

高速度鋼第2種および第9種の水鈍・空気鈍法と恒温変態焼鈍法 ならびに二段焼鈍法による迅速軟化の比較試験*

(高速度工具に関する研究—XX)

堀 田 秀 次**

Comparative Test on the Rapid Softening of High Speed Steels (SKH2 & SKH9) by Water- or Air-Annealing, Isothermal Transformation Annealing and Stepped Annealing.

(Study on high speed tools.—XX)

Hideji Hotta

Synopsis:

Following the 19th report (Tetsu-to-Hagané, Vol. 45, 1959, No. 11, p. 44), the rapid softening of hardened high speed steels (SKH2, SKH9) by water- or air-annealing, isothermal transformation annealing and stepped annealing were studied by means of hardness test and micrography as compared with the full annealing.

The results obtained were summarized as follows:

(1) With both quench-hardened SKH2 and SKH9, the minimum hardness was obtained by full annealing in a furnace at 880~900°C, when the steel was softened fully, but it took long hours in furnace-cooling after annealing.

(2) When the quench-hardened steel was annealed in air and water from 800°C, the degree of softening was fairly less than that in the case of full annealing, but the steel developed a machinable hardness such as nearly meeting the purpose of a simple and rapid softening.

(3) The method of isothermal transformation annealing showed somewhat less degree of softening as compared with the full annealing method, but softened the steel in such short time that the practical purpose of rapid softening could be attained.

(4) When the full annealing in a furnace was suspended and air- or oil-cooling was performed from 600°C (the so-called stepped annealing), the softening equivalent to the full annealing was attained. By the stepped annealing, the slow cooling period at below 600°C was shortened as compared with the method of full annealing and the purpose of rapid annealing was fully attained. It was useful moreover for saving of fuel because the annealing furnace at 600°C with residual heat could be utilized for other annealing processes.

I. 結 言

著者は高速度工具に関する研究として既往において第1報より第19報^{1)~19)}までに各種の研究発表を行なつたがこれが第19報として焼入硬化した高速度鋼第6種および第8種類似品を焼鈍の途中から試片を引出して急冷する緩急の二段冷却によるいわゆる二段焼鈍法 (stepped annealing) が従来一般に行なわれておる完全焼鈍法と比較してほとんど等しい程度の軟化を示すものであることを述べた。焼入した高速度鋼の迅速軟化に関しては従来2, 3の発表せられたもの^{20)~22)}があるが今回著者は、焼入硬化した高速度鋼第2種および第9種に就て水鈍・

空気鈍法と恒温変態焼鈍法並に緩急冷却のいわゆる二段焼鈍法による各種迅速軟化の比較試験を行ない完全焼鈍法とも比較を行なつた経過並に結果の概要に就て述べることとする。

II. 実 験 試 料

(1) 化学成分

実験材料は高速度鋼第2種 (SKH2). および第9種 (SKH9) でその化学成分は Table 1 に示すとおりであ

* 昭和33年4月および34年4月本会講演大会にて発表

** 熊本大学工学部, 工博

Table 1. Chemical compositions (%) of high speed steels.

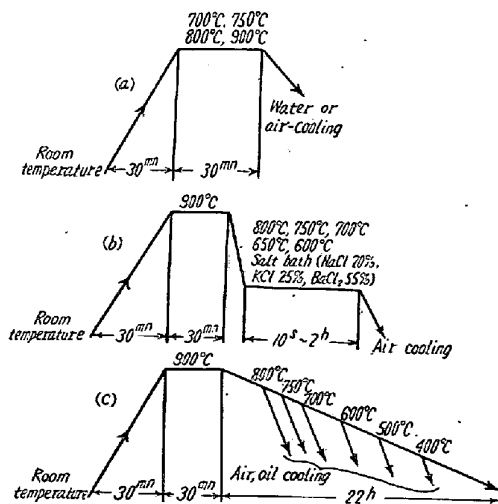
High speed steel	C	Si	Mn	P	S	W	Cr	V	Mo
SKH2	0.77	0.30	0.42	0.016	0.01	18.00	4.45	0.87	—
SKH9	0.86	0.17	0.28	0.02	0.006	6.31	4.50	1.99	4.76

る。

(2) 熱処理法

従来一般に広く行なわれておる完全焼鈍法 (full annealing) を各種迅速軟化焼鈍法との比較の基準としたが適当な完全焼鈍温度をきめるために、寸法 $12\phi \times 15$ mmないし $12\phi \times 10$ mmの焼入試片につき加熱温度をそれぞれ 750°C , 800°C , 850°C , 880°C , 900°C ないし 950°C とし各温度に何れも30分間保熱後炉中徐冷を行なった。両鋼種共焼入の方法としては常温より30mn間で予熱温度 900°C に昇熱し、10mn保熱後SKH2は $1,280^\circ\text{C}$ 、SKH9は $1,260^\circ\text{C}$ に各2mn加熱後油冷して硬化させた。これが迅速軟化法としての水鈍・空気鈍法恒温変態焼鈍法並に緩急の二段冷却によるいわゆる二段焼鈍法の熱処理曲線はFig. 1(a), (b), (c)にそれぞれ示すとおりである。

すなわち水鈍・空気鈍法としては 700°C , 750°C , 800°C および 900°C にそれぞれ加熱後、水鈍および空気鈍を施し、恒温変態焼鈍法としては両鋼種ともに 900°C に30mn保熱後、 800°C , 750°C , 700°C , 650°C および 600°C の塩浴 (NaCl 20%, KCl 25% BaCl₂, 55%) 中に10s, 1mn, 5mn, 10mn, 30mn, 1h, 1.5hおよび2h保熱後空冷した。二段焼鈍法として両鋼種



(a) Water and air-annealing curve of SKH2 & SKH9.
 (b) Isothermal transformation annealing curve of SKH2 & SKH9.
 (c) Stepped annealing curve of SKH2 & SKH9

Fig. 1. Heat-treatment curve of SKH2 and SKH9.

Table 2. Transformation point of SKH2 and SKH9.

High speed steel	Heating transformation point	Cooling transformation point
SKH2	$835^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$	$725^\circ\text{C} \sim 680^\circ\text{C}$
SKH9	$832^\circ\text{C} \sim 865^\circ\text{C}$	$750^\circ\text{C} \sim 705^\circ\text{C}$

共 900°C に30mn保熱後それぞれ 800°C , 750°C , 700°C , 600°C , 500°C および 400°C まで完全徐冷したのちただちに何れも油冷、空冷の急冷を行なった。

III. 実験の経過ならびに結果

(1) 変態点の測定

本多式全熱膨張計を使用し、SKH2およびSKH9の変態点を測定した結果はTable 2に示すとおりである。

すなわちSKH2およびSKH9の加熱変態開始温度はそれぞれ 835°C および 832°C でこれが加熱変態終了温度はそれぞれ 900°C および 865°C である。

(2) ロックウェルCスケールおよびピッカース硬度試験

a) 完全焼鈍法の場合

まず適当な完全焼鈍温度を定めるため前述のとおりSKH2およびSKH9の加熱温度をそれぞれ 750°C , 800°C , 850°C , 880°C , 900°C ないし 950°C とし、各温度に何れも30mn保熱炉中徐冷したもののロックウェルCスケール硬度(HRC値)およびピッカース硬度(Hv値)はそれぞれFig. 2(a)および(b)に示すとおりで何れも完全焼鈍温度 $880 \sim 900^\circ\text{C}$ の硬度がSKH2およびSKH9ともに最小値を示し、それぞれ 32.5 ないし 31.4 である。

b) 水鈍・空気鈍法の場合

(i) 水鈍・空気鈍温度および冷却方法の影響

SKH2およびSKH9の油焼入のまま並に 700°C , 750°C , 800°C および 900°C にそれぞれ加熱後水鈍および空気鈍したもののHRC値およびHv値はそれぞれFig. 3(a)および(b)に示すとおりである。

本成績によれば一般に各水鈍・空気鈍ともにその硬度は焼入のままより低く焼鈍温度 700°C , 750°C および 800°C の順に軟化の程度大で変態点直下の 800°C より水鈍

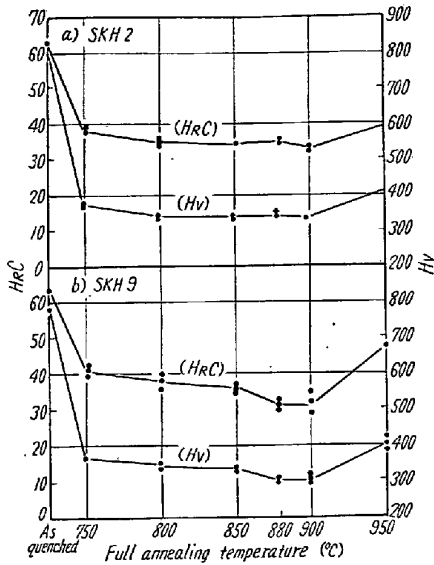


Fig. 2. Relation between hardness and full annealing temperature of SKH 2 and SKH 9.

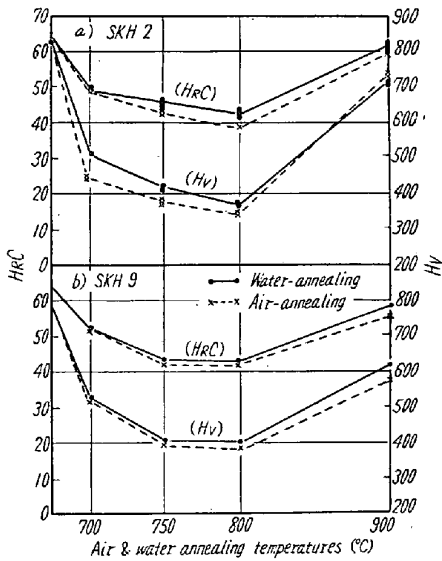


Fig. 3. Relation between hardness and air-or water-annealing temperature of SKH 2 & SKH 9.

温度たる各 800°C とし、5 分間の短縮保熱を 10 回繰返した場合と連続 30 分間保熱の場合の各回ごとに HRC 値と Hv 値を測定した結果は Fig. 4 (a) および (b) のとおりで SKH 2 では空気鈍回数 2~4 回で軟化し、5 回より 10 回までは繰返回数が増す程概ね少々軟化し、また SKH 9 では空気鈍回数 2~5 回で軟化するがこれ以上空気鈍を繰返しても差程軟化は認められない。

(iii) 加熱温度 800°C における保熱時間の影響

SKH 2 および SKH 9 の加熱温度を何れも 800°C とし、これが保熱時間を 30mn より 540mn までいろいろ変化した場合の HRC 値と Hv 値を測定した結果は

および空気鈍したものものの硬度が最低で殊に空気鈍の方が水鈍より少々小で HRC 値で約 40 である。ただしこれを完全焼鈍法の硬度に比較すると少々高い傾向を示すが機械加工の可能な硬さとなる。また水鈍および空気鈍法では変態点を越した 900°C となると焼きが入るようになって却て硬度がいちじるしく上昇する。

(ii) 繰返し水鈍および空気鈍の影響
SKH 2 および SKH 9 の繰返し水鈍および空気鈍の温度を最低の硬度を示した

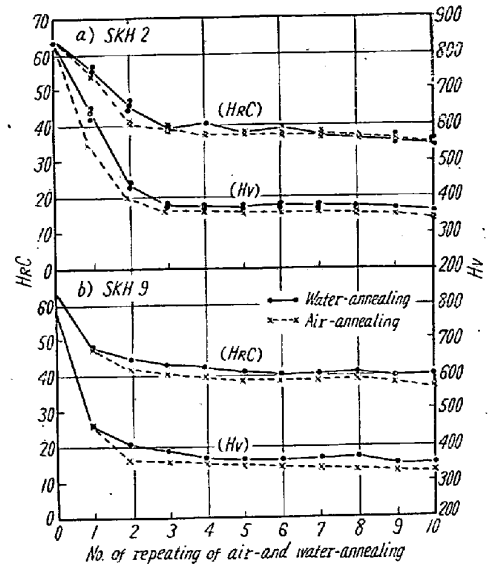


Fig. 4. Relation between hardness and number of repeating of air-and water-annealing of SKH 2 and SKH 9.

Fig. 5 (a) および (b) のとおりで SKH 2 では保熱時間 120 mn までは保熱時間の増加とともに軟化するが 240mn 以上では保熱時間を増してもさして軟化しない。

c) 恒温変態焼鈍法の場合

SKH 2 および SKH 9 に前述のとおり焼入硬化を施したのち

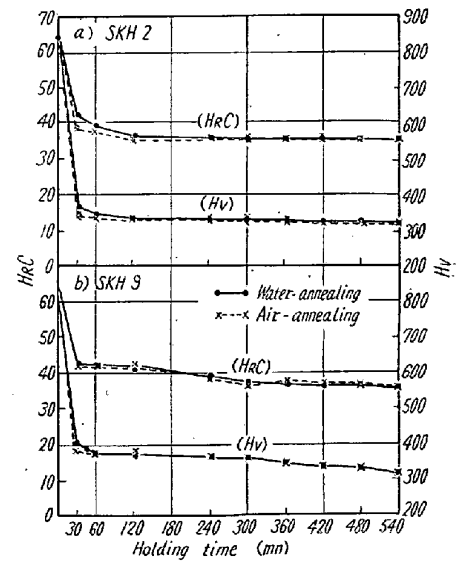
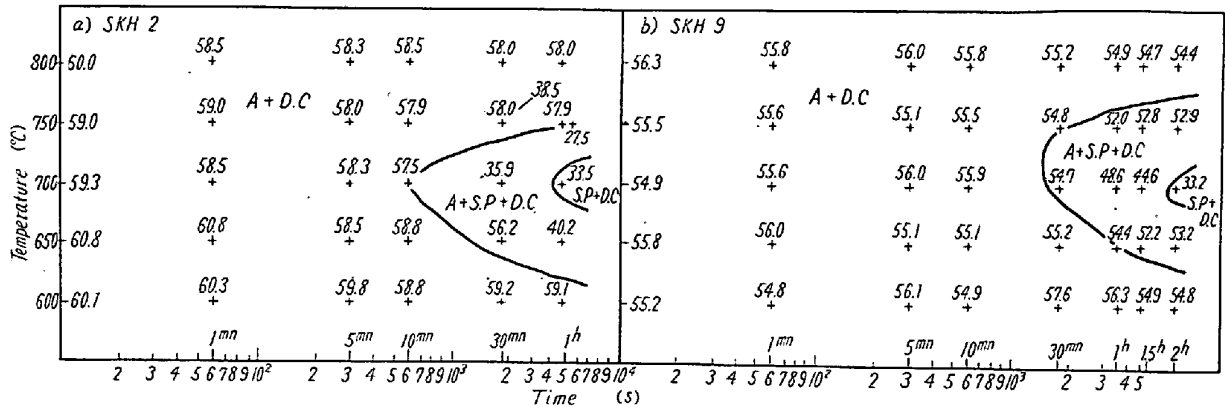


Fig. 5. Relation between hardness and holding time of water-or air-annealing of SKH 2 and SKH 9.

Fig. 1 (b) の熱処理曲線に示すとおり、900°C に 30mn 保熱後 800°C、750°C、700°C、650°C および 600°C の塩浴中に 10s~2h 各種の時間保熱後空冷したのち、HRC 値および顕微鏡組織などを調査して pearlite 段階の恒温変態曲線を求めた結果はそれぞれ Fig. 6 (a) および (b) に示す。

本 S 曲線によれば S 曲線の鼻 (nose) は両鋼種ともに 700°C にあり変態終了点は SKH 2 は約 1h、SKH 9 は約 2h であつてこれらを急冷したものものの HRC 値は SKH 2 では 33.5、SKH 9 では 33.2 である。従つて



No...HRC (Test piece...12φ×12mm, Heating temperature...900°C×30mn)
 A...Austenite, S.P...Sorbite pearlite, D.C...Double carbide

Fig. 6. Isothermal transformation curve of SKH2 and SKH9.

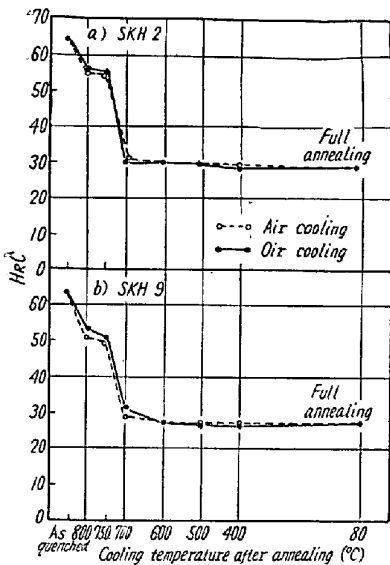


Fig. 7. Relation between hardness and stepped annealing temperature with steels SKH2 and SKH9.

900°C, 750°C, 700°C, 600°C, 500°C および 400°C まで完全徐冷後油冷空冷の急冷によるいわゆる二段焼鈍法 (stepped annealing) を行なったものにつき HRC 値を測定した結果はそれぞれ Fig. 7 (a) および (b) に示すとおりである。

本成績によれば両鋼種とも 750°C より急冷のものはほとんど軟化しないが 700°C より急冷のものはかなり軟化し、600°C より急冷のもの H_v 値は何れも概ね 30.2 ないしそれ以下を示し、完全焼鈍のものに比してほとんど同程度の軟化を示している。

e) 迅速軟化法としての上記3法の比較

上記 SKH2 および SKH9 迅速軟化法として水鈍・空気鈍法と恒温変態焼鈍法並に二段焼鈍法の3法と、比較の基準としての完全焼鈍法に就て最小の HRC 値を示すべき熱処理条件と硬度を一括表示すれば、概要 Table

これらの点を選べば完全焼鈍法による硬度の最小値 32.5~31.4 に比し、比較的短時間に軟化し得ることとなる。

d) 二段焼鈍法の場合

SKH2, SKH9 ともに前述のごとく焼入硬化したものを Fig. 1 (c) に示すとおり、

900°C に 30mn 保熱後それぞれ 800°C, 750°C, 700

3 に示すとおりである。

前述並に本成績より明かのとおり、SKH2 および SKH9 をそれぞれ油焼入して硬化したものに就き 800°C から水鈍および空気鈍すると完全焼鈍法に比較し、軟化の程度はかなり少ないが、機械加工の可能な硬さとなり、恒温変態焼鈍を施すと完全焼鈍法よりも少々軟化の程度は低いが、短時間に軟化し、また二段焼鈍法では完全焼鈍法とほとんど同程度の軟化を示し何れもこれらは迅速軟化の目的を概ね達し得る。

(3) 顕微鏡試験

SKH2 および SKH9 を顕微鏡試験の結果、何れも油焼入のものは概ね残留 Austenite, Martensite と複炭化物などが存在するが、これを 800°C より水鈍および空気鈍したものは Photo. 1 に示すとおり、概して sorbitic pearlite と複炭化物などが存在する。恒温変態焼鈍法による顕微鏡組織は Photo. 2 並に前述の Fig. 6 の恒温変態曲線上に示すとおりで、また 600°C より空冷を行なった二段焼鈍法によるものは Photo. 3 に示すとおり、両鋼種共概ね sorbitic pearlite と複炭化物などより成り、900°C より完全炉中焼鈍法によるものと概ね類似の組織を示す。

VI. 結 言

以上高速度鋼 SKH2 および SKH9 に就て試験した結果並に若干所見を述べると概要つぎのとおりである。

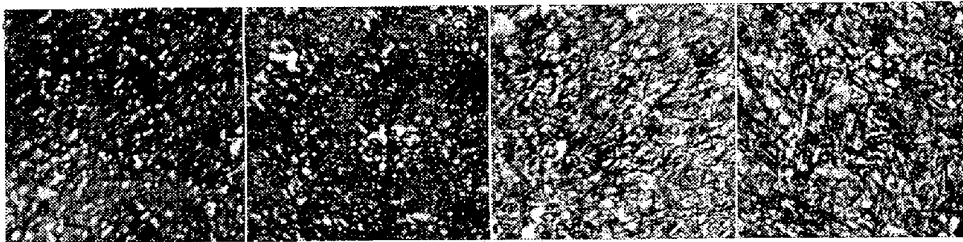
(1) 焼入硬化した SKH2 および SKH9 において、何れも完全炉中焼鈍温度 880~900°C の硬度が最少で、十分に軟化はするが焼鈍後の炉中冷却に長時間を要する。

(2) 焼入硬化したものを 800°C から水鈍および空気

ならびに二段焼鈍法による迅速軟化の比較試験

Table 3. Comparison with HRC hardness by rapid softening methods of SKH2 and SKH9.

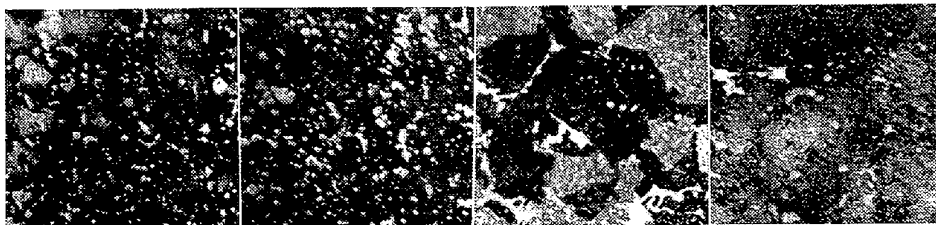
Rapid softening method	Heat-treatment curve that showed the minimum value of HRC	Minimum value of HRC
(i) Water & air annealing		40.0
(ii) Isothermgl transformation annealing		33.3
(iii) Stepped annealing		30.0
Full annealing (for the sake of comparison)		30.0



1280°C×2mn O.Q. 800°C×30mn A.A. S.P.+D.C. SKH2
 1280°C×2mn O.Q. 800°C×30mn W.A. S.P.+D.C. SKH9
 1260°C×2mn O.Q. 800°C×30mn A.A. S.P.+D.C. SKH9
 1260°C×2mn O.Q. 800°C×30mn W.A. S.P.+D.C. SKH9

Remarks O.Q.; Oil quenching S.P.; Sorbitic pearlite
 A.A.; Air annealing D.C.; Double carbide
 W.A.; Water } annealing

Photo. 1. Microstructure of water-and air-annealing of SKH2 and SKH9. (2% picral etch) ×500 (2/3)



1280°C×2mn O.Q. 900°C×30mn - Salt bath 700°C ×30mn A.C. SKH2 T.+M.+D.C.
 1280°C×2mn O.Q. 900°C×30mn - Salt bath 700°C ×1h A.C. SKH2 S.P.+D.C.
 1260°C×2mn O.Q. 900°C×30mn - Salt bath 700°C ×1h A.C. SKH9 T.+M.+D.C.
 1260°C×2mn O.Q. 900°C×30mn - Salt bath 700°C ×2h A.C. SKH9 S.P.+D.C.

Remarks A.C.; Air cooling T.; Troostite
 S.P.; Sorbitic pearlite M.; Martensite
 D.C.; Double carbide

Photo. 2. Microstructure of isothermal transformation in annealing of SKH2 and SKH9. ×500 (2/3)

鈍を行なうと完全焼鈍法に比較し軟化の程度はかなり少ないが、機械加工の可能な硬さとなり、簡易迅速軟化の目的をほぼ達し得る。

(3) 恒温変態焼鈍法によるものは、完全焼鈍法に比較し軟化の程度は少々少ないが、短時間に軟化し現場作業上迅速軟化の目的を概ね達し得る。

(4) 完全炉中焼鈍を中止し600°Cより空冷または油冷によるいわゆる二段焼鈍法によるものは、完全焼鈍法とほとんど同程度の軟化を示す。すなわち二段焼鈍法によれば完全焼鈍法よりも600°C以下の徐冷時間を短縮し得て、迅速軟化の目的を十分に達し得、かつ600°Cの余熱のある焼鈍炉を他の焼鈍工程に利用し得るなど燃料の節減上有利である。

終りに臨み本実験遂行上いろ

いる御懇篤な御鞭撻を賜った九州大学工学部教授谷村源博士に深甚の謝意を表するしだいである。(昭和35年11月寄稿)

文 献

- | | | | | |
|-------------------------------------|--|---|--|-------------------------------------|
| 1) 堀田秀次: 鉄と鋼, 23, (1937) No. 8, 787 | 1280°C×2mn O.Q. | 1200°C×2mn O.Q. | 1260°C×2mn O.Q. | 1260°C×2mn O.Q. |
| 2) " : " , 27, (1941) No. 6, 373 | 900°C×30mn F.C.- | 900°C×30mn F.C. | 900°C×30mn F.C.- | 900°C×30mn F.C. |
| 3) " : " , 28, (1942) No. 4, 403 | 600°C A.C. | | 600°C A.C. | |
| 4) " : " , 32, (1946) No. 1~3, 10 | S.P.+D.C. | S.P.+D.C. | S.P.+D.C. | S.P.+D.C. |
| 5) " : " , 33, (1947) No. 4~6, 21 | SKH 2 | | SKH 9 | |
| 6) " : " , 35, (1948) No. 2, 49 | Remarks F.C.; Furnace cooling, S.P.; Sorbitic pearlite, D.C.; Double carbide | | | |
| 7) " : " , 35, (1948) No. 5, 9 | Photo. 3. Microstructures of stepped annealing and full annealing of SKH 2 and SKH 9. (2% nital etch) ×500 (2/3) | | | |
| 8) " : " , 36, (1950) No. 8, 21 | 15) 堀田秀次, ほか: 鉄と鋼, 39 (1953) No. 6, 614 | 16) " : " , 39 (1953) No. 10, 1177 | 17) " : " , 42 (1956) No. 6, 37 | 18) 堀田秀次: 鉄と鋼, 44 (1958) No. 11, 36 |
| 9) " : " , 36, (1950) No. 11, 34 | 19) " : " 45 (1959) No. 11, 44 | 20) M. A. GRASSMAN & E. C. BAIN: "High Speed Steel" | 21) 大和久重雄, ほか: 鉄と鋼, 41 (1955) No. 11, 1184 | 22) 大和久重雄: 日本金属学会誌, 8 (1944) No. 6 |
| 10) " : " , 37, (1951) No. 1, 35 | | | | |
| 11) " : " , 37, (1951) No. 3, 24 | | | | |
| 12) " : " , 38, (1952) No. 1, 25 | | | | |
| 13) " : " , 38, (1952) No. 5, 56 | | | | |
| 14) " : " , 38, (1952) No. 12, 36 | | | | |

18Cr-12Ni 系オーステナイトステンレス鋼の諸性質におよぼす V, Al および Zr の影響*

中 川 龍 一**・乙 黒 靖 男**

Effect of V, Al and Zr on Properties of 18Cr-12Ni Austenitic Stainless Steel.

Ryuichi NAKAGAWA and Yasuo OTOGURO

Synopsis:

In previous reports (Tetsu-to-Hagané Vol. 45. (1959), No. 11, p. 1276; Vol. 46, (1960), No. 3 and 5, p. 375 and 566), the authors reported the effect of Nb, Ti, Mo and W on properties of 18Cr-12 Ni austenitic stainless steels. This report concerned the effect of V, Al and Zr on aging behaviour, microstructure, precipitates, tensile strength at various temperatures and creep rupture strength of the same steel.

The following results were obtained:

- 1) The steels were hardened during aging by precipitation of VC, Al₃Ni and σ phase. The steels containing Zr were scarcely hardened during aging.
- 2) Grain size became finer in proportion to the content of the elements. It was observed that the precipitates were VS, VN, Cr₂₃C₆, γ VC and VC in the steels containing V, and Al₃Ni, σ phase, α phase, AlN and Cr₂₃ C₆ in the steels containing Al, and ZrS₂, ZrC and α phase in the steels containing Zr by X-ray diffraction of the electrolytically extracted residues.
- 3) Tensile strength was much increased linearly with V content and slightly decreased with Zr content. It was invariable with different Al contents, but it was much higher at

* 昭和 35 年 10 月本会講演大会にて発表 ** 金属材料技術研究所