は、十分な精度をもっていることが確認されている。クリープ損傷の算出にあたっては、ひずみ保持中の応力緩和を考慮し、クリープひずみ式にひずみ硬化則を適用して応力緩和挙動を記述し、緩和応力に対応したクリープ破断時間との比をひずみ保持中累積し、クリープ損傷が求められる。図5.2-1に示したように、ひずみ保持中の応力緩和を記述するにあたり、SUS304のような繰り返し硬化特性を示す材料に関しては、緩和開始応力は保守的な評価の観点から充分繰り返し硬化した状態の $\frac{1}{2} N_f$ 近傍の応力値 σ_b (動的応力-ひずみ関係式より算出)が用いられる。これに対し、2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼(NT)のような繰り返し軟化特性を示す材料に関しては、緩和開始応力を1サイクル目の応力 σ_s (静的応力-ひずみ

関係式より算出)を用いるのが保守的であるという観点に成り立っている。

図 5.2-2 は、これまで蓄積されたデータ²⁾⁻¹⁴⁾を基に、現行の $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に関するクリープ疲労寿命予測結果を示す。これより寿命予測精度は Factor 10 であり、SUS304 の寿命予測精度の Factor 5 に比べると過度に保守的な評価となっている。このことは、現行の $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に関する評価法が 1 サイクルめの応力緩和挙動を記述できても、その後繰返し軟化による緩和開始応力の減少および繰返し応力緩和挙動の記述は、クリープ損傷を過度に保守的に評価することに起因する。このため $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に関し、繰返し軟化性を考慮した緩和開始応力と繰返し応力緩和挙動の 2 点に着目したクリープ損傷評価の検討を行った。

(2) 緩和開始応力の検討

緩和開始応力の保守性を合理化するため、1 サイクル目の応力値でなく、 $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の充分軟化した後の応力値で代表させることにより、寿命中の平均のクリープ損傷値を与えることができないかどうかを検討した。そこで、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼(NT)の対称三角波による疲労データを基に、 $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力、ひずみ関係から動的応力-ひずみ関係式を策定した結果を表 5.2-1 に示す。策定にあたっては、製品形状間(板、管、鍛鋼等)には $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力、ひずみに有意差はないとして 1 つの式で回帰した。

策定した式を実験値とあてはめた結果を図 5.2-3(a), (b)に示す。これより、疲労データをよく回帰していることがわかる。また、クリープ疲労データも合わせて示してあるが、計算値より実験値は小さく、ひずみ保持による軟化の保持軟化による影響が見られる。

図 5.2-4 は、ある条件のデータに基づき実験値と計算値の累積クリープ損傷を調べた結果である。実験値の損傷は、各サイクル毎にクリープ損傷を累積した。計算値の損傷は、現行の評価である静的応力-ひずみ関係式を用いたクリープ損傷の Nf 倍と今回策定した動的応力-ひずみ関係式を用いたクリープ損傷の Nf 倍および実験値の $\frac{1}{2}$ Nf 時の応力によるクリープ損傷の Nf 倍である。これより、 $\frac{1}{2}$ Nf 近傍における応力値を用いれば実験値のクリープ損傷に近づき、ひずみ保持による保持軟化を考慮すれば、 $\frac{1}{2}$ Nf 近傍における動的応力-ひずみ関係式より算出した応力値を用いても、クリープ損傷は保守的に評価される傾向にあることがわかる。

図 5.2-5 は、緩和開始応力に今回策定した動的応力-ひずみ関係式より算出した応力値を用いて、現行の評価法に従ってクリープ疲労寿命予測を行った結果である。これより、緩和開始応力に $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力を用いることにより、予測寿命の精度は Factor 5 で整理できた。

(3) ひずみ保持中の応力緩和挙動の検討

図 5.2-6(a), (b)は、各サイクル毎にひずみ保持中の応力緩和挙動を示したものである。これより、1 サイクルから Nf サイクルまで同一の応力緩和挙動(緩和量がほぼ等しく平行移

動)を示している。通常 SUS 304 等オーステナイト鋼では、初期数サイクルの緩和開始応力の硬化に伴い、応力緩和量に変化(応力が大で緩和量也大)があるが、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の場合緩和開始応力が変化しても緩和量にほとんど変化がないところに本質的な違いがある。したがって現行評価ラインは、低応力になれば緩和量も小さくなるので繰返し応力緩和挙動は保守的となっている。

図 5.2-7 は、充分軟化した状態の応力、ひずみ関係を調べた結果である。疲労損傷を与えるため、300 サイクル負荷し、その後同一のひずみ速度で連続して引張試験を行った曲線と、やはり同一のひずみ速度で単調引張試験を行った曲線を比較したものである。これより、充分軟化した状態の応力-ひずみ曲線は、単調引張りの応力-ひずみ曲線を繰返し軟化した分だけほぼ平行移動させた挙動となっていることがわかる。

また図 5.2-8 は、1 サイクル目と繰返し軟化した後の緩和開始応力が同じレベルの応力緩和挙動を比較したものである。これより、繰返し軟化により応力は減少するが、同じ応力レベルでは繰返し軟化の程度で緩和量は異なり、初期負荷応力が大きいほど緩和量が大きく、軟化後もこの緩和量が維持されるということを裏付けている。

以上の結果から、繰返し軟化性を考慮した応力緩和挙動を記述するにあたり、仮に $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力緩和挙動を記述しようとするならば、初期負荷状態の応力緩和挙動(1 サイクル目の応力緩和挙動)を $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力に平行移動すればよいことになる。図 5.2-9(a), (b) は、現行の応力緩和の計算ラインを実験値の $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力に平行移動させて比較したものである。これより、繰返し応力緩和挙動を過度に保守的に評価することなく、実験値の挙動に近づくことが確認できた。

(4) $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼のクリープ疲労評価法の改善案

クリープ損傷を評価する際のひずみ保持中の応力緩和挙動および緩和開始応力のこれまでの検討結果より、繰返し軟化性を考慮したクリープ疲労評価法の改善案を図 5.2-10 に示す。疲労損傷の算出は現行のままとし、クリープ損傷の算出法を提案する。すなわち、緩和開始応力 σ_s は $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の対称三角波のデータより策定された動的応力-ひずみ関係式より算出し、応力緩和挙動は 1 サイクル目の応力緩和挙動(緩和開始応力 σ_s は静的応力-ひずみ関係式を用い、クリープひずみ式の時間係数は $\alpha_c = 1$)を用い、この挙動を $\frac{1}{2}$ Nf 近傍の応力 σ_D まで平行移動させた応力緩和挙動により、クリープ損傷を算出するものとした。

累積クリープ疲労損傷の制限値 D については図 5.2-11 に示すように、実験値の疲労損傷およびクリープ損傷を算出してみた。算出にあたっては、実験値の応力緩和データを用いて破断まで累積した。これより、実験値の損傷は、Campbell の線図に沿って幾分外側に位置するものの、線型損傷則により充分評価できることを示している。

図 5.2-12 に改善案によるクリープ疲労寿命予測の結果を示す。これより、従来の Factor

10の予測精度から Factor 3 に向上できた。

本評価手法においては、比較的ひずみの大きい（0.5%以上）領域のデータについて充分信頼性が確かめられた。今後、ひずみの小さい（0.5%以下）領域における緩和開始応力の妥当性および繰返しリラクセーションの記述性について、データを取得して外挿性の確認をする必要がある。

(5) ピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^{**} の検討

原型炉設計方針におけるクリープ疲労の設計評価法であるピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^{**} について検討した。 D^{**} の評価に関しては、今回提案するクリープ疲労評価手法の適用が考えられるが、低ひずみへの外挿性の確認が必要なため、あえて保守的評価の観点から5.2(2)の検討により繰返しリラクセーションを安全側に評価できる動的初期応力を用いた緩和挙動を用いた。

D^{**} の算出は、ピーク応力が最低応力レベル S_g にまで緩和する間に生じる緩和クリープ損傷として表され、次式により算出される。

$$D^{**} = \int_0^{t_1} \frac{dt}{t_R(\sigma(t), \alpha_R=10)} - \frac{t_1}{t_R(S_g, \alpha_R=10)} \quad (5.2-1)$$

t_1 : 緩和応力が S_g に到達するまでの時間 (hr)

t_R : クリープ破断時間 (hr)

$\sigma(t)$: 時間 t (hr) における緩和応力 (kg/mm^2)

ここで、応力緩和挙動の解析に用いるクリープひずみ式の時間係数 α_c は、従来通りクリープ破断強度に関し、最も弱い材料である $\alpha_R=10$ に対し、クリープ挙動のばらつきを安全側に評価して $\alpha_c=3$ とする。

こうして算出された D^{**} を図 5.2-13(a), (b) に示す。これより、特に低ひずみ領域で現行の D^{**} に比べおよそ半分の D^{**} を与え、動的初期応力を用いることにより D^{**} を合理化できる見通しが得られた。したがって、低ひずみ領域での繰返しリラクセーションの記述性の向上を図ることにより、さらに D^{**} は合理化できるであろう。

表 5.2 - 1 $2 \frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo (NT) の動的応力-ひずみ関係式 (暫定値)

<p>○ $\Delta \sigma / 2 > \sigma_p$ のとき</p> $\log (\Delta \sigma - 2 \sigma_p) = A_0 + A_1 \cdot \log (\Delta \varepsilon_t - \Delta \sigma / E)$ <p>○ $\Delta \sigma / 2 \leq \sigma_p$ のとき</p> $\Delta \sigma = E \cdot \Delta \varepsilon_t$ <p>使用単位</p> <p>T : 温度 (°C) $375 \leq T \leq 550$</p> <p>$\Delta \sigma$: 応力範囲 (kg/mm²)</p> <p>$\Delta \varepsilon_t$: 全ひずみ範囲 (mm/mm)</p> <p>E : 従弾性係数 (kg/mm²)</p> <p>σ_p : 比例限 (kg/mm²)</p>	
A ₀	$-5.011106 + 0.5259598 \times 10^{-1} T - 0.1222898 \times 10^{-3} T^2 + 0.9048195 \times 10^{-7} T^3$
A ₁	$-3.464931 + 0.2953373 \times 10^{-1} T - 0.7150880 \times 10^{-4} T^2 + 0.5518891 \times 10^{-7} T^3$
E	<p>$375 \leq T < 450$</p> $E = 2.010 \times 10^{-4} - 4.00 T$ <p>$450 \leq T \leq 550$</p> $E = 0.2164011 \times 10^5 - 0.7060216 \times 10^4 T$ $+ 0.3684193 \times 10^{-2} T^2 - 0.1014639 \times 10^{-4} T^3$
σ_p	$42.9566 - 4.59888 \times 10^{-2} T + 1.47316 \times 10^{-4} T^2 - 1.93388 \times 10^{-7} T^3$ $- (83.0 - 8.75 \times 10^{-2} T) \times (0.002)^{0.417 - 5.125 \times 10^{-4} T}$

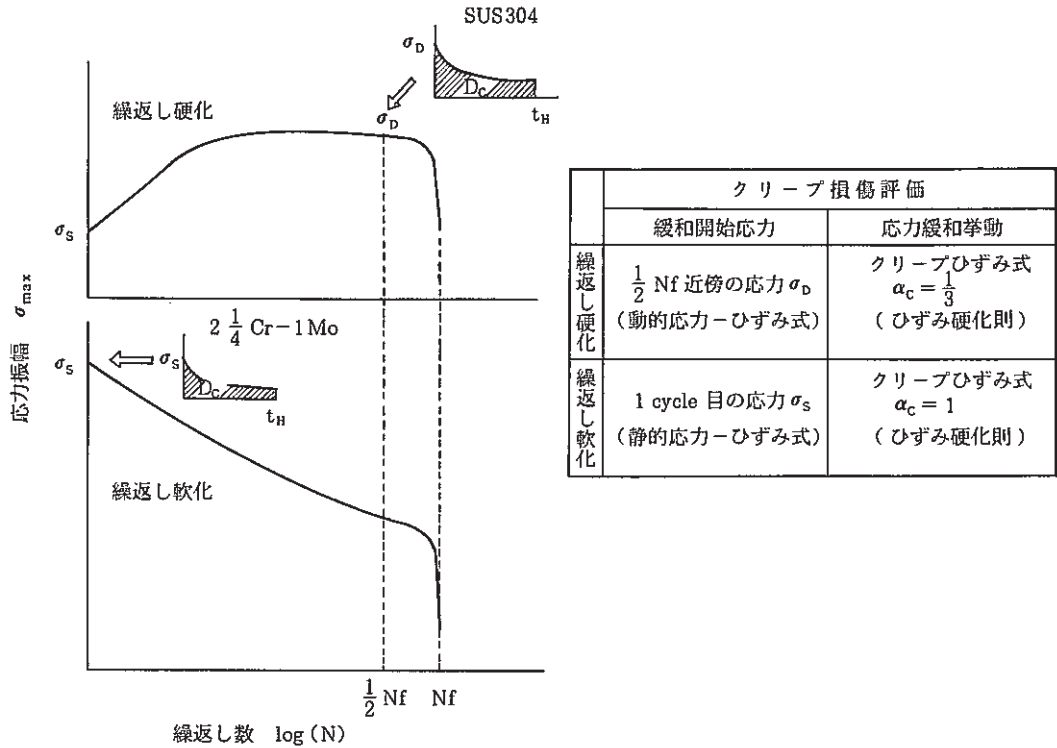


図 5.2-1 クリープ損傷の評価

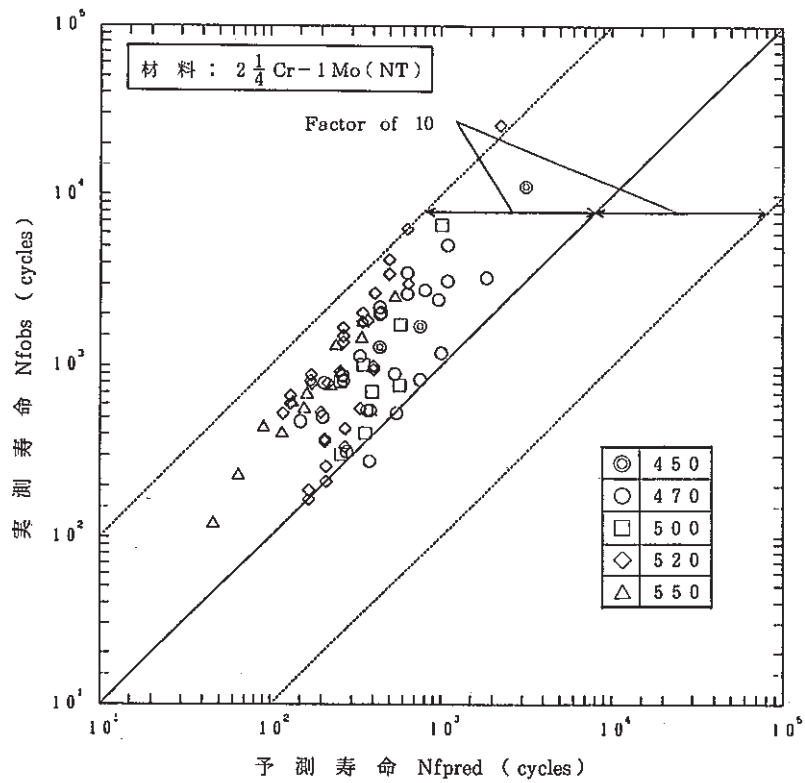


図 5.2-2 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の現行評価法によるクリープ疲労寿命予測

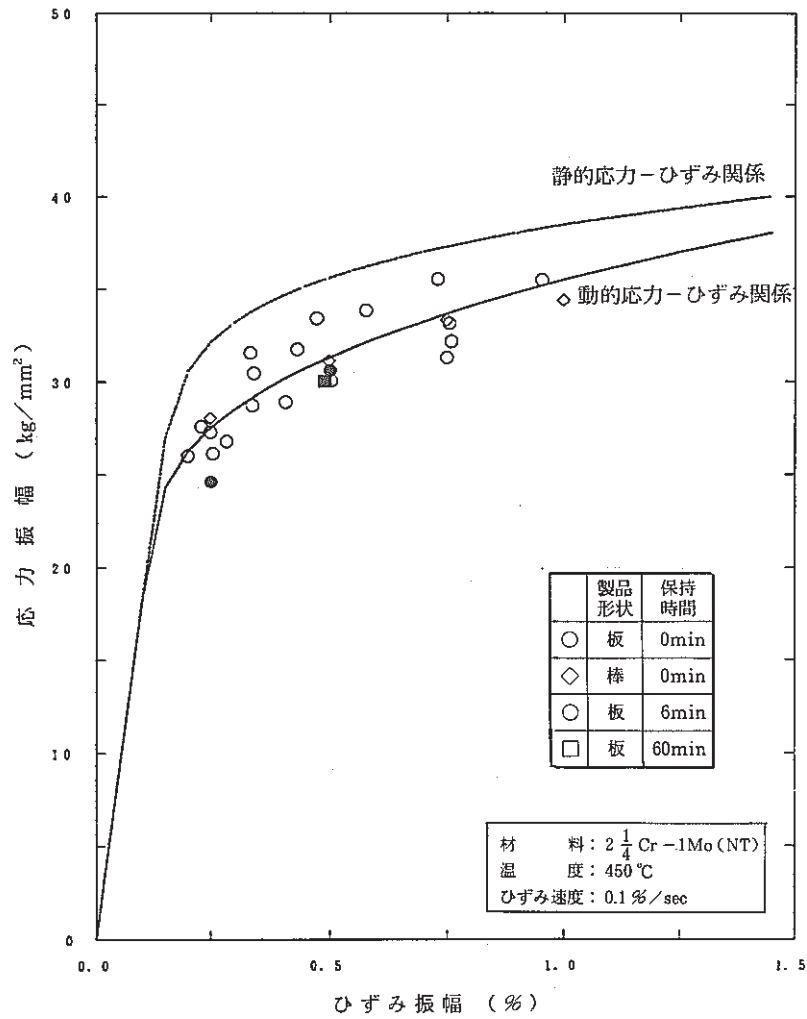


図 5.2 - 3(a) 動的応力-ひずみ関係 (450°C)

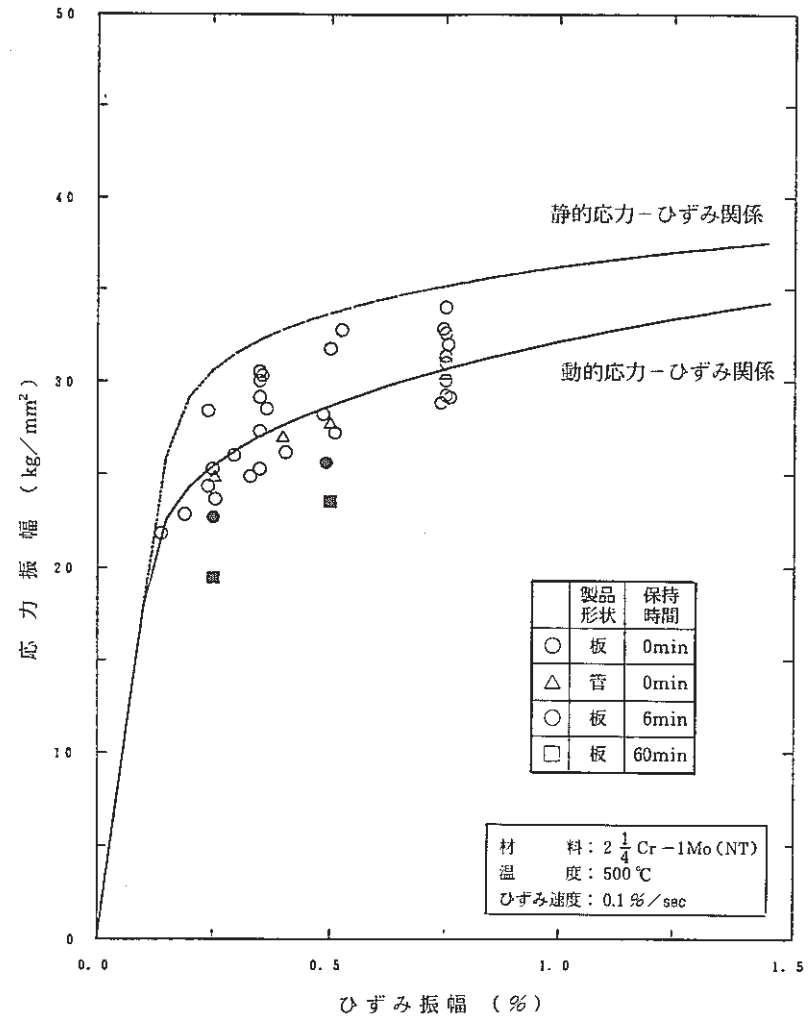


図 5.2 - 3(b) 動的応力-ひずみ関係 (500°C)

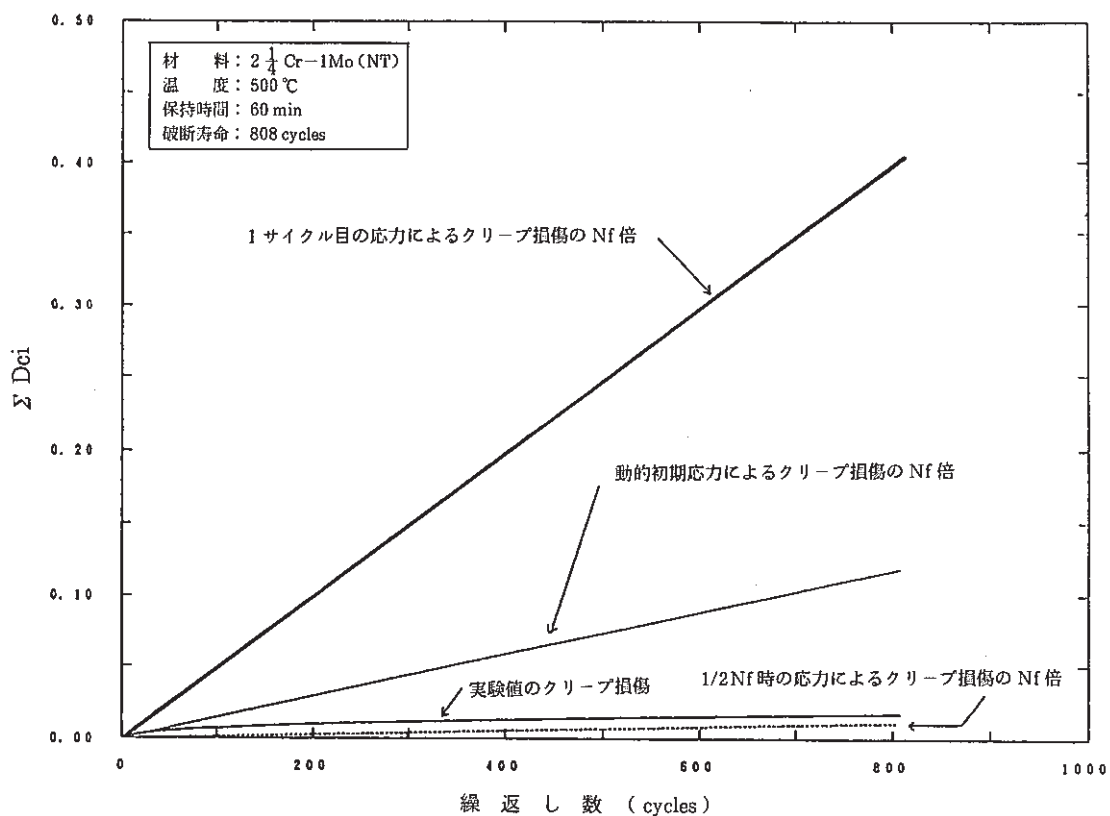


図 5.2-4 実験データに基づく累積クリープ損傷

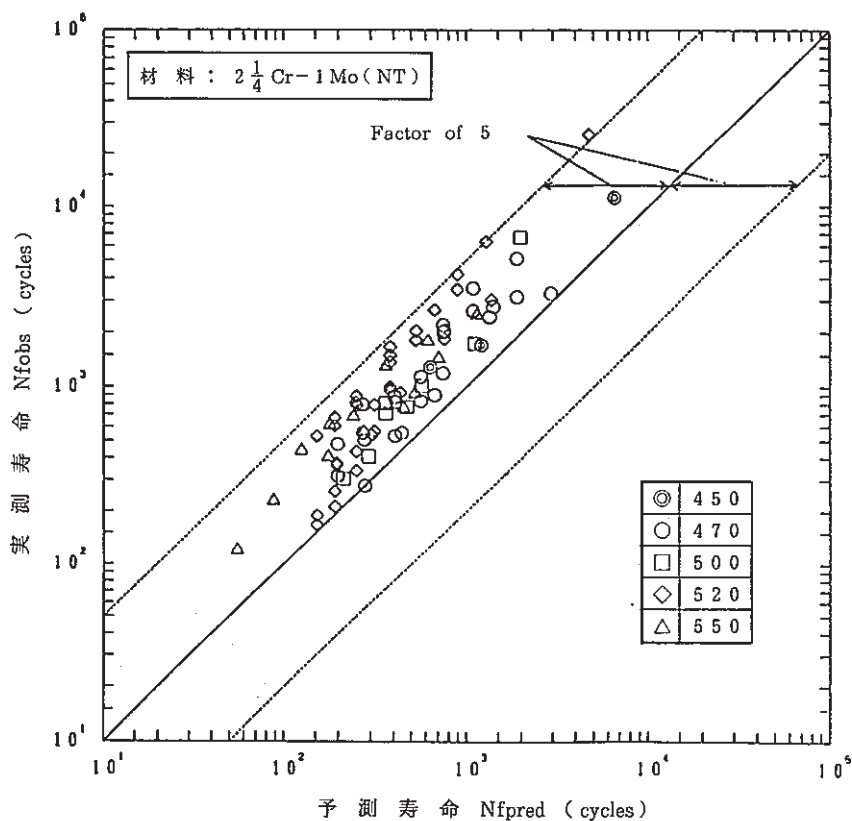


図 5.2-5 動的初期応力によるクリープ疲労寿命予測

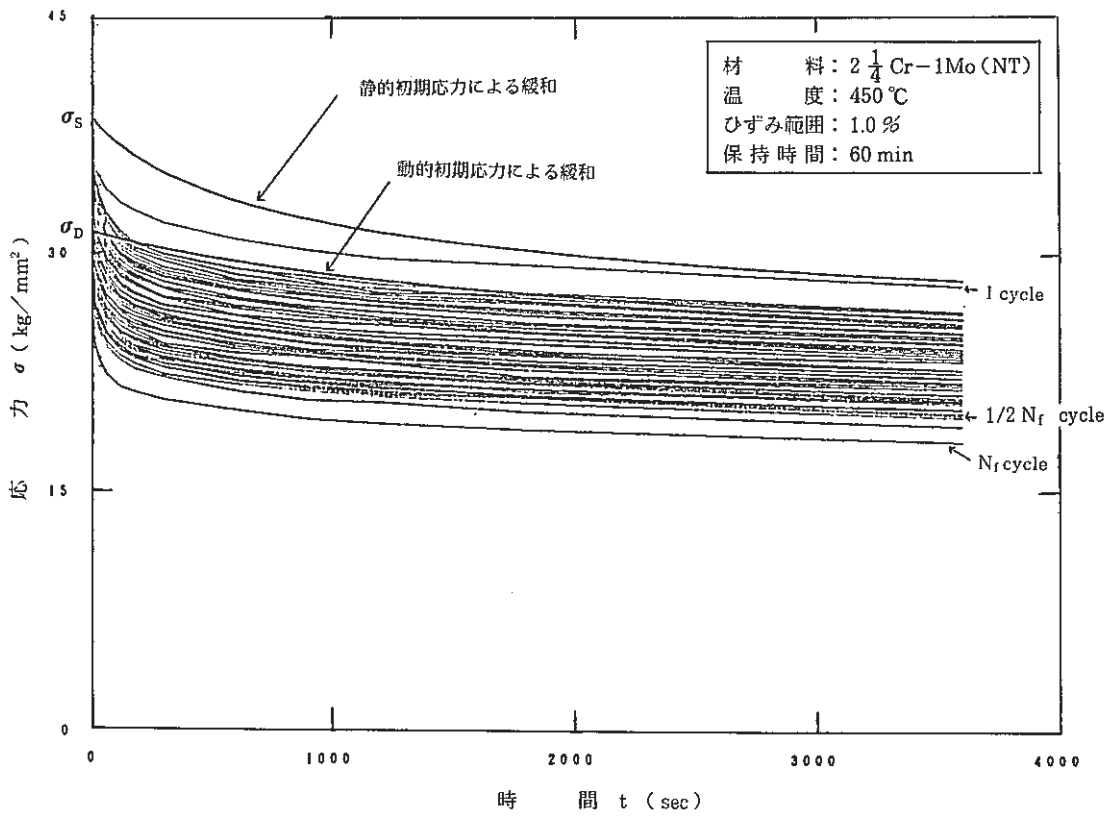


図 5.2 - 6(a) ひずみ保持中の応力緩和挙動 (450 °C)

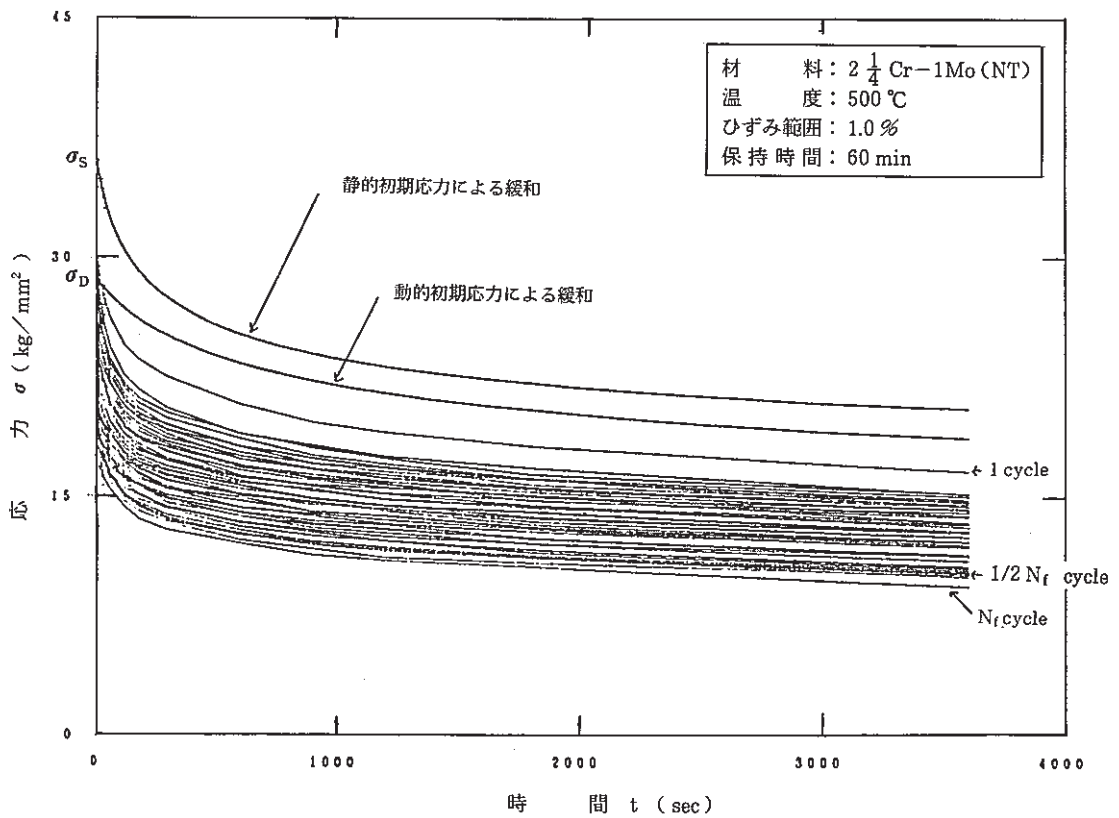


図 5.2 - 6(b) ひずみ保持中の応力緩和挙動 (500 °C)

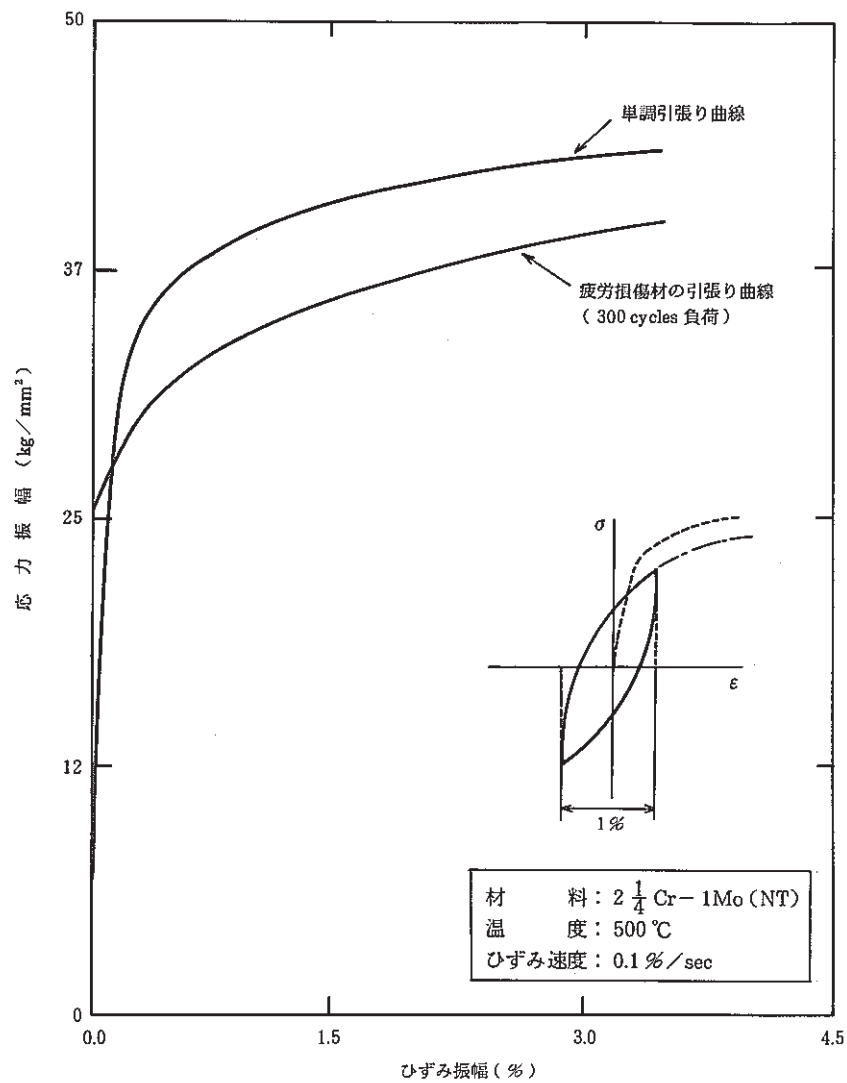


図 5.2 - 7 疲労損傷材の引張曲線

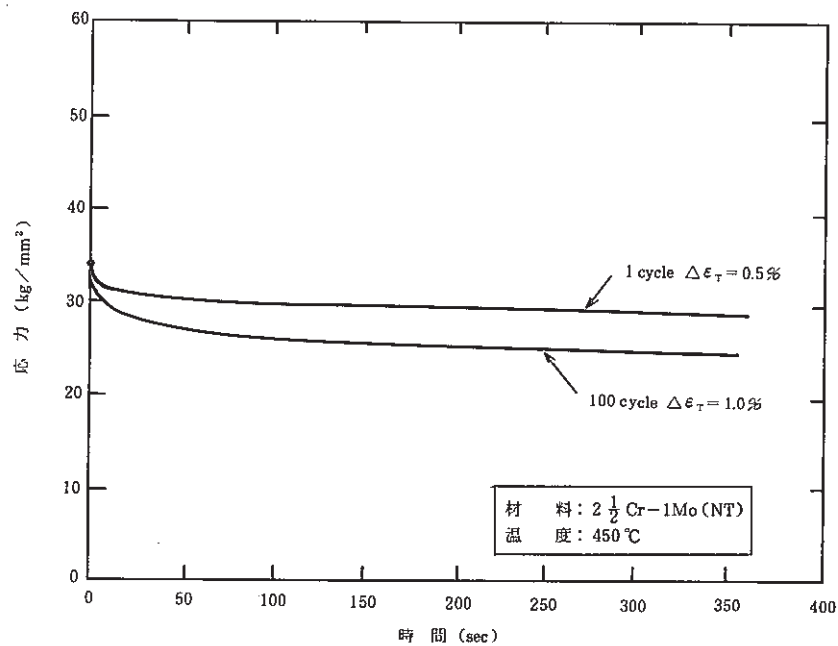


図 5.2 - 8 負荷応力に対する応力緩和量の比較

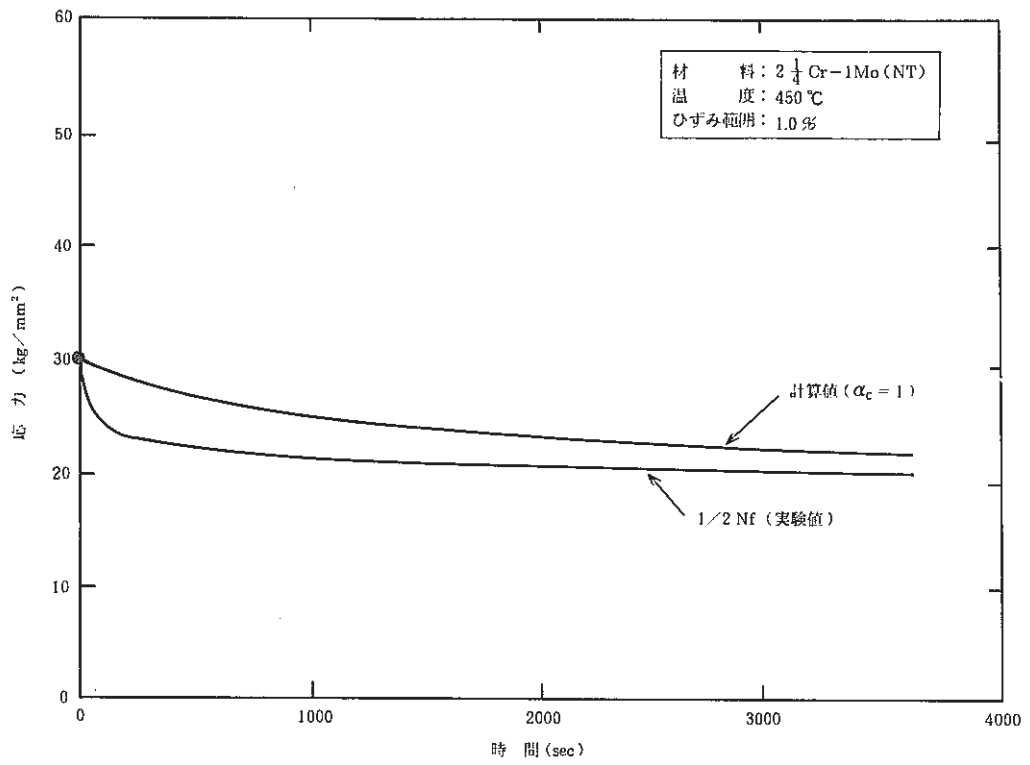


図 5.2 - 9(a) 1 サイクル目の計算による応力緩和の $\frac{1}{2}$ Nf データへの当てはめ (450°C)

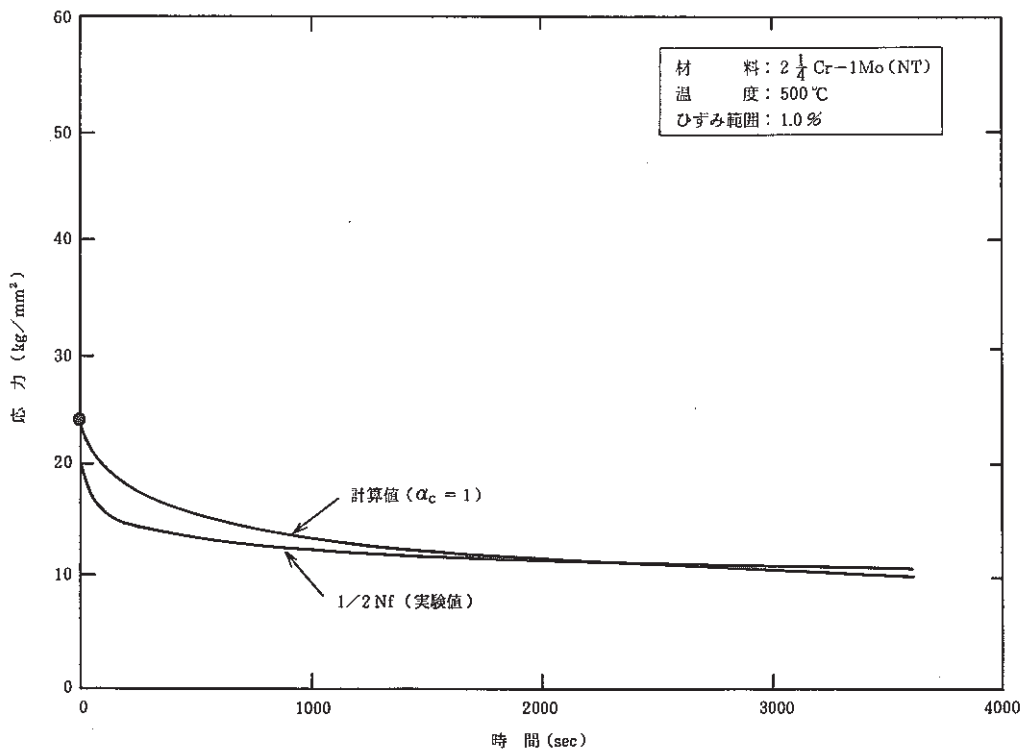


図 5.2 - 9(b) 1 サイクル目の計算による応力緩和の $\frac{1}{2}$ Nf データへの当てはめ (500°C)

疲労損傷 d_f

$$d_f = \frac{1}{N_{f0}} \quad N_{f0}: \text{対称三角波による疲労寿命}$$

クリープ損傷 d_c

緩和開始応力 — $\frac{1}{2} N_f$ 近傍の応力値で代表 (σ_D : 動的応力-ひずみ式)

応力緩和挙動 — 1 cycle 目の緩和挙動を適用 (σ_s : 静的応力-ひずみ式, $\alpha_c = 1$)

$$d_c = \int_0^{t_H} \frac{dt}{t_R}$$

クリープ疲労寿命予測

線形損傷則に基づく破損クライテリア — クリープ疲労の制限値 D

$$(d_f + d_c) \cdot N = D$$

N = クリープ疲労寿命

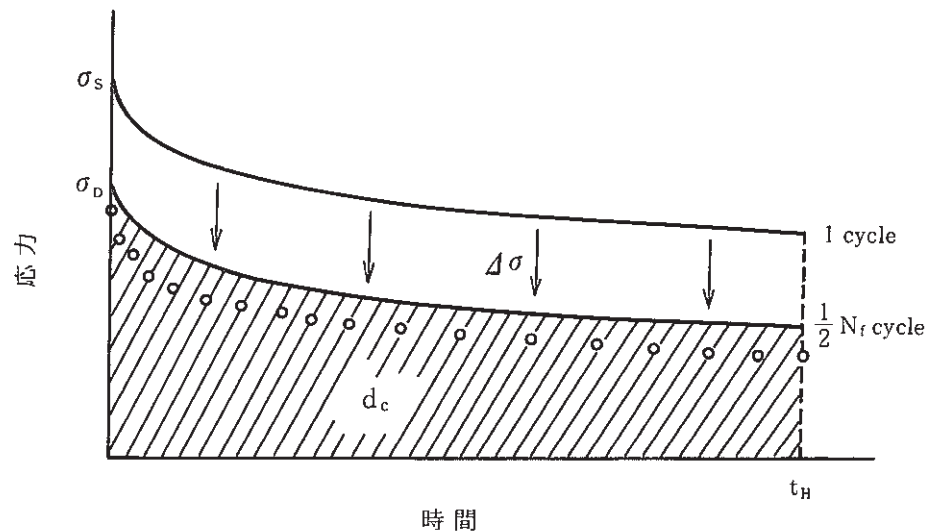


図 5.2-10 繰返し軟化材に関するクリープ疲労評価法の改善案

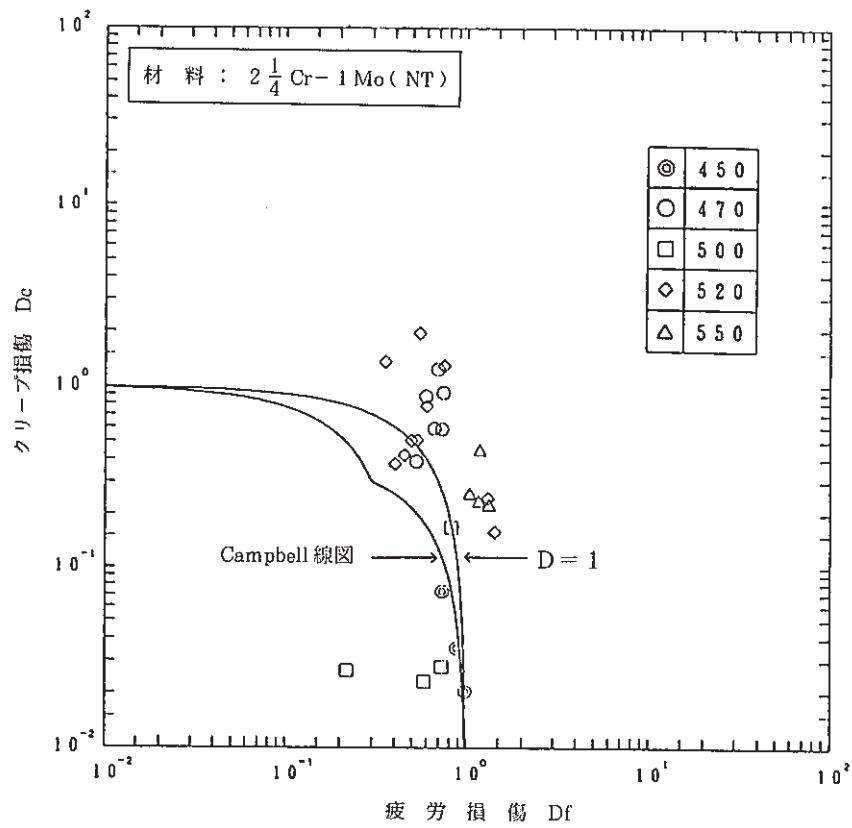


図 5.2 - 11 実験値の損傷

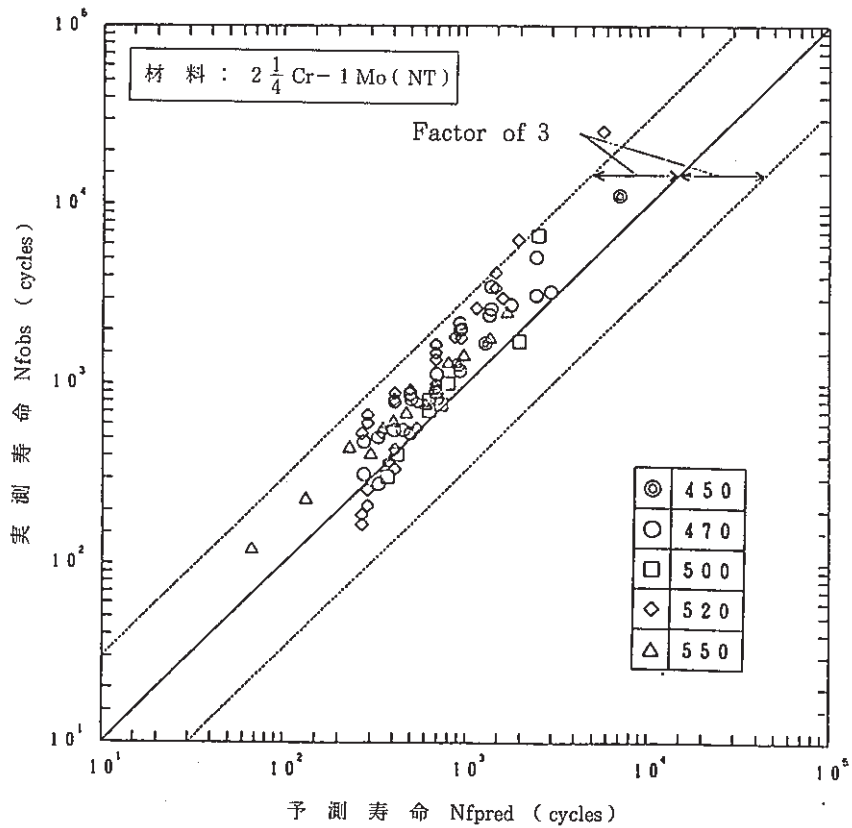


図 5.2 - 12 改善案によるクリープ疲労寿命予測

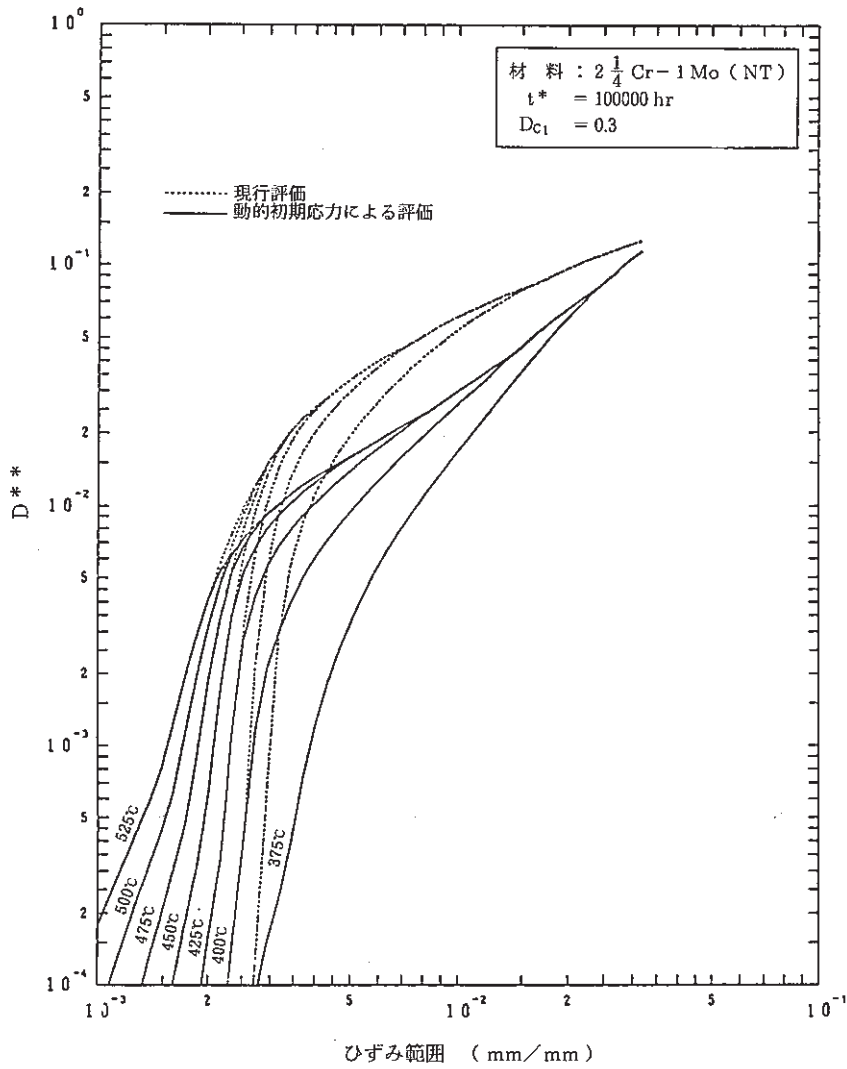


図 5.2 - 13(a) ピーク応力に関する緩和クリープ損傷係数 D^{**}
($t^* = 100000$ hr)

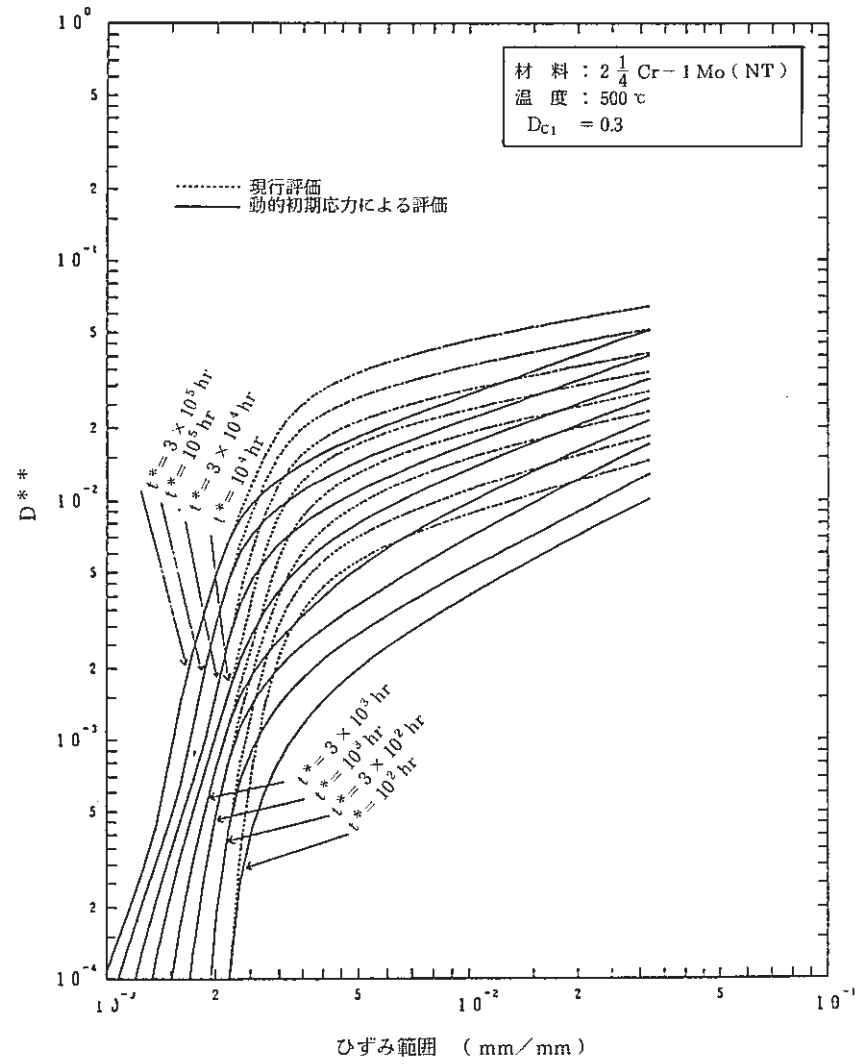


図 5.2 - 13(b) ピーク応力に関する緩和クリープ損傷係数 D^{**}
(500°C)

5.3 平均ひずみ効果に関する検討

(1) $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼 (NT) の片振りクリープ疲労試験の結果

実機の運転時に負荷される第1サイクル目のモードは片振り型負荷であるため、片振りの引張ひずみ保持を有する台形波による疲労試験で模擬でき、これを第1サイクル以降の負荷サイクルモードである両振りの引張ひずみ保持台形波の疲労試験と寿命を比較した。図5.3-1に示すように、片振り試験も両振り試験もクリープ疲労寿命に有意な差は見られないことがわかる。つまり平均ひずみ効果はなく、片振りであろうと両振りであろうと寿命は全ひずみ範囲の大小で左右され、緩和開始応力も初期のうちに両振り試験の応力値に近づき、寿命中に累積されるクリープ損傷にも有意な差はないといえる。ここで、第1サイクル目の片振り負荷がクリープ疲労寿命に及ぼす影響を調べるため、第1サイクル目を片振り、その後両振りとしてクリープ疲労寿命を計算した結果と、完全両振りとして計算した結果を図5.3-2に示す。これより、保持を伴う場合は、実験値ベースそして設計裕度のある場合の計算でも寿命は変わらず、第1サイクル目の片振り負荷の影響は無視できるものと思われる。

(2) 初期負荷サイクルに対するクリープ損傷係数 D_o^* の検討

高速炉の負荷条件に対して、長期1次応力が低い場合の緩和クリープ損傷係数 D_{cN} の算定にあたっては、図5.3-3に示すように一定応力レベル S_g によるクリープ損傷係数 D_{c1} と、1次および2次応力が S_g レベルまで緩和する間の緩和クリープ損傷係数 D_{c2} の和 ($D_{cN} = D_{c1} + D_{c2}$) として求められる。

D_{c1} の算出にあたっては次式に示すように、応力水準 S_g での許容時間と高温使用時間との比で表し、追加安全係数2を乗じてこれを0.3に等しいとしている。

$$D_{c1} = 2 \Sigma \frac{t^*}{t_d(S_g)} = 0.3 \quad (5.3-1)$$

t^* : 高温使用時間

t_d : S_g レベルの設計クリープ破断強さ ($\alpha_R = 10$)

D_{c2} の算出にあたっては、 S_g レベルまでの応力緩和挙動に弾性追従 ($q = 3$) を考慮して安全側の取り扱いとし、1次および2次応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^* として算出される。ここで $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼 (NT) に関しては、(1次+2次) 応力強さ範囲 S_n の大きさに応じて初期応力 S_i を定め、 D_{c2} は SUS 304 のような D^* の加算でなく、定格出力運転時に負荷される第1サイクル目の(1次+2次) 応力を完全片振り型負荷として考慮し、これを D_o^* として次式のように D^* に加算される。

$$D_{c2} = D_o^* + \sum_1^{n^*} D_i^* \quad (5.3-2)$$

n^* : S_g を上回る応力サイクル数

この D_0^* は D^* に比べ充分大きな値となるため、 D_{c2} は D_0^* の大小で決定され、設計上合理化することが望まれている。今回 5.2(1)の片振りクリープ疲労試験の結果から、平均ひずみ効果はなく両振り試験と寿命が変わらないことおよび D^* 算出時の安全係数20を考慮していることに基づき、つまり D_0^* を D^* に ($D_0^* = D^*$) 置き換えてもよいと考えられ、初期負荷の片振り型負荷の考慮を合理化できる見通しが得られた。

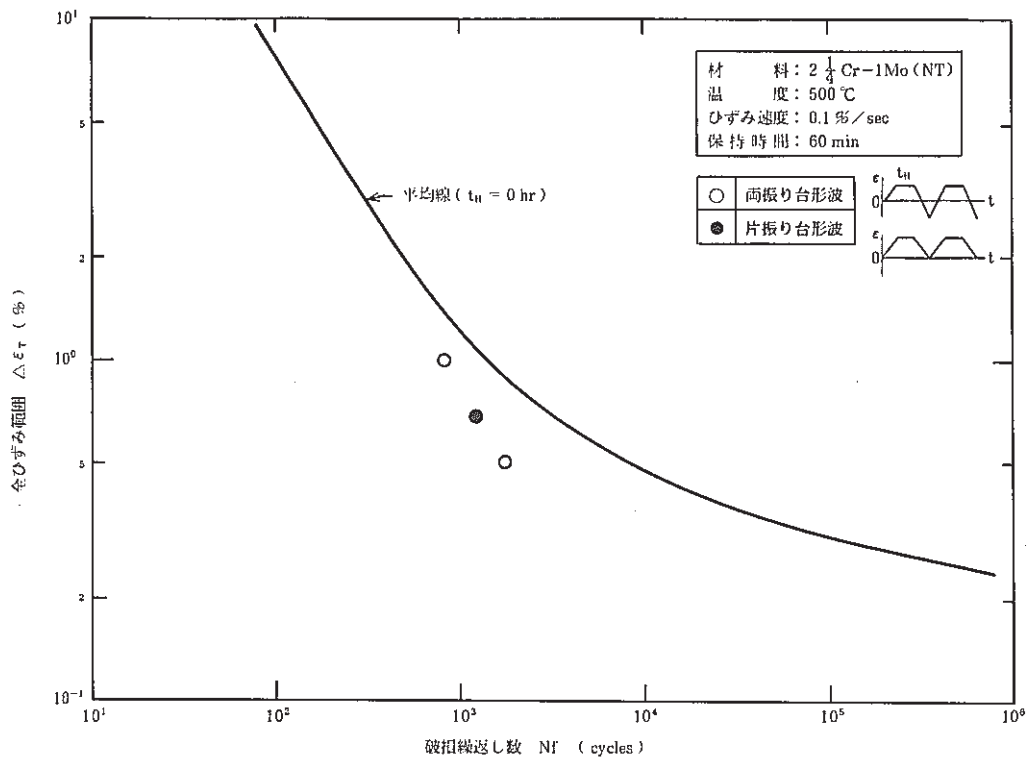


図 5.3 - 1 片振り両振り試験におけるクリープ疲労寿命

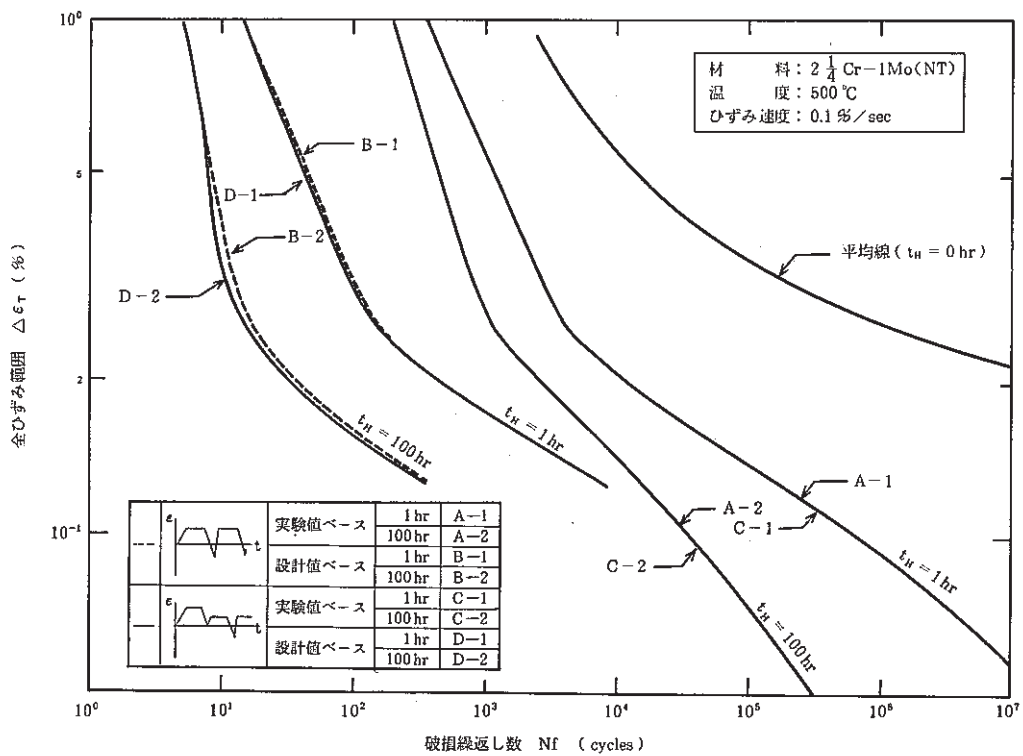


図 5.3 - 2 片振り負荷のクリープ疲労寿命に及ぼす影響

$$D_{cN} = D_{c1} + D_{c2}$$

D_{c1} : 一定応力 (S_g) でのクリープ損傷 ($D_{c1} \doteq 0.3$)

D_{c2} : (1次+2次) 応力による応力が応力水準 S_g に緩和する過程でのクリープ損傷

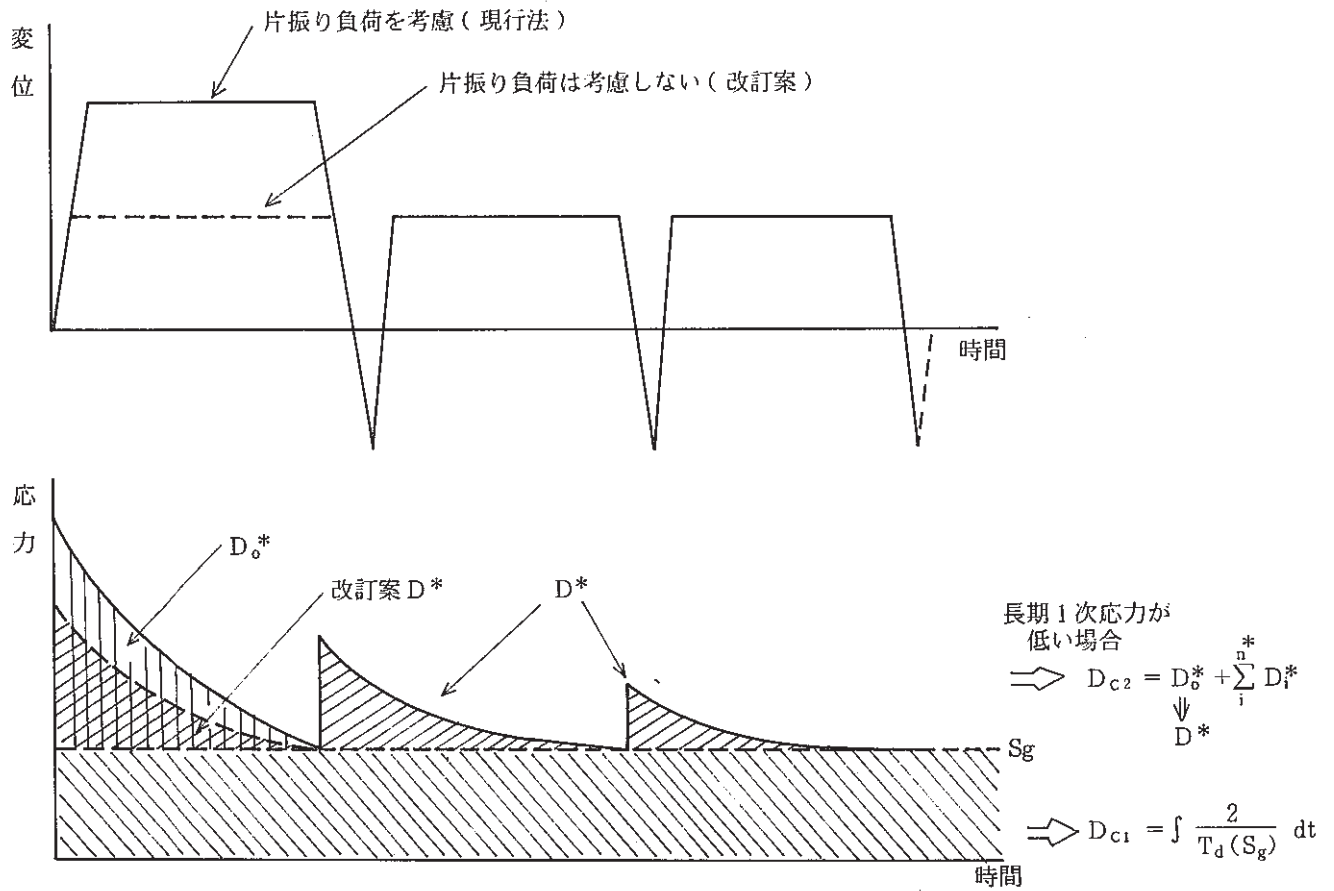


図5.3-3 (1次+2次) 応力によるクリープ損傷の評価

5.4 ま と め

本章に関する本年度成果を以下にまとめる。

- ① 現行 $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼のクリープ疲労評価法の見直し，合理化の検討を実施した事により，以下の知見，見通しを得た。
 - (a) 初期応力を動的応力-ひずみ関係から算定することで，現行の Factor 10 の予測精度を Factor 5 以内に改善できる。
 - (b) ひずみ保持中の応力緩和挙動を精度良く評価すれば，予測精度はさらに高くなることが期待できる。今回の試験結果では Factor 3 以内の予測結果を得た。
 - (c) 今回調査のクリープ疲労試験結果によれば，累積クリープ疲労損傷の制限値はほぼ妥当な評価を与える。
- ② ピーク応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^{**} に関する検討では，上記の合理化により，設計に重要な低ひずみ範囲において大幅な軽減が図れる見通しを得た。
- ③ クリープ疲労寿命に及ぼす平均ひずみ効果の検討により，（1次+2次）応力に対する緩和クリープ損傷係数 D^* における第1サイクルの完全片振り性の考慮を合理化できる見通しを明らかにした。

昭和63年度以降に必要な主な検討項目としては， $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼のクリープ疲労評価法の合理化に関しては，ひずみ保持中の応力緩和挙動の外挿性，特に低ひずみ領域での高予測精度化が，クリープ疲労評価体系の確立という観点からは，SUS 304等オーステナイト鋼を含めて中低温度領域でのクリープ損傷評価の合理化ならびに，両緩和クリープ損傷係数の統合を含めた合理化が挙げられる。

データ出典ならびに参考文献

- 1) 「高速原型炉第1種機器の高温構造設計方針」，動力炉・核燃料開発事業団，PNC N241 84-08 (1)，1984.
- 2) 三菱重工(株)，「SUS 304 鋼および $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼の高温強度に関する研究」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 222 80-13，1980.
- 3) 三菱重工(株)，「 $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼と SUS304 鋼のクリープ疲労相互作用下の切欠効果に関する研究」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 222 83-05，1983.
- 4) 三菱重工(株)，「 $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼伝熱管材の高温強度試験」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 222 84-06，1984.
- 5) バブ日立(株)，「 $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼母材・継手材の高温強度試験」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 202 80-22，1980.
- 6) バブ日立(株)，「 $2\frac{1}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼板材，鍛造材及び SUS321 鋼伝熱管の高温強度試験」，委託研究成果報告書，動力炉・核燃料開発事業団，PNC SJ 202 81-13，1980.

- 7) バブ日立㈱, 「SUS 304, SUS 321 および $2 \frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の高温強度試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 202 82-17, 1982.
- 8) 石川島播磨重工㈱, 「SUS 316 鋼伝熱管, 伝熱管-鍛造材溶接継手の高温強度試験および $2 \frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼伝熱管のクリープ疲労試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 218 79-09, 1979.
- 9) 石川島播磨重工㈱, 「 $2 \frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼伝熱管の PWHT 効果および SUS 316 鋼鍛造材の高温強度試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 218 80-07 1980.
- 10) 石川島播磨重工㈱, 「平均ひずみ疲労試験および SUS 321 鋼の高温強度試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 218 81-04 1981.
- 11) 石川島播磨重工㈱, 「 $2 \frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の PWHT 効果および SUS 321 鋼の高温強度試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 218 81-04 1981.
- 12) 川崎重工㈱, 「 $2 \frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼のクリープ構成方程式作成試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 213 81-01, 1981.
- 13) 川崎重工㈱, 「SUS 321 鋼鍛造材の高温強度試験及び $2 \frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼のクリープ, クリプ疲労試験」, 委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 213 81-08, 1981.
- 14) 飯田主査他, 「高速炉構造材料の設計許容応力の評価検討」, 日本溶接協会原子力研究委員会, P・FCI小委員会昭和53年度委託研究成果報告書, 動力炉・核燃料開発事業団, PNC SJ 225 78-04, 1978.

あ と が き

本報告を作成するに際しては、プラント工学室から適宜適切なコメントを頂いた。また、本社動力炉研究開発本部プラント技術開発グループより大所高所からの指導を得た。

本報告書を作成するに際して、多くのデータの引用を行った。その大部分は、材料開発室の材料試験グループが実施した試験あるいはKOM MT W/Gにおいて原子力プラントメーカーが委託によって実施した試験の成果であるが、9Cr系鋼に関しては、日本原子力発電㈱が日本溶接協会FSG小委員会に委託して実施した昭和60年度の国内データの調査ならびに、昭和61～62年度に実施した試験研究の成果に負うところが大きい。ここに、日本原子力発電㈱関係者の努力と主査の朝田東大教授をはじめとする委員会の方々の尽力に感謝の意を表す。また、9Cr系鋼および改良ステンレス鋼に関して、材料メーカー4社（新日本製鐵㈱、川崎製鉄㈱、日本鋼管㈱、㈱日本製鋼所）よりデータの提供を受けた。その協力に関し、改めて謝意を表す。