

高温時効に伴う HK40 及び HP 遠心鑄造管の 共晶炭化物の形態変化

近藤 義宏*・櫻井 喜宣*²・行方 二郎*
田中 勝*³・半谷 文雄*³

Effect of High Temperature Aging on Eutectic Carbide Morphology of Centrifugally Cast HK40 and HP Steels

Yoshihiro KONDO, Yoshinobu SAKURAI, Jirou NAMEKATA,
Masaru TANAKA and Fumio HANGAI

Synopsis:

Quantitative measurements of the eutectic carbide morphology have been conducted for HK40 and HP steels aged at 1 100°C up to 3 000h. The average area (S), perimeter (L) and volume fraction of eutectic carbides increased with the increase in aging time, and the precipitation density decreased. These morphological parameters of the HK40 steel changed monotonously with the increase in aging time. While, in the HP steel, there were no changes in these parameters up to 1 000h, but after 1 000h or more, all of these parameters changed abruptly. Using a parameter of L^2/S to assess quantitatively the shape of eutectic carbides, it was found that the shape of eutectic carbides in the HP steel turned to complicated ones after long term exposure, whereas that in a HK40 steel turned to rounded ones. In a short time, the number of secondary carbides precipitated on dislocations in the HK40 steel was larger than that in the HP steel. After long term exposure, many secondary carbides were observed in the HP steel, irrespective of no carbides in the HK40 steel. Secondary carbides remaining after long term exposure in the HP steel coalesced with eutectic carbides and the shape of eutectic carbides turned to complicated ones. It is concluded that the changes in the morphology of eutectic carbides with aging time depends on the precipitation morphology of secondary carbides.

Key words: heat treatment; steel for elevated temperature service; metallography; precipitation.

1. 緒 言

近年、 10^5 h を超えた高温機器の数は増加しており、長時間使用材の余寿命推定や材質劣化の程度を定量的に把握する研究がいくつか行われている¹⁾。化学プラントなどの高温構造部材として多用されている HK40 及び HP などの高 Cr-高 Ni 耐熱鑄鋼のクリープ強さは、主としてデンドライトセル内の二次炭化物の析出に依存するものと考えられ、高温長時間使用に伴うクリープ特性の劣化は二次炭化物の凝集粗大化で論じられる^{2)~6)} 場合が多いようである。したがって、これら耐熱鑄鋼の高温長時間加熱に伴う二次炭化物の形態変化を定量的に調べた報告も多い^{2)3)6)~8)}。しかし、二次炭化物の形態変化のみで材質劣化の程度を評価することはいまだ難しい

ようである。事実、太田は HK40 及び HP 遠心鑄管などのクリープ抵抗は二次炭化物の析出形態によって律速されるものの、これらのクリープ破断時間は二次炭化物の析出形態には依存せず、むしろ凝集粗大化した共晶炭化物の形態に依存し、共晶炭化物の界面に発生した Void の連結のしやすさに律速されることを示した⁹⁾。また、著者の一人は HK40 遠心鑄管に Ti 及び Nb を複合添加すると共晶炭化物の形状が複雑化し、割れの伝播が遅滞されるため、クリープ破断強さ及び破断伸びが著しく改善されることを明らかにした¹⁰⁾。このように、共晶炭化物の形態も高 Cr-高 Ni 耐熱鑄鋼のクリープ特性を決定する重要な組織因子の一つであると考えられる。したがって、高温長時間加熱に伴う材質劣化を検討するには二次炭化物のみならず、共晶炭化物の形態変化について

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 10 日受付 (Received Nov. 10, 1989)

* 防衛大学校 工博 (The National Defense Academy, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka 239)

*² 防衛大学校 (現: 東京工業大学) (The National Defense Academy, Now Tokyo Institute of Technology)

*³ ニダック(株) (Nidak Corp.)

も検討する必要がある。

ところで、HP 遠鋳管のクリーブ破断強度が HK40 遠鋳管に比べ高いことはよく知られている⁹⁾。この鋼種間のクリーブ破断強度の差は HK40 遠鋳管で σ 相が析出する温度域のみならず、より高温域でも認められ¹¹⁾、 σ 相の析出の有無のみでは十分説明できない。一般にオーステナイト耐熱鋼への Ni の添加は炭素の固溶限を減少させる¹²⁾ ことはよく知られている。HP 遠鋳管の Ni 含有量は HK40 遠鋳管に比べ約 2 倍高く、したがって Ni 量の多少による固溶限の増減は二次炭化物の析出形態も変化させ、時効に伴う二次炭化物の形態変化も異なることが予想される。また、この二次炭化物の形態変化は二次炭化物の凝集粗大化のみで独立して生じるのではなく、共晶炭化物の形態変化と密接に関連することが考えられる。太田らは、高 Cr-高 Ni 耐熱鋳鋼における As cast 材の共晶炭化物の形状は Ni 量の増加に伴い複雑化することを示唆した¹³⁾。しかし、高温加熱に伴う共晶炭化物の形態変化に及ぼす Ni の影響についての検討はいまだ行われてはいない。したがって、この Ni 量の多少による共晶炭化物の形態変化の違いについての知見を得ることは、前述したクリーブ特性の差を明らかにする上でも重要と考えられる。

また、HP 遠鋳管に比べ Ni 量の少ない HK40 遠鋳管では 800°C 近くで σ 相が共晶炭化物に接して生成することはよく知られており³⁾¹²⁾¹⁴⁾¹⁵⁾、このような時効時間に伴う遠鋳管の共晶炭化物の形態変化を調べる上で σ 相の析出が生じない温度域での検討が必要である。

そこで本研究では、HK40 及び HP 遠鋳管を用いて、1100°C で最長 3000 h の温度加速を意図した時効処理を行い、共晶炭化物の形態変化を定量的に調べ、併せて両遠鋳管での時効時間に伴う共晶炭化物の形態変化の差異についても比較検討する。

2. 供試鋼及び実験方法

供試鋼である市販の HK40 及び HP 遠鋳管の化学組成を Table 1 に示す。これらに、1100°C で最長 3000 h の時効処理を施し、組織観察に供した。組織観察には光顕、SEM 及び TEM を併用した。As cast 材及び各時効材の共晶炭化物の形態を定量化するのにあたり、デ

Table 1. Chemical compositions of centrifugal cast HK40 and HP steels studied (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
HK40	0.42	1.17	1.02	0.019	0.012	24.64	19.54
HP	0.43	1.53	1.34	0.012	0.004	24.29	34.93

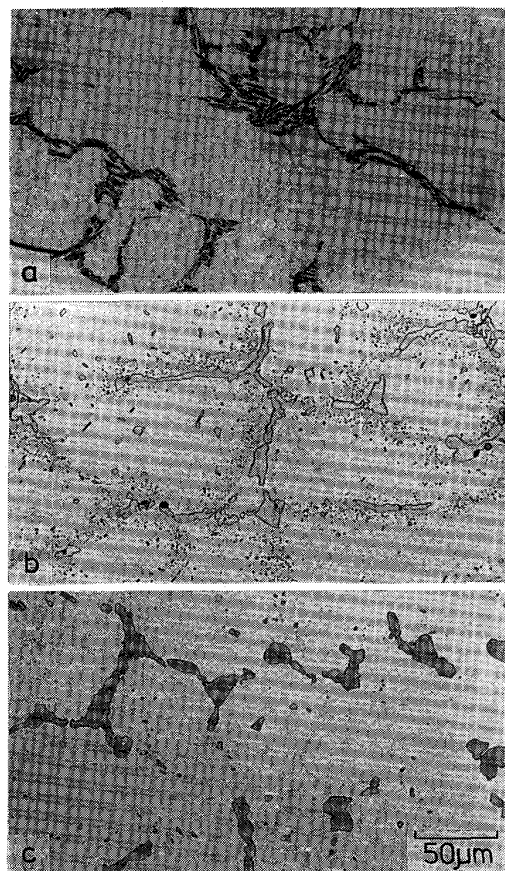
ジタイザーを用いて画像処理を行い、これら共晶炭化物の周長 (L)、面積 (S) 及び個数を少なくとも 3000 個について測定し、また形態因子として L^2/S を算出した。

3. 実験結果及び考察

3.1 時効組織

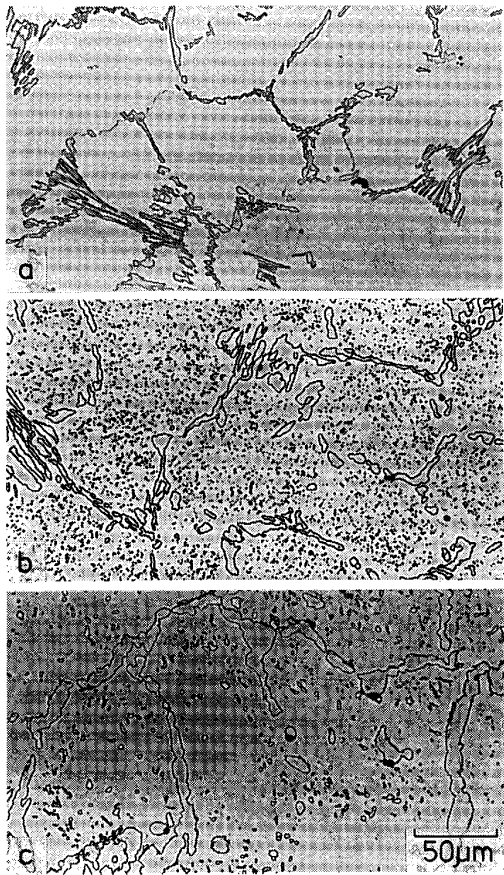
HK40 遠鋳管の As cast 及び 1100°C、1000 及び 3000 h 時効材の光顕組織を Photo. 1 に示す。HK40 遠鋳管に時効を施すと、二次炭化物は共晶炭化物近傍に多数析出し、長時間時効により粗大化して、その析出密度は激減する。一方、共晶炭化物は As cast 材ではデンドライトセル境界に層状あるいはフィルム状をなし、その形状は複雑であるが、時効を施すと丸みを帯び、長時間側では球状粗大化する。

HP 遠鋳管の As cast 及び 1100°C、1000 及び 3000 h 時効材の光顕組織を Photo. 2 に示す。HP 遠鋳管に時効を施すと、二次炭化物は HK40 での結果とは異なり、デンドライトセル内に均一微細に析出し、3000 h 時効材では粗大化して、析出密度も低下する。一方、共晶炭化物は As cast 材ではデンドライトセル境界にフィ



a : As cast b : 1000 h c : 3000 h

Photo. 1. Optical microstructures of HK40 steel as cast and aged for 1000 and 3000 h at 1100°C.



a: As cast b: 1000 h c: 3000 h

Photo. 2. Optical microstructures of HP steel as cast and aged for 1000 and 3000 h at 1100°C.

ルム状に認められるが、時効を施すと丸みを帯び、3000 h 時効材では共晶炭化物は連結してデンドライトセルを囲むようになる。

3.2 時効時間に伴う共晶炭化物の形態変化

HK 40 及び HP 遠鑄管の時効時間に伴う共晶炭化物 1 個当たりの面積変化を Fig. 1 に示す。HK40 遠鑄管では時効時間に伴い共晶炭化物の面積は徐々に増加し、3000 h 時効材では As cast 材に比べ約 6 倍にまで増加する。一方、HP 遠鑄管では 100 h の時効までは共晶炭化物の面積はほとんど変化せず、100 h を超えるとわずかに増加し、1000 h 以上の時効で面積は激増して、3000 h 時効材では As cast 材に比べ約 7 倍にも達する。

HK 40 及び HP 遠鑄管の時効時間に伴う共晶炭化物 1 個当たりの周長変化を Fig. 2 に示す。HK40 遠鑄管では時効時間に伴い共晶炭化物の周長は徐々に増加し、3000 h 時効材では As cast 材に比べ約 3 倍にまで増加する。一方、HP 遠鑄管では 1000 h の時効までは共晶炭化物の周長はほとんど変化せず、1000 h 以上の時効で周長は急激に増加して、3000 h 時効材では As cast

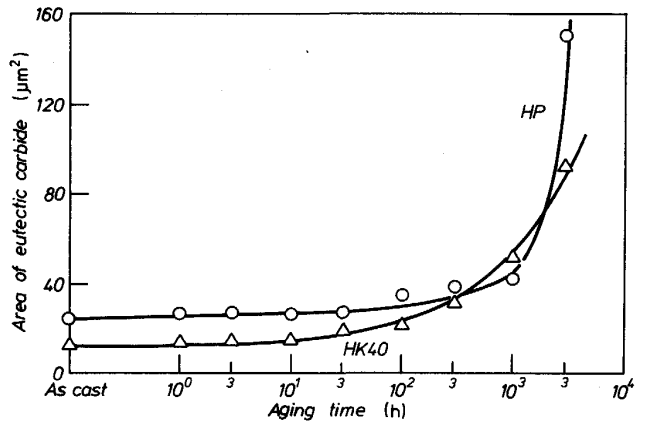


Fig. 1. Changes in average area of eutectic carbide with aging time at 1100°C.

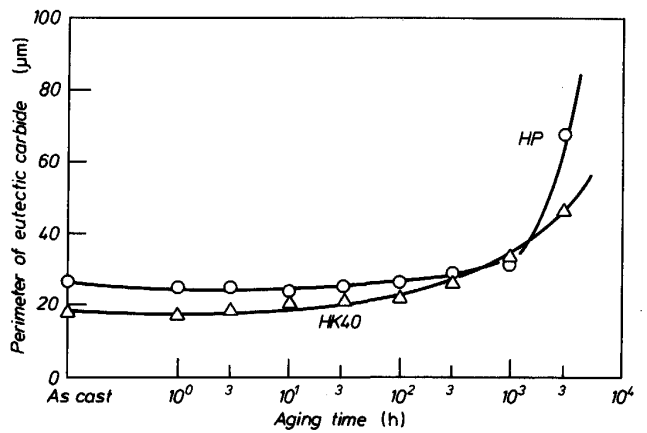


Fig. 2. Changes in average perimeter of eutectic carbide with aging time at 1100°C.

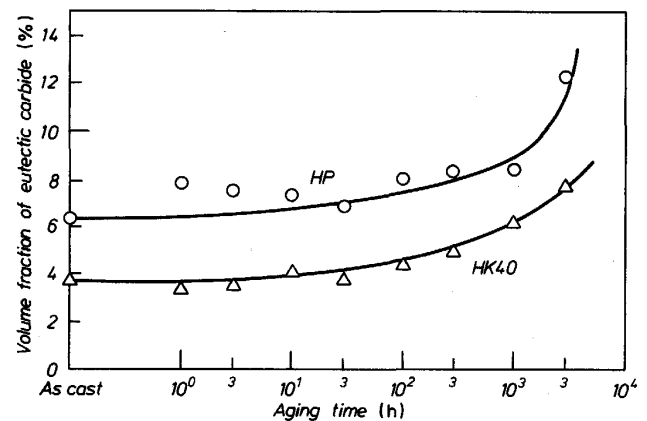


Fig. 3. Changes in volume fraction of eutectic carbide with aging time at 1100°C.

材に比べ約 3 倍にも達する。

HK 40 及び HP 遠鑄管の時効時間に伴う共晶炭化物の体積率の変化を Fig. 3 に示す。HK40 及び HP 遠鑄

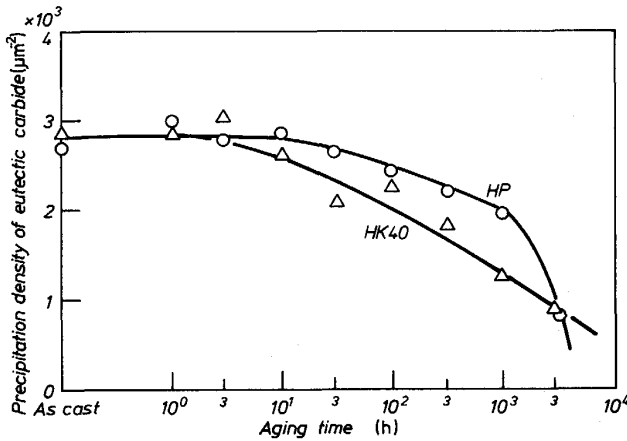


Fig. 4. Changes in precipitation density of eutectic carbide with aging time at 1100°C.

管ともに共晶炭化物の体積率は時効時間に伴い増加し、その増加の割合も時効時間に伴い増加する。とくに、HP 遠 casting 管では 1000 h を超えるとその増加の割合は顕著となる。また、いずれの時効時間でも HP 遠 casting 管の共晶炭化物の体積率は HK40 遠 casting 管の 1.5 から 2 倍である。

HK40 及び HP 遠 casting 管の時効時間に伴う共晶炭化物の析出密度[†]の変化を Fig. 4 に示す。HK40 及び HP 遠 casting 管ともに時効時間に伴い共晶炭化物の析出密度は減少する。また、その減少の割合は HK40 遠 casting 管では 3000 h 時効までほぼ一定であるが、HP 遠 casting 管におけるその減少の割合は短時間側では HK40 遠 casting 管に比べ小さいが、1000 h 以上の時効では逆に大きい。

このように HK40 及び HP 遠 casting 管に 1100°C の時効を施すと、共晶炭化物の形態は時効により大きく変化し、とくに HP 遠 casting 管では 1000 h 以上の時効でその変化が顕著であることが明らかである。

ところで、HK40 及び HP 遠 casting 管のような高 Cr-高 Ni 耐熱 casting 鋼を高温長時間使用すると、二次炭化物は凝集粗大化し、また共晶炭化物は塊状あるいは球状化して、粗大化した二次炭化物との判別が困難になることはよく知られている⁴⁾⁵⁾¹⁶⁾。事実、Photo. 1 及び 2 に示すように、HK40 及び HP 遠 casting 管ともに、共晶炭化物は As cast 材では dendrite 境界に層状あるいはフィルム状をなし、複雑な形状を呈しているが、1000 h 時効材では丸みを帯び、3000 h 時効材になると HK40 遠 casting 管では球状粗大化し、HP 遠 casting 管では共晶炭化物は連

[†] 共晶炭化物は casting 時に晶出するため、その密度を表現するには晶出密度とすべきではあるが、本研究では共晶炭化物の晶出時の形態のみを検討するのではなく、時効に伴う形態変化を検討しており、共晶炭化物は時効中に凝集粗大化などを繰り返し、時々刻々変化しているため、ここではあえて共晶炭化物の析出密度とした。

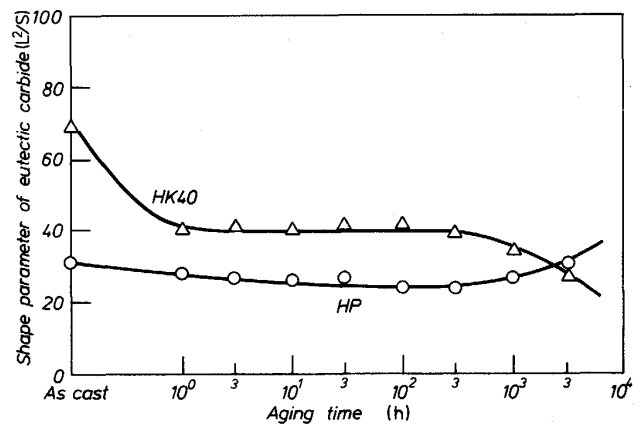


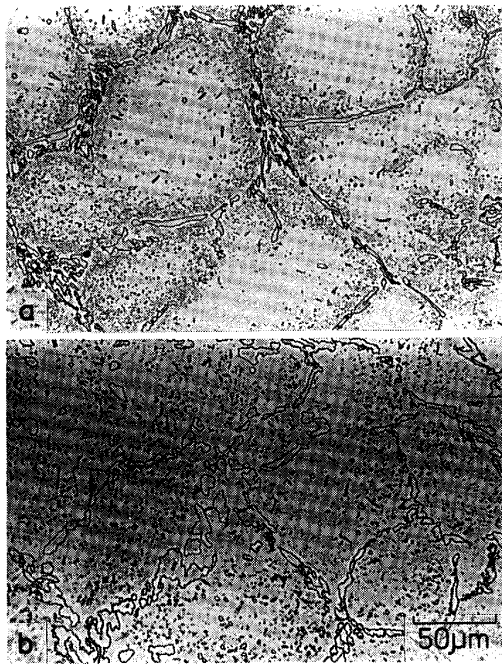
Fig. 5. Changes in shape parameter of eutectic carbide with aging time at 1100°C.

結して dendrite セルを囲むようになる。しかし、このような共晶炭化物の形状変化を前述した共晶炭化物の面積などの形態因子の変化で表すことはできない。したがって、これら耐熱 casting 鋼の共晶炭化物の形状が時効時間に伴ってどのように変化するかを知ることは興味深い。そこで、時効に伴う共晶炭化物の形状変化について検討するため、共晶炭化物の形状の定量化を試みた。本研究では共晶炭化物の形状因子として、周長の 2 乗したものを面積で除し、ディメンジョンレスとした (L^2/S) を用いた。なお、この因子は共晶炭化物の大きさには依存せず、形状が複雑になると増加し、単純化するや球状化すると減少するものと考えられ、円になるとその値は 12.4 となる。

HK40 及び HP 遠 casting 管の時効時間に伴う共晶炭化物の形状因子の変化を Fig. 5 に示す。HK40 遠 casting 管では形状因子は 1 h 以内のごく短時間の時効で激減し、1 h の時効で飽和した後、100 h を超えると再び減少し始め、3000 h 時効材でのその値は As cast 材の約 1/3 になる。一方、HP 遠 casting 管では時効時間の増加に伴い形状因子はわずかではあるが、徐々に減少し約 100 h の時効で極小となり、1000 h を超えると形状因子は逆に増加する。したがって、HK40 及び HP 遠 casting 管ともに短時間時効により共晶炭化物は球状化するものの、HK40 遠 casting 管では長時間時効でも球状化するのに対し、HP 遠 casting 管では長時間の時効により共晶炭化物は複雑化することが明らかである。

3.3 時効を施した HK40 及び HP 遠 casting 管の共晶炭化物の形態

前節では時効時間に伴う HK40 及び HP 遠 casting 管の共晶炭化物の形態変化を定量的に調べ、HK40 遠 casting 管では共晶炭化物の面積などの形態因子は時効時間に伴い徐々



a: HK40 b: HP

Photo. 3. Optical microstructures of HK40 and HP steels aged for 100 h at 1100°C.

に変化するのに対し、HP 遠心铸造管の短時間時効では共晶炭化物の形態因子はほとんど変わらないが、1000 h 以上の時効で急激に変化すること、及び HK40 及び HP 遠心铸造管ともに短時間時効により共晶炭化物は球状化し、長時間の時効を施すと HK40 遠心铸造管ではさらに球状化するのに対して、HP 遠心铸造管では逆に共晶炭化物は複雑化することを明らかにした。

そこで本節では、

1)短時間時効では HP 遠心铸造管に比べ、HK40 遠心铸造管で時効時間に伴う共晶炭化物の面積などの形態因子の変化の割合が大きいこと。

2)長時間時効では HK40 遠心铸造管に比べ、HP 遠心铸造管で時効時間に伴う共晶炭化物の形態因子の変化の割合が大きく、また共晶炭化物の形状は HK40 遠心铸造管では長時間時効でも球状化するのに対して、HP 遠心铸造管では逆に共晶炭化物は複雑化すること。

について検討する。

3.3.1 短時間時効を施した HK40 及び HP 遠心铸造管の共晶炭化物の形態

短時間の時効を施すと HP 遠心铸造管に比べ、HK40 遠心铸造管で時効時間に伴う共晶炭化物の面積などの形態因子の変化の割合が大きいことについて検討する。

HK40 及び HP 遠心铸造管の 1100°C、100 h 時効材の光顕組織を Photo. 3 に示す。HK40 遠心铸造管では二次炭化

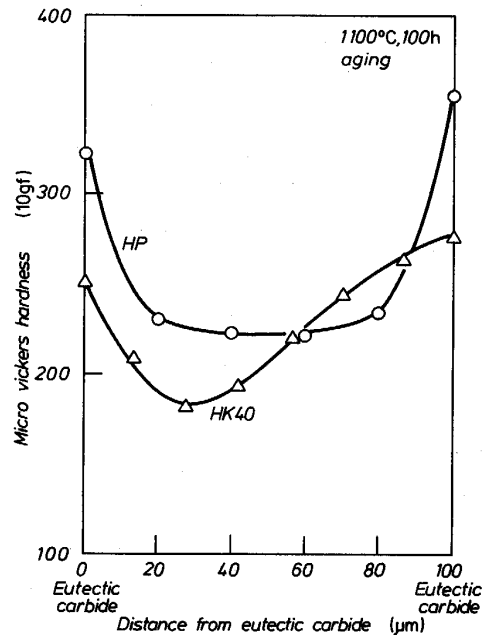


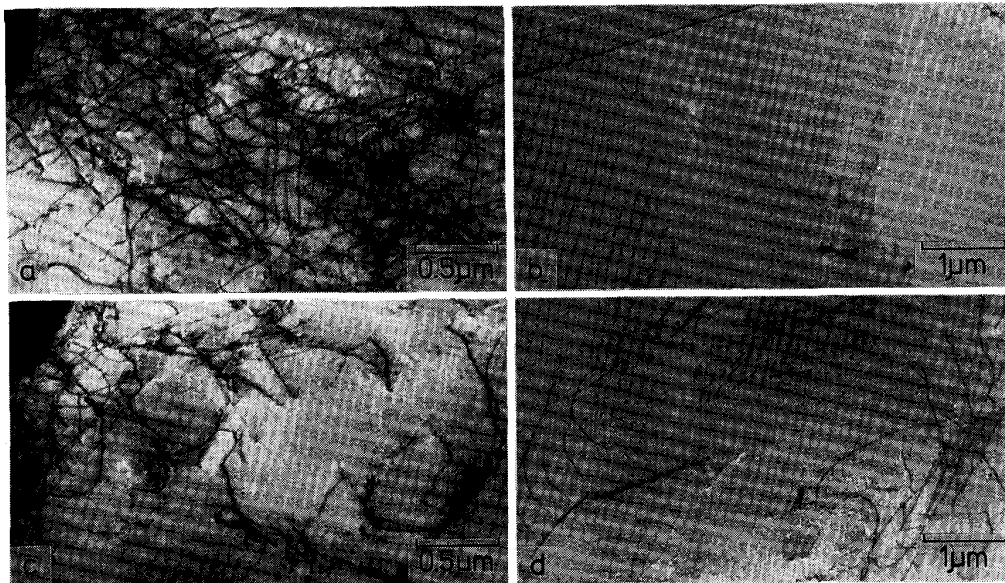
Fig. 6. Variation in micro-vickers hardness with distance from eutectic carbide of HK40 and HP steels aged for 100 h at 1100°C.

物は共晶炭化物近傍に析出するのに対し、HP 遠心铸造管では二次炭化物が dendrite セル内に均一に析出し、両遠心铸造管で二次炭化物の析出形態に差異が認められる。

HK40 及び HP 遠心铸造管の 1100°C、100 h 時効材について約 100 µm の間隔で dendrite セルをはさんで相対する二つの共晶炭化物間の硬さ変化を Fig. 6 に示す。HK40 遠心铸造管では共晶炭化物から離れるにしたがって、dendrite セル中央部まで硬さが減少するのに対し、HP 遠心铸造管では共晶炭化物近傍で急激に硬さが減少し、dendrite セル内ではほとんど硬さに変化が認められない。この硬さ変化は Photo. 3 で示した二次炭化物の析出形態とよく対応している。

HK40 及び HP 遠心铸造管の As cast 材の dendrite セル内及び共晶炭化物近傍の透過電顕組織を Photo. 4 に示す。HK40 遠心铸造管では dendrite セル内には転位はほとんど観察されないが、共晶炭化物近傍で非常に多くの転位が認められ、転位密度は高い。これに対して、HP 遠心铸造管では dendrite セル内及び共晶炭化物近傍での転位密度にはほとんど差が認められない。これらの転位下部組織の差は二次炭化物の析出分布に非常によく対応する。

したがって、HP 遠心铸造管では二次炭化物は dendrite セル内に均一に析出するのに対し、HK40 遠心铸造管では転位密度の高い共晶炭化物近傍に偏って高密度の二次炭化物が転位上析出¹⁷⁾し、共晶炭化物近傍での二次炭化



a : HK 40, in the vicinity of eutectic carbide b : HK 40, in dendritic cell
c : HP, in the vicinity of eutectic carbide d : HP, in dendritic cell

Photo. 4. Transmission electron micrographs of as cast HK 40 and HP steels.

物の析出量が HP 遠 casting 管に比べ多く、共晶炭化物近傍での二次炭化物の再固溶による共晶炭化物の粗大化への寄与が HP 遠 casting 管に比べ大きい。短時間側においては HP 遠 casting 管に比べ HK40 遠 casting 管で時効時間に伴う形態因子の変化の割合が大きくなるものと推論される。

3.3.2 長時間時効を施した HK40 及び HP 遠 casting 管の共晶炭化物の形態

長時間の時効を施すと、HK40 遠 casting 管に比べ HP 遠 casting 管では時効時間に伴う共晶炭化物の形態因子の変化の割合が大きく、また共晶炭化物の形状が HK40 遠 casting 管では長時間時効でも球状化するのに対し、HP 遠 casting 管では共晶炭化物は複雑化することについて検討する。

HK40 及び HP 遠 casting 管の As cast 材の共晶炭化物は Photo. 1a 及び 2a に示すようにいずれも dendritic セルを囲むように晶出しているが、HK40 遠 casting 管に比べ HP 遠 casting 管では共晶炭化物が dendritic セルを被覆する割合が大きく、共晶炭化物が互いに連結しやすい形状である。これは HK40 遠 casting 管に比べ、HP 遠 casting 管は Ni を多く含有するため、炭素の固溶限が小さく⁹⁾、晶出する共晶炭化物の量が多くなることに起因すると考えられる。

HK40 及び HP 遠 casting 管に 3000 h の時効を施すと、Photo. 1c 及び 2c に示すように、共晶炭化物は HK40 遠 casting 管では個々に球状粗大化しているものが多数認められるのに対し、HP 遠 casting 管では dendritic セルを囲むように連結する。一方、二次炭化物は HK40 遠 casting 管ではほとんど消失しているのに対し、HP 遠 casting 管では

3000 h 時効材においてもまだ dendritic セル内に残存している。

したがって、長時間時効した HK40 遠 casting 管では、再固溶して共晶炭化物の粗大化に寄与する二次炭化物が dendritic セル内に少なく、また互いに連結する共晶炭化物が近くに存在しないのに対し、長時間時効した HP 遠 casting 管では dendritic セル内に二次炭化物がまだ残存しており、時効中にこの二次炭化物が再固溶して共晶炭化物の凝集粗大化に寄与するとともに、この粗大化過程で近接する共晶炭化物とも連結するものと考えられる。このため、HK40 遠 casting 管に比べ HP 遠 casting 管で時効時間に伴う共晶炭化物の形態因子の変化の割合が大きく、また HK40 遠 casting 管では共晶炭化物の形状因子は減少して球状化するのに対し、HP 遠 casting 管では形状因子は逆に増加して共晶炭化物は複雑化するものと結論される。

4. 結 論

HK40 及び HP 遠 casting 管について、1100°C で最長 3000 h の温度加速を意図した時効を行い、共晶炭化物の形態変化を定量的に調べ、併せて両遠 casting 管の違いによる時効時間に伴う共晶炭化物の形態変化の差異についても比較検討して、以下の結果を得た。

1) HK40 遠 casting 管に時効を施すと、二次炭化物は共晶炭化物近傍に多数析出し、長時間時効によりその析出密度は激減する。また、共晶炭化物は時効により丸みを帯び、長時間時効材では球状粗大化する。一方、HP 遠 casting 管に時効を施すと、dendritic セル内に微細な二次炭化物

が均一に析出し、長時間時効材ではその析出密度は低下する。共晶炭化物は時効により丸みを帯び、長時間時効材では互いに連結してデンドライトセルを囲むようになる。

2)HK40 遠鑄管では時効時間に伴い共晶炭化物 1 個当たりの面積、周長及び共晶炭化物の体積率は増加し、また共晶炭化物の析出密度は減少するのに対し、HP 遠鑄管では短時間の時効を施してもこれら形態因子はほとんど変化しないが、長時間の時効を施すと時効時間に伴い共晶炭化物の形態因子は急激な変化を示し、その変化の割合は HK40 遠鑄管よりも大きい。また共晶炭化物の形状因子は HK40 及び HP 遠鑄管ともに短時間時効では減少して、形状は球状化するが、長時間の時効を施すと HK40 遠鑄管ではさらに減少するのに対して、HP 遠鑄管では逆に増加して共晶炭化物は複雑化する。

3)HK40 遠鑄管の As cast 材ではデンドライトセル内 비해、共晶炭化物近傍の転位密度は非常に高い。これに対して、HP 遠鑄管の As cast 材ではデンドライトセル内及び共晶炭化物近傍での転位密度にはほとんど差が認められない。

4)以上のことより、短時間の時効で HP 遠鑄管に比べ HK40 遠鑄管において時効時間に伴う共晶炭化物の形態因子の変化の割合が大きいのは、HP 遠鑄管ではデンドライトセル内に二次炭化物が均一に析出するのに対し、HK40 遠鑄管では転位密度の高い共晶炭化物近傍で高密度の二次炭化物が転位上析出し、共晶炭化物近傍での二次炭化物の析出量が HP 遠鑄管に比べ多いため、共晶炭化物近傍に析出した二次炭化物の再固溶による共晶炭化物の粗大化への寄与が HP 遠鑄管に比べ大きいことに起因するものと結論される。

5)As cast 材の共晶炭化物がデンドライトセルを被覆する割合は HK40 遠鑄管に比べ HP 遠鑄管で大きい。また長時間時効材の二次炭化物は HK40 遠鑄管ではほとんど観察されないのに対し、HP 遠鑄管ではデンドライトセル内に多数残存している。

6)1), 2) 及び 5) の結果より、長時間の時効で HK40

遠鑄管に比べ HP 遠鑄管において時効時間に伴う共晶炭化物の形態因子の変化の割合が大きく、また共晶炭化物は HK40 遠鑄管では球状化するのに対し、HP 遠鑄管では複雑化するの、HK40 遠鑄管ではデンドライトセル内の二次炭化物がほとんど消失し、また互いに連結する共晶炭化物が近くに存在しないのに対し、HP 遠鑄管では長時間時効でも残存する二次炭化物が時効中に再固溶して、共晶炭化物の粗大化に寄与するとともに、この粗大化過程で近接する共晶炭化物とも連結するためと結論される。

終わりに、本実験に協力された防衛大学校学生川末一弘(現:防衛大学校)及び富田晃生(現:東京工業大学大学院)の両氏に深く感謝します。

文 献

- 1) 吉川州彦: 学振 123 委研究報告, **28** (1987), p. 419
- 2) 笠原見明: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 975
- 3) 小織 満, 吉田 勉, 太田定雄: 学振 123 委研究報告, **25** (1984), p. 109
- 4) 福井 寛, 佐々木良一, 幡谷文男, 石塚紘明: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 444
- 5) 福井 寛, 佐々木良一, 石塚紘明, 幡谷文男: 学振 123 委研究報告, **20** (1979), p. 79
- 6) 阿部信彦: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 798
- 7) 太田定雄, 小織 満, 吉田 勉, 山本浩太郎: 学振 123 委研究報告, **22** (1981), p. 367
- 8) 近藤義宏, 石崎敦士, 行方二郎, 田中 勝, 半谷文雄: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1836
- 9) 太田定雄: 学振 123 委研究報告, **18** (1977), p. 383
- 10) T. SHINODA, M. B. ZAGHLOUL, Y. KONDO and R. TANAKA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **18** (1978), p. 139
- 11) 太田定雄, 小織 満, 吉田 勉: 学振 123 委研究報告, **21** (1980), p. 59
- 12) 西野知良, 賀川直彦: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 107
- 13) 太田定雄, 小織 満, 吉田 勉: 学振 123 委研究報告, **17** (1976), p. 331
- 14) 須藤 一, 田賀照男, 内山路夫: 学振 123 委研究報告, **22** (1981), p. 265
- 15) 山崎大蔵, 平田勇夫, 森本立夫, 尾野 馨: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 247
- 16) 小織 満, 奥田隆成: 学振 123 委研究報告, **27** (1986), p. 133
- 17) 太田定雄, 小織 満, 吉田 勉, 近藤亘生, 林富美男: 学振 123 委研究報告, **22** (1981), p. 215