

11%Cr 鋼溶接熱影響部におけるクリープ過程での析出挙動の理論的検討

—USC ボイラ用フェライト系耐熱鋼の溶接性に関する基礎的研究(第5報)—

広島大学 工学部

篠崎賢二 黒木英憲

広島大学大学院

李 徳駿○大石浩二

Modeling of Precipitation in HAZ of 11%Cr Steel during Creep

—Study on Weldability of Heat-Resisting Ferritic Steel for USC Boilers (Report 5)—

by Kenji SHINOZAKI, Hidenori KUROKI, De Jun Li and Koji OHISHI

1. 緒言 前報¹⁻²⁾にて HCM12A 鋼の1パス溶接継手の単軸クリープ試験を行った結果、HAZ の $A_{C3} \sim A_{C1}$ に加熱された領域でクリープボイドが発生し、クリープ強度が劣化することがわかった。また、クリープボイドの内部及び近傍には必ず析出物が存在し、W を含有する Laves 相および $M_{23}C_6$ 等の析出物は、母材領域と比較し、クリープボイド発生領域の方がクリープ試験後に粗大化する傾向がみられた。これらより、析出物の挙動がクリープ強度の劣化に何らかの影響を与えていることが示唆された。そこで本報告では、既報¹⁾の1パス溶接継手クリープ試験片および再現 HAZ 試験片を用いて HAZ におけるクリープ試験中のクリープボイドの発生状況の変化および時効過程での析出物の挙動を調べた。また、数値解析による Laves 相の析出シミュレーションを行った。

2. 供試材料および実験方法 供試材料は HCM12A(11Cr-0.4Mo-2W-1Cu-V-Nb)鋼であり、1323K×1hの焼ならし、1033K×1hの焼戻し処理を施したものである。既報¹⁾で示した1パス溶接継手クリープ試験片を用い、クリープボイド発生の時間依存性を調査した。また、クリープボイド発生領域に相当するピーク温度 1173K の再現溶接熱サイクルを付与した再現 HAZ 試験片を 923K で 10～6186h 時効した試料の抽出残渣を取り、析出物の構成元素量の変化を測定した。

3. 実験結果および考察 Fig.1 に1パス溶接継手クリープ中断試験片および破断試験片のクリープ時間の増加に伴うクリープボイド発生数の変化およびクリープ破断試験(923K, 120MPa, $T_r=686.0h$)時の歪み速度の変化を示す。これより、クリープボイドは比較的短時間の 200h 程度から発生し、300～400h の間で急激に増加していることがわかる。歪み速度と比較すると、クリープボイドは、クリープ初期段階から少量発生し、2次クリープ後半から3次クリープ段階に入ると急増し、これらが連結して破断に至ることが推察される。前報²⁾にて 500h 時効において、Laves 相が析出していることを確認している。Fig.2 に析出物中の W の検出量を Johnson-Mehl-Avrami の式で整理した結果を実測値と共に示す。実測値は、クリープボイド発生領域に相当するピーク温度の再現溶接熱サイクルを付与した再現 HAZ 試験片および母材に PWHT と時効処理を施した試料の値である。これより、時効時間の増加に伴い W の検出量が増加していることから、W を多く含む Laves 相の析出量が時効時間の増加に伴い増加していることが推察される。また、再現 HAZ 試験片の方が母材と比べて析出速度が速いことより、クリープボイド発生領域では母材部に比べ、Laves 相の析出が促進されていることが推察される。

W は本鋼のマトリックス強化に重要な元素である。そこで、Laves 相の析出に伴い、マトリックス中の W 濃度がどの程度変化するかを知るため、本報告では、溶接熱サイクル過程を考慮せず、時効過程のみを考慮した単純な場合における Laves 相の析出現象について、拡散律速を仮定し、2次元数値解析を行った。Table 1 に解析に用いた物性値を示す。界面濃度は Thermo-Calc により求めた値を用いた。Fig.3 に解析に用いた Laves 相の分布モデルを示す。組織観察より、析出間隔を 4 μm とした。Fig.4 a)および b)に時効時間 100h および 10000h の場合におけるマトリックス中の W 濃度の分布を計算した結果を示す。図内の四隅に Laves 相が存在する。これより、時効時間の増加に伴い、Laves 相が粗大化し、マトリックス中の W 濃度は Laves 相との界面に近い位置より減少していることがわかる。Laves 相の成長はマトリックス中の W が Laves 相中に拡散流入することにより起こっている。時効時間 10000h 程度になると、Laves 相の半径が約 0.25 μm となり、マトリックス中の W 濃度は初期濃度(1.93mass%)の約半分以下にまで低下し、平衡状態に達していることがわかる。Laves 相中の W 濃度は 1.2mass%程度となっており、Fig.2 に示した実測値の平衡値と比較的よく一致している。また、Laves 相のサイズも 10000h 時効した再現 HAZ 試験片の析出物のサイズと比較的一致していることが明らかとなった。

以上より、クリープボイド発生数が増加してくる時間帯と、クリープボイド発生領域相当の再現 HAZ 試験片の W の検出量が増加し、平衡値に達する時間帯がほぼ一致していることから、クリープボイド発生領域において母材部と比べ早い段階で Laves 相が析出、粗大化することがこの領域でのクリープボイド発生の一因となっていることが推察される。また、Laves 相が析出することにより、マトリックス中の W 濃度が低下し、W 添加による固溶強化が起こりにくくなることが母材強度の低下に繋がると推察される。

参考文献

- 1) 篠崎賢二 他：溶接学会全国大会講演概要 第 64 集 (1999) 232-233
- 2) 篠崎賢二 他：溶接学会全国大会講演概要 第 65 集 (1999) 504-505
- 3) 幸田成康：改訂 金属物理学序論 (1997) 112

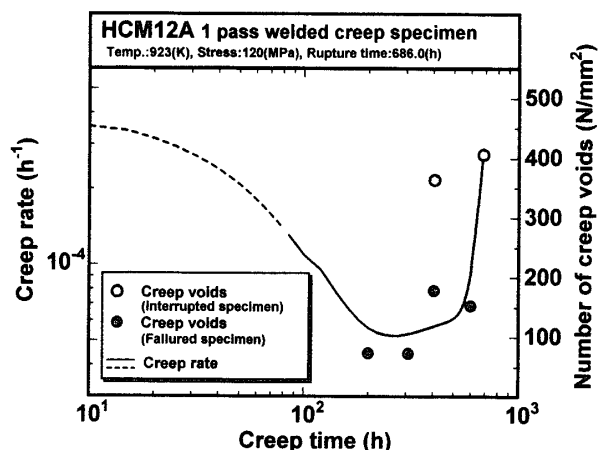


Fig.1 Change in number of creep voids and creep rate with creep time

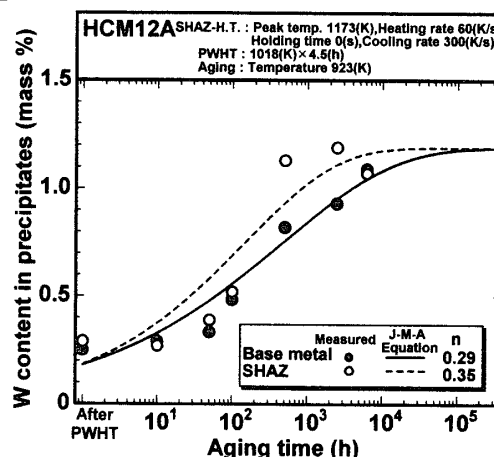


Fig.2 Change in W content in precipitates with aging time

Table 1 Physical constants for the calculation

Temperature (K)	923
Volume of calculation (m³)	$(2 \times 10^{-6}) \times (2 \times 10^{-6})$
Diffusion coefficient of W in α -Fe ³⁾	D_0 (m²/s) 3.8×10^{-2}
	Q (J/mol) 292.6×10^3
Equilibrium concentration of W in α -Fe (mass%)	0.9
Equilibrium concentration of W in Laves (mass%)	58
Initial concentration of W in α -Fe (mass%)	1.93
Density of Fe ₂ W (kg/m³)	13.04×10^3
Density of α -Fe (kg/m³)	7.87×10^3
Grid size in X direction (m)	2×10^{-8}
Grid size in Y direction (m)	2×10^{-8}

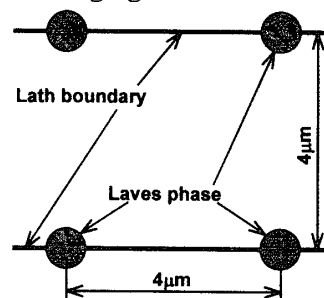


Fig.3 Schematic illustration of distribution of Laves phase for the calculation

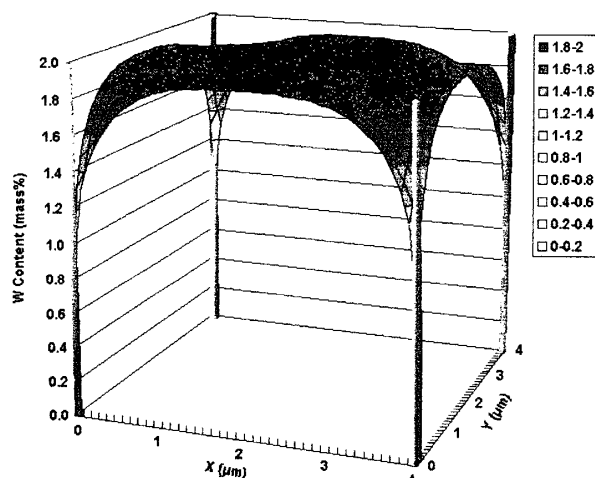


Fig.4 a) Distribution of W content in matrix during aging (Aging condition : 923K × 100h)

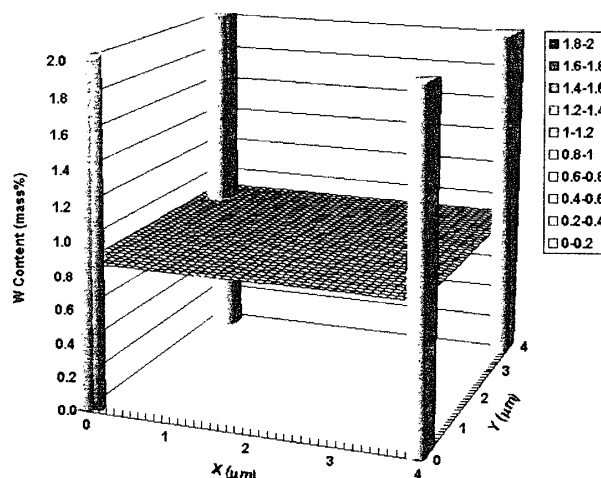


Fig.4 b) Distribution of W content in matrix during aging (Aging condition : 923K × 10000h)