

© 1990 ISIJ

 論文
 論 文

高 Cr フェライト系耐熱鋼の長時間加熱脆化と Laves 相析出に及ぼす Si および Mo の影響

 伊勢田 敦朗*・寺西 洋志*・吉川 州彦*²

Effects of Silicon and Molybdenum on Long-term Heating Embrittlement and Precipitation of Laves Phase of High Chromium Ferritic Heat Resistant Steels

Atsuro ISEDA, Hiroshi TERANISHI and Kunihiko YOSHIKAWA

Synopsis :

Long-term heating embrittlement of high-chromium ferritic heat resistant steels was investigated. In this work, long-term heating of 9 wt%Cr ferritic steels with various amounts of molybdenum and silicon up to 10 000 h at 450~700°C was conducted, and then toughness and microstructure were investigated. The results are summarized as follows.

(1) Heating embrittlement was significantly caused by heating at 550~650°C because of precipitation of the Laves phase mainly on the δ -ferrite/martensite boundaries and in δ -ferrite grains.

(2) Decrease in the amount of silicon was effective in improving the embrittlement due to the decrease in the amount of precipitation of the Laves phase. Low-molybdenum steels with 0.7 wt%Mo was not caused the embrittlement because the Laves phase did not precipitate.

(3) Relationship between molybdenum in solute, temperature and silicon content was given as follows ;

$$\log (\text{Mo})_{\text{sol.}} = -1270/T + 1.51 - 0.67 \cdot \text{Si} (\text{wt}\%)$$

Where, $T = 823 \sim 973 \text{ K}$ and $\text{Si} = 0.03$ and $0.17 \text{ wt}\%$.

Key words : high-chromium steel ; heat resistant steel ; toughness ; long-term heating ; embrittlement ; Laves phase ; precipitation.

1. 緒 言

ボイラ・原子力用材料として開発された高 Cr フェライト系耐熱鋼 (以下、高 Cr 鋼) は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ熱伝導性や耐応力腐食割れ性に優れ、熱膨張係数が小さいことなどから、ボイラ・原子力用材料として広く使用されている¹⁾²⁾。また、最近では高速増殖炉用炉心材料や次世代の核融合炉用材料として、耐照射脆性および耐スエリング性に優れる特徴を生かした、高強度高 Cr 鋼の研究も進められている³⁾。

ところで、一般に高 Cr 鋼は、高温加熱中の組織変化が大きく、これに起因してクリープ強度や靱性などの機械的性質が変化する。特に大型耐熱耐圧部材として使用する場合には、靱性低下が問題となることから、組織と関連づけた脆化因子の研究が盛んに行われている^{4)~8)}。

これまでの研究では、(1)主に加熱中に粗大化する炭化物や Laves 相が脆化に関与する⁸⁾。(2)Mo と Si 量を低減すると加熱脆化が抑制される⁵⁾⁷⁾ことが報告されている。また著者らは、(3)Si 量が Laves 相の析出に関与すること⁶⁾、(4)長時間加熱材を焼もどし相当の再熱処理することにより、Laves 相が消失することを報告した⁶⁾。

しかし、脆化因子とされる Laves 相の析出挙動は報告により異なり、また Si および Mo が関与する機構については、まだ解明されていない。

本研究では、9 Cr-Mo 鋼について、450~700°C で 10⁴ h までの長時間加熱試験を行い、長時間加熱脆化と Laves 相の析出挙動との相関を検討するとともに、Si および Mo の影響について明らかにすることを目的とした。

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 3 月 26 日受付 (Received Mar. 26, 1990)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

*² 住友テクノロジーサーチ(株) (Sumikin Techno Research, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	δ -ferrite (vol%)
A	0.06	0.17	0.52	0.012	0.006	8.99	2.05	0.004	28
B	0.06	0.03	0.53	0.013	0.007	9.00	2.08	0.004	21
C	0.06	0.20	0.51	0.011	0.003	8.95	0.71	0.003	0

2. 実験方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。A鋼はボイラチューブとして開発された 9Cr-2Mo 鋼 (火力原子力発電技術協会の規格鋼 STBA27), B鋼は Si 量を 0.03 wt% とした材料, C鋼は Mo 量を 0.7 wt% とした材料である。いずれも 150 kg 真空溶解後, 熱間鍛造および熱間圧延して厚さ 20 mm の板とし, 熱処理として 950°C × 1 h 空冷の焼ならし, 750°C × 1 h 空冷の焼もどしを行った。A および B 鋼は, δ -フェライトを 20~30% 含む二相鋼で, Si 量の低い B 鋼の方が, やや δ -フェライト量が少ない。また C 鋼は, 焼もどしマルテンサイト単相鋼である。

長時間加熱試験は, 450~700°C で, 最長 10⁴ h まで行った。また, 加熱脆化の顕著な 550°C × 10⁴ h 加熱材について, 750°C × 1 h 空冷の焼もどし処理相当の再熱処理を行い, 靱性と組織に及ぼす影響を調べた。

シャルピー衝撃試験には, 板の圧延方向より JIS 4 号試験片 (10 × 10 × 2 mm V ノッチ) を切り出して用いた。組織調査として, 光学および電子顕微鏡組織観察とともに, 衝撃試験材の破面について SEM 組織観察を行った。また, 析出物の調査として, 非水溶媒電解抽出残渣の化学分析と X 線回折による析出物の同定を実施した。抽出方法は, 10% アセチルアセトン-メタノール系溶液中で, 10 mA/cm² の定電流条件で行った。

3. 実験結果

3.1 長時間加熱にともなう靱性変化

高 Cr 鋼の加熱脆化挙動を明らかにするために, 450~700°C で最長 10⁴ h までの長時間加熱試験を実施した。Fig. 1 に, A 鋼および B 鋼の 0°C 衝撃値の変化を示す。両鋼ともに, 550 および 600°C, 10³ h 加熱材の脆化が大きいものの, その後の 5000 h 加熱では脆化量が小さい。650°C 以上では, 脆化が軽減される傾向にある。また, Si 量の低い B 鋼の方が靱性は高い。

以上の結果から, ボイラ使用温度に近く, 脆化の大きい 550°C 長時間加熱にともなう靱性変化を, 各鋼について詳細に比較する。

Fig. 2 に A 鋼のシャルピー衝撃試験結果を示す。10³

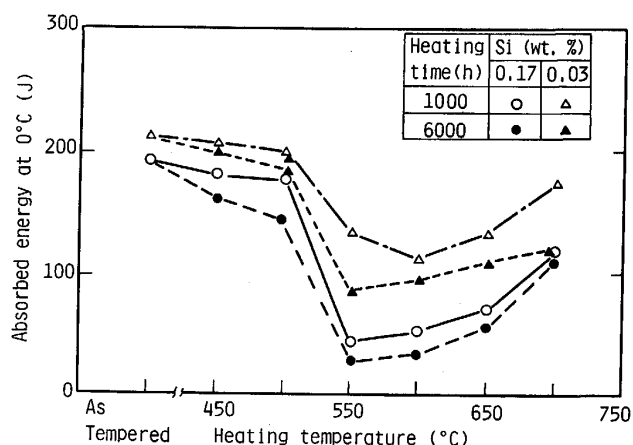


Fig. 1. Change in Charpy absorbed energy of 9Cr steels heated for 1000 and 6000 h.

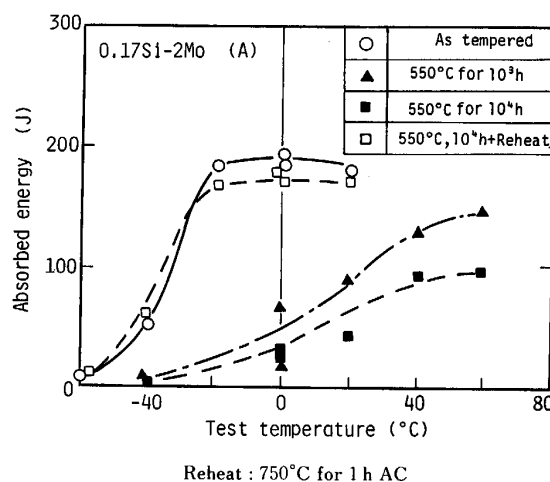


Fig. 2. Charpy absorbed energy of steel A heated at 550°C for 10³ and 10⁴ h.

h 加熱後の靱性低下が顕著であるが, その後は 10⁴ h まで徐々に低下する。特徴は, 上部棚エネルギーの低下が大きいこと, 新材 (焼もどしま) では, 遷移温度前後のエネルギー変化が大きいのに対し, 加熱材では, ならかな変化を示すことである。また, 750°C × 1 h の再熱処理により, 靱性は新材なみに回復する。

Si 量を低減した B 鋼の結果を Fig. 3 に示す。新材の靱性は, A 鋼なみであるが, 加熱後の上部棚エネルギーは高く, 遷移温度も低めであり, 加熱脆化が抑制されている。また, 再熱処理により, 靱性は新材なみに回復する。

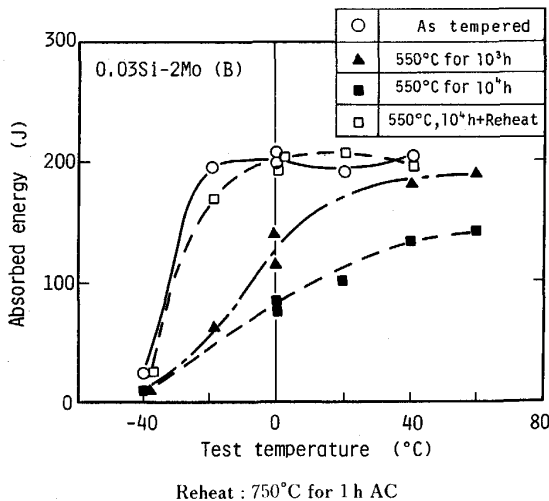


Fig. 3. Charpy absorbed energy of steel B heated at 550°C for 10³ and 10⁴ h.

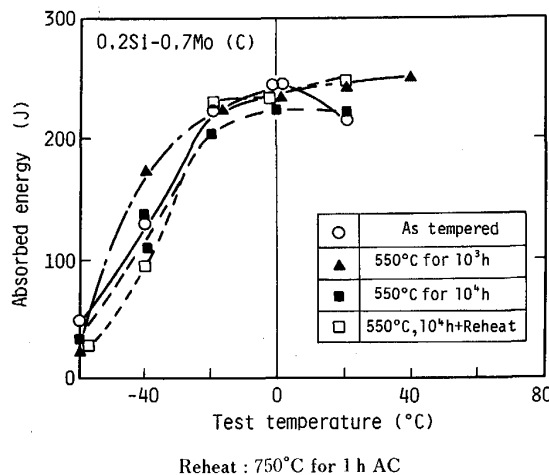


Fig. 4. Charpy absorbed energy of steel C heated at 550°C for 10³ and 10⁴ h.

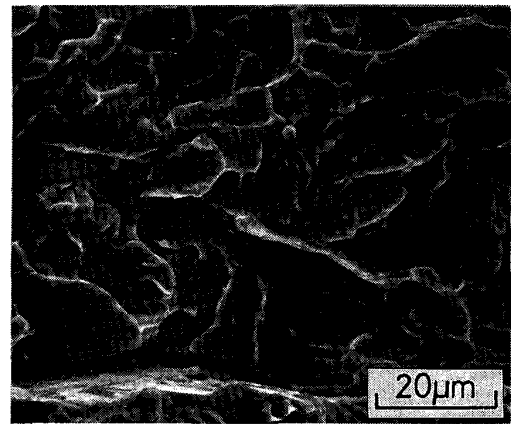
Fig. 4 に C 鋼の結果を示す。この場合、10⁴ h までの加熱にともなう脆化は全くおこらない。また、再熱処理による変化もほとんどない。

以上の結果から、加熱脆化は、Si および Mo 量に密接に関連していること、および再熱処理により靱性が回復することが明らかになった。

低合金鋼におこる P や S などの粒界偏析による焼もどし脆化は、遷移曲線の形があまり変わらず、遷移温度が大きく高温側へ移動すること、Ac₁ 変態温度以下の再熱処理では靱性が回復しない（非可逆的）ことが特徴である⁹⁾。本結果は、この焼もどし脆化とは本質的に異なると判断できる。

3.2 550°C 長時間加熱材の組織変化

高 Cr 鋼特有の加熱脆化の原因を明らかにするため、脆化の大きい 550°C 加熱材の組織調査を行った。



Tested at 0°C

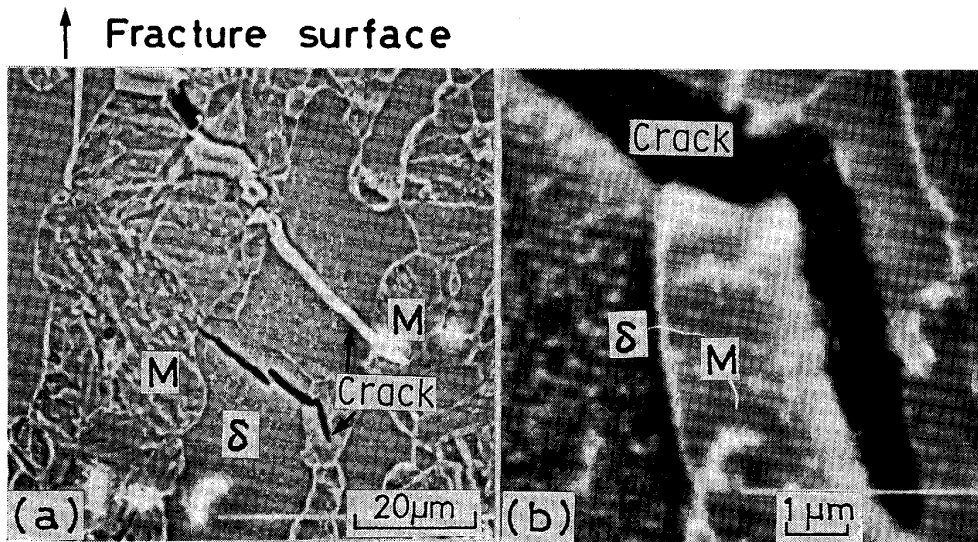
Photo. 1. Brittle fracture surface of Charpy test specimen of steel A heated at 550°C for 10⁴ h.

Photo. 1 は、A 鋼の 0°C における衝撃試験材の脆性破面組織である。新材および加熱材ともに、擬へき開破面であり、粒界破壊は認められない。A 鋼および B 鋼に、 δ -フェライトのへき開と思われる比較的大きな破面単位が見られた他は、鋼種および加熱時間による大きな差はない。

A 鋼の 10⁴ h 加熱材の 0°C における衝撃試験材について、破面に Ni めっきし、破面近傍の断面光学顕微鏡組織を観察して Photo. 2 に示す。破面近傍において、多数の二次クラックが観察された。Photo. 2 の矢印に示すように、クラックは主にマルテンサイトと δ -フェライト境界に多く見られ、境界の析出物を起点にして発生しているようである。また、 δ -フェライト粒内には、新材に認められなかった多数の粗大析出物がある。また、所々にみられるクラックが、粒内を貫通、もしくは、粒内で停止している。マルテンサイト側は、ラス境界でクラックの進展方向が変化していることがわかる。

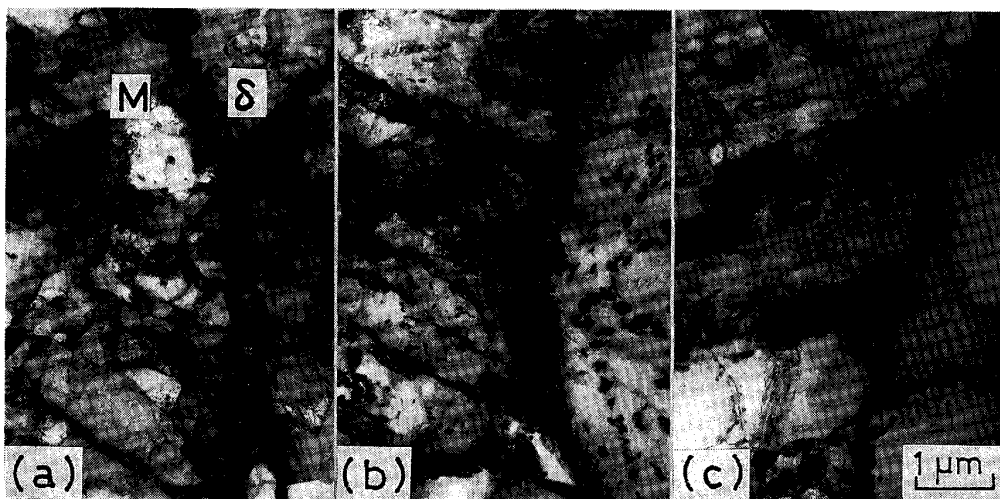
Photo. 3 は、A 鋼と B 鋼の、10⁴ h 加熱材および 750°C 再熱処理材の透過電子顕微鏡組織である。10⁴ h 加熱材では、 δ -フェライト粒内の粗大析出物が多く、マルテンサイト/ δ -フェライトの境界やラス境界には、厚さ 0.1~0.2 μm の連続したフィルム状析出物が認められる。また、同じ加熱条件でも、B 鋼は析出物の量が少なく、Si 量を低減した影響が認められる。

Photo. 4 は、A 鋼の 10⁴ h 加熱材のマルテンサイトの抽出レプリカ組織である。ラス境界の連続した析出物を EDX 分析した結果を Table 2 に示す。連続した析出物は、Cr 量の高い M₂₃C₆ と、(Fe_{1.4}, Cr_{0.5}, Si_{0.1}) Mo の組成比を持つ Laves 相である。Laves 相は、新材には認められず、加熱中に析出したものである。この



Tested at 0°C M: Martensite δ: δ-ferrite

Photo. 2. Secondary cracks in cross sectional view of Charpy test specimen of steel A heated at 550°C for 10⁴ h.



M: Martensite δ: δ-ferrite (a) Steel B (0.03wt%Si), 550°C for 10⁴ h
 (b) Steel A (0.17wt%Si), 550°C for 10⁴ h (c) Steel A, 550°C for 10⁴ h + 750°C for 1 h

Photo. 3. Transmission electron micrographs after long-term heating at 550°C.

Table 2. Analysis of precipitates on lath boundaries of steel A heated at 550°C for 10⁴h.

Element	A (Laves)		B (M ₂₃ C ₆)	
	at%	Ratio	at%	Ratio
Fe	48	1.4	19	2.7
Cr	16	0.5	72	10.3
Si	4	0.1	2	0.3
Mo	33	1.0	7	1.3

M₂₃C₆ と Laves 相の重畳析出は、旧 γ 粒界や δ-フェライト/マルテンサイトの境界にも認められる。また、

δ-フェライト粒内の粗大析出物は、Laves 相単体である。

次に、A鋼の 750°C 再熱材 (Photo. 3(c)) では、δ-フェライト粒内の Laves 相が消失し、粒界の連続した析出物も減少していることがわかる。また、ラス組織も転位密度が高く、新材と同等の組織に回復している。これは、B鋼の再熱材でも同じである。

3.3 550°C 長時間加熱材の抽出残渣量の変化

Fig. 5 に各鋼の抽出残渣量を比較して示す。新材の析出物は M₂₃C₆ のみである。残渣量は、いずれも約 1% で、

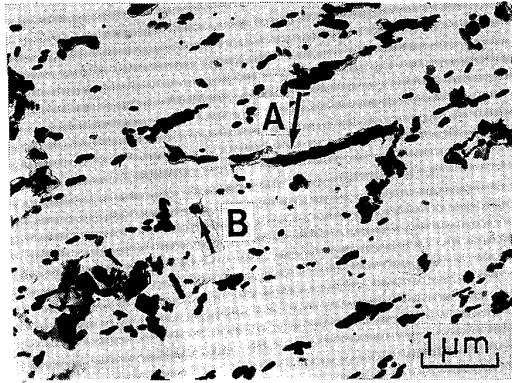


Photo. 4. Transmission electron micrograph in tempered martensite of steel A heated at 550°C for 10⁴ h by extracted replica.

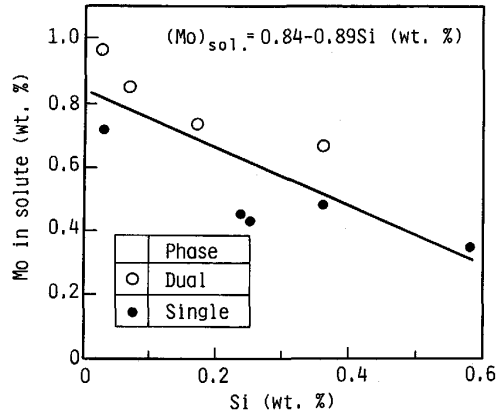
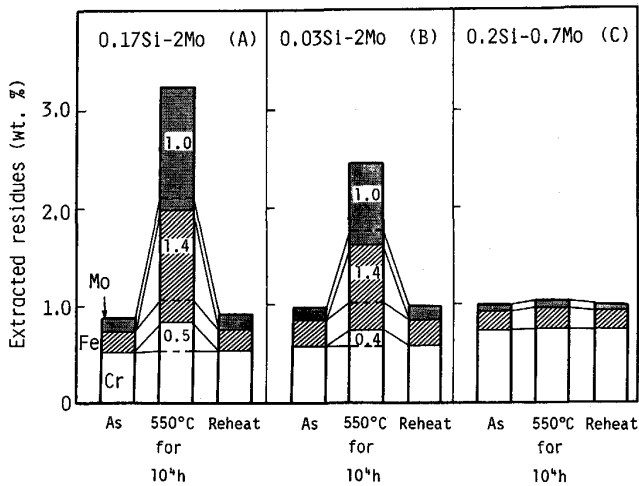


Fig. 6. Relationship between Si content and Mo in solute for 9~12Cr steels after heating at 550°C for 10⁴ h.



Reheat: 550°C for 10⁴ h + 750°C for 1 h Number: Atomic ratio of increase in extracted residues (M/Mo, M=Fe, Cr, Mo)

Fig. 5. Change in the amounts of extracted residues after heating at 550°C and reheating at 750°C.

Mo 量の同じ A 鋼と B 鋼では、おおむね Table 2 の $M_{23}C_6$ の組成に一致している。C 鋼の残渣量は、Cr 量が若干高い組成となっている。いずれの鋼も、炭素量が 0.06 wt% と等しく、析出物は $M_{23}C_6$ のみであることから、残渣量と組成がほぼ同じになると考えられる。

10⁴ h 加熱材の残渣量は、Si および Mo 量によりかなり異なる。2 wt%Mo を添加した A 鋼および B 鋼では、残渣量の増加が著しいものの、Si 量の低い B 鋼の方が、加熱後の析出量が少ない。新材に対する加熱材の残渣の増量について、原子量比を計算し、Mo を 1 とした組成比を図中に示す。A 鋼および B 鋼ともに残渣の増分は、Table 2 の Laves 相の組成にほぼ一致していることから、加熱中の析出物の増加は、Laves 相の析出と判断できる。

一方、0.7 wt%Mo の C 鋼では、残渣の増加がほとんど認められない。さらに、再加熱材の残渣量は、いずれの鋼でも量と組成が新材に等しく、550°C 加熱により析出した Laves 相は再熱処理で完全に消失する。

4. 考 察

4.1 Laves 相の析出に及ぼす Si および Mo の影響

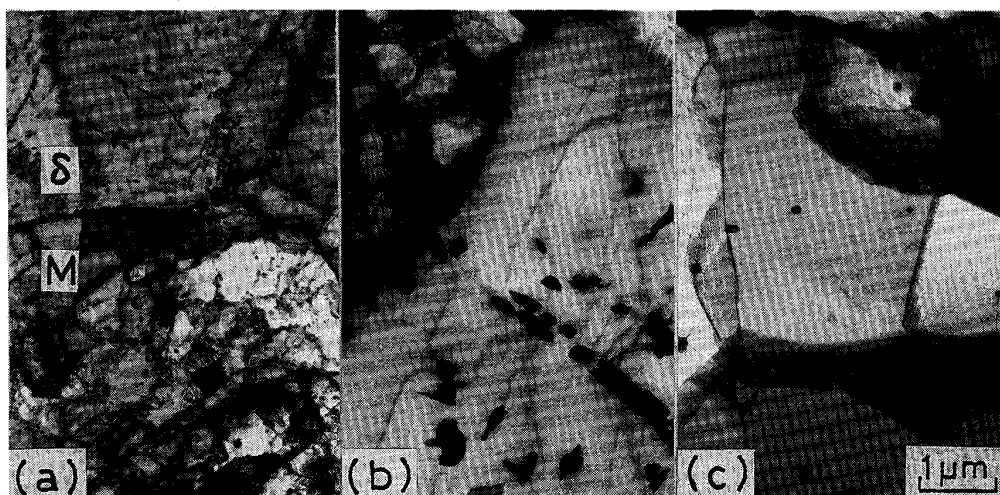
550°C、10⁴ h 加熱材の抽出残渣分析結果を用い、母相の固溶 Mo 量と Si 添加量の関係を求めた。結果を Fig. 6 に示す。図中には、既報⁶⁾¹⁰⁾の 8~12Cr 鋼の結果を合わせて、単相鋼 (1 wt%Mo 添加鋼) と二相鋼 (2 wt%Mo 添加鋼) に分けて示す。ばらつきはあるものの、単相、二相鋼によらず、Si 量が低くなるほど固溶 Mo 量が増加する。550°C 固溶 Mo 量 $(Mo)_{sol.}$ と Si 添加量の関係は次式で整理される。

$$(Mo)_{sol.} = 0.84 - 0.89 \cdot Si \text{ (wt\%)} \quad \dots\dots\dots (1)$$

後述するように、550°C 加熱では 10⁴ h では析出が完了しており、この式は平衡状態の固溶 Mo 量と考えられる。

(1)式より、0.2 wt%Si では、固溶 Mo が 0.66 wt%、0.03 wt%Si では、0.81 wt% となる。したがって、Mo の添加量がこれを上回る場合、 $M_{23}C_6$ 炭化物中に置換析出する Mo 以外が、加熱中に Laves 相として析出すると考えられる⁶⁾。また、0.2 wt%Si の場合は、Mo 添加量が約 0.7 wt% 以下で、Laves 相は析出しないと予想される。Fig. 5 の C 鋼 (0.7 wt%Mo) の残渣量の増加がないことが、これを裏付けている。

Si の作用として、 α -Fe 中の Fe、もしくは Mo の活量係数を高め、Laves 相の析出を促進する結果、Mo の固溶量が減少すると推察される。これは、溶融鉄中の Mo の活量係数に対する Si の相互作用助係数 (Henry



M : Martensite δ : δ-ferrite
 (a) 500°C for 6000 h (b) 600°C for 6000 h (c) 700°C for 6000 h

Photo. 5. Transmission electron micrographs of steel A after long-term heating.

基準) e が $8.05^{11)}$ で、他の元素に比べきわめて大きい正の値であることから類推される。すなわち、Si 量を低減すると Mo の活量は小さくなり、Laves 相を析出しにくくなると考えられる。また、電子空孔濃度の計算では、Si が Laves 相を安定化することが報告されている¹²⁾。これらの事実から、本結果は妥当と考えられる。

4.2 Laves 相の析出と加熱脆化の関係

前節までに述べたように、Laves 相は、マルテンサイト/δ-フェライト境界、ラス境界や旧 γ 粒界を包含するように連続析出する。Laves 相は、 $MgZn_2$ 型の非常に脆い析出物で、これが粒界を起点とするクラック発生場所と考えられる。破壊靱性に対しては、粒界のフィルム状析出物の厚さと脆さが、関与することが報告されており¹³⁾、本結果をよく説明している。また、δ-フェライト粒内の Laves 相は、母相を硬化させ、脆くすると考えられる。

したがって、Si 量を低減し、Laves 相の析出を抑制することで、靱性は向上する。また、Laves 相を析出しない低 Mo 添加鋼では、加熱脆化がおこらない。さらに、後述するように、750°C では Mo の固溶量が高くなることから、この温度における再熱処理により加熱中に析出した Laves 相が完全に消失して、靱性は新材なみに回復する。

朝倉ら⁸⁾は、Laves 相以外に炭化物などの増加が脆化に影響すること、析出形態に依存すること、母相のマルテンサイト組織の回復・軟化が影響することを報告している。しかし、550°C 加熱の結果では、Laves 相の析出のみがおこり、炭化物の粗大化や組織の軟化を伴わないこと、Laves 相が粒界を包含するように連続析出し、そ

こがクラックの起点となっていることから考えて、Laves 相の析出が脆化原因と判断できる。

さらに、450~700°C 長時間加熱における靱性変化と組織の関連性を検討する。

Photo. 5 に A 鋼の 6000 h 加熱材の透過電子顕微鏡組織を示す。550°C 加熱材では、δ-フェライト粒内およびラス内に細かな Laves 相が多数析出しているものの、550°C 加熱材のような粒界析出は少ない。600°C 加熱材では、粒界および δ-フェライト粒内の Laves 相が凝集粗大化している。また M_6C も同定された。700°C 加熱材では、組織の等軸フェライト化と粒界の $M_{23}C_6$ 、 M_6C の凝集粗大化が認められたが、Laves 相は同定されなかった。

加熱温度ごとの抽出残渣量の変化を Fig. 7 に示す。450°C では、ほとんど残渣量は変化しない。500°C では、 10^3 h 以降に析出が始まる。550~700°C では、 10^2 h から残渣量が増加している。また析出の飽和傾向は高温ほど早期であり、550°C では 10^4 h、600°C では 6000 h、650°C では 10^3 h 程度である。

以上の残渣量の変化は、Laves 相の析出と、600°C 以上での $M_{23}C_6$ から M_6C への変化によると判断される。残渣量の増加が 500°C 以上であること、析出開始と終了が高温ほど早いことから、Mo や Cr などの合金元素の拡散律速と考えられる。

550°C 加熱と同様に、Si 量の低い B 鋼は、析出量も少ない。600°C 以上では、 M_6C が同定されており、残渣の増量は炭化物の組成変化を含んでいると考えられる。しかし、これまでの結果からみて、残渣量の増加は、主に Laves 相の析出によるものと推測される。ただし、

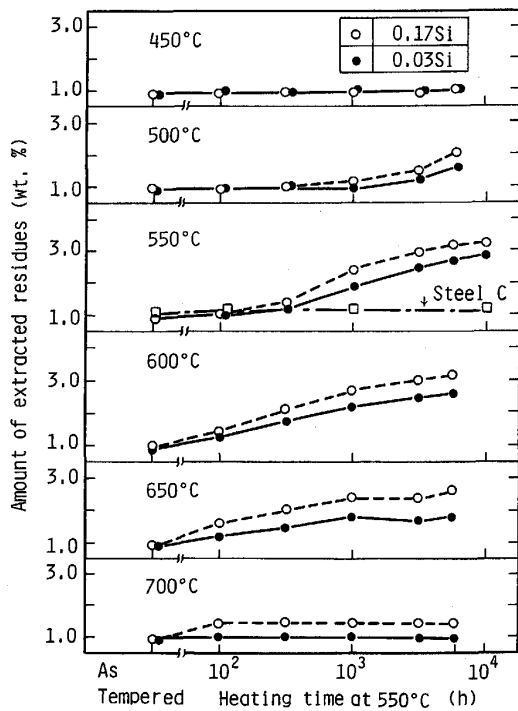


Fig. 7. Change in the amounts of extracted residues of 9Cr steels after long-term heating.

700°C では、Laves 相は認められず、残渣の微増は、 $M_{23}C_6$ から、 M_6C への変化によると推定される¹⁴⁾。

以上の組織変化を Fig. 1 に示した靱性と対応づけると、450°C では、組織変化がなく、靱性も変化しない。500°C では、Laves 相が析出するものの、細かく分散して粒界に凝集しないので、脆化は小さい。600°C では、550°C 同様に粒界に Laves 相が連続析出するために脆化が大きい。しかし、6000 h で Laves 相の析出が飽和すると、以後の靱性はあまり変化しないと考えられる。また、650°C では、Laves 相の凝集粗大化を確認しているが、後述するように析出量が少なく脆化もやや軽減されると考えられる。700°C では、Laves 相は析出しないものの、組織の等軸フェライト化と炭化物の粗大化が認められる。しかし、靱性はほとんど変化せず、加熱脆化はない。

また、いずれの温度でも、Si 量を低減すると Laves 相の析出が抑制され、析出領域の 500~650°C で脆化が軽減される。

以上のように、高 Cr 鋼の長時間加熱脆化は、Laves 相の量と析出形態に密接に関連していることが明らかである。

4.3 Laves 相の恒温析出線図と Mo の固溶曲線

組織および抽出残渣分析結果に基づく、Laves 相の析出温度-時間線図 (TTP 図) を Fig. 8 に示す。本試験で

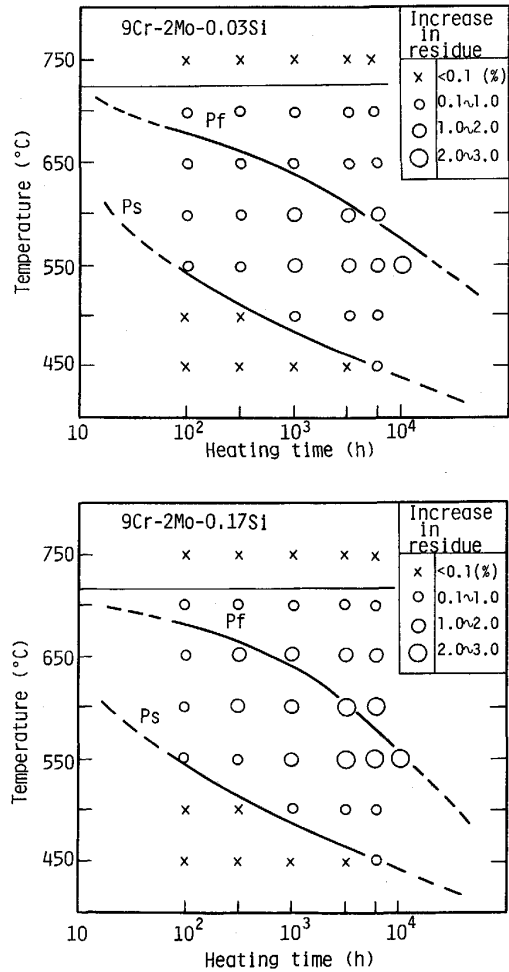


Fig. 8. Time-temperature-precipitation diagram of Laves phase for 9Cr-2Mo steels.

は、長時間加熱を主体にしたため、析出開始時間を正確に決めることはできなかった。また、700°C では、Laves 相を確認できなかったが、GROBNER ら¹⁵⁾ は、9Cr-2Mo 系鋼について、705°C × 2 h 焼もどし材に Laves 相を確認している。これは Si 量の高い鋼による結果と考えられる。

さらに、本試験結果を用い、各温度ごとの Mo の固溶量を求め、Fig. 9 に示す。析出が飽和したと考えられる 550~700°C の Mo の固溶量 (Mo_{sol}) と温度 T (K) および Si 量の関係を回帰計算して次式を求めた。

$$\log (Mo)_{sol} = -1270/T + 1.51 - 0.69 \cdot Si \text{ (wt\%)} \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 $T = 823 \sim 973$ (K), $Si = 0.03, 0.17$ (wt%) (2)式は、550°C において (1)式の結果とほぼ一致する。前節に述べたように、Si 量の低減により、Mo の固溶量は増加する。また、高温ほど Mo の固溶量は増加し、2 wt% Mo 添加の場合、750°C では、Laves 相を析出せず、この温度の短時間の再熱処理により、

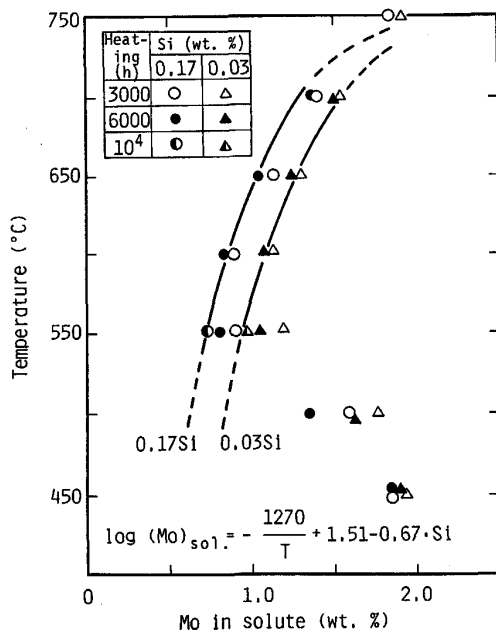


Fig. 9. Effect of Si content on solvus of Mo after long-term heating of 9Cr steels.

Laves 相は、完全に再固溶することがわかる。

これまで Fe-Mo 系, Fe-Cr-Mo 系状態図の固溶曲線は不明確であったが, この結果は, 高 Cr-Mo 系鋼に適用できると考えられる。

5. 結 言

9Cr-Mo 鋼について, 450~700°C で最長 10⁴ h の長時間加熱試験を行い, 加熱脆化と Laves 相析出に及ぼす Si および Mo の影響を調査した。得られた結果を以下に示す。

(1) 長時間加熱にともなう脆化は, 主として加熱中に δ -フェライト/マルテンサイト境界や δ -フェライト粒

内などに析出する Laves 相が原因である。

(2) Laves 相の析出量は, Si および Mo 量に依存する。Si を低減すると Mo の平衡固溶量が増加し, Laves 相の析出を抑制して, 加熱脆化を抑制する。0.7 wt%Mo を添加した低 Mo 鋼は, Laves 相を析出せず, 脆化しない。

(3) Mo 固溶量と温度 T (K) および Si 量の関係として次式を得た。

$$(\text{Mo})_{\text{sol.}} = -1270/T + 1.51 - 0.67 \cdot \text{Si} \text{ (wt\%)}$$

ただし, $T = 823 \sim 973$ (K), $\text{Si} = 0.03, 0.47$ (wt%)

また, Laves 相の析出線図 (TTP 線図) を得た。

文 献

- 1) T. YUKITOSHI, K. NISHIDA, T. ODA and T. DAIKOKU: Trans. ASME, Paper No. 75-WA/PV2-2 (1975)
- 2) A. ISEDA, K. YOSHIKAWA, M. KUBOTA, Y. HAYASE and S. YAMAMOTO: The Sumitomo Search, **36** (1988), p. 17
- 3) 第 133 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1990)
- 4) J. KOUTSKÝ and J. JEZĚK: J. Iron Steel Inst., **200** (1962), p. 938
- 5) 細井祐三, 和出 昇, 瓜田竜実, 谷野 満, 小松 肇: 学振 123 委員会研究報告, **26** (1985), p. 33
- 6) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 吉川州彦: 学振 123 委員会研究報告, **26** (1985), p. 121
- 7) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 乙黒靖男: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1762
- 8) 朝倉健太郎, 河淵 靖, 藤田利夫: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1209
- 9) 村上賀國: 大阪大学学位論文 (1983 年 5 月)
- 10) 伊勢田敦朗, 吉川州彦, 寺西洋志: 鉄と鋼, **71** (1985), S 1343
- 11) G. I. BATALIN *et al.*: Ukrainiski Khim. J., **9** (1976), p. 930
- 12) D. I. BARDOS, K. P. GUPTA and P. A. BECK: Trans. AIME, **221** (1961), p. 1087
- 13) N. OKUMURA: Trans. Met. Sci., AIME, **17** (1983), p. 581
- 14) 中橋晶子, 小松周一, 中村新一, 山田政之: 日本金属学会誌, **47** (1983), p. 426
- 15) P. J. GROBNER and W. C. HAGEL: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 633