

れる。

文 献

- 1) S. FLOREEN: Trans. AIME, 236 (1966), p. 1429
- 2) E. UNDERWOOD, et al.: J. Iron Steel Inst., 200 (1962), p. 648
- 3) 荒木, 佐川, 増井: 鉄と鋼, 53 (1967) 7, p. 890
- 4) G. R. SPEICH and P. R. SWAN: J. Iron Steel

Inst., 203 (1965), p. 483

- 5) R. E. MINER, et al.: Trans. AIME, 236(1966), p. 1565
- 6) R. F. DECKER, et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 58
- 7) 田中, 鈴木, 小村: 日本金属学会誌, 31 (1967) 8, p. 1016

304 および 316 型鋼の長時間時効後の組織 および機械的性質の変化*

耳野 亨**・木下和久**・篠田隆之**・峯岸 功**

Changes of Microstructures and Mechanical Properties of Types 304 and 316 Austenitic Steels after Long Aging

Tohru MIMINO, Kazuhisa KINOSHITA,

Takayuki SHINODA and Isao MINEGISHI

Synopsis:

18-8 series stainless steels, which being used widely for big boiler plants recently, reveal some changes of mechanical properties during their use at high temperatures, resulting from the change of structures, i. e., precipitation of carbide particles and their coalescence.

Types 304 and 316 stainless steels were aged for up to 10,000 hr at approximate service temperature in use of 650°C. The changes of structure, especially, the changes of observed shapes of precipitated carbides, were examined by optical and electron microscopies and those of mechanical properties were also investigated.

As results, there was no major change in microstructures of type 304L steel having carbide precipitates coalescing on the grain boundaries after aging for 10,000 hr. But much carbide precipitates which have many shapes were observed on grain boundaries and also within grains of type 304H steel. The Charpy impact values of both steels became lower.

The carbides precipitated mainly on grain boundaries of type 316H steel and had many shapes for example hexagonal plate-like and needle-like.

(Received 16 Nov. 1967)

1. 緒 言

近年, ボイラープラントの大型化, 高温高压化とともに, 超臨界圧ボイラーが出現し, その蒸気条件は, 538°C, 246 kg/cm² にまで高められてきた。したがって, それに使用される材料も高温で強度のすぐれた鋼が要求され, 現在 18-8 系オーステナイトステンレス鋼が高温でとくに高強度を要する部分, たとえば過熱器管および主蒸気管に使用されている。この種の鋼は使用前は均一なオーステナイト相を呈しているが, 高温で使用する

にしたがって組織変化を起こし, とくに炭化物の析出が起こる。そしてあるときはその析出炭化物によつて高温での機械的性質が高められ, あるときは析出炭化物が凝集し塊状になつて鋼の高温での強度が弱められることがある。

18-8 系オーステナイトステンレス鋼の高温時効によ

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表
昭和42年11月16日受付

** 日本鋼管(株)技術研究所

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
304L	0.02	0.49	1.27	0.016	0.011	11.04	18.38	—
304H	0.07	0.51	1.38	0.031	0.007	9.48	18.45	—
316L	0.02	0.70	1.58	0.023	0.010	14.64	17.51	2.58
316H	0.07	0.49	1.50	0.033	0.012	12.48	17.43	2.42

る組織変化についてはすでに多くの研究者によつて報告されているが⁹⁻¹⁰⁾、この組織変化とくに炭化物の析出と高温特性との関係について触れた論文はまだ非常に少なく、この問題は今後の重要な研究課題となつてゐる。そこで、本研究は、ボイラー用材として使用される 18-8 系オーステナイトステンレス鋼のうち、304 型および 316 型の 2 鋼種について、650°C での高温時効処理による組織変化、とくに炭化物の析出形態の変化について、光学顕微鏡および電子顕微鏡で観察するとともに、その高温時効材の機械的性質を調べ組織変化との関係を考察し、あわせて含有炭素量の影響についても検討した。

2. 供試材および実験方法

本実験に用いた供試材は Table 1 に示すような化学組成をもつ鋼で、304 型および 316 型の両鋼種とも、含有炭素量の影響をみるため、C 約 0.02% の低炭素材

(記号 L)と、C 約 0.07% の高炭素材 (H) の 2 種類ずつを溶製した。各試料はいずれも 15 t 電弧炉で溶製し、分塊圧延後、14 mm の厚さの板材に熱間圧延した。熱間圧延後の素材は各種の試験用に適当な寸法に切断後、1100°C で 1.5hr 保持の溶体化処理をほどこした。高温時効処理は実際の使用温度よりわずかに高い 650°C を選び最高 10,000hr まで行なつた。この高温時効処理をほどこした鋼材について組織観察を行なうとともに、硬さ試験 (ビッカース硬度計を用い各試料 10 点測定し、最高値と最低値を除いた点の平均値で示す)、常温および高温引張試験 (各試料の試験本数は 2 本で値は平均値で示した。600°C および 650°C での歪速度は耐力まで 0.2~0.3%/min それ以後は 0.5~0.7%/min である)、衝撃試験 (シャルピー試験機を用い、各試料の試験本数は 2 本、試験片は 10 mm 角で V ノッチのものをを用いた) およびクリープ破断試験を行なつた。また電子顕微鏡観察はカーボン抽出レプリカ法によつた。レプリカ膜は第 1 段をピレラ液、第 2 段を 10% ブロムアルコール溶液で腐食して作成した。

3. 実験結果および考察

3.1 304 型鋼

3.1.1 溶体化組織および 650°C 時効後の組織

304L および 304H 鋼の溶体化材および 650°C 時効材の光顕による代表的な組織を Photo. 1 および Photo. 2 に示した。304L および 304H 鋼とも溶体化後は均一なオーステナイト相で未溶解炭化物は全然認められない。Photo. 1 に示すように、1,000hr 時効材は粒界に炭化物が析出しているが、時効時間がさらに長い 5,000hr 時効材は粒界への炭化物の析出量が少なくなり、10,000hr 時効材ではわずかに粒内への析出が認められる。Photo. 2 は 304H 鋼について示したもので、304L 鋼に比べて炭素含有量が多いため炭化物の析出量も多い。すなわ

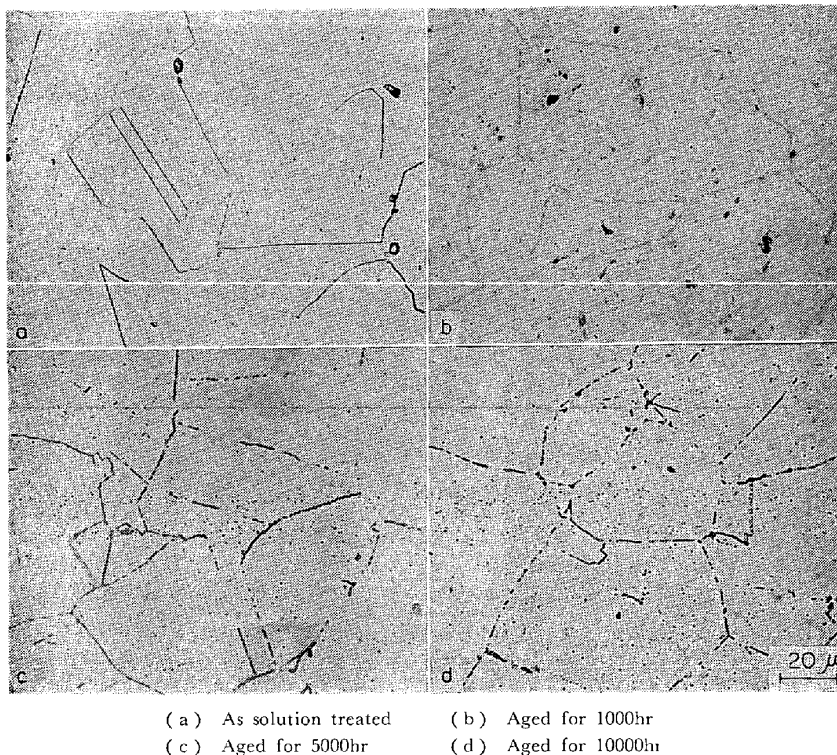


Photo. 1. Microstructures of 304L stainless steel after solution treated and aged at 650°C.

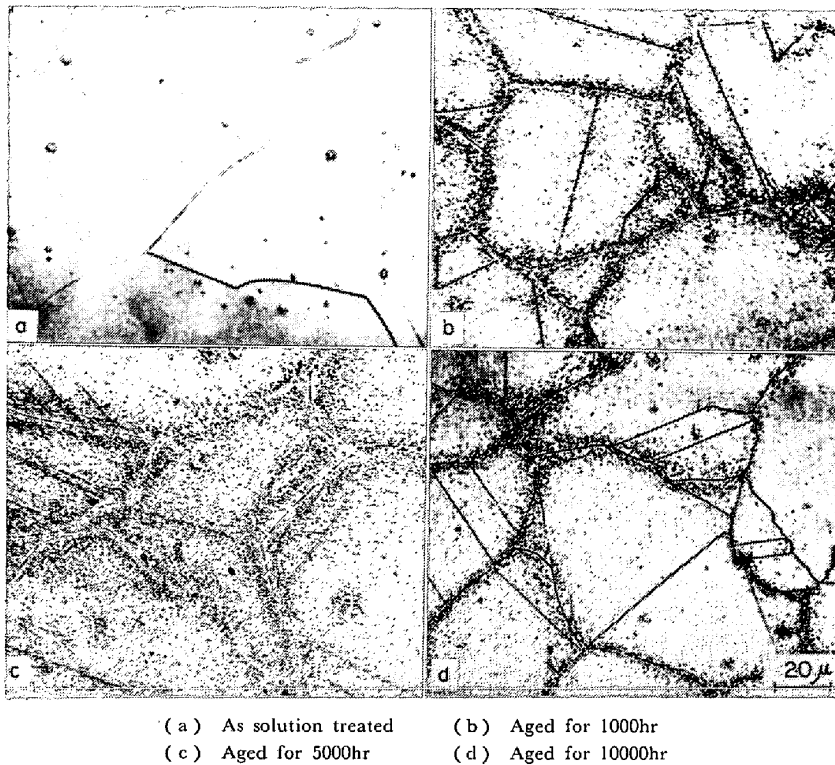


Photo. 2. Microstructures of 304H stainless steel after solution treated and aging at 650°C.

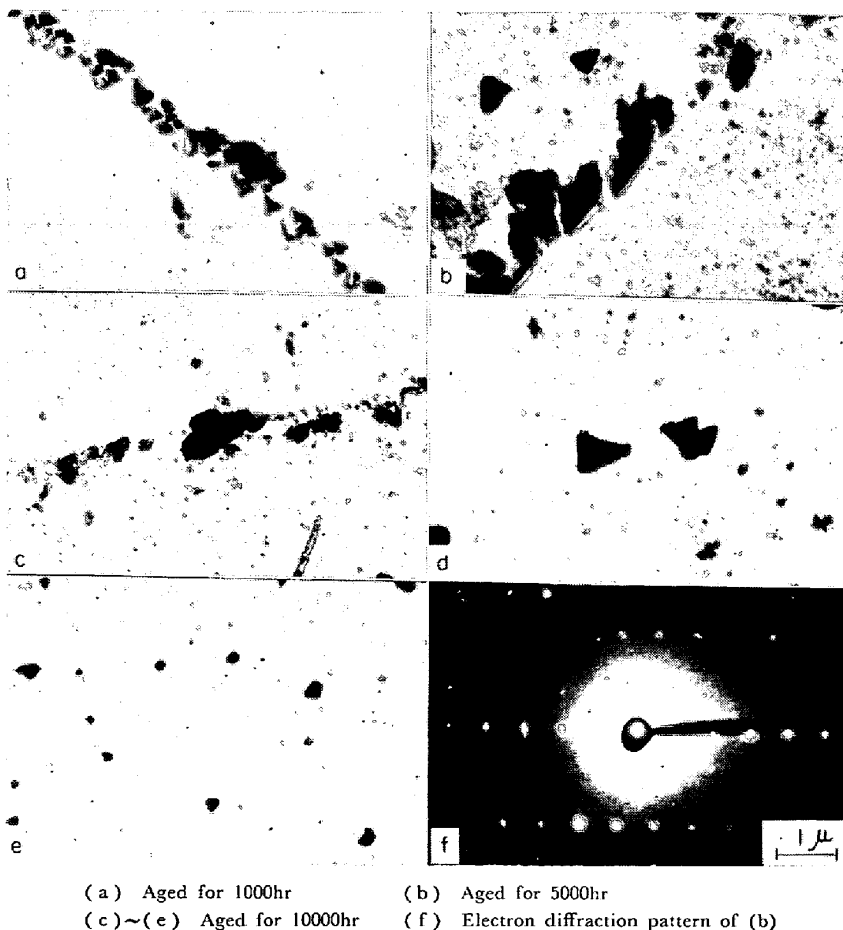


Photo. 3. Electron microstructures and electron diffraction pattern of 304L stainless steel after aging at 650°C.

ち、304L 鋼では 1,000hr 時効材の場合粒界への析出はわずかに認められる程度であるのに対し、304H 鋼では 100hr 時効ですでに粒界に析出が認められ、さらに 500hr 時効材は粒界への析出が相当進行し、いわゆる粒界反応的な組織を呈している。Photo. 2 (b) に示したように 1,000hr 時効材はその粒界反応がさらに進行し、粒内の析出炭化物も多くなっている。Photo. 2 (c) は 5,000hr 時効材について示したもので、粒内に炭化物が多く析出し、10,000hr になると Photo. 2 (d) および後述の Photo. 4 (g) で明らかかなように炭化物はかなり均一に分布する。

炭化物の析出形態の変化についてさらに詳細な検討をするため抽出レプリカ法によつて電顕で観察し、その組織写真の数例を Photo. 3 および Photo. 4 に示した。電顕で認められる炭化物を粒界と粒内に分け、さらに析出炭化物を形状によつて数種類に分類し、時効による炭化物の形状変化を検討した。その分類については後述する。304L 鋼についての電顕による組織の代表的なものを Photo. 3 に示した。Photo. 3 (a) に示すように、1,000hr 時効材では粒状の炭化物が粒界に析出しているのみで、5,000hr 時効材 (Photo. 3 (b)) は粒界に大きな塊状炭化物がみられ、粒内には微細な粒状炭化物がわずかに認められる。10,000hr 時効材の粒界炭化物は 5,000 hr 時効材と同じく塊状で、粒内は三角形の炭化物 (Photo. 3 (d)) と粒状の炭化物 (Photo. 3 (e)) がごくわずかに認められた。Photo. 3 (b) に認められる炭化物の電子回折像を Photo. 3 (f) に示したがその解析の結果から Cr_{23}C_6 と同定できた。また他の形状についても Cr_{23}C_6 と同定できた。Photo. 4 に 304H 鋼の電顕組織の一部を示した。2 hr 時効材 (Photo. 4 (a)) は粒界に粒状の炭化物がごくわずかに認められるのみである。時効がさらに進んで 100hr 時効材は Photo. 4 (b) に示すようにネット状に発達した炭化物が粒界

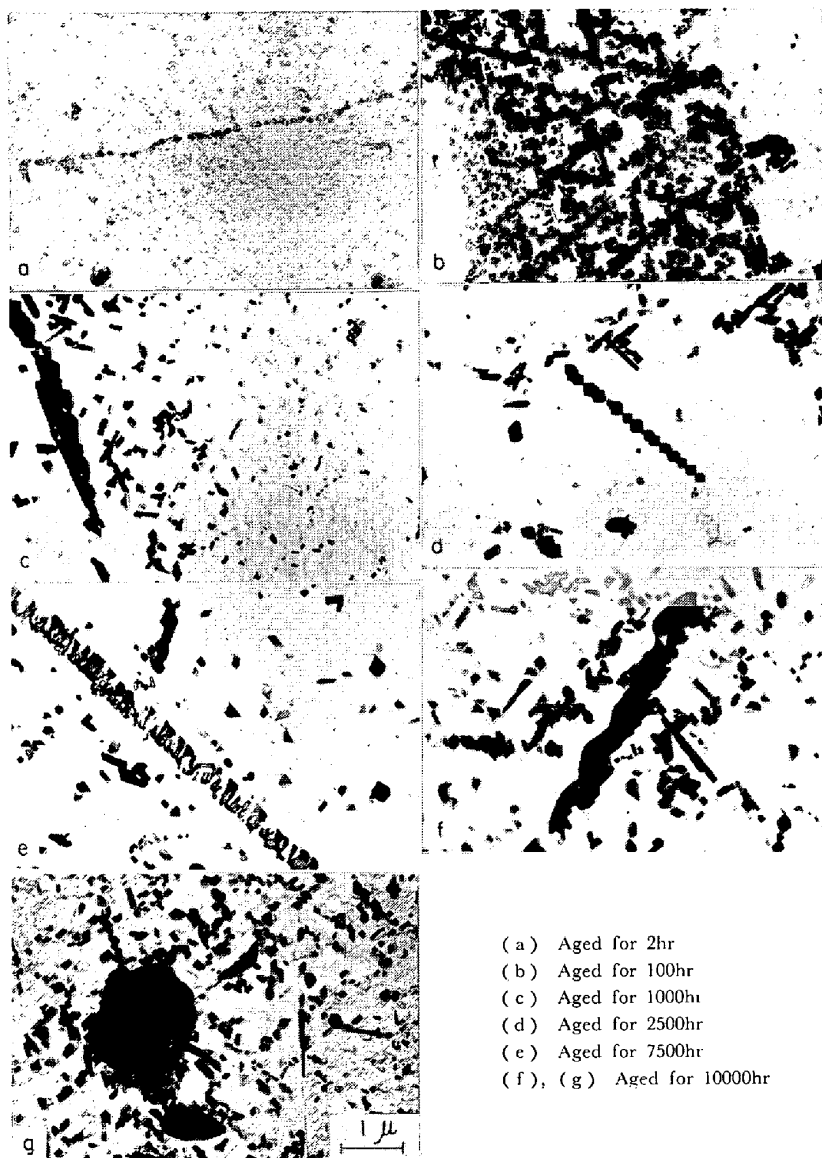


Photo. 4. Electron microstructures of 304H stainless steels after aging at 650°C.

に認められ、粒内には微細な粒状の炭化物が析出している。また 1,000hr まで時効すると粒内に Photo. 4 (d) のように数珠状の炭化物および三角形状の炭化物が認められるようになる。

7,500hr 時効材 (Photo. 4 (e)) ではデンドライト状に発達した炭化物が粒界に認められ、10,000hr 時効 (Photo. 4 (f)) 材のように粒界にかなり太い棒状の炭化物、また粒内には細い棒状の炭化物が認められる。Photo. 4 (g) は粒内に析出した粒状および三角形状に発達した炭化物を示したもので、とくに介在物が存在するとその周辺に炭化物がかなり密に分散する例を示したものである。

18-8 ステンレス鋼の高温時効による析出炭化物に関しては、MAHLA ら⁹⁾ および KINZEL²⁾ が単純時効材について、また三好、行俊⁹⁾ はクリープ破断試験片につい

て研究し、いずれも Cr_{23}C_6 のみが析出することを明らかにしているが、本実験の結果でも前述のように Cr_{23}C_6 のみが検出され、上記の研究者と一致する。しかし、析出炭化物の形状についての分類は研究者によつて異なり、KINZEL²⁾ は①葉状 (Leafy)、②格子状 (Grid)、③三角形状 (Triangle)、④正方形状 (Cube)、⑤リボンおよび棒状 (Ribbon and Rod) の 5 種類に分類しているが粒界および粒内については区別していない。三好ら⁹⁾ は粒界析出物を① B_1 型 (羽毛状)、② B_2 型 (ネット状)、③ B_3 型 (デンドライト状) とし、さらに粒内析出物 G_1 を含めて計 4 種類に分類し、さらにその中で細粒、粒状および短冊型に細分類している。とくに粒界析出物については、時効時間とともに、 $\text{B}_1 \rightarrow \text{B}_2 \rightarrow \text{B}_3$ のように形態変化の起こることを明らかにしているが、分類した形状の時効による変化については触れていない。そこで本実験では上記の研究者の結果を参考にして、電顕の観察によつて認められた形状について、粒界および粒内に分けてつぎのように細かく分類し、時効時間による炭化物の形状変化を明らかにしようとした。

粒界析出炭化物 Cr_{23}C_6 について

(1) 粒状炭化物…球状ないしは三角形状および四角形状で比較的微細のもの。

(たとえば Photo. 4 (a), Photo. 8 (a))

(2) 塊状炭化物…太く短いもの。(たとえば Photo. 3 (b), Photo. 7 (b))

(3) 棒状炭化物…粒界にそつて細く長く成長し、さらに粒内への指向性がないもの。(たとえば Photo. 4 (f))

(4) ネット状 (炭化物) …粒界反応状および Widmanstätten 状に発達したもので、三好ら⁹⁾ の示すものとはほぼ同じ。(たとえば Photo. 4 (b))

(5) デンドライト状 (炭化物) …粒界に棒状に並び、炭化物の発達が粒内に指向しているもので三好ら⁹⁾ の示すものとはほぼ同じ。(たとえば Photo. 4 (e), Photo. 8 (b))

粒内析出炭化物 Cr_{23}C_6 について

(1) 粒状炭化物…球状ないしは KINZEL²⁾ の示す正方形状および平行四辺形状で比較的微細なもの。また数個が連なっていないもの。(たとえば Photo. 4 (g))

(2) 棒状炭化物…1個の炭化物が析出面にそつて長く成長したもの。(たとえば Photo. 8 (c))

(3) 三角形炭化物…三角形をなしているもの。(たとえば Photo. 3 (d))

(4) 六角板状炭化物…六角形状, 平行四辺形状である程度長く板状になったもの。(たとえば Photo. 8 (e))

(5) 数珠状炭化物…粒状炭化物が数個長く連なつたもので BECKITT ら¹¹⁾の示す stringer (たとえば Photo. 4 (d))

(6) 針状炭化物…細く長くなつたもの。(たとえば Photo. 8 (e)の一部)

上記の分類にしたがつて 304L および 304H 鋼の炭化物の形状変化についてまとめるとつぎのようである。

304L 鋼

粒界: (固溶)→粒状→粒状+塊状→塊状

粒内: (固溶)→粒状→粒状+三角形状

304H 鋼

粒界: (固溶)→粒状→粒状+ネット状→ネット状+デンドライト状→棒状+デンドライト状

粒内: (固溶)→粒状→粒状+数珠状+三角形状+棒状
三好ら⁹⁾は BECKITT ら¹⁰⁾の示した stringer 状炭化物を 16Cr-13Ni-Mo 鋼で認め, 19Cr-10Ni (0.05% C) 鋼では認められないと報告し, この形状をとる炭化物は C や Mo の含有成分量に関係するのであろうと説明しているが, 本実験では 0.07% C を含む 304H 鋼でこの stringer 状 (数珠状) 炭化物を認めた。

以上の結果によれば, 析出炭化物 Cr_{23}C_6 の形状およ

びその時効による変化は含有炭素量によつて著しく異なり, 高炭素鋼では低炭素鋼にみられるような粒界の塊状炭化物 Cr_{23}C_6 は現われず, 低炭素鋼では高炭素鋼にみられるような粒内の数珠状および棒状炭化物が認められない。

3.1.2 時効による機械的性質の変化

650°C 時効による硬さの変化を Fig. 1 (a) に示した。図から明らかなように 304L 鋼では, 10,000hr まで時効しても硬さの変化はほとんどみられない。前に述べた

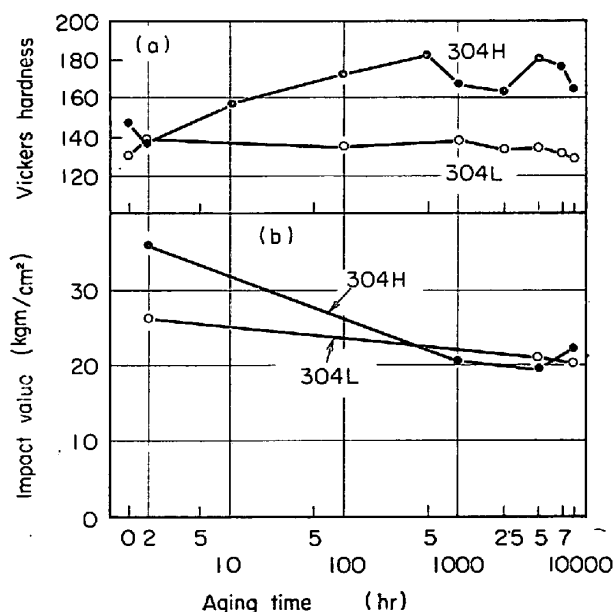


Fig. 1. Hardness and Charpy impact value changes of type 304 stainless steels after aging at 650°C.

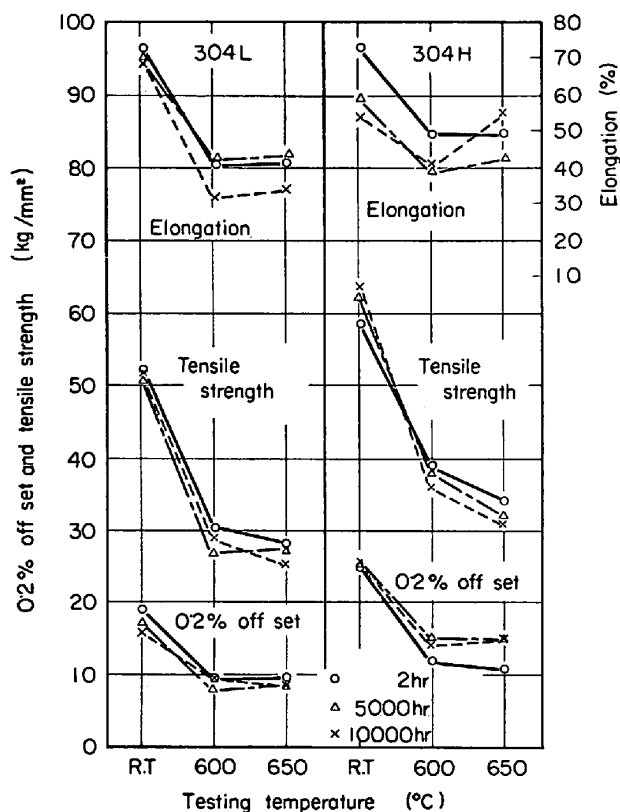


Fig. 2. Mechanical properties of type 304 stainless steels after aging at 650°C.

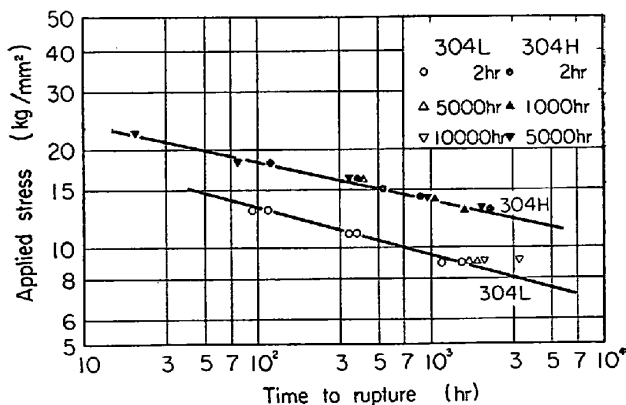


Fig. 3. Rupture curves of type 304 steels after each aging.

ように、304 L 鋼は粒界析出が主で、このような組織変化には硬さの変化を伴わないことが多い¹²⁾。

304 H 鋼は時効によつて硬さが変化し、500hr 時効までは単調に増加する。この増加は、組織観察からも明らかなように時効によつて粒内への析出が急速に進行することによるものと考えられる。しかし1,000hr 以後10,000hrまでは若干硬さの増減がみられるが、その程度はわずかで大きな変化はないと考えてよい。

時効による常温での衝撃値の変化を Fig. 1 (b) に示した。304 L 鋼は時効時間が長くなると、衝撃値は低下するが、5,000hr 時効材と 10,000hr 時効材の衝撃値はほとんど変わらない。

304 H 鋼は 304 L 鋼と比較して、長時間時効後の衝撃値はほぼ同程度であるが、10,000hr 時効材では 304 H 鋼のほうがわずかに高い値を示している。両鋼とも長時間の時効処理によつて衝撃値が低下することについては、(1) σ 相の析出、(2) 炭化物の析出の2つの原因が考えられる。写真で示した組織中に σ 相が認められないこと、および 304 L 鋼に硬さの変化が認められず、両鋼の長時間時効材の衝撃値がほとんど同じであることなどの理由から、衝撃値の低下は σ 相によるものでなく、粒界に析出した炭化物によるものであると推定される。

時効処理後の常温 600°C および 650°C での引張試験結果を Fig. 2 に示した。引張強さおよび 0.2% 耐力は常温、600°C および 650°C で 304 L 鋼よりも 304 H 鋼のほうが高い。たとえば、5,000hr 時効材の引張強さは 600°C で 8 kg/mm²、耐力は 6 kg/mm² も 304 H 鋼のほうが高い。この差は含有炭素量によつて生じたものと考えられる。時効時間の影響についてみると、304 L 鋼の耐力および引張強さは各試験温度ともその影響がみられず、304 H 鋼の耐力については 5,000hr および 10,000hr 時効材が 650°C でわずかに高い値を示している。伸びについては両鋼とも時効時間による差は顕著でないと判断できる。

Fig. 3 に時効処理によるクリープ破断特性の変化を示した。304 L 鋼と 304 H 鋼ではクリープ破断強度にかなり差があるが、図からも明らかなように時効時間によ

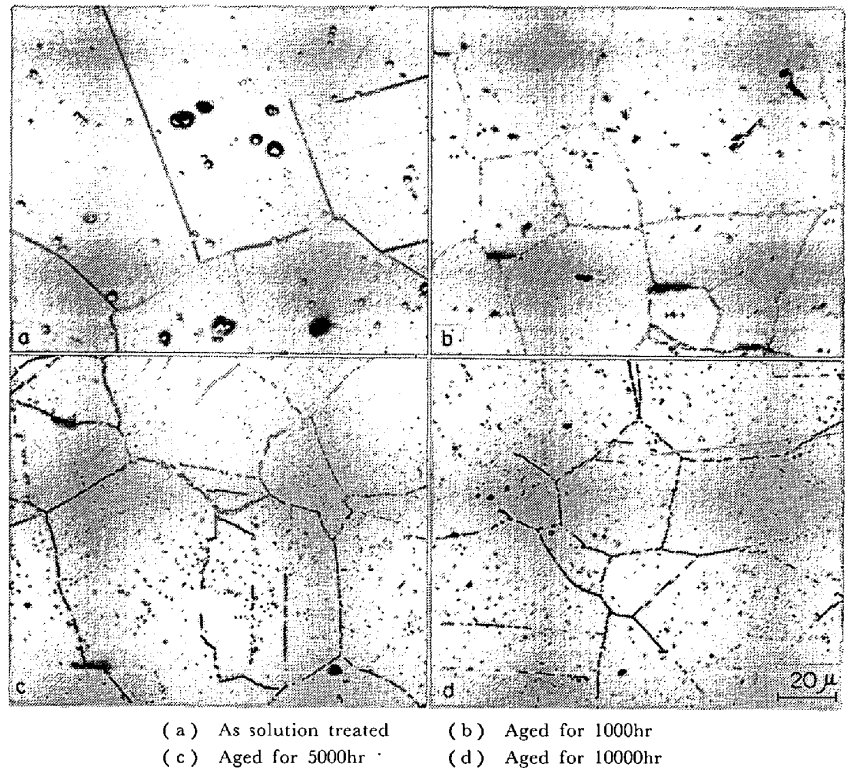


Photo. 5. Microstructures of 316L stainless steel after solution treating and aging at 650°C.

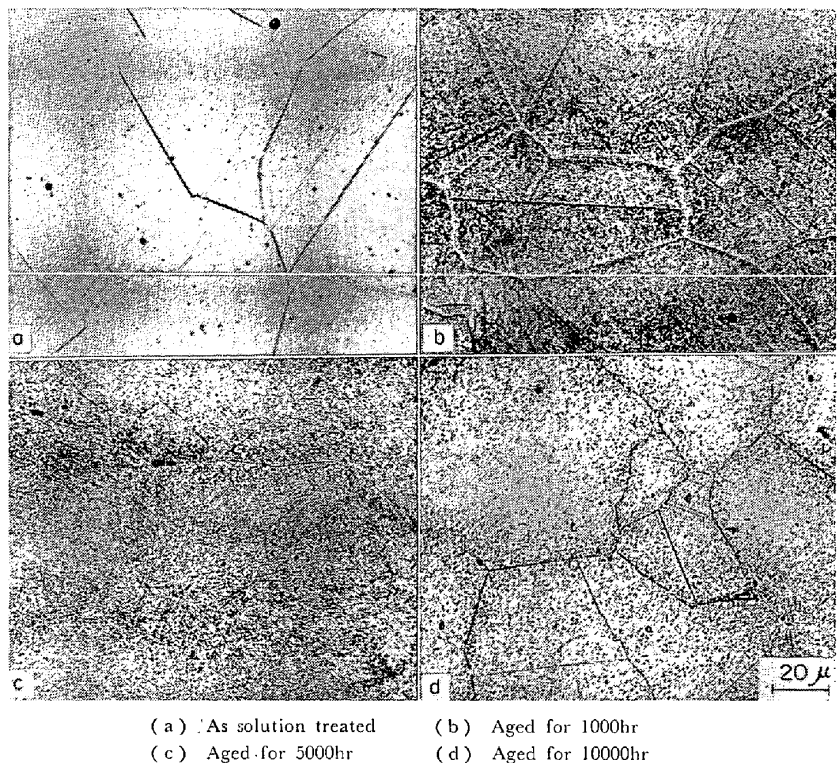


Photo. 6. Microstructures of 316H stainless steel after solution treating and aging at 650°C.

るクリープ破断強度の変化はほとんどみられない。

3.2 316 型鋼

3.2.1 溶体化組織および 650°C 時効後の組織

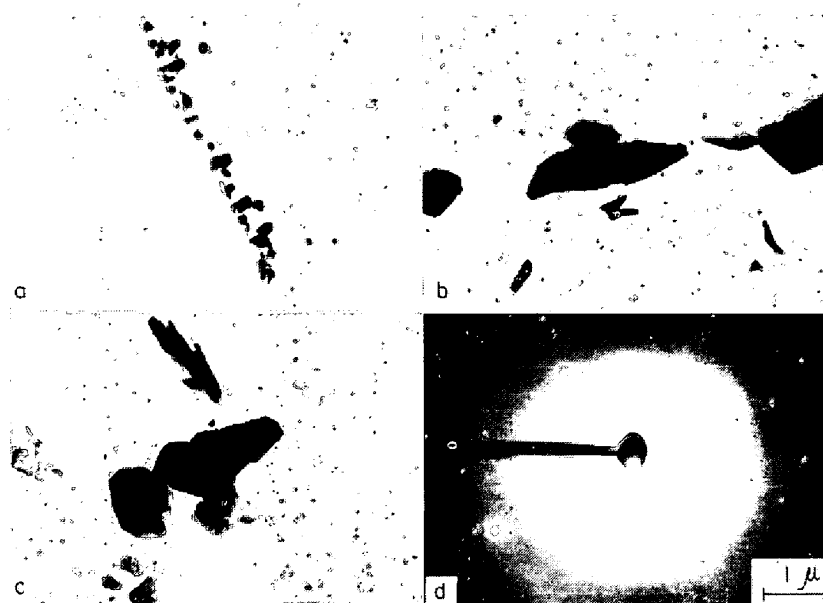
316 L および 316 H 鋼の溶体化材および時効材の光顕による代表的な組織をそれぞれ Photo. 5 および Photo. 6 に示した。Photo. 5 (a) および Photo. 6 (a) に示すように 316 型鋼の溶体化組織は均一なオーステナイト相で、前に示した 304 型鋼と同様である。

316 L の時効後の組織の数例を Photo. 5 (b)~(d) に示した。Photo. 5 (b) の 1,000hr 時効材のように粒界に炭化物が析出し、時効時間が長くなっても Photo. 5 (c) (5,000hr 時効材)、Photo. 5 (d) (10,000hr 時効材) でみるように炭化物はおもに粒界に析出し、粒内にはごくわずかに析出するにすぎない。また 5,000hr および 10,000hr 時効材に σ 相が認められる。WIEGAND¹³⁾ は Mo を含む 18-8 系ステンレス鋼中に σ 相および χ 相を認めているが、650°C の 10,000hr 加熱で Mo を 2.03%, C を 0.05% 含むものは σ 相のみが析出するとしている。

316 H 鋼の時効後の組織の数例を Photo. 6 (b)~(d) に示した。100hr 時効ですでに粒界に炭化物が認められ、Photo. 6 (b) に示すように 1,000hr 時効すると全面に炭化物が析出する。さらに時効時間が長くなると Photo. 6 (c) (5,000hr 時効材) に示すように粒内に炭化物が均一に析出し、10,000hr 時効材 (Photo. 6 (d)) では凝集が起こっていると考えられる。316 L 鋼に認められた σ 相は 316 H 鋼中には光顕で認められなかった。

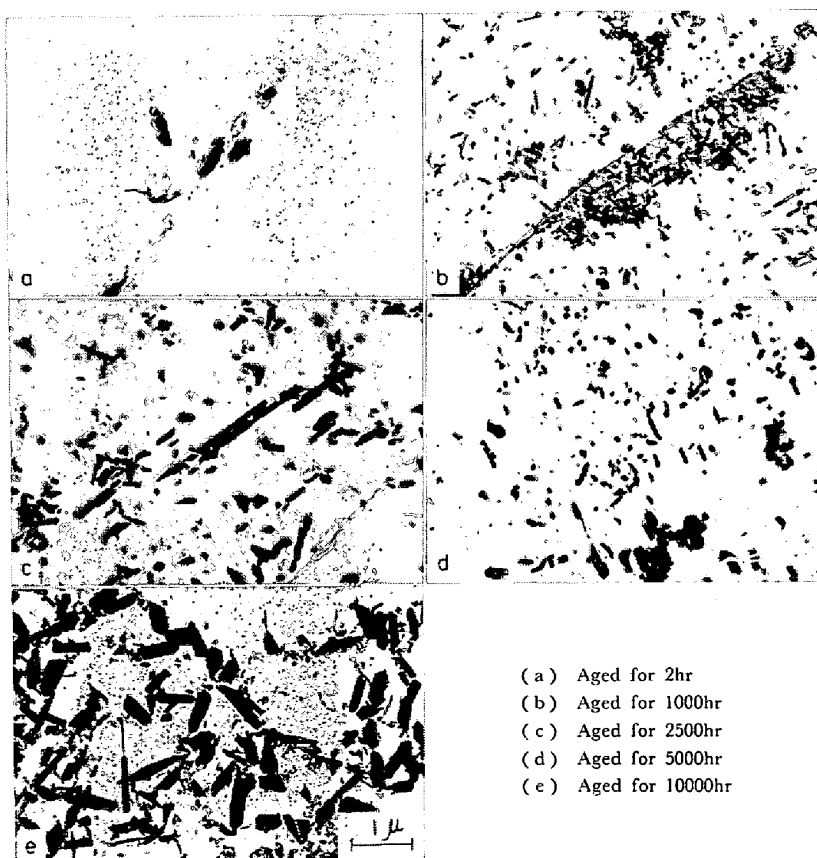
炭化物の析出形態を知るため電顕観察を行ない、代表的な組織の数例を Photo. 7 および Photo. 8 に示した。316 L 鋼

は Photo. 7 (a) の 1,000hr 時効材についてみると粒状の炭化物が粒界に析出し、時効時間が長くなると、Photo. 7 (b), (c) のように、塊状の炭化物が粒界に、非常に微細な粒状の炭化物が粒内にそれぞれ析出する。



(a) Aged for 1000hr (b) Aged for 5000hr
(c) Aged for 10000hr (d) Electron diffraction pattern of (b)

Photo. 7. Electron microstructures and diffraction pattern of 316L stainless steel after aging at 650°C.



(a) Aged for 2hr
(b) Aged for 1000hr
(c) Aged for 2500hr
(d) Aged for 5000hr
(e) Aged for 10000hr

Photo. 8. Electron microstructures of 316H stainless steel after aging at 650°C.

これらの炭化物は、Photo. 7 (d) に示した電子回折像の解析の結果 Cr_{23}C_6 と同定できた。

316 H 鋼は Photo. 8 に示したように、2 hr 時効材 (Photo. 8 (a)) ですでに粒状炭化物が粒界に認められ、

含有炭素量が高いため炭化物の析出開始が早くなることがわかる。1,000hr 時効材では粒界にネット状の炭化物が析出するが、Photo. 8 (b) のようにデンドライト状の炭化物も認められる。2,500hr 時効材では (Photo. 8 (c)) のように粒内に棒状炭化物がみられ、5,000hr 時効材 (Photo. 8 (d)) では粒内に均一に分散した粒状炭化物が認められその数も多い。さらに 10,000hr まで時効すると大きく成長した六角板状の炭化物がかなり多量に分散するようになると同時に、微細な粒状炭化物、針状炭化物および三角形状の炭化物がわずかに粒内で認められる。

三好ら⁹⁾は、Mo を含む 16Cr-13Ni 鋼のクリープ破断後の組織を調べ、析出炭化物は Cr_{23}C_6 であると報告しているが、本実験でも析出炭化物は Cr_{23}C_6 のみであった。

以上の結果から、316 型鋼の 650°C での時効による析出炭化物 Cr_{23}C_6 の形状の変化についてまとめるとつぎのようである。

316 L 鋼

粒界：(固溶)→粒状→粒状+塊状→塊状

粒内：(固溶)→粒状

316 H 鋼

粒界：(固溶)→粒状→粒状+ネット状→ネット状+デンドライト状→棒状+デンドライト状

粒内：(固溶)→粒状→粒状+三角形状+数珠状→粒状+三角形状+数珠状+棒状→粒状+三角形状+数珠状+棒状+六角板状+針状

以上の変化を 304 型鋼の変化と比較すると、低炭素材の粒界および粒内への炭化物の析出形態はほぼ同じで、粒界に析出する炭化物は凝集を起こしやすく塊状となる。しかし、316 L 鋼の粒内炭化物には三角形状のものは認められなかったが、さらに時効を行なうと 304 L 鋼と同じ変化を示すものと推定される。

高炭素材については、304 H 鋼と 316 H 鋼で炭化物の形状に差がみられ、粒内で六角板状および針状炭化物が 316 H 鋼にのみ認められた。

3.2.2 時効による機械的性質の変化

時効処理による硬さの変化を Fig. 4(a) に示した。

316 L 鋼では時効による硬さの変化は認められず、少量の σ 相の析出は硬さに影響をおよぼさないと判断できる。

316H 鋼は時効処理によつて徐々に硬さが増し、10,000 hr 時効材は Hv で 200 以上となつている。このような著しい硬化は組織観察の結果からも明らかなように粒内に炭化物が多く析出することに起因するものと考えられ

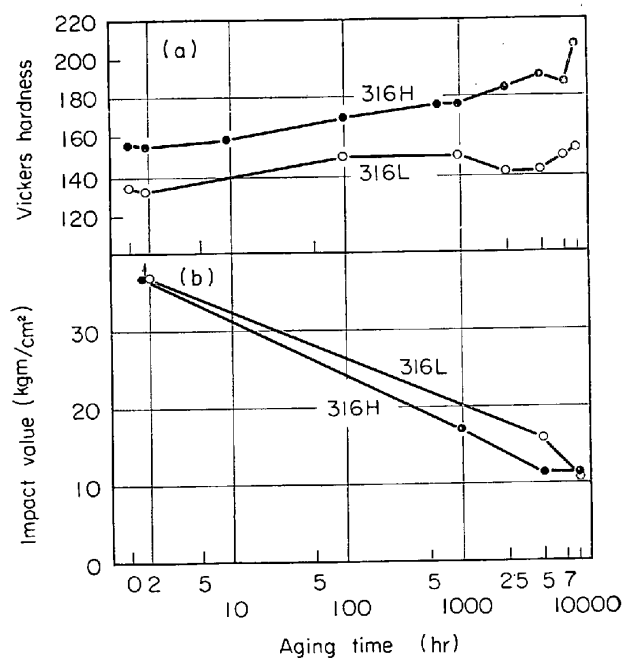


Fig. 4. Hardness and Charpy impact value changes of type 316 stainless steels after aging at 650°C.

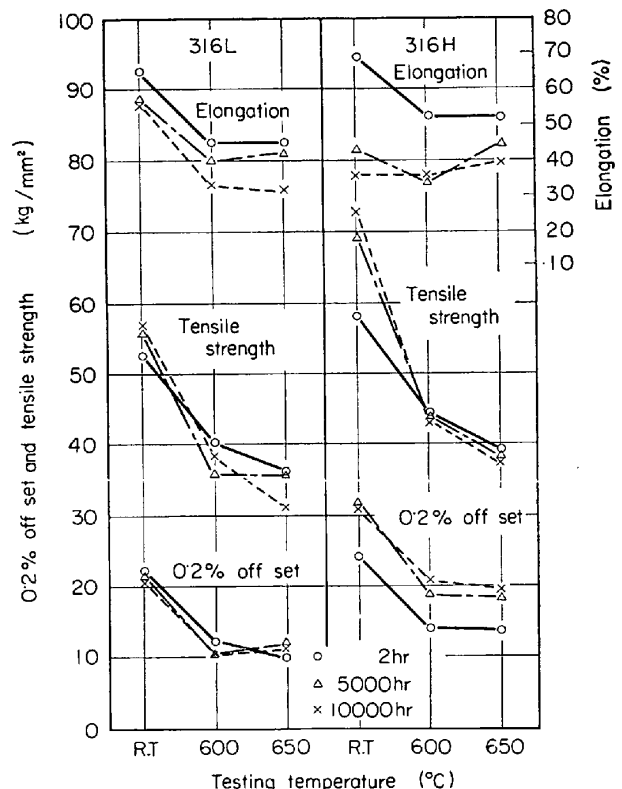


Fig. 5. Mechanical properties of type 316 stainless steels after aging at 650°C.

る。

時効処理による衝撃値の変化を Fig. 4(b) に示した。316 L 鋼および 316 H 鋼とも 2 hr 時効材は 37 kgm/cm² 以上となり、5000hr 時効材の衝撃値は 316 L 鋼で

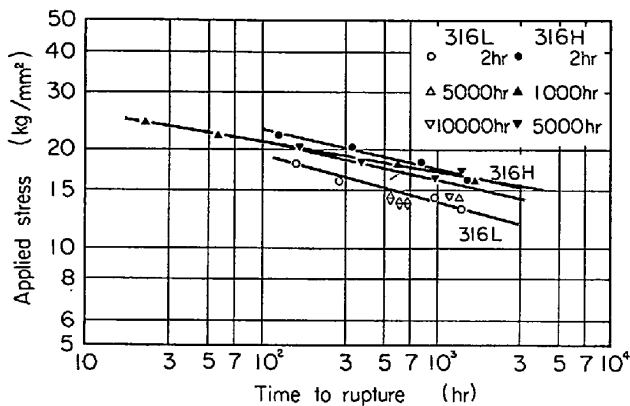


Fig. 6. Rupture curves of type 316 stainless steels after each aging.

15 kg m/cm², 316 H鋼で 12 kg m/cm² で, 10,000hr 時効材は両鋼とも約 10 kg-m/cm² となる. この脆化は析出炭化物による影響が大きいと考えられる.

時効材の常温, 600°C および 650°C での引張試験結果を Fig. 5 に示した. 0.2% 耐力について, 316 L鋼は各試験温度で時効時間による差は認められないが, 316 H鋼では 2 hr 時効材の耐力にくらべて長時間時効のほうがかなり高い値を示している.

引張強さについてみると, 316 L鋼は常温および 600°C で時効時間による差はほとんど認められず, 650°C で 10,000hr 時効材がやや低下し, 316 H鋼は常温において長時間時効材が高い引張強さを示し, 600°C および 650°C では時効時間による差は認められない.

伸びは, 316 L鋼で時効による差はないが, 316 H鋼では長時間時効材のほうが低い.

時効によるクリープ破断強度の変化を Fig. 6 に示した. 図からも明らかなように, 316 L鋼の 5,000hr および 10,000hr 時効材は 650°C, 14 kg/mm² の条件で試験を行なったが, 2hr 時効材に比べ差はみられず, 316 H鋼も同様の結果を得た. また, 304 型鋼で認められた炭素含有量による破断強度の差もこの鋼種については著しくない.

4. 結 論

304 型および 316 型鋼の 2 種のオーステナイトステンレス鋼について 650°C で 10,000hr まで時効し組織変化とくに炭化物の形状変化および機械的性質の変化を検討してつぎのような結果を得た.

(1) 304 L鋼の析出炭化物 Cr₂₃C₆ の形状変化はつぎのようである.

粒界: (固溶)→粒状→粒状+塊状→塊状

粒内: (固溶)→粒状→粒状+三角形状

(2) 304 H鋼の析出炭化物 Cr₂₃C₆ の形状変化はつぎのようである.

粒界: (固溶)→粒状→粒状+ネット状→ネット状+デンドライト状→棒状+デンドライト状

粒内: (固溶)→粒状→粒状+数珠状+三角形状+棒状

(3) 304 L鋼では時効によつて衝撃値は低下するが, 他の性質はほとんど変わらない.

(4) 304 H鋼では, 硬さが時効の初期で増加し, 衝撃値は低下する. 10,000hr まで時効すると 650°C での耐力がわずかに高くなる.

(5) 316 L鋼の析出炭化物 Cr₂₃C₆ の形状変化はつぎのようである.

粒界: (固溶)→粒状→粒状+塊状→塊状

粒内: (固溶)→粒状

(6) 316 H鋼の析出炭化物 Cr₂₃C₆ の形状変化はつぎのようである.

粒界: (固溶)→粒状→粒状+ネット状→ネット状+デンドライト状→棒状+デンドライト状

粒内: (固溶)→粒状→粒状+三角形状+数珠状→粒状+三角形状+数珠状+棒状+六角板状+針状

(7) 316 L鋼では時効によつて衝撃値は低下するが, 他の機械的性質には変化が認められなかった.

(8) 316 H鋼の機械的性質は時効によつて変化し, 常温~650°C での耐力および常温の引張強さは時効によつて高くなるが, 衝撃値は低下し, 硬さは増す.

文 献

- 1) E. M. MAHLA and NIELSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 43 (1951), p. 290
- 2) A. B. KINZEL: Trans. AIME, (1952), p. 462
- 3) R. A. STICKLER and A. VINGKIER: Trans. Amer. Soc. Metals, 54 (1961), p. 362
- 4) H. J. HARDING and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Iron Steel Inst., 204 (1966), p. 259
- 5) J. A. MAZZA and G. WILLOUGHBY: J. Iron Steel Inst., 204 (1966), p. 718
- 6) J. A. MAZZA: J. Iron Steel Inst., 204 (1966), p. 783
- 7) 山本, 太田, 大砂: 学振第 123 委員会研究報告, 7 (1966) 1, p. 32
- 8) 行俊: 学振第 123 委員会研究報告, 8 (1967) 1, p. 17
- 9) 三好, 行俊: 鉄と鋼, 53 (1967) 4, p. 570
- 10) 山本, 太田: 鉄と鋼, 53 (1967) 4, p. 567
- 11) F. R. BECKITT and B. R. CLARK: Acta. Met., 15 (1967) 1, p. 113
- 12) 田中, 篠田: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2123
- 13) H. WIEGEND and M. DORNK: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962) 8, p. 559