

損傷組織の定量化技術の研究

溶接部の高温損傷の定量化技術
— 先行基礎工学分野に関する平成11年度報告書 —

(研 究 報 告)

2000年3月

核燃料サイクル開発機構

大洗工学センター

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせ
ください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村村松 4 番地 4 9

核燃料サイクル開発機構

技術展開部 技術協力課

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to:

Technical Cooperation Section,

Technology Management Division,

Japan Nuclear Cycle Development Institute

4-49 Muramatsu, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki 319-1184,

Japan

© 核燃料サイクル開発機構 (Japan Nuclear Cycle Development Institute)

2000

損傷組織の定量化技術の研究

溶接部の高温損傷の定量化技術

—先行基礎工学分野に関する平成11年度報告書—

(研究報告書)

門馬義雄*、山崎政義**

永江勇二***、加藤章一***、長谷部慎一***、青砥紀身***

要旨

高速炉プラントの新構造材料および寿命診断技術の開発では、従来強度評価の補強資料として定性的理解のみに用いられてきた材料組織の微視的観察結果とその分析データを定量的に把握し、組織変化が材料特性におよぼす効果あるいは相関性を評価する手法の確立が必要である。特に炉心構造健全性を保証するために、溶接継手部における高温長時間強度特性と組織変化の関係を明らかにする技術開発のニーズが高い。このため、高速炉容器の溶接金属について、クリープによる組織の経時変化を定量化する技術に取り組んだ。

本研究では、まず高速炉容器用に開発された 316FR 鋼を母材として、16Cr-8Ni-2Mo および共金系(18Cr-12Ni-Mo)の溶接金属のクリープ試験を 823 および 873K で行い、37,000h までのクリープ破断データを取得することにより、そのクリープ特性を明らかにした。さらに、クリープ破断した試験片平行部の組織観察を行い、析出物の面積を定量化し、その経時変化とクリープ損傷の対応についての検討を行った。

溶接金属のクリープ強度は高応力短時間側で 16Cr-8Ni-2Mo 系が共金系よりも小さいが、低応力長時間側では 16Cr-8Ni-2Mo 系と共金系のクリープ強度が同等になる傾向がみられた。また、クリープ破断延性は 16Cr-8Ni-2Mo の方が共金系よりも優れていることがわかった。さらに、溶接金属の 823K での低応力長時間および 873K では δ フェライト中に析出した σ 相界面に発生する割れがクリープ破壊の起点となることを明らかにした。16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の析出量はいずれの温度時間においても共金系溶接金属よりも少ない。析出物の変化はマグネージで測定した残留 δ フェライト量の変化と良く対応しており、 δ フェライト量が時間の経過と共に減少するのに伴い、析出量は増加することを明らかにした。16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属のクリープ破断材平行部の析出量とクリープ破断時間(対数)との関係を Larson-Miller パラメータ(LMP)で整理すると、1次式で表すことができ、この式から 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の析出量の予測が可能になった。

* 客員研究員(高知工科大学 工学部 物質・環境システム工学科)

** 客員研究員(金属材料技術研究所 力学機構研究部)

***大洗工学センター ナトリウム・安全工学試験部 機器・構造安全工学 Gr.

Microstructural Assessment of Damaged Materials in FBR
Assessment of Creep Damage in Weldment

Y. MONMA*, M. YAMAZAKI**

Y. NAGAE***, S. KATO***, S. HASEBE*** and K. AOTO***

Abstract

In the past the microstructural observation was mostly applied to understand the materials behavior qualitatively in R&D of the new materials and the life prediction for the fast breeder reactor components. However, the correlation between the changes in properties and microstructures must be clarified to ensure the structural integrity. Particularly we are interested in the method to correlate the long-term properties and microstructural changes at high temperatures. The current research is to quantify the changes in microstructure of the weld metal for the welded structure of the reactor vessel.

In this research we have conducted creep testing of the weld metals at 823 and 873 K up to 37,000h. Two types of the weld metals (16Cr-8Ni-2Mo and 18Cr-12Ni-Mo) were subjected to the creep testing. Based on the areas of the precipitates, the microstructural characterization with time and creep damage was attempted.

The creep strength of the 16Cr-8Ni-2Mo weld metal is lower than that of the 18Cr-12Ni-Mo one at higher stresses, shorter times. But there is a trend toward to become similar strength with lower stresses and increasing times. The creep-rupture ductility of the 16Cr-8Ni-2Mo weld metal is superior to that of the 18Cr-12Ni-Mo one. The creep-rupture takes place at the interface of the sigma (σ) phases precipitated in the delta (δ) ferrites at 823K lower stresses and 873K. The amount of precipitates in the 16Cr-8Ni-2Mo weld metal is smaller than that in the 18Cr-12Ni-Mo one at each temperature and stress. Also it is apparent that the amount of the precipitates is primarily responsible to the decomposition of the δ phase, because the amount of the residual δ ferrites measured by the Magne-Gauge reduces with times. Using the Larson-Miller parameter it was possible to correlate the amount of the precipitates linearly with the LMP values.

* Guest Researcher, Dept. of Environmental Systems Eng., Kochi University of technology

** Guest Researcher, *** Mechanical Property Div., National Research Institute of Metals

*** Sodium and Safety Engineering Div., O-Arai Engineering Center, JNC

目 次

1. 緒言	1
2. 実験方法	2
3. 実験結果および考察	3
3. 1 クリープ破断特性	3
3. 2 クリープ破断の組織変化	3
3. 2. 1 クリープ破断材の光学顕微鏡による組織観察	3
3. 2. 2 クリープ破断材のSEMによる組織観察	4
3. 3 δ フェライト量の変化	5
3. 4 析出量の変化	5
4. 結言	7
5. 謝辞	8
参考文献	9

Caption List

- Table 1. Chemical composition (mass%).
- Table 2. Procedure of gas tungsten arc welding.
- Table 3. Chemical composition of δ ferrite in weld metals.
- Fig.1. Cross sectional view of welded joint.
- Fig.2. Sampling of test specimens from welded joint.
- Fig.3. Comparison of stress-time curves for base metal and weld metal.
- Fig.4. Creep ductility versus time rupture for base metal and weld meal.
(a) Elongation (b) Reduction of area
- Fig.5. Microstructure of rupture specimen at 823K.
- Fig.6. Microstructure of rupture specimen at 873K.
- Fig.7. Microstructure for rupture specimen of 16-8-2WM
at 823K (SEM microphotograph).
- Fig.8. Microstructure for rupture specimen of 16-8-2WM
at 873K (SEM microphotograph).
- Fig.9. Microstructure for rupture specimen of 316LWM
at 823 and 873K (SEM microphotograph).
- Fig.10. Relation between ferrite number and creep time in the rupture
specimen of 16-8-2WM and 316LWM.
- Fig.11. Relation between area fraction of precipitates and creep time in the rupture
specimen of 16-8-2WM and 316LWM.
- Fig.12. Relation between elongation and area fraction of precipitates in the
rupture specimen of 16-8-2WM.
- Fig.13. Fraction of precipitates and stress versus Larson-Miller parameter
in the rupture specimen of 16-8-2WM.

1. 緒言

高速炉プラントの新構造材料および寿命診断技術の開発では、組織変化が材料特性に及ぼす効果あるいは相関性を評価する手法の確立が必要である。従来、材料組織の微視的観察結果は強度評価の補強資料として定性的理解のみに用いられてきたが、その分析データを定量的に把握し、特に炉心構造健全性を保証するために、溶接継手部における高温長時間強度特性と組織変化の関係を明らかにする技術開発のニーズが高い。

SUS316 ステンレス鋼の炭素量を減少させ、窒素を添加することにより、高温クリープ特性を改善した低炭素-中窒素型 316 鋼(316FR)^{1)~2)} は、高速炉の一次系構造材料として開発されたもので、将来のプラント設計において、高温化および安全裕度の向上に大きく寄与することが期待されている。316FR 鋼の優れた高温特性を生かすために溶接材料の開発が行われており、母材と同様に低炭素-中窒素型の 16Cr-8Ni-2Mo および共金(低炭素 18Cr-12Ni-Mo, 316L)系の溶接材料が候補となっており、その溶接金属の高温特性について研究^{3)~8)}が行われている。しかし、それら溶接金属のクリープ特性については 10,000h 以下のデータでのみ評価されており 10,000h を超す長時間クリープデータに基づいた組織の経時変化は広範囲に検討されていない。このため、いずれの溶接金属の長時間クリープ特性が優れているのか未だ明らかではない。

本研究では、16Cr-8Ni-2Mo および共金系溶接金属の長時間クリープ破断データを取得し、そのクリープ特性評価を行った。更に、クリープ破断材の微視的組織観察結果とその分析データを定量的に評価し、材質劣化の溶接金属による違いを明らかにすることを試みた。

2. 実験方法

供試継手として、固溶体化熱処理を施した板厚 50mm の 316FR 鋼板を 16Cr-8Ni-2Mo および共金系ワイヤーを用いて、ガスタングステンアーク溶接法(GTAW)で製作した 2 種類の狭開先の突合せ溶接継手を用いた。母材およびワイヤーの化学組成を Table 1 に、溶接施工方法を Table 2 にそれぞれ示す。また溶接部のマクロ組織を Fig.1 に示す。

溶接継手から Fig.2 のようにして溶接金属試験片を採取し、クリープ試験片（直径 6mm, 標点距離 30mm）に加工した。クリープ試験は温度 823 および 873K で行い、最長破断時間 37,000h までのクリープ破断データを取得した。

組織観察は、溶接材およびクリープ破断材について光学顕微鏡および走査電子顕微鏡(SEM)を用いて行った。

溶接継手の高温クリープによる組織変化として代表的なものに析出物（金属間化合物を含む）等の析出および粗大化が挙げられる。そこで、クリープ破断材について析出物の定量化を行った。析出物の定量は 3,000 倍の SEM 画像を約 200 μ m 間隔で 25 視野取得し、その画像の中で観察可能な析出物の面積率を画像解析ソフトウェアにより求めた。また、析出量と δ フェライト量の関係を調べるため、マグネゲージを用いてクリープ破断材の δ フェライト量を測定した。また、 δ フェライトの化学組成をエネルギー分散型 X 線分光法(EDX)を用いて測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 クリープ破断特性

母材(BM) , 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属(16-8-2WM) および共金系溶接金属(316LWM) の応力と破断時間の関係を Nishida³⁾らの共金系溶接金属のデータと併せて Fig.3 に示す。16-8-2WM および 316LWM のクリープ強度はいずれの温度においても BM よりも小さい。また, 16-8-2WM のクリープ破断強度は 316LWM より小さいが, 低応力長時間側でその差は少なくなる傾向にある。16-8-2WM および 316LWM の 823K におけるクリープ破断時間と破断延性の関係を BM の結果と併せて Fig.4 に示す。なお, 316LWM の短時間側については Nishida³⁾らのデータを引用している。溶接金属の破断伸びは時間の経過と共に低下する傾向にある。また, 16-8-2WM のクリープ破断伸びは 316LWM よりもいずれの時間においても大きい(Fig.4(a))。クリープ破断絞りも伸びと同様の傾向を示し, 時間の経過と共に低下し, 16-8-2WM は 316LWM よりもいずれの時間においても大きい破断絞りを示す(Fig.4(b))。

以上の結果から, 16-8-2WM のクリープ破断強度は高応力短時間側で 316LWM よりも小さいが, その差は低応力長時間側で少なくなる。また, クリープ破断延性は 16-8-2WM の方が 316LWM より優れていることが明らかとなった。

3.2 クリープ破断材の組織変化

3.2.1 クリープ破断材の光学顕微鏡による組織観察

16-8-2WM クリープ破断材の 823K における 311h および 37,092h で破断した破断面近傍の光学顕微鏡組織を Fig.5 に示す。311h 破断材はオーステナイトおよび δ フェライト相が応力軸方向に引き延ばされた組織を呈しており, 延性的破壊が支配的であることがわかる(Fig.5(a))。一方, 長時間(37,092h)で破断した試料では δ 相に沿って割れが進展し脆性的に破壊していることがわかる(Fig.5(b))。873K で破断した 16-8-2WM の破面近傍の光学顕微鏡組織を Fig.6 に示す。873K においては, 短時間の 290h 破断材(Fig.6(a))で, 既に δ 相に沿って割れが進展している領域が観察されるが, その領域

は長時間の 30,301h 破断材(Fig.6(b))でより多くなる。

3.2.2 クリープ破断材の SEM による組織観察

823K でクリープ破断した 16-8-2WМ 平行部の SEM 組織を Fig.7 に示す。

311h 破断材では δ フェライト部に $1\mu\text{m}$ 以下の σ 相等の金属間化合物および M_{23}C_6 , Cr_2N 等の析出が観察される。2,924h 破断材では σ 相等の金属間化合物が 311h 破断材より粗大化しているものの M_{23}C_6 , Cr_2N 等のサイズはあまり変化しない。9,859h 破断材では金属間化合物が 2,924h 破断材よりもより粗大になり, 金属間化合物と δ フェライト界面で割れが観察される。最長時間の 37,092h 破断材では, 更に金属間化合物の粗大化が進み, 割れも多数観察されるようになる。一方, 873K では短時間破断材においても金属間化合物界面での割れが観察され, その量は時間の増加と共に多くなる。また, 金属間化合物は時間の増加と共に粗大化が進み, δ 相が少なくなっていることがわかる(Fig.8)。

823 および 873K における 316LWM クリープ破断材平行部の SEM 組織を Fig.9 に示す。いずれの温度においても σ 相界面に割れが観察される。また 316LWM における σ 相の析出量はほぼ同じ時間で破断した 16-8-2WМ(Fig7(c), Fig8(b))と比較して多い。さらに, 873K において 2,389h で破断した 316LWM の残留 δ フェライトは 2,043h で破断した 16-8-2WМ よりも少ないことがわかる。

以上の組織観察結果より, 溶接金属では δ フェライト相内に σ 相が析出しその σ 相が粗大化し σ 相界面に割れが発生し, その割れが成長し破壊に至ることが明らかとなった。また, 316LWM のクリープ強度が高応力短時間側で 16-8-2WМ よりも大きい原因は, 高温強度を上げるのに有効な Ni および Cr 量が 16-8-2WМ よりも 316LWM で多いためであると考えられる。一方, 316LWM のクリープ強度が低応力長時間側で 16-8-2WМ に近づくこと, また破断延性が 16-8-2WМ よりも 316LWM で小さくなるのは δ フェライト内に析出する σ 相の粗大化に起因するものと推察した。

3.3 δ フェライト量の変化

316系溶接金属のクリープ破断材では δ フェライト部に炭化物($M_{23}C_6$)、窒化物(Cr_2N)および金属間化合物(Laves, σ 相)の析出が認められる⁷⁾ことが報告されている。また、 δ フェライト相は強い磁性体であるが、 δ フェライト相から分解して析出する $M_{23}C_6$ 、 Cr_2N 、Laves相および σ 相は非磁性である。そこで、16-8-2WMおよび316LWMクリープ破断材平行部の δ フェライト相の分解量を調べるため、残留 δ フェライト量をマグネゲージにより測定した。16-8-2WMおよび316LWMクリープ破断材平行部の823および873Kにおける時間の増加に伴う δ フェライト量の変化をFig.10に示す。823Kにおける16-8-2WMの時間増加に伴う δ フェライト量の変化は少ない。しかし、873Kにおける16-8-2WMの δ フェライト量は短時間側で急激に減少し、長時間側では時間の経過とともに緩やかな減少傾向を示す。一方、316LWMの823Kにおける δ フェライト量は時間の増加とともに減少しその量は16-8-2WMよりも少なく、873Kでは2,000hを越えるとほぼ0(FN: Ferrite Number)となる。

3.4 析出量の変化

16-8-2WMおよび316LWMのクリープ破断材平行部におけるクリープ破断時間と析出量の変化をFig.11に示す。16-8-2WMの析出量は破断時間の増加とともに増加する。また、析出量はいずれの時間においても823Kよりも高温側873Kで多い。316LWMの析出量はいずれの温度においても16-8-2WMよりも多いが、873Kではその差が少ない。

以上の結果から、 δ フェライト相から析出する σ 相の主要構成元素であるCrが16-8-2WMよりも316LWMで多いため、 σ 相の析出量が多くなったものと考えられる。そこで、確認のため溶接材における16-8-2WMおよび316LWMの δ フェライト相の化学組成をEDXを用いて調べた。その結果をTable 3に示す。16-8-2WMのCr量は316LWMよりも3%程度少ない。そこで、 σ 相の析出量が16-8-2WMよりも316LWMで多い原因は δ フェライト中に含まれるCr量が多いためであることが確認できた。

次に、クリープ破断伸びと析出量の関係を明らかにするため、16-8-2WM クリープ破断材のクリープ破断伸びと析出量の関係を調べた(Fig.12)。823K において 16-8-2WM のクリープ破断伸びは、析出量の増加に伴い直線的に低下する。また、873K においてもクリープ破断伸びの低下と析出量の増加は良く対応している。これらのことから、析出物の増加はクリープ破断延性を低下させることが明らかである。

16Ni-8Cr-2Mo 系溶接金属について、クリープ破断時間の増加に伴う析出量の予測を行うために、析出量および応力とクリープ破断時間の関係を調べた。 Fig.13 は 16-8-2WM のクリープ破断材平行部の析出量の結果およびクリープ破断応力について、クリープ破断時間を Larson-Miller パラメータ、 $LMP=T(\log t_R+C)$ 、で整理した結果を示したものである。16-8-2WM の析出量と Larson-Miller パラメータ値は直線関係にあることが観察される。Fig.12 に示した 16-8-2WM の析出量(P [%])と Larson-Miller パラメータの関係は次式で表すことができる。

$$P [\%]=A(LMP)^{-G} \quad (1)$$

ここで、 T : 試験温度 (K), t_R : 破断時間 (h), C : 定数であり、定数 C は 20 とした。

また、 A , G は定数であり $A=1.583E-3$, $G=29.1167$ である。この式から 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の析出量の予測が可能になる。この式の信頼度を、最小二乗法により評価すると、 $R^2=0.95$ となり十分な信頼度があることがわかる。この式により 16-8-2WM の 823K における、100,000 時間の析出量を予測すると P =約 3.5 となる。

同様に、16-8-2WM のクリープ破断応力(σ)と Larson-Miller パラメータの関係は次式で表すことができる。

$$LMP=b_1+b_2(\log \sigma) \quad (2)$$

ここで、 b_1 , b_2 は定数であり $b_1=4.2996382E04$, $b_2=-9.614626E03$ である。この式の信頼度は式(1)と同様に最小二乗法で評価すると、 $R^2=0.93$ であった。この式から 16-8-2WM の 823K における、100,000 時間破断応力 σ は約 215MPa と予測することができる。以上のことから、温度 823K, 応力 215MPa の条件において 100,000 時間でクリープ破断する 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属破断材の析出量は約 3.5%であることがわかる。

4. 結言

共金系と 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の 823 および 873K における長時間クリープ特性および組織変化を比較検討し、以下の知見を得た。

- (1) 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属のクリープ破断強度は共金系溶接金属よりも小さい。しかし、低応力長時間側ではその差が小さくなる。
- (2) 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属のクリープ破断延性は共金系溶接金属よりも大きい。
- (3) 溶接金属の 823K での低応力長時間および 873K では δ フェライト中に析出した σ 相界面に発生する割れがクリープ破壊の起点となることを明らかにした。
- (4) σ 相の粗大化の程度が 16Cr-8Ni-2Mo 系よりも共金系溶接金属で大きいのは、 δ フェライト相に含まれる Cr 量が 16Cr-8Ni-2Mo 系よりも共金系で多いためであることがわかった。
- (5) 823K において δ フェライト量は時間の増加と共に緩やかに減少する、しかし 873K では短時間側で急激に減少しその後緩やかな減少傾向を示す。
- (6) いずれの温度においても、析出物の面積率は時間の経過と共に増加する。また、その量はいずれの時間においても 823K よりも 873K で多い。
- (7) 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属のクリープ破断材平行部の析出量およびクリープ破断応力とクリープ破断時間との関係を Larson-Miller パラメータで整理すると 1 次式で表すことができ、この式から 16Cr-8Ni-2Mo 系溶接金属の析出量およびクリープ破断応力の予測が可能となった。

5. 謝辞

本研究を行うにあたり、金属材料技術研究所の本郷宏通研究員の多大なる御尽力により成しえたものである。ここに感謝の意を表します。

参考文献

- 1) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野満, 小松肇, 田下正宣, 西田隆 : 鉄と鋼, 8(1989), 1346
- 2) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野満, 小松肇 : 鉄と鋼, 5(1989), 825.
- 3) T.Nishida, M.Ueta, M.Sukekawa, H.Hirayama, Y.Asada, ASME PVP, 262(1993), 75.
- 4) 中澤崇徳, 藤田展弘, 木村英隆, 小松肇, 高鍋清志, 川口聖一 : 鉄と鋼, 80(1994), 783.
- 5) 長谷部真一, 浅山泰 : 材料, 46(1997), 7.
- 6) 中澤崇徳, 祐川正之, 古藤広之, 田口耕世, 永田三郎, 藤岡照高 : CAMP-ISIJ, 10(1997), 1422.
- 7) 中澤崇徳, 祐川正之, 古藤広之, 田口耕世, 森本裕, 川崎信史 : CAMP-ISIJ, 11(1998), 1172.
- 8) 本郷宏通, 山崎政義, 渡部隆, 衣川純一, 田辺龍彦, 門馬義雄, 中澤崇徳 : 材料, 48(1999), 116.

Table 1 Chemical composition (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
316FR	0.009	0.58	0.84	0.026	0.002	11.13	16.89	2.25	0.07
316L Wire	0.012	0.36	1.30	0.022	0.003	11.10	18.33	2.30	0.121
16-8-2 Wire	0.012	0.56	1.31	0.022	0.001	8.08	16.22	1.81	0.117

Table 2 Procedure of gas tungsten arc welding.

Side	Layer	Number of passes	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)
Front	14	3	190/230	9~11	10
	13	1	210/250	10~11	
	6~12	1	240/270		
	2~5	1	240/270		
	1	1	240/280		
Back	1~11	1	240/270	10~11	10
	12,13	1	210/250	9~11	
	14	1	170/220		
	15	3	130/175		

Interpass temperature $\leq 423\text{K}$ Table 3 Chemical composition of δ ferrite in weld metals(mass%).

Material	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
316L weld metal	0.70	1.04	5.58	23.15	5.26
16-8-2 weld metal	0.76	1.09	5.46	19.87	3.94

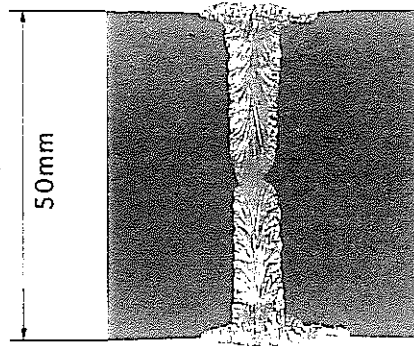


Fig. 1 Cross sectional view of welded joint.

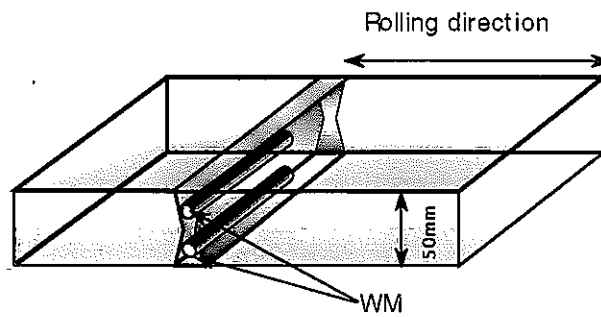


Fig. 2 Sampling of test specimens from welded joint.

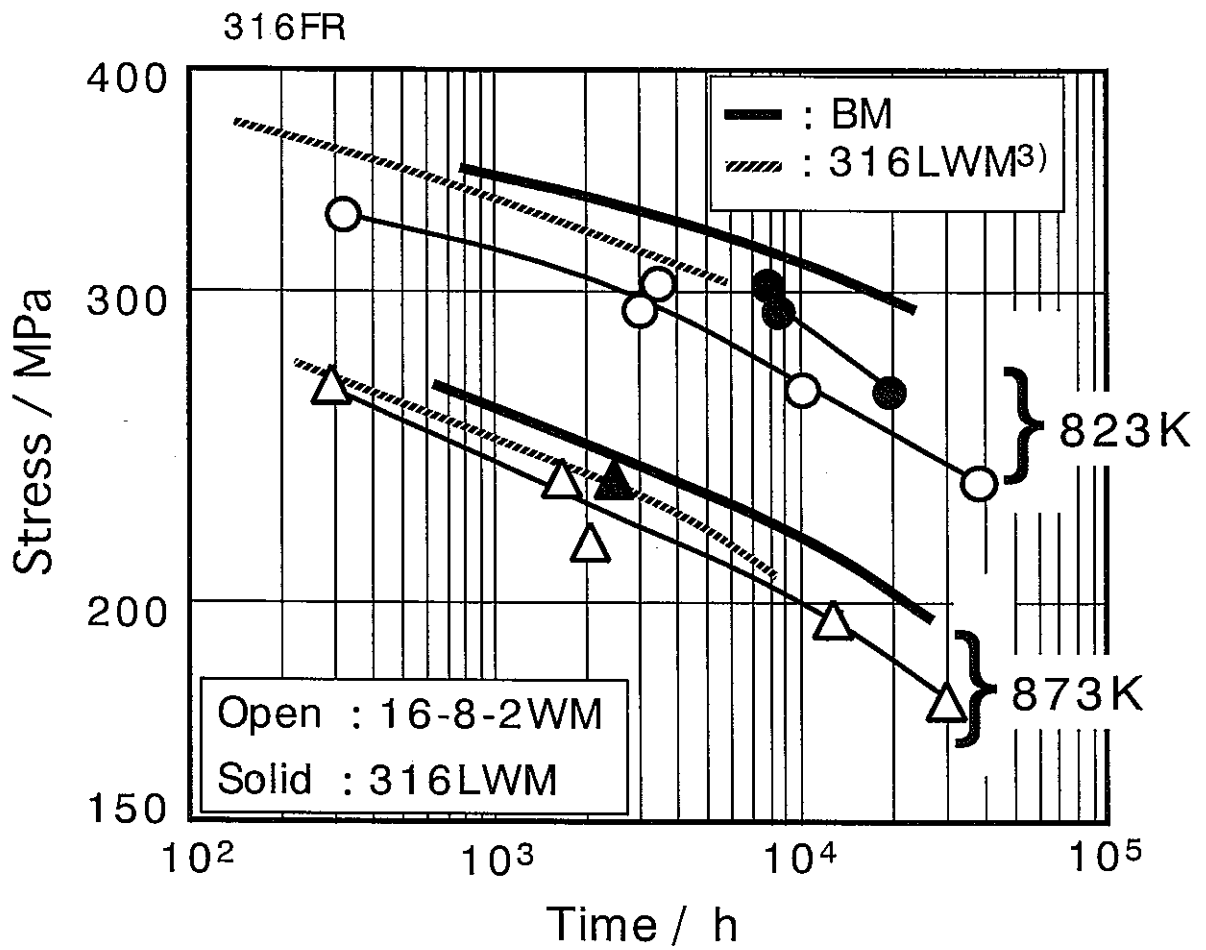


Fig.3 Comparison of stress-time curves for base metal and weld metal.

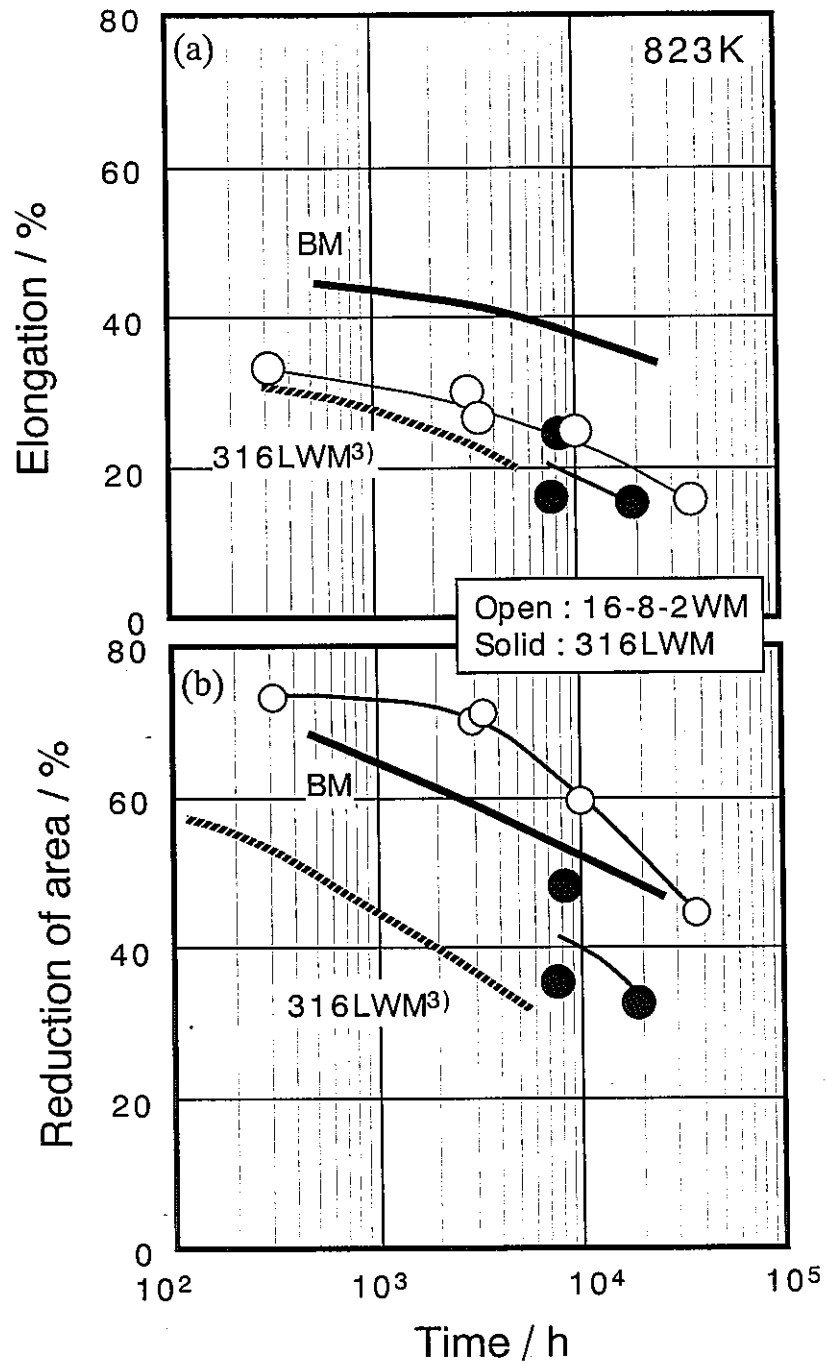


Fig.4 Creep ductility versus time rupture for base metal and weld meal at 823K.
 (a) Elongation
 (b) Reduction of area

16-8-2WM

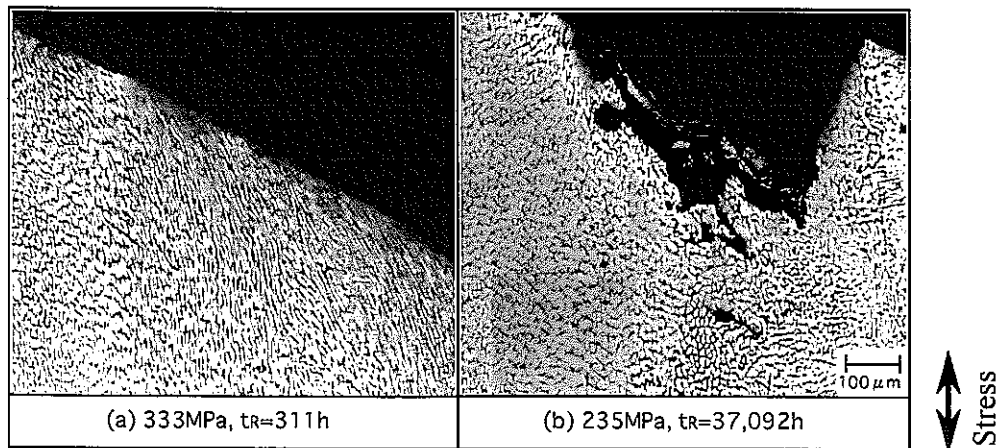


Fig.5 Microstructure of rupture specimen at 823K.

16-8-2VM

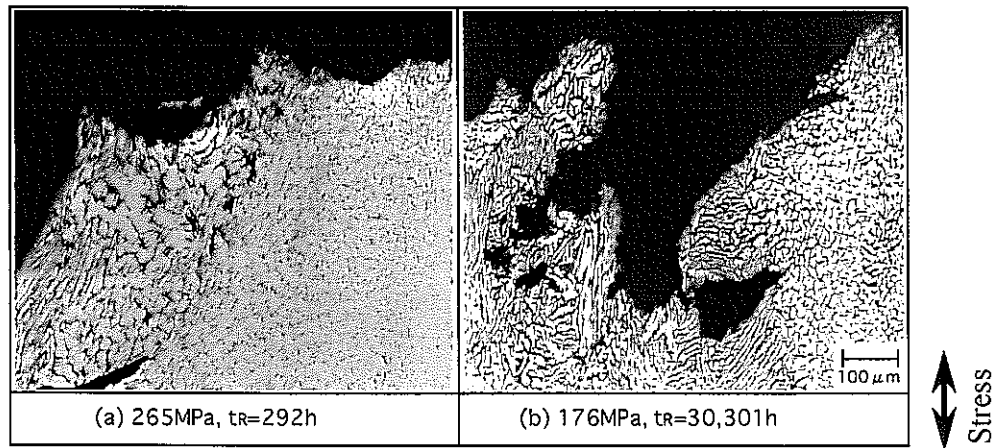


Fig.6 Microstructure of rupture specimen at 873K.

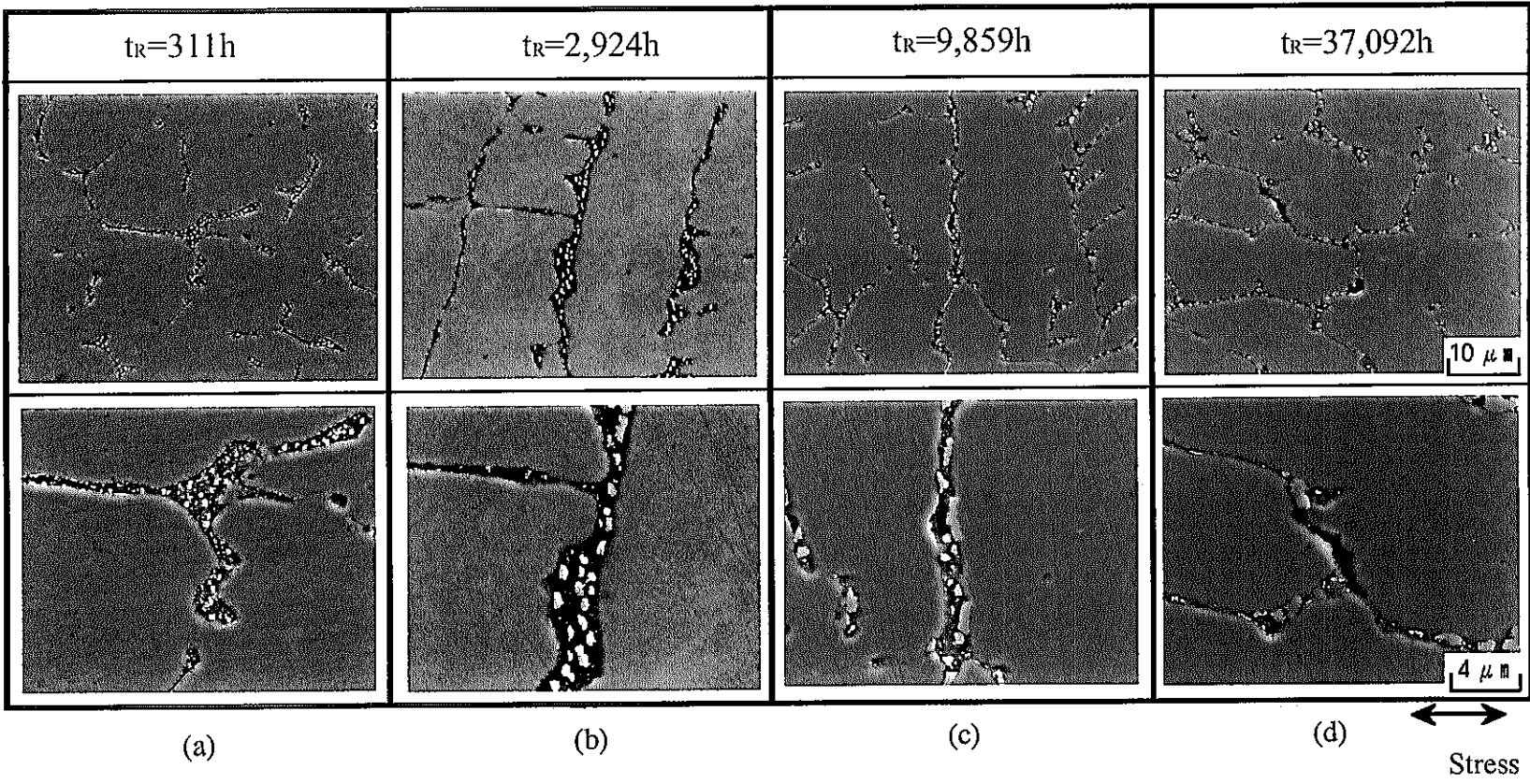


Fig.7 Microstructural change in the ruptured specimens of 16-8-2WM at 823K (SEM micrographs).

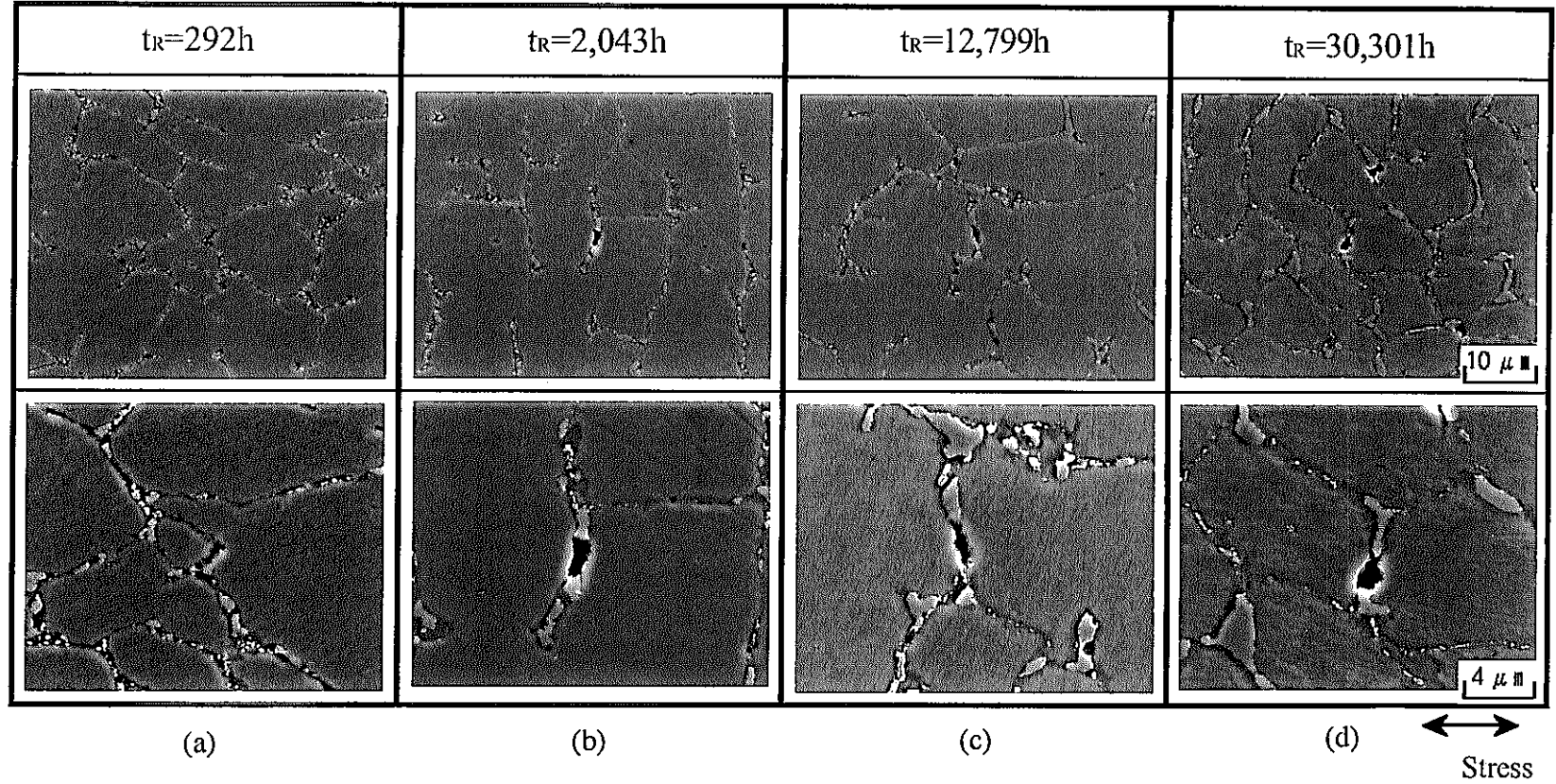


Fig.8 Microstructural change in the ruptured specimens of 16-8-2WM at 873K (SEM micrographs).

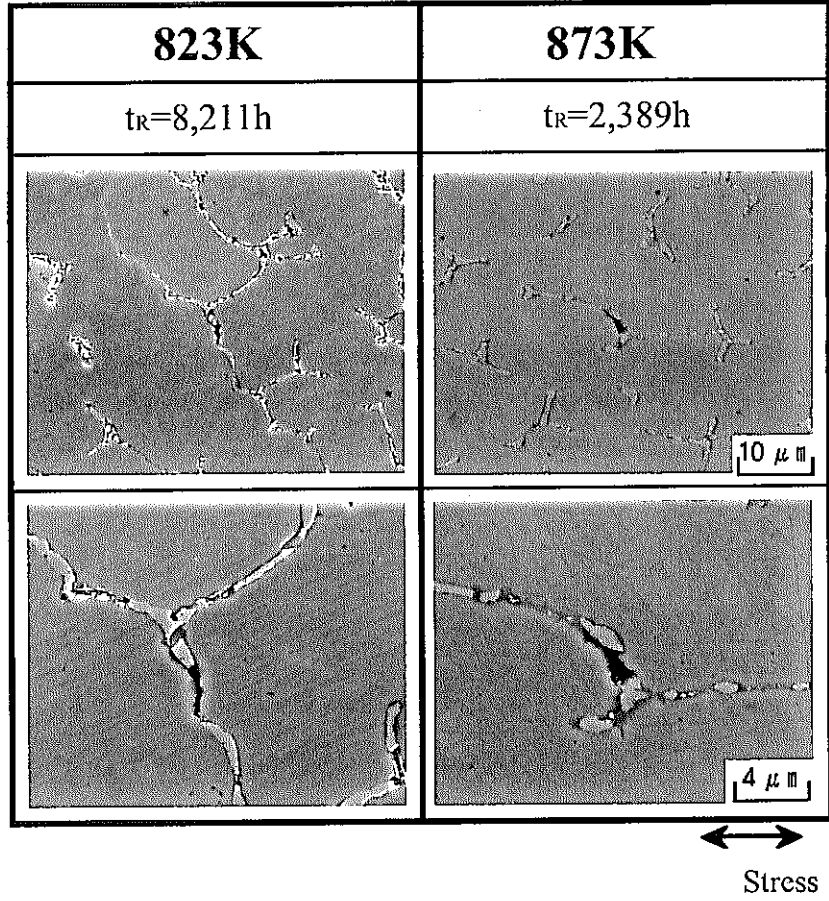


Fig.9 Microstructural change in the ruptured specimens of 316LWM at 823 and 873K (SEM micrographs).

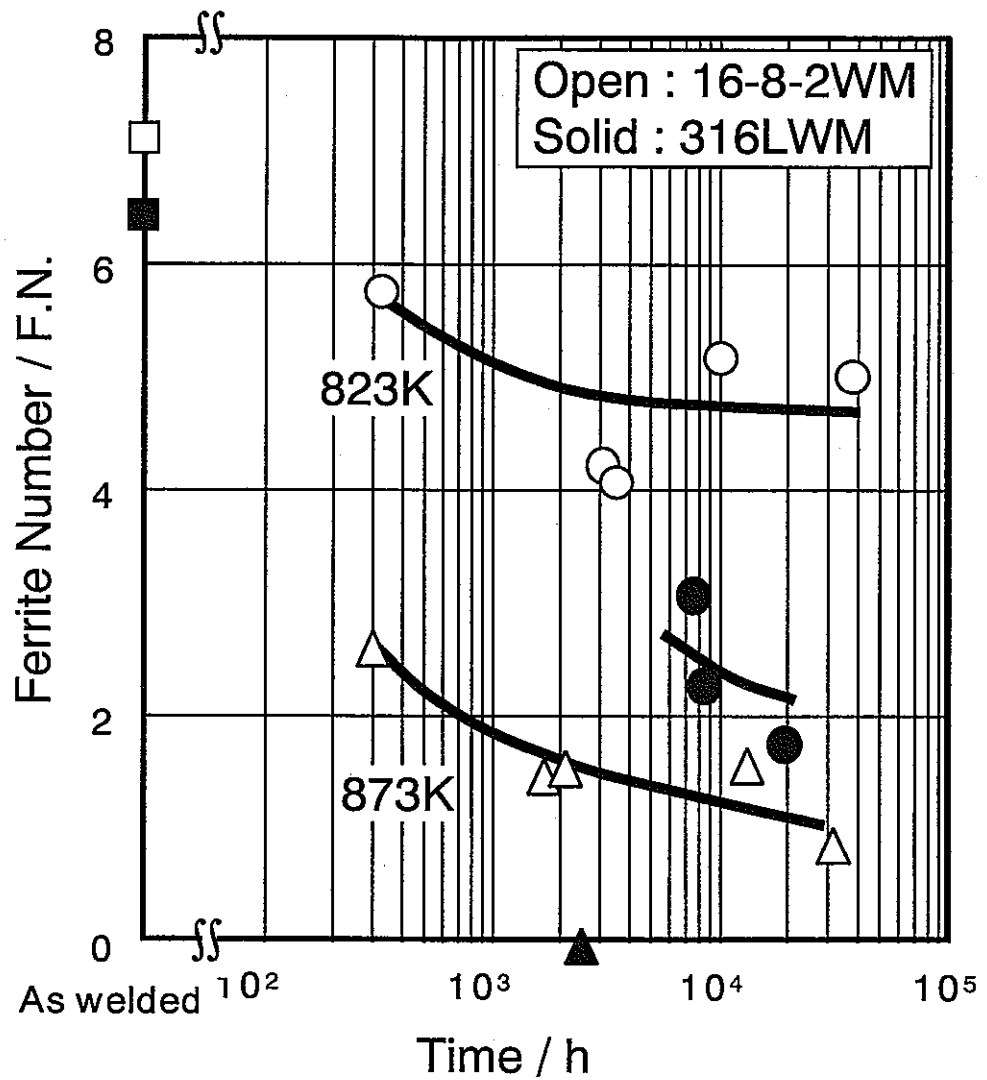


Fig.10 Relation between ferrite number and creep time in the rupture specimen of 16-8-2WM and 316LWM.

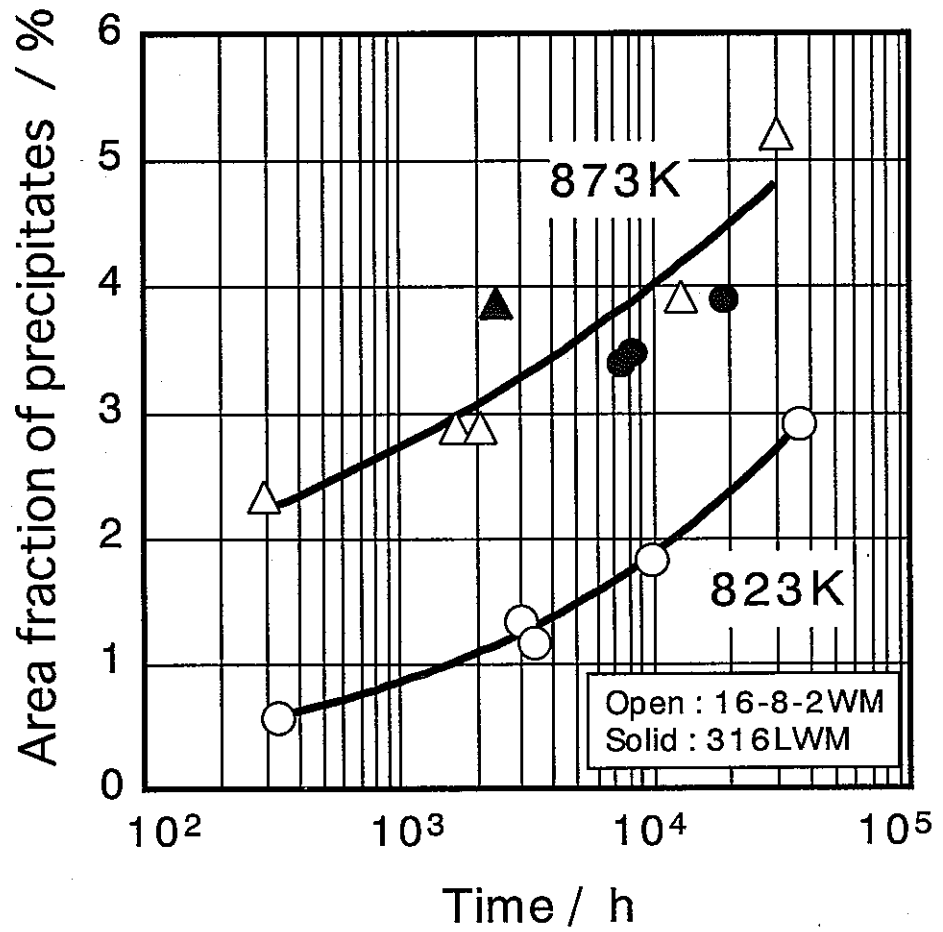


Fig.11 Relation between area fraction of precipitates and creep time in the rupture specimen of 16-8-2WM and 316LWM.

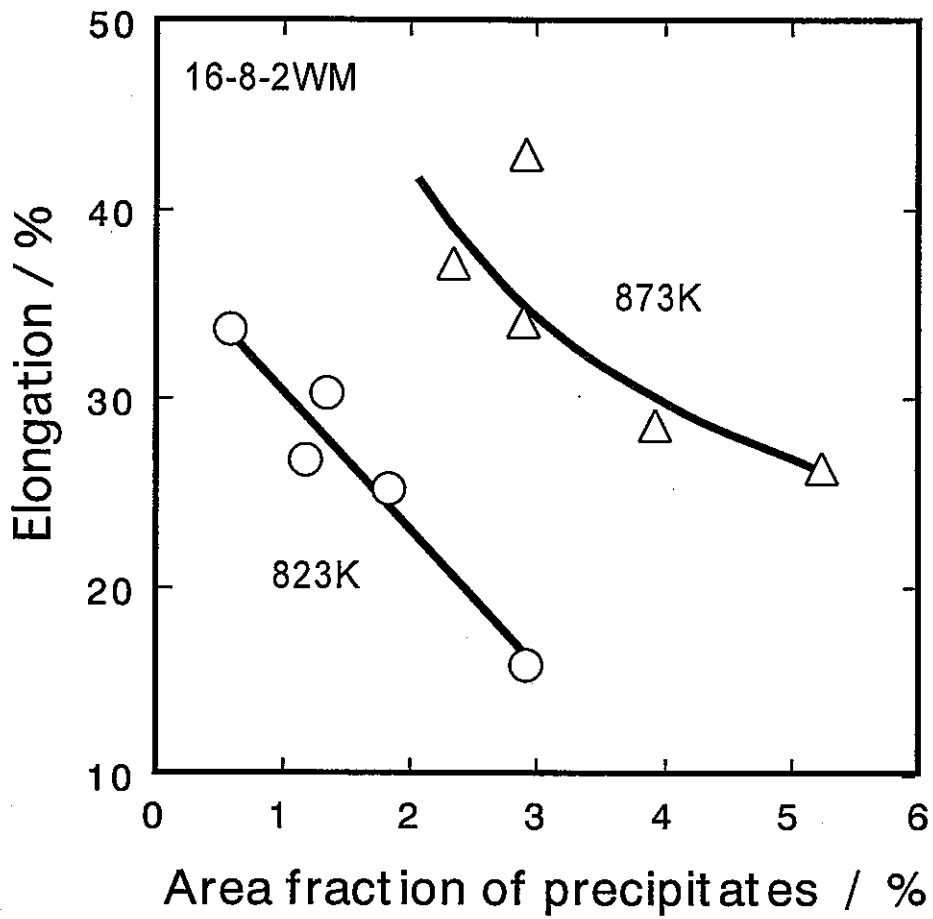


Fig.12 Relation between elongation and area fraction of precipitates in the rupture specimen of 16-8-2WM.

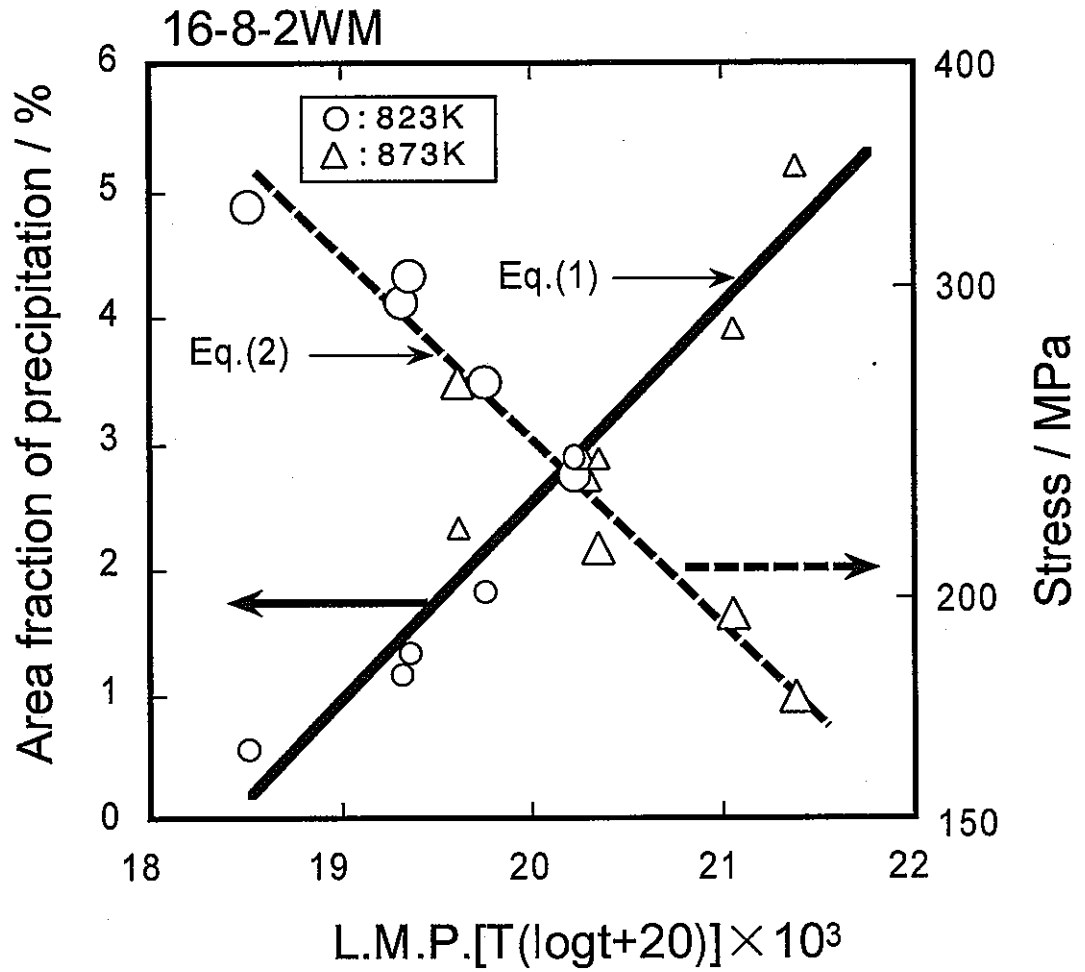


Fig.13 Fraction of precipitates and stress versus Larson-Miller parameter in the rupture specimen of 16-8-2WM.