

© 1983 ISIJ

V, Nb 添加 9Cr-2Mo 耐熱鋼の高温強度と靱性におよぼす C 量の影響

論文

朝倉健太郎*・藤田 利夫*²・三宅 英徳*³

Effect of Carbon on Creep Rupture Strength and Toughness of 9Cr-2Mo Heat-resisting Steels with V and Nb

Kentaro ASAKURA, Toshio FUJITA, and Hidenori MIYAKE

Synopsis:

The effect of carbon on creep rupture properties and room-temperature toughness of (9~10)Cr-(1.8~2)Mo heat resisting steels with V and Nb was studied. The amount of carbon content was varied from 0.02% to 0.23% in order to improve toughness without decrease in creep rupture strength. The difference in creep rupture strength and Charpy absorbed energy between 10Cr-2Mo steels and 9Cr-1.8Mo steels was studied with respect to the ratio of δ -ferrite to martensite, the precipitates, and the microstructure.

The results indicated that the 9Cr-1.8Mo-0.1V-0.05Nb steels with 0.05~0.14%C tempered at 800°C showed good toughness, and that 10⁴ h rupture strength of the steel was as high as that of SUS 316 at 550°C and SUS 304 austenitic stainless steel at 600°C. It was concluded that the optimum amount of δ -ferrite with respect to both creep rupture strength and Charpy absorbed energy was 10~20%.

1. 緒 言

(9~12)Cr 系耐熱鋼は良好な延性, 耐 He 脆化, 耐スエリング性などを有するため, 近年, 核融合炉の第一壁候補材料ともなっている¹⁾. しかし, オーステナイト系ステンレス鋼に比べて高温強度が低く, 長時間加熱後の靱性に関する研究もほとんど行われていない. このため高温強度および靱性にすぐれた (9~13)Cr-Mo 系耐熱鋼の研究開発に拍車がかかけられている. 欧州では, 古くから (9~12)Cr-Mo 鋼がボイラ用鋼として使用され, X20CrMoV121 鋼, 12Cr-1Mo-0.3V 鋼および HT9 鋼 (0.2C-11.5Cr-1Mo-0.3V-0.5W) が製造されている. 一方, 米国でも最近 9Cr-1Mo 改良鋼²⁾を開発し, ボイラ用鋼, 高速増殖炉の蒸気発生管などに実用化されつつある.

前述の X20CrMoV121 および HT9 鋼は, 0.2%C, 12%Cr であるため焼入性が大きく, 溶接割れのおそれがあり, 加工性が悪い. 著者らは, これらの点を改良するため積極的に δ フェライト相を導入し, フェライト-マルテンサイト二相混合組織とし, 溶接性および高温強度ともにオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304 鋼など) に匹敵する低 C-10Cr-2Mo-0.1V-0.05Nb 鋼 (892 鋼) を開発した³⁾. また 892 鋼を基本組成として, 550

~650°C の使用温度域における Cr の最適量を調べた結果, 9~10%Cr 付近でクリープ破断強度が最高になることを報告し⁴⁾, さらに V および Nb の最適添加量についても調べた⁵⁾. しかしこれらの鋼はすぐれたクリープ破断強度を有するが, 長時間加熱後においてシャルピー吸収エネルギーの低下が認められた⁶⁾.

そこで本研究はクリープ破断強度と耐衝撃性をさらに高めることを目的として, 前報⁴⁾⁵⁾で調べた合金元素 (Cr, V および Nb) の最適値を参考にして, (9~10)Cr-(1.8~2)Mo-0.1V-0.05Nb 鋼における C 量の影響について調べた.

2. 実験方法

2.1 供試鋼および熱処理条件

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す. 10Cr-2Mo-V-Nb を基本組成とする鋼 (以下 10Cr 系鋼と略記) は C 量を 0.05, 0.1, 0.2% の範囲で変化させ, また 9Cr-1.8Mo-V-Nb を基本組成とする鋼 (以下 9Cr 系鋼と略記) は C 量を 0.02, 0.05, 0.1, 0.15% の範囲で変化させた. 9Cr 系鋼は 10Cr 系鋼と比べてフェライト形成元素である Cr を約 0.6~1.0%, Mo を約 0.15~0.2%, Si を約 0.3~0.5% 程度低下させ, δ フェライト相の生成を抑えた. なお, V, Nb 量については 10Cr-2Mo を

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 12 月 24 日受付 (Received Dec. 24, 1982)

* 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku 113)

*² 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)*³ 東京大学大学院 (現: 川崎製鉄(株)) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition (wt%) and δ -ferrite ratio (%) of steels used.

steels		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	δ -ratio
10 Cr steels	C 1	0.054	0.45	0.49	0.012	0.008	9.90	1.96	0.108	0.047	45
	C 2	0.103	0.67	0.54	0.010	0.012	9.75	1.91	0.100	0.052	10
	C 3	0.231	0.49	0.52	0.012	0.008	10.86	1.94	0.105	0.059	0
9 Cr steels	G 1	0.020	0.17	0.56	0.015	0.012	9.01	1.81	0.112	0.054	35
	G 2	0.050	0.16	0.55	0.015	0.012	9.27	1.82	0.111	0.055	20
	G 3	0.094	0.18	0.48	0.013	0.011	9.10	1.81	0.100	0.055	0
	G 4	0.140	0.18	0.52	0.015	0.012	9.00	1.80	0.090	0.050	0

基地にしたとき 600°C-10⁴h のクリープ破断強度が最高値を示した 0.1%V, 0.05%Nb を参考にした⁵⁾. 供試鋼は高周波電気炉で 50~100 kg 大気溶解し, その後, 鍛伸した. 熱処理は 1050°C-30 min の焼ならし処理を施した後, 700°C, 1h→空冷 (以下 700°C 焼もどし材と略記) および 800°C, 1h→空冷 (以下 800°C 焼もどし材と略記) を行つた.

2.2 機械的性質

クリープ破断試験には標点間距離 30 mm, 直径 6 mm の試験片を使用した. 短時間クリープ破断試験はレバー式シングル型試験機, 長時間クリープ破断試験はバネ式マルチプル型試験機を用い, 試験温度は 550, 600, 650, 700°C で行つた. 常温引張試験は最大容量 5 t のインストロン型を使用し, 1 mm/min のクロス・ヘッド速度で行つた. 試験片の寸法はクリープ破断試験片と同じである. シャルピー衝撃試験は JIS 4 号試験片を使用し, 常温 (20°C) で行つた.

2.3 析出物の同定と EPMA による分析

加熱材 (無応力下で加熱した試料) を 3% 塩酸メタノール電解液中 (電流密度: 30 mA/cm²) で約 6 h 電解分離し, 残渣について X線ディフラクトメータを用いて, 析出物の同定を行つた. 主な回折条件は次のとおりである. ターゲット: Cu, フィルタ: Ni, 管球電圧: 38 kV, 管球電流: 14 mA. フェライトとマルテンサイトの各相について, EPMA を用いて Cr と Mo の合金元素濃度を定量分析した. 主な分析条件は, 加速電圧: 20 kV, 試料電流: 0.05 μ A, ビーム径: 1~2 μ , 計測時間: 10 s である.

3. 実験結果

3.1 クリープ破断特性

10Cr 系鋼および 9Cr 系鋼 (700°C 焼もどし材) の 600°C におけるクリープ破断試験結果を Fig. 1 に示す. Fig. 1 (a) に示した 10Cr 系鋼の場合は, C 量による強度差が明瞭である. C1 がもつとも弱く, C2 と C3 では 3~4 kgf/mm² の差が認められる. しかし C1 および C2, C3 の強度差は長時間側において縮まる傾向を示す. Fig. 1 (b) に示した 9Cr 系鋼の場合, 短時

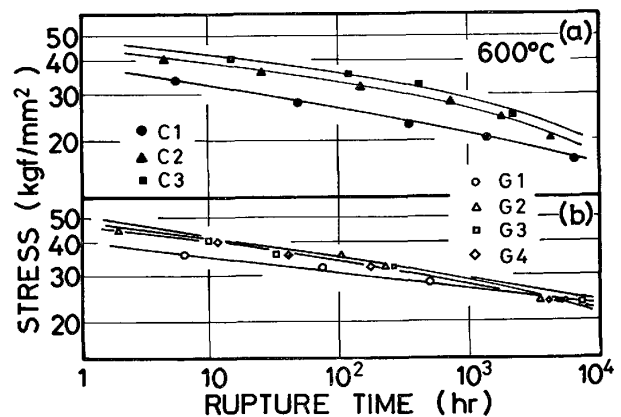


Fig. 1. Stress-rupture curves (600°C) of 10Cr-2Mo steels (a) and 9Cr-1.8Mo steels (b) tempered at 700°C.

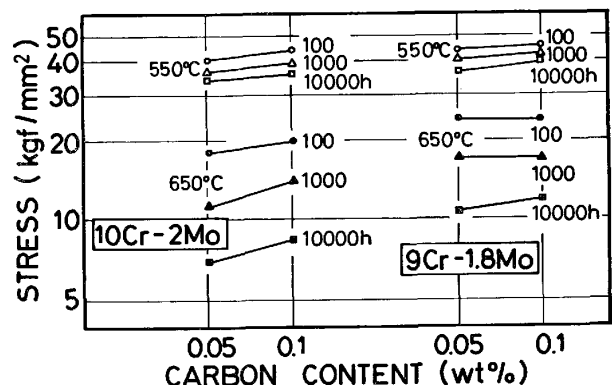


Fig. 2. Comparison of creep rupture strength of 10Cr-2Mo steels and 9Cr-1.8Mo steels at 550°C and 650°C.

間側のクリープ破断強度は G1 が G2~G4 に比較して 2~3 kgf/mm² 程度低い. 一方, 600°C-10⁴h に相当する長時間側のクリープ破断強度は G1~G4 がほぼ同じ値を示し, かならずしも C を多く添加した鋼がすぐれたクリープ破断強度を示すとはかぎらない.

10Cr 系鋼と 9Cr 系鋼のクリープ破断強度を比べると, C2, C3 は短時間側で G2~G4 に相当する. しかし 600°C-10⁴h の破断強度は 10Cr 系鋼が 9Cr 系鋼より約 4~8 kgf/mm² 弱いうえに, C 量の多い C2, C3 は 2~3×10³h 付近でクリープ破断曲線のゆるやかな曲がりを生じる. これに対して 9Cr 系鋼のクリープ破断曲線は顕著な曲がり認められない. C1 (0.05%) は本

供試鋼のなかでもつとも弱く、同じC量の G2 と比べて約 8 kgf/mm² も弱い。同じく 0.1% C を添加した C2 と G3 を比較しても、9Cr 系鋼の G3 がすぐれた値を示す。短時間側で 2 kgf/mm² 程度の強度差が、長時間側でさらに広がる傾向にある。また C 量のもつとも少ない G1 は、短時間側で G2~G4 より約 4~6 kgf/mm² 弱い、長時間側では G2~G4 と同等程度のすぐれた特性を示す。

Fig. 2 は 10Cr 系鋼と 9Cr 系鋼における 0.05~0.1 % C の添加が、10²~10⁴ h のクリープ破断強度におよぼす影響を 550°C と 650°C の試験温度について整理 (700°C 焼もどし材) したものである。550°C-10⁴ h のクリープ破断強度は、C1 は G2 に比べ約 2 kgf/mm², C2 は G3 に比べ約 4 kgf/mm², 650°C-10⁴ h のクリープ破断強度は C1 が G2 に比べ約 4.5 kgf/mm², C2 は G3 に比べ約 3.5 kgf/mm² それぞれ低く、同じ C 量の添加では 9Cr 系鋼の方が 550~650°C においてすぐれていることがわかる。

Fig. 3 は 9Cr 系鋼における 800°C 焼もどし材のクリープ破断強度を示す。この結果は、Fig. 1 (b) に示

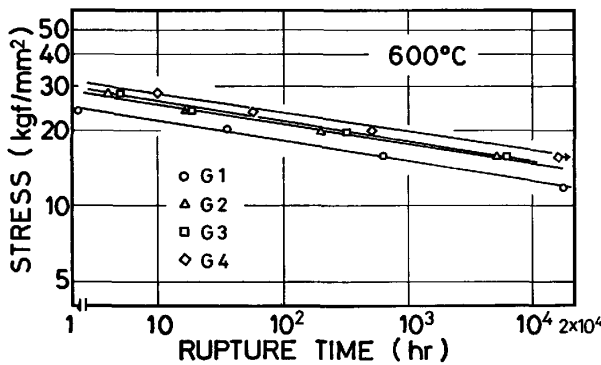


Fig. 3. Stress-rupture curves (600°C) of 9Cr-1.8Mo steels tempered at 800°C.

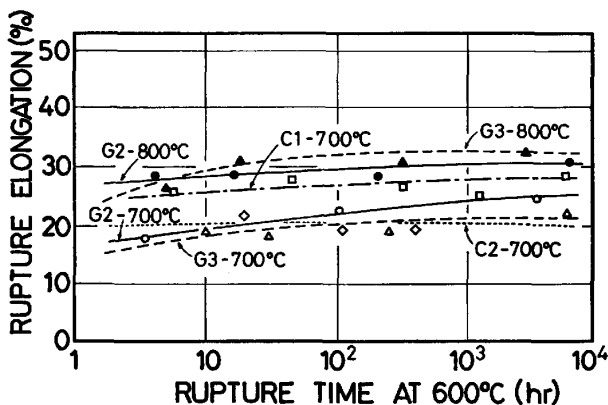


Fig. 4. Effect of carbon content and tempering temperature on rupture elongation of (9~10) Cr-(1.8~2) Mo steels at 600°C.

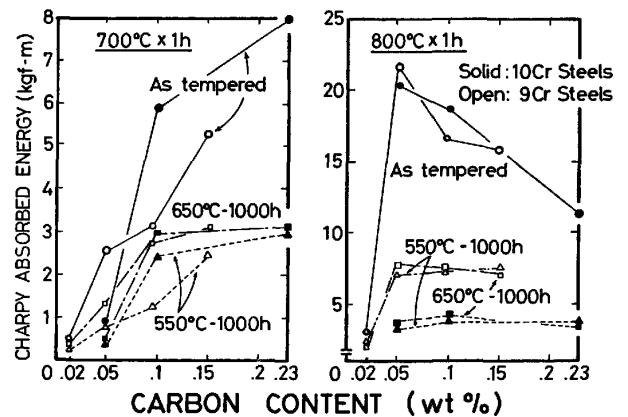


Fig. 5. Effect of carbon content and tempering temperature on Charpy absorbed energy of (9~10) Cr-(1.8~2) Mo steels at room temperature.

した 700°C 焼もどし材の結果とは多少異なる。短時間側および 600°C-10⁴ h に相当する領域で G4>G3>G2>G1 の順となり、C量の多い鋼ほどすぐれたクリープ破断強度を示す。しかし 700°C 焼もどし材の強度と比較すると 5~10 kgf/mm² も低い。

クリープ破断時間-破断伸びの関係を Fig. 4 に示す。C量、破断時間によらず 800°C 焼もどし材の破断伸びは約 30%、700°C 焼もどし材の破断伸びは約 20% であり、長時間側破断材においても極端なクリープ脆化は認められず良好なクリープ破断伸びを有する。

3.2 シャルピー衝撃特性

常温 (20°C) における 10Cr 系鋼と 9Cr 系鋼の加熱によるシャルピー衝撃特性の変化を Fig. 5 に示す。700°C 焼もどし材のシャルピー吸収エネルギー (以下吸収エネルギーと略記) は、800°C 焼もどし材と比較すると全般にかなり低い。また、焼もどし状態では C1 を除けば 10Cr 系鋼の方が吸収エネルギーが高い。C量の多い鋼ほど吸収エネルギーも高いが、C3 ですえ 8 kgf-m 程度である。550°C および 650°C-10³ h 加熱によつて吸収エネルギーは低下するが、9Cr 系鋼と 10Cr 系鋼の両者にはそれほど大きな差は認められない。

800°C 焼もどし処理を施すと吸収エネルギーはかなり改善される。焼もどし状態では G1 を除けば、10 kgf-m 以上の吸収エネルギーを有する。700°C 焼もどし材とは逆に、C量が多くなるほど吸収エネルギーは低下する。550°C および 650°C 加熱によつて吸収エネルギーは低下するが、9Cr 系鋼の G2~G4 は 10³ h 加熱後で約 8 kgf-m、10Cr 系鋼の C1~C3 は 9Cr 系鋼の約半分の 4 kgf-m 程度である。

3.3 常温引張性質

Fig. 6 は供試鋼の引張試験結果を示す。(9~10) Cr

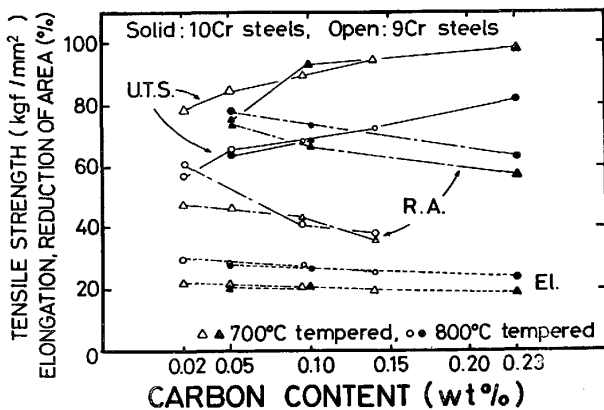


Fig. 6. Effect of carbon content and tempering temperature on tensile properties of (9~10)Cr-(1.8~2) Mo steels at room temperature.

系鋼の引張強さはCの増量につれて上昇する。このC量と引張強さの関係は強度水準こそ異なるが、700°Cおよび800°C焼もどし材において同じ傾向を示す。しかし両者の強度差は約20 kgf/mm²にもなる。絞りは10Cr系鋼と9Cr系鋼では大きく異なる。前者が約80~60%であるのに対し、後者は約60~40%である。9Cr系鋼では0.1% C以上になると、40%程度に低下する。10Cr系鋼では焼もどし温度による絞りの差が約10%であるのに対し、9Cr系鋼はG1を除いてその差は認められなかつた。全伸びは、800°C焼もどし材では両鋼種とも30~25%あるのに対して、700°C焼もどし材では約20%と低い。常温における曲げ加工性を考慮した場合、本鋼に要求される引張性質条件は引張強さ60 kgf/mm²以上、伸び30%程度であり、この条件を満足するのは800°C焼もどし処理を施したC1, C2, G2およびG3である。

4. 考 察

高速炉用ラッパ管や核融合炉第一壁材に適用することを想定した場合、耐照射脆化、耐スエリングなど(この種の実験は現在進行中⁷⁾)はもちろんのことながら、できる限り高いクリープ破断強度と高い吸収エネルギー、さらにすぐれた加工性と溶接性が要求される。この厳しい条件に適合する鋼としては、10Cr系鋼では800°C焼もどし処理を施したC1, C2(0.05~0.1% C)、9Cr系鋼では同じく800°C焼もどし処理を施したG2(0.05% C)が有望である。そこで10Cr系鋼と9Cr系鋼の本質的な相違を δ フェライト-マルテンサイト相比、析出物、透過電顕(以下TEMと略記)組織などから調べた。

4.1 δ フェライト-マルテンサイト相比

両系鋼とも0.02~0.1% C添加量の範囲では δ フェラ

イト(以下フェライトと略記)-マルテンサイトの二相混合組織を有する。各鋼のフェライト量をTable 1の右端に示す。表からもわかるように、10Cr系鋼と9Cr系鋼では同じC量であつてもフェライト-マルテンサイトの相比が異なる。フェライト相は0.05% C添加の10Cr系鋼(C1)では45%であるが、同じC量の9Cr系鋼(G2)では20%に減少する。また0.1% Cの添加でC2は10%のフェライト相を有するが、G3はマルテンサイト単相組織になる。

9Cr系鋼のフェライト相が10Cr系鋼に比べて少ない理由は、フェライト形成元素であるCr, Mo, Siが低いことによる。このように両系鋼ともC量の増加によってフェライト相は減少し、マルテンサイトが増加する。C量が多くなるにつれ引張強さは増すが、延性は逆に減少し、さらに溶接性、耐食性などは劣化する。一方、クリープ破断強度および吸収エネルギーの高低は δ フェライト-マルテンサイト相比に大きく影響される。具体的には(0.05~0.15)% C-9Cr系鋼がすぐれたクリープ破断強度と吸収エネルギーを示し、35%以上のフェライト相を有することはクリープ破断強度、吸収エネルギーにとって不利になる。したがってフェライト相の適量はクリープ破断強度、吸収エネルギー、曲げ加工性および溶接性を考慮した場合、10~20%程度と推測できる。

4.2 析出挙動

Table 2は650°Cで所定の時間加熱した各鋼の析出物を同定した結果である。なお、同一欄の上位に記載した析出物ほど主な析出物である。700°C焼もどし材は各鋼とも短時間加熱ではM₂₃C₆が主炭化物。長時間加熱ではM₆CやFe₂Moが析出し、相対的にM₂₃C₆が減少する。M₆Cはフェライト相の少ない鋼ほど長時間側で主炭化物として析出する傾向にある。Fe₂Moは9, 10Cr系鋼ともに低Cほど析出しやすく、フェライト相が多い鋼ほど加熱時間の短い段階で析出が認められる。10Cr系鋼のC1では45%程度のフェライト量を有するため、10h加熱でFe₂Moがわずかに検出される。9Cr系鋼のG1, G2ではC1に比べてフェライト量が少ない(20~35%)ため、10h加熱後にはじめて検出される。10h加熱後にFe₂Moが主ピークとして検出される鋼は、低CのC1とG1である。フェライト相が10~20%のC2およびG2では、10h加熱でFe₂Moが主ピークとして検出されない。マルテンサイト単相組織を有するC3およびG3, G4では、10h加熱でFe₂MoがX線ディフракトメータではまったく検出されない。

800°C焼もどし材の特長はM₆Cの炭化物が極めて

Table 2. Precipitates of 10Cr-2Mo and 9Cr-1.8Mo steels heated at 650°C.

Heating condition		700°C-tempering				800°C-tempering	
C	steel	1 (h)	10 (h)	100 (h)	1 000 (h)	1 (h)	1 000 (h)
0.02C	9Cr-1.8Mo (G 1)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo	Fe ₂ Mo M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆	Fe ₂ Mo M ₂₃ C ₆
0.05C	9Cr-1.8Mo (G 2)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₆ C M ₂₃ C ₆ (Fe ₂ Mo)	M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo
	10Cr-2Mo (C 1)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C (Fe ₂ Mo)	M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo	Fe ₂ Mo M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₂₃ C ₆ (M ₆ C)	Fe ₂ Mo M ₂₃ C ₆ (M ₆ C)
0.10C	9Cr-1.8Mo (G 3)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo
	10Cr-2Mo (C 2)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₆ C M ₂₃ C ₆ (Fe ₂ Mo)	M ₂₃ C ₆ (M ₆ C)	M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo (M ₆ C)
0.14C	9Cr-1.8Mo (G 4)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo
0.23C	10Cr-2Mo (C 3)	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ M ₆ C	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₆ C M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆ Fe ₂ Mo

() : weak

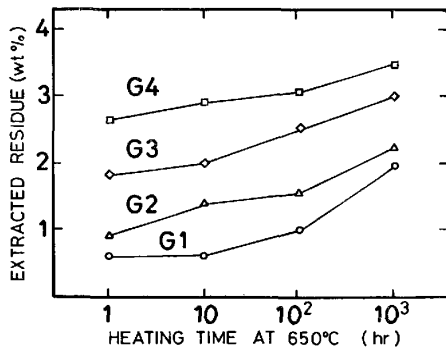


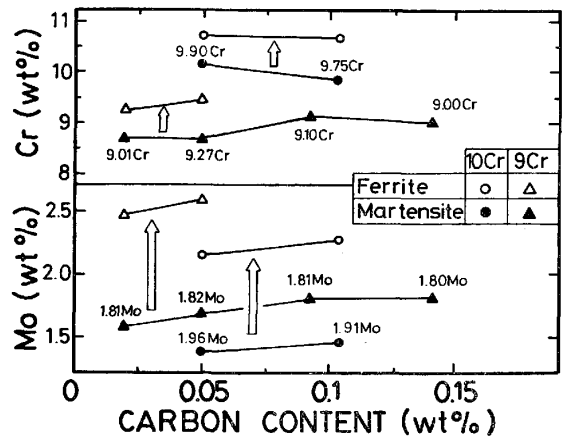
Fig. 7. Change of residues extracted from 9Cr-1.8Mo steels heated at 650°C.

少なく、700°C 焼もどし処理を施した 0.1% C 以上の供試鋼ではほとんど検出されなかつた Fe₂Mo が、10³h 加熱後に検出できることである。

9Cr 系鋼の 650°C 加熱における残渣 (析出物) 重量を測定すると、Fig. 7 に示すように C 量の増加とともに残渣重量も著しく増加する。たとえば、G4 は G1 に比べて重量比で 2~5 倍も多い。

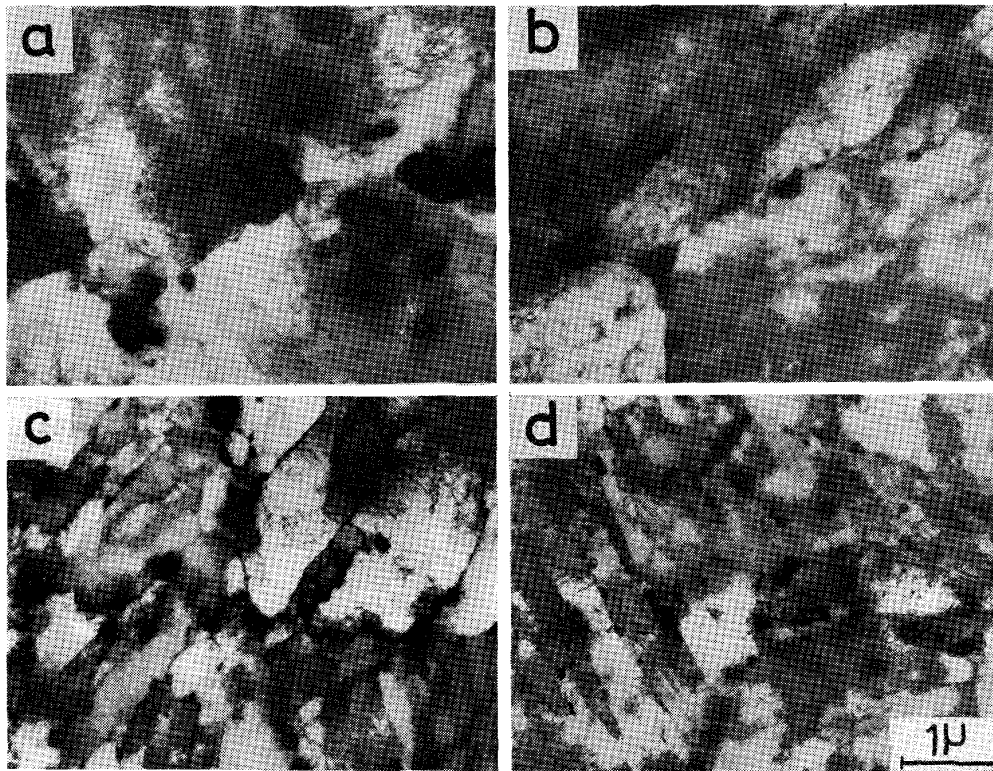
4.3 フェライト/マルテンサイト相の Cr, Mo 濃度

1050°C 焼ならし状態におけるフェライトとマルテンサイト各相の Cr, Mo 濃度を、EPMA を用いて定量分析した結果を Fig. 8 に示す。図中の数字は両系鋼の化学分析値 (Table 1 参照) を示す。10Cr 系鋼の C1, C2 (0.05~0.1% C) および 9Cr 系鋼の G1, G2 (0.02~0.05% C) はフェライト相を有する。フェライト相は両系鋼ともにマルテンサイト相より Cr および Mo が富化されている。Cr 濃度はフェライト、マルテンサイトの両相ともに 10Cr 系鋼が高い。Mo 濃度は逆に 9Cr 系鋼がより富化されているという程度の差こそあれ、フェ

Fig. 8. Concentration change of Mo and Cr analyzed by EPMA in δ -ferrite phase and martensite phase normalized at 1050°C.

ライトとマルテンサイト相では明らかに合金成分の濃度分配が起きている。

フェライト相を含有する鋼は、650°C 加熱の短い段階でフェライト相内に Fe₂Mo が析出する傾向にある (Table 2, Photo. 1 参照)。本鋼の Fe₂Mo は δ フェライト相に特徴ある形態で析出するため、形態的にも判別しやすく、制限視野電子線回折によつても解析し確認している³⁾。(9~10)Cr 系鋼のフェライト相およびその近傍では Mo 濃度が他領域より高く (Fig. 8 参照)、また M₆C が加熱の初期段階からフェライト相内およびその近傍に析出するため、フェライト相は固溶 C の欠乏を招き、結果的にフェライトに富化された Mo が基地の Fe との間に金属間化合物 Fe₂Mo を形成し、早期に析出すると考えられる。すなわち二相混合組織を有する鋼は、KOUTSKY ら⁸⁾も指摘しているように合金成分の濃度分



a: G1(0.02% C), b: G2(0.05% C), c: G3(0.10% C), d: G4(0.14% C)

Photo. 1. Transmission electron micrographs of 9Cr-1.8Mo steels heated at 650°C for 1000 h.

配が起きるため、各相に濃縮される合金元素濃度によって生成析出物も大きく変わることが示唆される。

4.4 微視組織

650°C-10³h 加熱時における 9Cr 系鋼 (700°C 焼もどし材) の TEM 組織を Photo. 1 に示す。G1 のマトリックスは他鋼と比較するとわずかに回復が進んでおり、転位密度も低い。数こそ少ないが 1 μ 程度の粗大な析出物も観察される (Photo. 1-a)。高 C 材になると旧オーステナイト粒界、マルテンサイト・ラス境界や粒内に多くの $M_{23}C_6$ が析出するが、G1 と比較すると微細である (Photo. 1-d)。これは残渣重量 (Fig. 7) が C の増量にしたがつて増加する結果とも一致する。この傾向は試験温度が高いほど、あるいはクリープ下で助長される。また、フェライト相内の析出物 (Fe_2Mo , M_6C など) およびフェライト-マルテンサイト粒界の析出物 ($M_{23}C_6$, Fe_2Mo など) は、マルテンサイト相内の析出物 ($M_{23}C_6$ など) よりも凝集、粗大化傾向が著しい。ただし、フェライト相内の M_6C は微細析出する。

800°C 焼もどし材のクリープ破断試験結果 (Fig. 3) は、C 量の多い鋼ほどすぐれたクリープ破断強度を示す。これは高 C 材ほど焼もどし初期におけるマトリックスの回復度が小さく、さらに析出物の凝集速度も小さいなどその後の析出挙動が異なることに起因している。

4.5 9Cr 系鋼のクリープ破断強度差が小さい原因と他鋼との強度比較

10Cr 系鋼では C 量の増加につれてクリープ破断強度も向上した。しかし 9Cr 系鋼の高温・長時間側ではむしろ高 C 材が急激な強度低下を示す傾向にある。9Cr 系鋼のクリープ破断強度の強化因子および弱化因子を Fig. 9 に示す。

G2 に比べて G3, G4 の析出物量は多い (TEM, 重量)。すなわち高 C ほど早期に析出物の生成に固溶 C, 固溶 Mo が費やされるため、固溶強化作用も早期に低下する。凝集・粗大化を抑制する効果がある V (EDX)⁹⁾ は、高 C 材では析出物中の V 総量が少ないうえに、析出物も多いため各析出物中の V 固溶量が低下 (EPMA) し、析出物粗大化の一因になる。旧オーステナイト粒界以外の領域 (たとえばラス境界) に凝集・粗大化した析出物は、クリープ破断強度に寄与する度合いが小さい。高 C 材はこれらの析出物が多い。他方、G2 では極めて微細に析出した M_6C が転位を有効に pinning (TEM) する。また焼ならし時、フェライト相に富化された Mo (EPMA) はフェライト相を固溶強化する。高 C 材に対し、二相混合組織を有する G2 が遜色のないクリープ破断強度およびシャルピー衝撃特性を有したのはこのような因子によると考えられる。

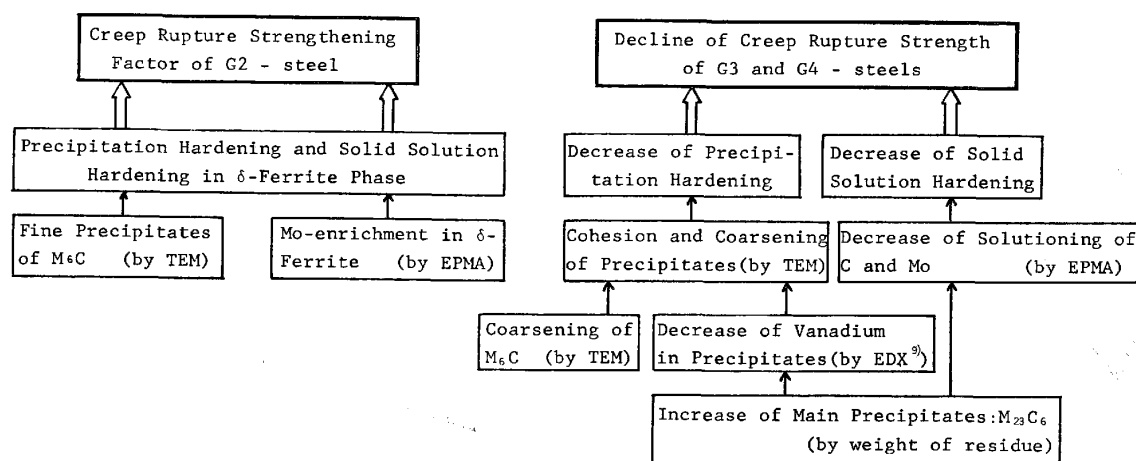


Fig. 9. Creep rupture strength factors of 9Cr-1.8Mo steels.

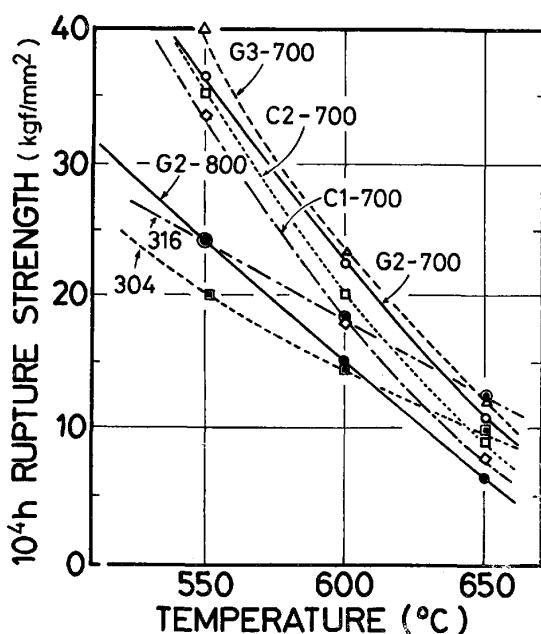


Fig. 10. Comparison of 10 000 h-rupture strength of (9~10) Cr-(1.8~2) Mo steels and austenitic stainless steels.

Fig. 10 は、加工性および溶接性を考慮した場合にすぐれたクリーブ破断強度とシャルピー衝撃特性を有した G2-800(800°C 焼もどし材の略) と他鋼の各温度における 10^4 h クリーブ破断強度を比較した。G2-800 は、550°C ではオーステナイト系ステンレス鋼の SUS 316 にも匹敵するクリーブ破断強度、600°C においては SUS 304 より多少すぐれたクリーブ破断強度を有する。クリーブ破断強度のみを考慮した 700°C 焼もどし材では、本供試鋼のすべて (煩雑になるため C1, C2, G2 および G3 のみ図示) が 550°C では SUS 316 より約 10 kgf/mm^2 以上、600°C では $0 \sim 5 \text{ kgf/mm}^2$ ほど強く、650°C では G3 が SUS 316 とほぼ同じ強度を有する。

5. 結 言

フェライト系鋼のクリーブ破断強度とシャルピー衝撃特性をさらに高めることを目的として、(9~10)Cr-(1.8~2)Mo-V-Nb 鋼における C 量の影響について調べ、次の結果を得た。

1) クリーブ破断強度におよぼす C 量の影響についていえば、10Cr 系鋼 (0.05~0.23% C 範囲) の場合は C 量の増加にしたがって破断強度も向上するが、9Cr 系鋼 (0.02~0.14% C 範囲) の場合は顕著な破断強度の差は認められなかつた。このクリーブ破断強度を左右する因子はフェライト-マルテンサイトの相比である。

2) 10Cr 系鋼と 9Cr 系鋼のクリーブ破断強度を比べると、同じ C 量の添加では 9Cr 系鋼の方が 550~650°C のすべての温度ですぐれている。

3) 800°C 焼もどしですぐれたシャルピー衝撃特性を示した 0.05C-9Cr-1.8Mo-0.1V-0.05Nb 鋼 (G2) の 10^4 h クリーブ破断強度は、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS 316 の 550°C、SUS 304 の 600°C 強度とほぼ同等である。

4) 最適なフェライト量は 10~20% 程度であり、これ以上になると Laves 相 (Fe_2Mo) の早期析出および凝集・粗大化を誘引し、シャルピー衝撃特性を低下させる。

5) 10~20% のフェライト量を有する二相混合組織においては、フェライト相内における M_6C の分散強化、富化された Mo による固溶強化などがクリーブ破断強度の向上に寄与する。

本実験に協力いただいた東京大学工学部金属材料学科・学部学生 (現: 日立製作所 (株)) の太田祐二氏、また試料の溶解にご協力をいただいた新日本製鉄 (株) 第二

技術研究所の乙黒靖男博士に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) J. L. SCOTT, E. E. BLOOM, M. L. GROSSBECK, P. J. MAZIASZ, F. W. WIFFEN, R. E. GOLD, J. J. HOLMES, T. C. REUTHER, and S. N. ROSENWASSER: Proc. of Fourth topical meeting on the technology of Controlled Nuclear Fusion, Oct. (1980) Pennsylvania
- 2) G. C. BODINE, JR, B. CHAKRAVSKI, S. D. HARKNESS, C. M. OWENS, B. ROBERTS, D. VANDERGRIFT, and C. T. WARD: Proc. of Inter. Conf. Ferritic Steels of Fast Reactor Steam Generators, BNES (1977), p. 160; R. R. IRVING: Iron Age, 25 (1982), p. 46
- 3) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 乙黒靖男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 886
- 4) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 山下幸介: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1375
- 5) T. FUJITA, K. ASAKURA, T. SAWADA, T. TAKAMATSU, and Y. OTOGURO: Metall. Trans., 12A (1981), p. 1071
- 6) 三宅英徳, 朝倉健太郎, 河淵 靖, 藤田利夫: 鉄と鋼, 66 (1980), S1102
- 7) 喜多見淳一, 朝倉健太郎, 佐東信司, 藤田利夫, 井形直弘: 日本金属学会講演概要, 昭和 57 年度秋季 (札幌) 大会 (1982), p. 310
- 8) J. KOUTSKY and J. JEZEK: JISI, 200 (1962), p. 938
- 9) 朝倉健太郎, 藤田利夫: 学振 123 委員会報告書, 21 (1980), p. 27