

# 高強度高靱性 Mod.9Cr-1Mo 鋼板の開発と転炉による製造

## Development of modified 9Cr-1Mo Steel Plates with Excellent Strength and Toughness and Manufacture of Such Plates through BOP Melting

土田 豊<sup>(1)</sup> 徳納 一成<sup>(2)</sup> 橋本 勝邦<sup>(2)</sup>  
Yutaka TSUCHIDA Kazushige TOKUNO Katsukuni HASHIMOTO

### 抄 録

Mod.9Cr-1Mo 鋼板 (ASME A 387 Grade 91) は 387-11 や 387-22 等の Cr-Mo 鋼に比べて高温強度が優れており、高速増殖炉の蒸気発生器等の構造材料の有力な候補材料である。上記の用途を目標とし、高温強度、靱性及び溶接性を兼ね備えた最高の特性を有する Mod.9Cr-1Mo 鋼板を製造するため、化学成分及び製造条件の影響を明らかにした。これをもとに化学成分を最適化し、転炉溶製、取鍋精錬、一方向凝固造塊の工程により、25mm、50mm 及び 270mm 厚鋼板を製造した。何れの鋼板でも、化学成分及び特性が板内で均一であり、引張特性及びクリープ破断強度が優れ、低温靱性及び溶接性が良好であることが確認された。鋼板の GTAW, SMAW 及び SAW 継手も優れた特性を有している。開発材は高速増殖炉の蒸気発生器ばかりでなく、火力ボイラ及び化学反応容器用としても有用である。

### Abstract

Modified 9Cr-1Mo steel plates (ASTM A 387 Grade 91) have high-temperature strength superior to that of Cr-Mo steel plates, such as ASTM A 387 Grade 11 and Grade 22 plates. These plates are promising structural materials for the steam generators of fast breeder reactors, etc. The effects of chemical composition and manufacturing conditions were clarified with the objective of producing modified 9Cr-1Mo steel plates with the highest properties, such as high-temperature strength, toughness and weldability. Optimizing the chemical composition and manufacturing conditions based on the results of the above study, 25mm, 50mm and 270mm thick steel plates were manufactured through BOP melting, ladle refining and unidirectional solidification ingotmaking. It was confirmed that these steel plates are uniform in chemical composition and mechanical properties and offer excellent tensile and creep rupture properties and good low-temperature toughness and weldability. The welded joints produced by GTAW, SMAW and SAW also exhibit excellent properties. The modified 9Cr-1Mo steel plates are expected to find use in high-temperature applications, such as fast breeder reactors, steam generators, steam boilers and chemical reactors.

## 1. はじめに

石油精製等の化学反応容器として、長い間 ASTM A 387-11 鋼, A 387-22 鋼等の Cr-Mo 鋼板が用いられてきた。反応効率の向上や新しいプロセスの出現により、より高い温度まで、より優れた強度を有する鋼板が望まれている。

火力ボイラ用伝熱管は上記の反応容器より高温の条件で使用され、9~12%の Cr を含有する種々の鋼が開発されている<sup>1-3)</sup>。このような高い Cr 量を含有するフェライト系鋼の中に、オーグリッジ国立研究所 (ORNL) で開発された Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>4)</sup>がある。600°C までオーステナイト系ステンレス鋼と同等の優れた高温強度を有し、ASTM に規格化 (A 387-91 等) されている。フェライト系鋼は熱伝導率が大きく、熱膨張率が小さいため、高速増殖炉のような熱応力が問題となる用途に好ましい。

著者らは、高速増殖炉の蒸気発生器の構造材料として、胴板用 25~50mm 厚鋼板、管板用鍛鋼品代替 270mm 厚極厚鋼板を開発してきた。A 387-91 鋼の規格内で成分を最適化し、これに適した製造条件を見いだすことにより、引張強度、クリープ破断強度が優れ、低温靱性及び溶接性の良好な鋼板の製造に成功している。

開発鋼は高速増殖炉の蒸気発生器ばかりでなく、化学反応容器、ボイラ等の用途にも有用であると考えている。以下では、合金成分最適化の基盤及び転炉溶製により製造した鋼板の特性について述べる。

## 2. 基礎的知見

### 2.1 C, Si, N の効果

表 1 に示すような ASTM A 387-91 鋼の規格成分の中央値を基本成分とし、C, Si, N をそれぞれ 0.02~0.08%, 0.09~0.28% 及び

\*<sup>(1)</sup> 技術開発本部 名古屋技術研究部 主任研究員

\*<sup>(2)</sup> 技術開発本部 鉄鋼研究所 厚板・破壊力学研究部

主任研究員 工博

表 1 基礎的調査のための標準化学成分 (wt %)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	N
0.08	0.30	0.45	9.0	1.0	0.2	0.08	0.05

0.01~0.05%の範囲で変化させ、引張、クリーブ破断、シャルピー衝撃及びy型割れ試験を実施した<sup>5)</sup>。

Cは図1に示すようにクリーブ破断強度をあまり向上させない。これに対し、Nはクリーブ破断強度を大きく向上させる。図2に示すようにN添加量が多い程クリーブ破断強度が高いばかりでなく、長時間側でのクリーブ破断時間の低下が少なくなる。このようにCよりNの方がクリーブ破断強度の向上に有効である。

Nのクリーブ破断強度への効果を明瞭に把握するため、高N材(600ppm)と低N材(300ppm)での析出物を観察した<sup>6-7)</sup>。高N材では写真1に示すように、Nb炭窒化物を核にV炭窒化物が翼を広げたような複雑な形態で複合析出(以下V-wing)している。このV-wingの翼の広がり、すなわち長さは写真2での両鋼の比較からN添加量と共に大きくなる。又、V-wingは熱的に安定であり、図3に示すように、V-wingの長さは長時間の時効によっても変化しない<sup>8)</sup>。

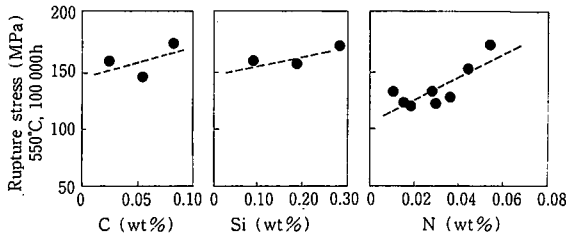


図 1 クリーブ破断強度へのC, Si及びNの影響

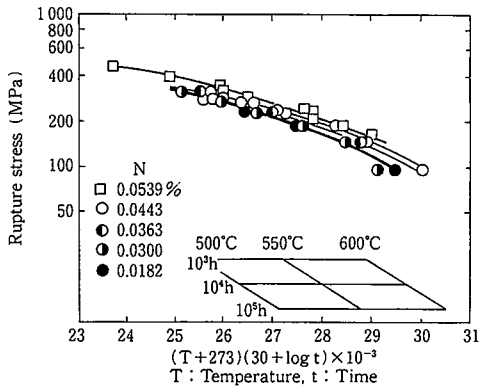


図 2 N添加量異なる鋼でのクリーブ破断マスター曲線の比較

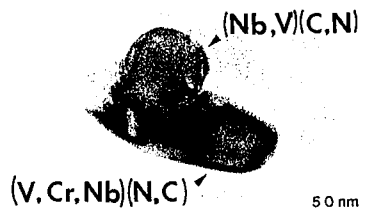


写真 1 600ppm窒素含有鋼でのV-wing

クリーブ強度への析出物の影響として、しきい応力の上昇が考えられる。強化機構としてオローワン機構、クライム機構、吸引相互作用<sup>9)</sup>を考えた場合、おおまかな近似として(1)式が成立する<sup>10-12)</sup>。

$$\tau_{th} = K \cdot Gb / (2\lambda - 2r) \quad \dots\dots(1)$$

ここで、 $\tau_{th}$ はしきい応力、Kは強化機構に依存する係数、Gは剛性率、bはバーガースベクトルである。(1)式で $2\lambda$ 、すなわちNb含有析出物の分散状態が一定ならば、V-wingの大きさ( $2r$ )が大きいかしきい応力が上昇する。又、クライムあるいは吸引相互作用を考えた場合、 $2\lambda$ だけでなくV-wingの複雑な形態がクリーブ強度向上に無視できない因子となってくる。

図4に示すように、C量が0.05%より低下すると靱性が低下する。これは $\delta$ フェライトの出現によるものであり、C量の下限値が存在する。

図5に示すように、JIS Z 3158のy型割れ試験での割れを停止するために必要な予熱温度はC及びN量の増加により上昇する。先に述べたように、クリーブ破断強度向上に対してCよりNの増量が無効である。このため、C量を $\delta$ フェライトの生成しない範囲内で低減し、溶接性を確保する。

Siの影響は調査した範囲内で明瞭でない。しかし、一般にSiはCr-Mo鋼の靱性に悪影響する<sup>13)</sup>ため、規格内で低くすべきであると考えられる。

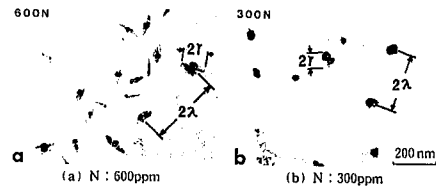


写真 2 760°C焼もどし後のV-wingサイズの比較

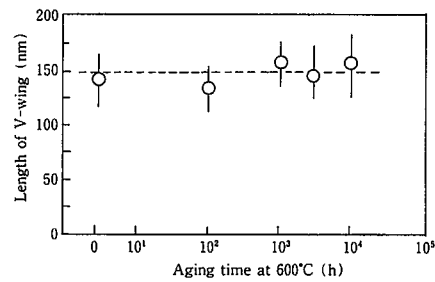


図 3 時効でのV-wing長さ(2λ)の安定性

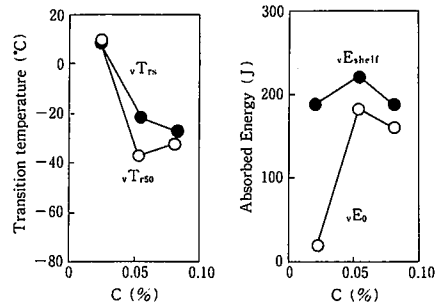


図 4 C含有量によるシャルピー衝撃特性の変化

2.2 V量と $\delta$ フェライト

0.1% C-9% Cr-1% Mo-0.08% Nb-0.01% Nを基本成分とし、Vを0.1~0.5%に変化させ、クリープ破断強度への影響を調査した。図6に示すように、V添加はクリープ破断強度をかえって低下させる。これは写真3に示すようにV添加により $\delta$ フェライト量が増加するためである。 $\delta$ フェライトの存在は引張強さ及びクリープ破断強度を低下させるばかりでなく、図4に示したように靱性も低下させる。又、 $\delta$ フェライト中では500~600°Cでの使用中に粗大なLaves相の析出が促進され、靱性が更に低下する原因となる<sup>14)</sup>。

Vは基本的にはクリープ破断強度を顕著に向上する元素であるが、 $\delta$ フェライトの出現する量以上に添加してはならない。又、 $\delta$ フェライトの生成抑制にはVのようなフェライト生成元素の添加を抑制するほか、Ni, MnあるいはC, Nの添加量を増やすことが望ましい。Nの増量はここでも有用である。

2.3 Ni, Mn量と残留オーステナイト

9% Cr-Mo-V-Nb鋼にNiあるいはMnを添加した時の常温での引張強度及びクリープ破断時間の変化を図7に示す。Ni及びMnの添加は引張強度を上昇させるが、クリープ破断時間は逆に低下する。これは、クリープ破断強度が長時間特性であることを考慮すると、NiあるいはMnの増加により組織、特に炭窒化物相が変化しやすくなるためと推察される。

Ni添加によるクリープ破断強度の低下は、0.3%~1% Cr-1.25% Mo-0.25% V鋼ロータ材でも認められており、炭化物析出が促進されること、粒界近傍での無析出帯形成により不均一組織となること、が影響していると解析されている<sup>15)</sup>。

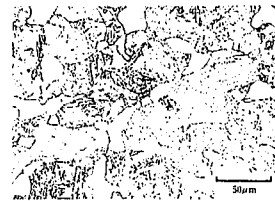


写真3 V多量添加鋼での $\delta$ フェライト

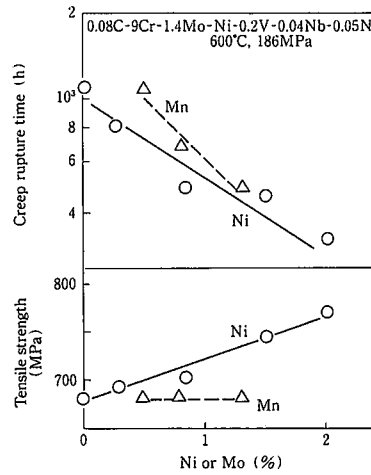


図7 MnあるいはNi添加量の増加によるクリープ破断時間と引張強度の変化

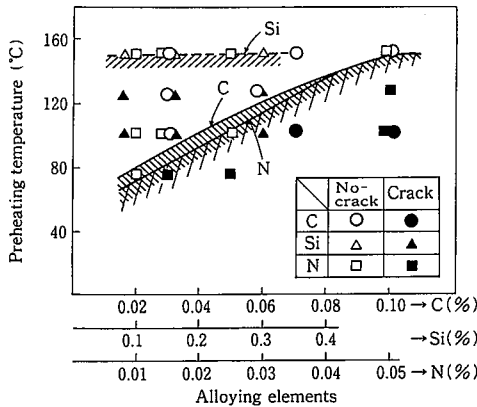


図5 C, Si及びN量による手溶接Y型割れ停止温度の変化 (ガスクロマトグラフィによるH量: 3.2ml/100g)

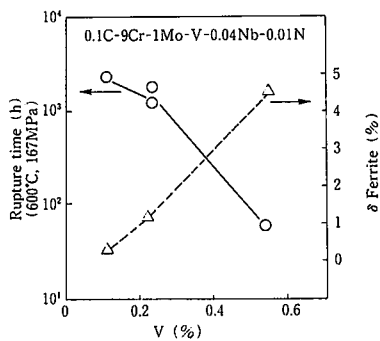


図6 V添加量の増加によるクリープ破断時間の減少と $\delta$ フェライト量の増加

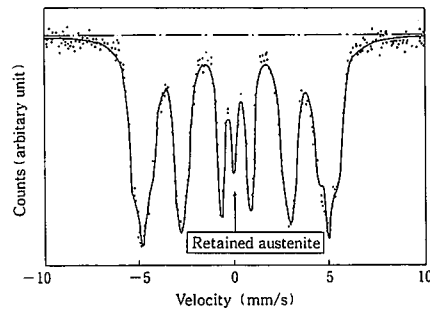


図8 Mod. 9Cr-1Mo鋼の焼ならしのままでのメソバウワースペクトルの測定例

A 387-91鋼のような高Crフェライト鋼には焼ならし処理でも残留オーステナイトがマルテンサイトラス境界に生成される<sup>16)</sup>。残留オーステナイト量は図8のようなメソバウワースペクトル分析により測定され、NiあるいはMn量の増加により増加する。これらの元素は変態温度を顕著に低下することが知られており、残留オーステナイト量の増加は変態点の低下と対応していると考えられる。Cuも同等の影響を示すものと推察される。

残留オーステナイトは焼もどしにより分解し、マルテンサイトの焼もどしと同様に炭窒化物を析出する。残留オーステナイトとマルテンサイトをそれぞれ焼もどした時、当然炭窒化物相の分布状態に差異が生じる。これはAlbrechtら<sup>15)</sup>の不均一組織と類似のものと言える。又、残留オーステナイトが形成されると、その中にC, N等のオーステナイト形成元素が濃化し、ラス中でのC, N量を減少させる。これらが、残留オーステナイトの生成によるクリープ強度低下理由と考えている。

A 387-91鋼のクリープ破断強度の改善には、 $\delta$  フェライト量の抑制ばかりでなく残留オーステナイト量の減少が必要であり、Ni, Mn 及び Cu 量の規制が必要である。

### 2.4 焼ならし温度と Nb, V の影響

表 1 の基本成分を有する鋼の焼ならし温度を1000~1100°Cの間で変化させた。図 9 に示すように、焼ならし温度が上昇しても引張強度はほとんど変化しない。又、-60°Cでの吸収エネルギー( $vE_{-60}$ )も1100°Cまで変化しない。この靱性の挙動と対応してオーステナイト粒の粗大化も防止されている。

図10に示すように、焼ならし温度の上昇と共にクリープ破断強度が増加する。上で述べたようにオーステナイト粒は細粒に維持されており、オーステナイト粒粗大化がクリープ破断強度向上の原因とは考えられない。一方、本鋼では多量の合金元素が添加されており、1000°C程度の加熱では完全に固溶しないと推察され、焼ならし温度の上昇によるクリープ破断強度の上昇は、添加元素の固溶量が増加するためと言える。

図11に加熱による抽出残渣の変化を示す。1000°Cでは Cr 及び Mo は全て固溶しており、1000°C以上での焼ならし温度によるクリープ破断強度の上昇には関係がない。しかし、V 及び Nb の固溶量は加熱温度の上昇により増加する。V 及び Nb の固溶によるクリープ破断強度の向上は3Cr-1Mo-V-Nb 鋼でも認められている<sup>17)</sup>。固溶 Nb 量の増加は、先に述べた V-wing の核となる Nb 炭窒化物を増す。又、V の固溶量の増加は V-wing の析出量、すなわち翼の長さを増す。両者が相まって(1)式でのしきい応力を上昇し、クリープ破断強度を改善していると言える。

オーステナイト粒の挙動も Nb 炭窒化物により説明し得る。一般に、

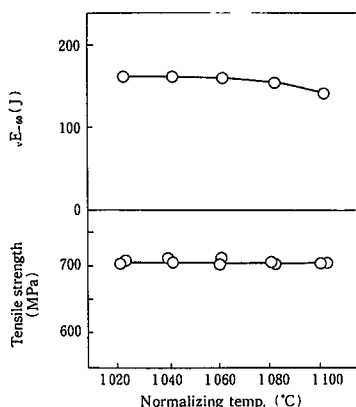


図 9 焼ならし温度の上昇による引張強度及び -60°Cシャルピー吸収エネルギーの変化

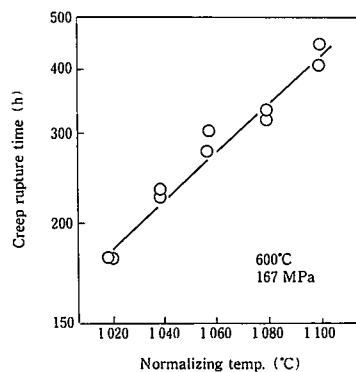


図 10 焼ならし温度の上昇によるクリープ破断時間の増加

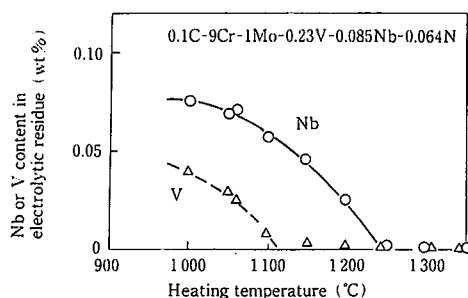


図 11 加熱温度と抽出残渣中のV及びNb量

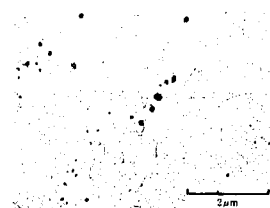


写真 4 Nb炭窒化物の抽出レプリカによる観察結果 (1060°Cからの焼入材)

微細な炭窒化物によりオーステナイト粒の粗粒化が防止できる。図 11 に示したように、1100°C以上においても0.02%以上の Nb が写真 4 に示すような0.1µm程度以下の析出物として存在しており、細粒のオーステナイト粒が維持される原因となっている。

このように、クリープ破断強度及び靱性(すなわちオーステナイト粒径)が Nb 及び V より大きく影響されており、オーステナイト粒粗大化防止に必要な十分な量の Nb 炭窒化物を確保しつつ、極力 Nb 及び V を固溶させる焼ならし温度を選定することが肝要である。

### 2.5 Al 脱酸による靱性向上効果

A 387-91鋼の靱性改善に Electro-Slag Remelting (ESR) 処理が有効であるとされていた<sup>4)</sup>。このことについて検討した結果、本鋼の靱性は非金属介在物に極めて敏感であり、ESR 処理による靱性改善の主体は清浄度の向上にあると判断された。そこで、Al 脱酸による清浄度向上を検討し、図12に示すように必要最小限(0.005~0.015%)の Al 添加により靱性が顕著に改善されることを見いだした。工場での製造ではこの Al 脱酸に加え、脱ガス工程及び一方向凝固造塊により清浄性を向上している。

## 3. 工場での製造

図13に製造工程の概要を示す。転炉による溶製とそれに伴う一連の取鋼精錬<sup>18)</sup>により、表 2 に示すように Ni, Cu, As, Sn, Sb 等の混入が少なく、P, S 等が十分に低減されている。

造塊は図14に示すような一方向凝固造塊<sup>19)</sup>によった。鑄型下面から上方へ一方向に凝固が進行するため、非金属介在物の浮上が十分である。又、逆V偏析等のマクロ偏析が生じず、清浄で均質な鋼塊が得られている。スラブ内での板厚方向の成分分布を図15に示す。

分塊、圧延された鋼板は焼ならし後焼もどされ、製品となる。270 mm 極厚鋼板についても、焼ならしでの冷却は空冷とし、加速冷却を採用していない。特性評価に際しては母材についても溶接後熱処理相当の熱処理、すなわち740°C-8.4hの加熱を実施した。

#### 4. 実炉材の諸特性

##### 4.1 25mm 及び50mm 鋼板の特性

###### (1)マイクロ組織

写真5に50mm厚鋼板のマイクロ組織を示す。25mm厚鋼板も全く同等の組織を示し、 $\delta$ フェライトの存在しない細粒の焼もどしマルテンサイト相組織を有する。

###### (2)引張特性

50mm厚鋼板の引張特性を図16に、ORNLの平均及び最小値と比較して示す。開発材は760°Cの焼もどしの後、溶接後熱処理相当の740°C-8.4hの加熱を受けているにもかかわらず、高温まで十分な強度を有している。

###### (3)靱性

開発鋼の清浄度は、1)必要最小限のAl添加、2)RH脱ガス、及び3)一方凝固造塊による非金属 inclusionの浮上促進により優れたものとなっている。又、Nb炭窒化物の微細分散効果により、マイクロ組織は写真5に示したように微細である。その結果、図17に示すように優れた低温靱性を有しており、ORNLのESR処理材<sup>4)</sup>に比較しても良好な値を示す。

この優れた低温靱性は、Siを規格内で低目<sup>13)</sup>としたこと、P等を

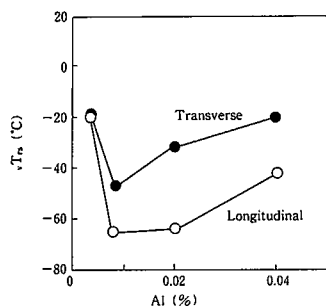


図12 Alの適正添加によるシャルピー破面遷移温度の改善

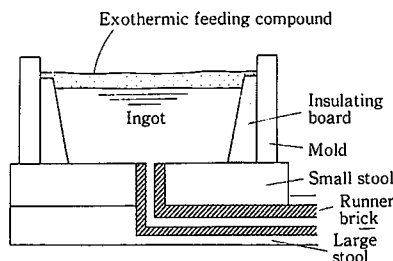


図14 一方凝固鋳型の模式図

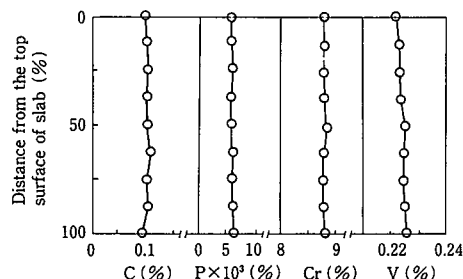


図15 一方凝固鋼塊から製造したスラブでの厚さ方向の成分均一性



写真5 Mod.9Cr-1Mo鋼板(25mm厚)のマイクロ組織

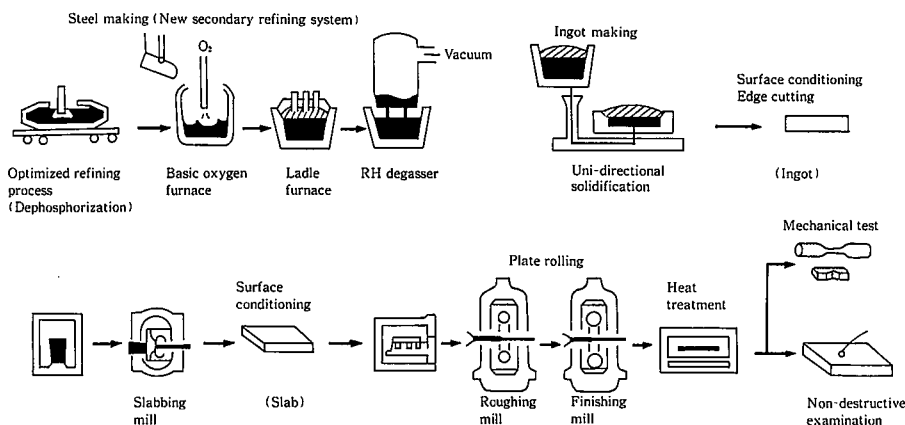


図13 転炉溶製でのMod.9Cr-1Mo鋼板の製造工程

表2 ASTM, ASME規格と転炉溶製材の化学成分

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Al	N	P	S	Cu	Ni	As	Sb	Sn	Plate thickness
Spec. min.	0.08	0.20	0.30	8.00	0.85	0.18	0.06	—	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—
Spec. max.	0.12	0.50	0.60	9.50	1.05	0.25	0.10	0.04	0.070	0.02	0.01	—	0.40	—	—	—	—
heat 1	0.10	0.27	0.44	8.84	0.94	0.23	0.081	0.005	0.064	0.005	0.001	0.01	0.09	0.003	0.001	0.001	25mm
heat 2	0.10	0.24	0.45	8.84	0.95	0.21	0.079	0.011	0.055	0.004	0.001	0.01	0.04	0.002	0.001	0.001	25, 50, 270mm

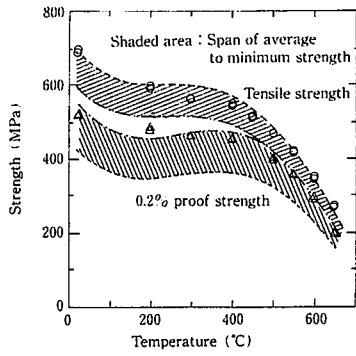


図 16 Mod. 9Cr-1Mo 鋼板の高温強度 (50mm厚, 圧延直角方向, 1/2t)

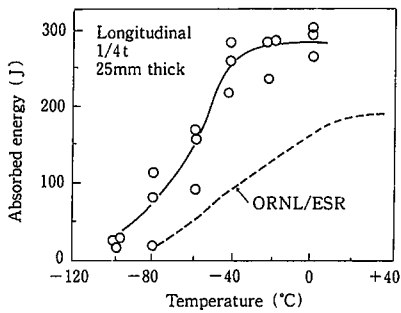


図 17 シャルピー吸収エネルギーの比較

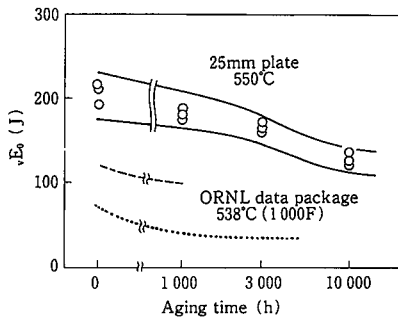


図 18 時効による0°Cシャルピー吸収エネルギーの変化

低減<sup>20)</sup>したと、及び粗大な Laves 相等の生成を促進する  $\delta$  フェライトを含まないこと<sup>14)</sup>等のため、図18に示すように高温加熱によってもあまり変化しない。

(4)クリープ破断特性

25mm 厚鋼板及び50mm 厚鋼板のクリープ破断強度を、ORNL の平均値<sup>4)</sup>及び ORNL データの下限と比較して図19に示す。下限値の算出は、ORNL のデータ・パッケージ<sup>4)</sup>に示されているヒート間及びヒート内の標準偏差から全標準偏差 (SD) を求め、ORNL のデータバンドの下限にはほぼ一致する値として平均値から $2.7 \times SD$ を差引いた。なお、上記の ORNL の平均値<sup>4)</sup>は過大な見積りであるとして見直しが行われている。

開発鋼では板厚による特性差はなく、板厚内部位、試験片採取方向による差異も認められない。又、ORNL の試験結果<sup>4)</sup>と比較して、破断強度が高位に安定しており、長時間側での強度低下も少ない。成分及び熱処理条件の最適化の効果が現れていると言える。図20に示すように、クリープ破断伸び及びクリープ破断絞りとも、それぞ

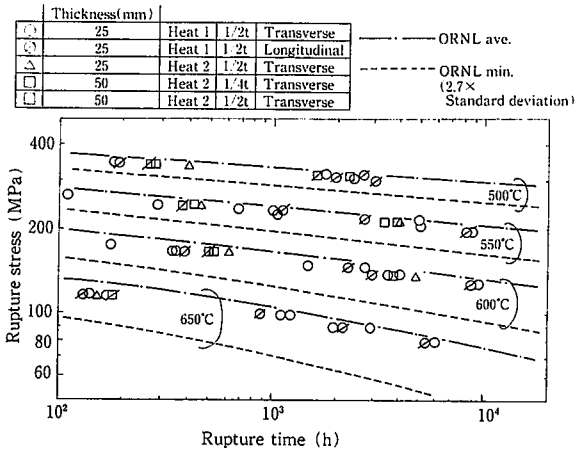


図 19 Mod. 9Cr-1Mo 鋼板のクリープ破断強度

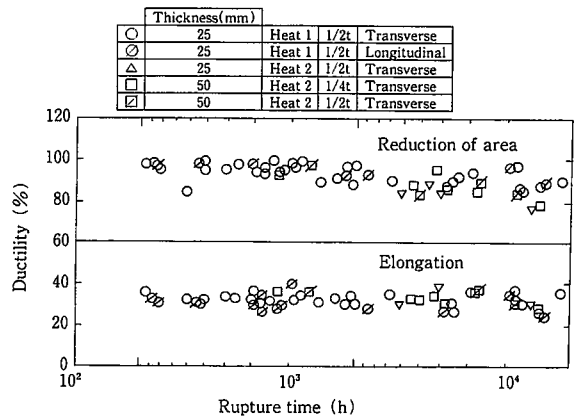


図 20 クリープ破断伸び及び絞り

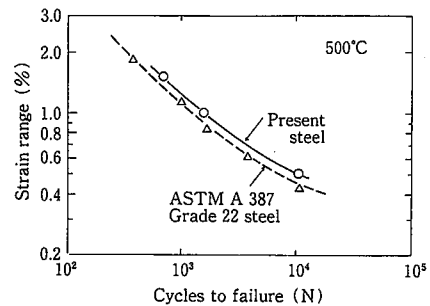


図 21 低サイクル疲労試験結果

れ20%及び80%以上であり、ORNL データ<sup>4)</sup>より高い値を示す。

(5)疲労強度

開発鋼の550°Cでの低サイクル疲労強度を、A 387-22鋼板と比較して図21に示す。開発鋼は387-22鋼と比較して引張強さが高いにもかかわらず、387-22鋼と同等の疲労特性を有している。

4.2 鍛鋼品代替270mm 厚極厚鋼板の特性

(1)マイクロ組織

写真6に270mm 厚極厚鋼板のマイクロ組織を示す。細粒の焼もどしマルテンサイト一相組織である。開発鋼はN量が高いこともあり、焼入性がよく、空冷でも270mm 厚の中心部まで初析フェライトが認

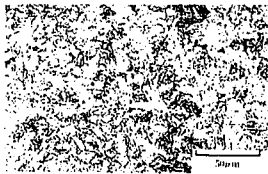


写真 6 Mod.9Cr-1Mo 鋼板(270mm厚)のマイクロ組織

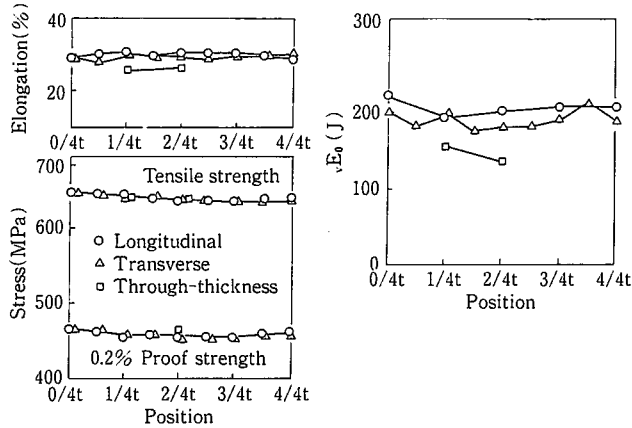


図 22 270mm厚鋼板の板厚方向特性の均一性

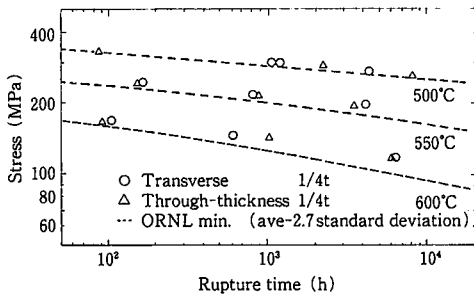


図 23 270mm厚鋼板でのクリープ破断強度

められない。

(2)引張特性及び靱性

図22に引張特性及びシャルピー衝撃吸収エネルギーの板厚内での分布を示す。焼ならしでの冷却を空冷としたにもかかわらず、0.2%耐力及び引張強度は中心部まで高い。引張試験での強度ばかりでなく、引張破断延性及びシャルピー吸収エネルギーとも良好な値を示し、板厚方向で均一である。試験片採取方向による差異も少ない。

(3)クリープ破断強度

極厚鋼板の1/4t部での圧延方向及び板厚方向のクリープ破断試験結果をORNLの値と比較して図23に示す。圧延方向及び板厚方向差はほとんどなく、ORNLの最小値を上回っている。破断伸び及び破断絞りもそれぞれ20%及び80%以上と十分である。

4.3 溶接性及び溶接継手特性

(1)耐低温割れ性

25mm厚鋼板及び270mm厚極厚鋼板の耐低温割れ性をy型割れ試験により評価した。270mm厚極厚鋼板では、1/4t及び1/2tより25mm厚の鋼材を加工し、試験を実施した。図24に示すように、いずれの鋼板とも割れが停止する予熱温度は150°C未満であり、387-22鋼板と同等の値が得られた。

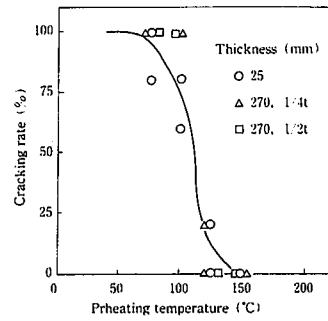


図 24 25mm及び270mm厚鋼板のy型割れ試験結果

表 3 各種溶接金属の化学成分例 (wt %)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	N
GTAW	0.06	0.23	0.41	9.05	0.89	0.20	0.07	0.032
SMAW	0.06	0.38	1.34	8.82	0.94	0.23	0.05	0.030
SAW	0.08	0.54	1.52	8.90	0.90	0.34	0.06	0.038

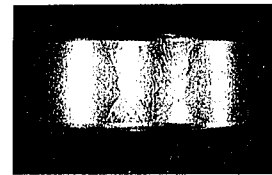


写真 7 溶接継手曲げ試験後の外観

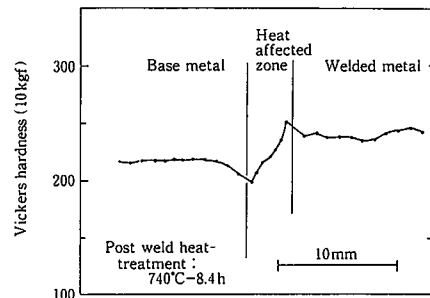


図 25 サブマージアーク溶接継手の硬さ分布

(2)溶接継手特性

25mm厚鋼板及び270mm厚極厚鋼板の1/4tから切出した25mm厚材につき、TIG溶接(GTAW)、手溶接(SMAW)、潜弧溶接(SAW)継手を作製し、740°C-8.4時間の溶接後熱処理を施した後、諸特性を調査した。溶接材料<sup>21)</sup>は新たに開発されたものであり、溶接金属の化学成分例を表3にまとめて示す。

溶接金属及び溶接継手の引張強度は十分であり、母材と同様ORNLの平均値<sup>4)</sup>と同等の値を示した。溶接継手各部の靱性も良好であり、継手の曲げ性も写真7に示すように良好である。

図25に溶接継手部の硬さ測定結果の一例を示す。熱影響部に若干の軟化部が認められるが、HV200以上の硬さが確保されている。図26に示すように、溶接継手部のクリープ破断強度はORNLの母材の最小値<sup>4)</sup>を上回っている。

5. まとめ

Mod.9Cr-1Mo鋼の鋼板(ASTM A 387-91)は、A 387-11鋼やA 387-22鋼等のCr-Mo鋼より、より優れた高温強度を持ち、高速

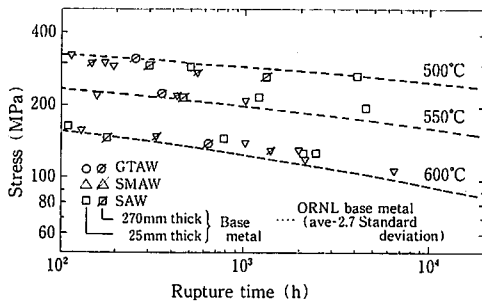


図 26 各種溶接継手のクリープ破断強度

増殖炉の構造材料として注目されている。

成分及び熱処理等の製造条件の影響を基礎的に解明し、クリープ破断強度、低温靱性、及び溶接性の観点から最適化した。これらの結果をもとに、“転炉溶製—取鍋精錬—方向凝固造塊”工程により、高速増殖炉の蒸気発生器用25~50mm厚鋼板、及び管板用270mm極厚鋼板を製造した。鋼板の化学成分及び特性は均一であり、引張強度、クリープ強度が優れ、低温靱性及び溶接性も良好であることを確認した。

Mod.9Cr-1Mo鋼は、伝熱管(ASTM A 213-T91)として超々臨界圧ボイラに利用されつつある。本開発鋼は母材及び溶接継手で優れた高温強度を有しており、火力ボイラ分野でも高温再熱蒸気管用等の素材として最適である。更に、Cr含有量が高いことから優れた

耐食性も有していると考えられ、種々の化学反応容器等の高温用途への適用が期待される。

参照文献

- 1) 乙黒靖男 ほか：製鉄研究. (311), 54(1983)
- 2) 行俊照夫 ほか：住友金属. 27 (1), 34 (1975)
- 3) 木下和久：日本鋼管技報. (62), 601(1973)
- 4) Patriarca, P.: Modified 9Cr-1Mo Steel Technical Program and Data Package for Use in ASME Section I and VIII Design Analyses. ORNL, 1982-6
- 5) Tsuchida, Y. et al.: 6th Intern. Conf. on Pressure Vessel Tech. Beijing, 1988
- 6) Tokuno, K. et al.: Scripta Metallurgica. 25, 871 (1991)
- 7) 浜田一志 ほか：日本学術振興会第123委員会研究報告, Vol.33, 1991, p.9
- 8) Tokuno, K. et al.: JOM. (April), 25 (1992)
- 9) 後藤正治 ほか：日本金属学会誌. 50, 154 (1986)
- 10) Arzt, E., Ashby, M.F.: Scripta Metallurgica. 16, 1285 (1982)
- 11) Arzt, E., Wilkinson, D.S.: Acta Metallurgica. 34, 1893 (1986)
- 12) Srolovitz, D. et al.: Scripta Metallurgica. 16, 1401 (1982)
- 13) 土井弘之 ほか：材料とプロセス. 2, 1808 (1989)
- 14) Hosoi, Y. et al.: J. of Nuclear Materials. A141-A143, 461 (1986)
- 15) Albrecht, J. et al.: Mechanical Working and Steel Processing. 27, 163 (1988)
- 16) Tokuno, K., Takeda, T.: TMS Annual Meeting, Las Vegas, U.S.A.
- 17) 土田 豊 ほか：材料とプロセス. 2, 1724 (1989)
- 18) Ohnishi, Y. et al.: Iron & Steelmaker. 12(2), 29-34 (1985)
- 19) 佐伯 毅ほか：鉄と鋼. 71, S266 (1985)
- 20) 橋 浩史 ほか：鉄と鋼. 73, S499 (1987)
- 21) 平野 侃ほか：溶接学会全国大会講演概要, 第41集, 1987