

改良 9Cr 鋼溶接部の微視組織を考慮した 異方性クリープ解析

FEM Analyses of Creep in Welded Modified 9Cr Steel Considering Microstructures in Weld and HAZ

東京理科大学
都立産技高専

中曽根 祐司
鈴木 拓雄

Yuji NAKASONE
Takuo SUZUKI

正員
正員

Modified 9Cr-Mo steel is a candidate structural steel for demonstration fast breeder reactors (FBR's). Due to low thermal activation, the steel can maintain steady-state deformation during long-term creep. The creep strength of its weldment is lower than that of the base metal. Because of different creep strain rate in the solidified weld metal and heat-affected zone (HAZ), creep deformation in HAZ can be lowered but maximum principal stress augmented in fine-grained HAZ to cause detrimental Type IV cracks in this zone.

In this study, FEM analyses were made on long-term creep of over 60 years in double U groove welded Modified 9Cr-Mo steel with typical microstructures in the welded region of the steel taken into consideration. The typical welded region of the steel consists of solidified weld, coarse grain HAZ, fine grain HAZ, interfacial HAZ and base metal. These microstructures were modeled as polycrystal structures having slip systems approximated by rectilinearly anisotropic deformation properties.

Keywords: 9Cr-Mo Steel, Type IV Creep Crack, FEM Creep Analysis, Microstructure, Norton's Law

1. 緒言

CO₂ 排出量を削減するためには発電効率の向上が有効であり、そのためには発電タービン内の蒸気を高温高压化する必要がある。改良 9Cr 鋼は、V や Nb 量を最適化して、9Cr 鋼の強度、耐食性、耐熱性をより一層高め、超々臨界圧 (Ultra supercritical, USC) 火力発電用としても使用可能にした材料である [1,2]。

この改良 9Cr 鋼は、オーステナイト系耐熱鋼と比較して熱膨張率が低く熱伝導率が高いため熱応力を低減することができることから、内外部の温度差に起因する熱応力によるクリープ疲労損傷が深刻となる大型構造物に用いられてきた [1,2]。

もんじゅやその後の実証炉においては、一体型蒸気発生器伝熱管の材料として改良 9Cr 鋼の使用が考えられており [3]、低熱膨張率・高熱伝導率による配管総長短縮等の経済的利点も期待されている [4]。

高クロム鋼は一般に、Cr 量を高め、組織を焼戻しマルテンサイトとして転位密度を高めることにより高いクリープ強度と耐食性を実現している [5] が、溶接継手の熱影響部 (HAZ) の細粒域に Type IV と呼ばれる内部損傷が生じ、溶接部のクリープ強度が母材よりも低下する現象が報告されている [6]。

この現象に対して、HAZ 細粒域の粒界強化や粒径を母材程度にまで大きくすることにより Type IV 損傷そのものを生じにくくする研究 [7] や、様々なシミュレーションや実験により Type IV 損傷の発生・成長過程を明らかにし、クリープ損傷挙動や溶接継手の破断を推定しようと試みた研究 [8,9] がある。しかし、溶接部の微視組織を考慮してクリープ解析を行った研究は多くない。

本研究は、溶接部周辺組織を直交異方性で近似したすべり系を有する多結晶体としてモデル化し、60 年の長期使用を想定した有限要素法クリープ解析を行い、各組織を等方性均質体で近似したモデルから得られた結果と比較して、Type IV 損傷の発生機構について検討することとした。

2. 溶接部の微視組織を模擬した 2 次元有限要素法モデルの構築

溶接部周辺は図 1(a) に示すように、様々な形状や粒径を持つ多数の結晶で構成されており、大きく分類すると領域①の凝固溶融金属の針状組織、領域②の HAZ、そして領域③の熱の影響を受けていない母材の 3 種類となっている [10]。さらに、領域①～領

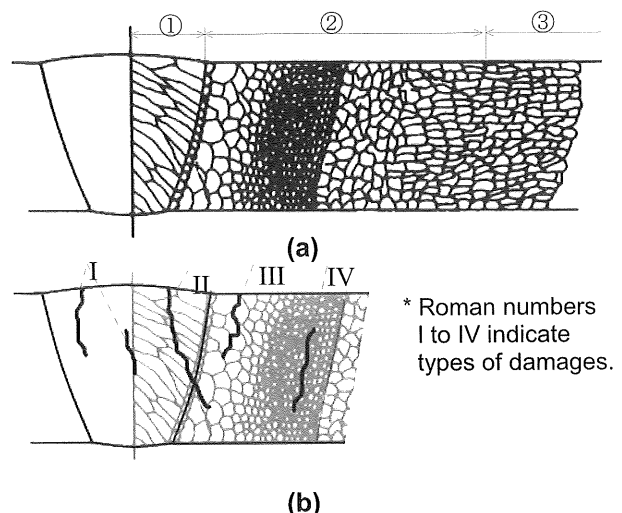


Fig. 1 Schematic illustrations of microstructures (a) and creep damage (b) around the weld joint [10,11].

域②の中央付近に示した細粒域までの間には、クリープ損傷として図1(b)に示すような Type I~Type IV の分類がなされている[11]。

Type I は凝固溶解金属内に生じる損傷，Type II は凝固溶解金属から HAZ に進展した損傷，Type III は HAZ 粗粒域に生じる損傷で，粒界におけるキャビテーションや粒界き裂を伴い，基本的に外表面から生じる損傷である。そして Type IV は HAZ 細粒域に生じ，基本的に板厚内部から生じる損傷である。

図2には両面U形開先で突合せ溶接をした平板状試験片，図3には，図1(a)の溶接部組織を参照して図2の試験片の微視組織を模擬して作成した有限要素モデルを示す。図3中の△は底辺と垂直方向への変位拘束条件，矢印はx軸方向に負荷した一軸引張応力を示す。なお，荷重は，十分大きな弾性定数を有する平板を介して試験片モデルに負荷し，変形が進むに従って試験片に曲げが生じないように配慮した。また，図3中の領域①~③は，図1(a)のそれらと対応しており，領域①の凝固溶解金属の針状組織，領域②の粗粒HAZと細粒HAZ(f-HAZ)，および領域③の母材の微視組織をモデル化している。

図4は，図3の領域①~領域③の一部を拡大して示したものであり，各結晶粒に直交異方性で近似的に与えたすべり系のイメージをいくつかの結晶粒に対して示したものである。領域①の針状組織では異方性の方位を結晶粒の長手方向に与え，他の領域の

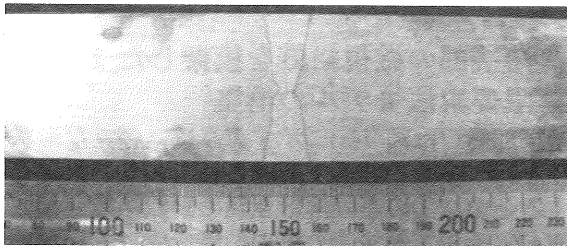


Fig. 2 Double U Joint in a welded specimen.

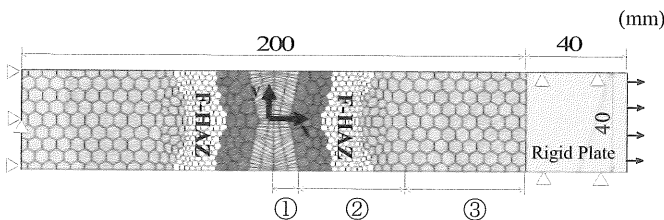


Fig. 3 Present FE Model of a welded plate specimen.

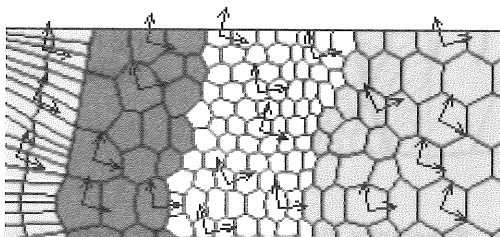


Fig. 4 Schematic illustrations of the present double slip systems set up in crystalline models.

結晶粒はランダムに与えた。結晶方位の配向パターンは10種類用意し，クリープ寿命に与える結晶方位の影響を調べることにした。

表1に今回の解析で用いた600℃大気中における弾性定数とノートン則の各係数[12]および異方性パラメータの値を示す。今回の解析で用いた材料定数は，細粒HAZ(f-HAZ)とその他の領域および剛体板の3種類とした。

また，多結晶体を構成する各結晶粒に直交異方性の材料定数を与えてすべり系を模した多結晶体モデルおよび各組織に等方性の材料定数を与えた等方性モデルの2種類のモデルを用意した。

3. 近似多結晶組織のクリープ解析

前章で述べたように，本解析では，各結晶粒にランダムに直交異方性を与えて近似的に2重すべり系を表現している。一方，直交異方性材料のクリープに対しては，Hillポテンシャル[13]を適用する方法が提案されている。すなわち，各結晶粒のすべり方向にx軸，それと直角方向にy軸，そしてこれらの軸が作るxy平面に垂直な方向にz軸を設定すると，各ひずみ成分の速度は次式で表すことができる[14]。

$$\begin{aligned}\dot{\epsilon}'_x &= \frac{3\dot{\epsilon}}{2\bar{\sigma}} [H(\sigma'_x - \sigma'_y) + G(\sigma'_x - \sigma'_z)] \\ \dot{\epsilon}'_y &= \frac{3\dot{\epsilon}}{2\bar{\sigma}} [F(\sigma'_y - \sigma'_z) + H(\sigma'_y - \sigma'_x)] \\ \dot{\epsilon}'_z &= \frac{3\dot{\epsilon}}{2\bar{\sigma}} [G(\sigma'_z - \sigma'_x) + F(\sigma'_z - \sigma'_y)] \\ \dot{\gamma}'_{xy} &= \frac{3\dot{\epsilon}}{2\bar{\sigma}} N\tau'_{xy}.\end{aligned}\quad (1)$$

ただし，各記号の上に付した・は時間微分を表しており， $\dot{\epsilon}$ は相当塑性ひずみ速度， $\bar{\sigma}$ はvon Misesの相当応力である。また， F, G, H および N は，異方性パラメータと呼ばれる定数で，本解析では，表1に示す値を採用した。

ここで，次式のノートン則

$$\dot{\epsilon} = A\bar{\sigma}^n \quad (2)$$

を式(1)に代入することにより，異方性材料に対するクリープ問題を扱うことができる。ただし，式(2)中の定数 A および指数 n の値としては，文献[12]を参照して，表1に示す値を採用した。

Table1 Material Properties used for the present FE analyses.

	Zone	Elastic moduli			Norton Law		Anisotropic Parameter				
		ν	E_x (GPa)	E_y (GPa)	G_{xy} (GPa)	A (MPa-nhr ⁻¹)	n	F	G	H	N
Polycrystalline	-		100	80	38.5	1.22×10^{35}	14	7	4	1	6
	f-HAZ		150	120	58	1.44×10^{27}	11.3				
Isotropic	-	0.3	100			1.22×10^{35}	14	-			
	f-HAZ		150			1.44×10^{27}	11.3				
Rigid Plate	-		30000			-	-				

4. 解析結果とその考察

Type IV 損傷は、溶接金属と母材によりクリープ変形が拘束された HAZ において、表面よりも板厚内部の最大主応力が大きくなるために板厚内部で生じると指摘されており、損傷形態はクリープポイドの発生・連結であると理解され、最終段階ではき裂進展により試験片の破断に至ると考えられている[11]。図5に Type IV 損傷の例[15]を示す。

一方、クリープポイドの発生・成長には静水圧応力の影響があると考えられている[16]ことから、2章で述べた有限要素モデルに対して負荷応力を 60 MPa としたときの 60 万時間(約 68 年)における静水圧応力分布を検討することとした。

図6には、(a)近似多結晶モデルと(b)等方性モデルにおける静水圧応力分布を示した。近似多結晶モデルとしては、前述したように、すべり系を変化させた10種類のモデルの解析を行ったが、図6には、等方性モデルとの差違が最も顕著に現れると考えられる、クリープ強度が最も低く得られたモデルの静水圧応力の分布を示した。図6から、近似多結晶モデルと等方性モデルのいずれにおいても細粒 HAZ 領域での静水圧応力の値が大きくなっていることが分かる。従って、本解析によって、細粒 HAZ 領域が Type IV 損傷の起点となるクリープポイドを発生させやすい場所となっていることが示されたものと思われる。

本解析では、図7に示すように、いずれの応力レベルにおいても、クリープによる試験片の巨視的変形が 12 mm に達した時点で変形-時間曲線が急激な立ち上りを示した。そこで、本解析では試験片の巨視的クリープ変形が 12 mm となった時点で試験

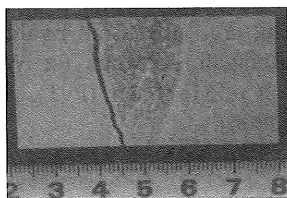


Fig. 5 Type IV crack in creep-ruptured specimen [15].

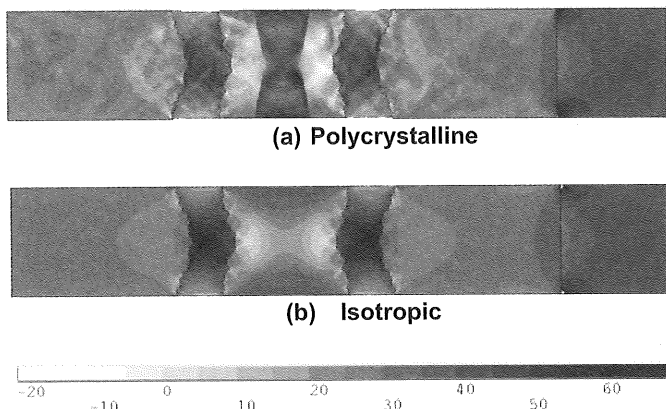


Fig. 6 Comparison of hydrostatic stress distributions in polycrystalline and isotropic models at 6×10^5 hr (MPa).

片が破断したと見なし、図8に示すような近似多結晶モデルと等方性モデルのクリープ破断曲線を求めた。なお、図中の実線は文献[18]に記載された実験データの50%点を示す。また、図中の破線は、この50%点から負荷応力 σ に対して $\pm 10\%$ の幅を持たせた場合のクリープ破断曲線である。この図から、本解析で得られた近似多結晶モデルのクリープ強度は従来得られている実験結果とよい一致を示しているが、等方性モデルでは、実験結果と比べて危険側の推定結果を与える傾向にあることが分かる。

このように等方性モデルで得られたクリープ強度は、近似多結晶モデルのそれよりも高く得られた。これは、近似多結晶モデルでは、図6(a)に示すように、局所的に応力が高くなる場所が多数存在するのに対して、等方性モデルではこの領域の応力がほぼ一様となり、多結晶モデルのように応力集中が顕著に現れなかったことによるものと推察される。

5. 結言

本研究は、溶接部周辺組織を直交異方性体で近似した結晶粒によってモデル化し、60年の長期使用を想定した有限要素法によるクリープ解析を行い、

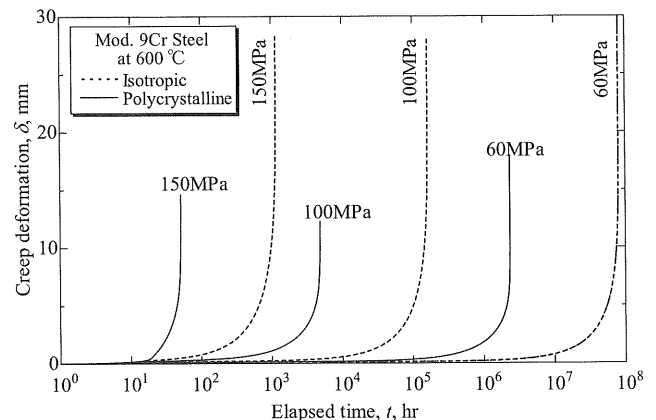


Fig. 7 Comparison of creep deformation curves in the polycrystalline and the isotropic models.

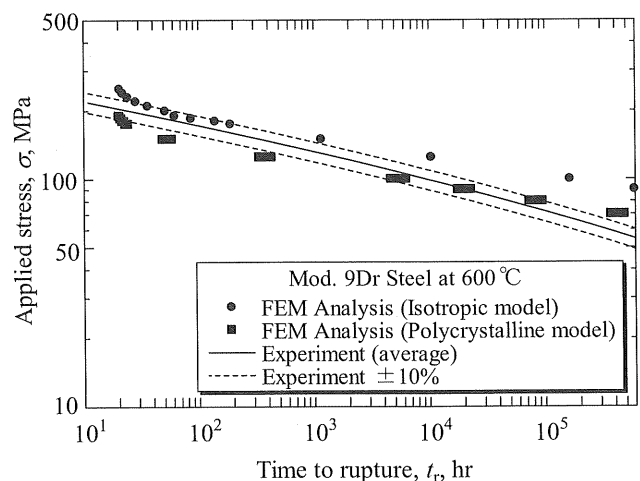


Fig. 8 Comparison of results obtained by the present FE analyses with those by experiments.

Type IV 損傷の発生について検討したものである。得られた主な結論は次の通りである。

- (1) 静水圧応力の分布を検討したところ、多結晶体近似モデルと等方性モデルのいずれも細粒 HAZ の領域での値が大きくなった。このことから、細粒 HAZ 組織は、Type IV 損傷の起点となるクリープポイドを発生させやすい場所となっているものと考えられる。
- (2) 本解析で得られた近似多結晶体モデルのクリープ強度は従来得られている実験結果とよい一致を示した。これに対して、等方性モデルでは、実験結果と比べて危険側の推定結果を与える傾向にあることが分かった。
- (3) 等方性モデルで得られたクリープ強度は、近似多結晶体モデルのそれよりも高く得られた。これは、近似多結晶体モデルでは、局所的に応力が高くなる場所が多数存在するのに対して、等方性モデルでは応力はほぼ一様となり、多結晶体モデルのように応力集中が顕著に現れなかったことによるものと推察された。

参考文献

- [1] 山下賢, 後藤明信, 火力発電ボイラ用高クロムフェライト鋼溶接材料, 神戸製鋼技報, Vol.53, No.2(2003).
- [2] 阿部富士雄, 7(1)発電用鉄鋼材料の高温化, 第3部第5章, 2006年度物質材料研究アウトブック.
- [3] (財)高度情報科学技術研究機構(RIST), 高速増殖炉の構造材料, 03-01-02-15(2007).
- [4] 核燃料サイクル開発機構研究開発課題評価委員会, 高速増殖炉の機器構造材料研究開発, JNC TN1440 2002-009(2003).
- [5] 緒方隆志, 酒井高行, 屋口正次, 改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の単軸クリープ破断特性と損傷評価法の提案, 材料, Vol.58, No.2(2009).
- [6] 田淵正明, 渡部隆, 久保清, 松井正教, 衣川純一, 阿部富士雄, W 強化高フェライト鋼溶接継手の組織とクリープ強度, 材料, Vol.50, No.2(2001).
- [7] 田淵正明, 近藤雅之, 本郷宏通, 渡辺隆, Fuxing Yin, 阿部富士雄, ボロン添加による高 Cr 耐熱鋼溶接継手のクリープ特性の改善, 材料, Vol.54, No.2(2005).
- [8] 本郷宏通, 田淵正明, Yongkui Li, 高橋由紀夫, Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ損傷挙動, 材料, Vol. 58, No.2 (2009).
- [9] 川島扶美子, 猪狩敏秀, 時吉巧, 多田直哉, 21/4Cr-1Mo 鋼溶接部 TypeIIIおよび TypeIV クリープ損傷のマイクロ・マクロシミュレーション, 材料, Vol. 56, No. 2 (2007).
- [10] R.Viswanathan, Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components, ASM International (1989).
- [11] 高温強度の基礎・考え方・応用, 材料学会(2008).
- [12] M. Tabuchi, H. Hongo, Y. Li, T. Watanabe, Evaluation of Microstructures and Creep Damages in the HAZ of P91 Steel Weldment, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 131(2009).
- [13] R. Hill, The Mathematical Theory of Plasticity, Oxford Univ. Press (1950).
- [14] S. B. Singh, S. Ray, Modeling the anisotropy and creep in orthotropic aluminum-silicon carbide composite rotating disc, Mech. Mats., 34(2002).
- [15] N. Komai and F. Masuyama, Microstructural Degradation of the HAZ in 11Cr-0.4Mo-2W-V-Nb-Cu steel (P122) during Creep, ISIJ International, Vol. 42, No. 12 (2002).
- [16] 渡辺隆, 山崎政義, 本郷宏通, 田淵正明, 田辺龍彦, 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼溶接継手の長時間クリープにおける TypeIV破壊と微細組織, 鉄と鋼, Vol. 90, No. 4 (2004).
- [17] 村上澄男, 連続体損傷力学, 森北出版 (2008).
- [18] M. Tabuchi, Y. Takahashi, Evaluation of Creep Strength Reduction Factors for Welded Joints of Modified 9Cr-1Mo Steel (P91), Proc. PVP2006-ICVT-11 (2006).