

は Cr または Mo の増加により遷移温度は上昇し切欠靱性は低下する。

(5) 焼入焼戻の場合には一般に切欠靱性は焼準の場合より向上し Ni 約 1.5%, Cr 約 0.7%, Mo 約 0.5% 程度までは遷移温度の増加は少ない。

(6) 熱影響部の硬化性は、1% 以内の添加量では Ni の場合が最も少なく良好であるが、Ni の場合も1% を超えると Cr あるいは Mo 同様最高硬度の増加がいちじるしくなる。したがって最高硬度についての等価炭素量の式で添加量が 1% を超える場合は Ni の係数を Cr あるいは Mo と同程度の 1% 以下の場合よりかなり大きい値をとるべきであろう。

(7) 本実験結果から上記の基本成分の鋼に各合金元素を単独に添加して得られる引張強さの限界は、溶接性を考慮した場合大体つきのごとくである。

| | 焼 準 | 焼入焼戻 |
|--------|--------------------------|--------------------------|
| Ni | 62~63 kg/mm ² | 71~72 kg/mm ² |
| Cr | 62~63 kg/mm ² | 66~67 kg/mm ² |
| Mo-(B) | — | 70 kg/mm ² |

また同様に降伏強さの限界はつきのごとくなる。

| | 焼 準 | 焼入焼戻 |
|--------|--------------------------|--------------------------|
| Ni | 39~40 kg/mm ² | 44~45 kg/mm ² |
| Cr | 34~35 kg/mm ² | 56~57 kg/mm ² |
| Mo-(B) | — | 45 kg/mm ² |

終りに、本研究に対して種々の御鞭撻を賜った東京大

学木原教授、市川溶接部長ならびに御多忙な日常作業の余暇をさいて実験用鋼の試作を御担当下さった日本製鋼所室蘭製作所近藤次長をはじめ下田研究部長、野村課長小田技師ほか現場の方々の御好意に対して心から感謝致す次第です。

なお本実験の実施には東京大学院学生川名氏および当部永松技官が協力されたことも併せ記して御礼申し上げます。(昭和 32 年 10 月寄稿)

文 献

- 1) 木原他: 溶接学会誌, 25, 1956, No. 5., 木原: 溶接学会誌, 26, 1957, No. 8~11, および日本造船研究協会第 33 部会報告未印刷 (1957)
- 2) 例えば H. F. Tremlett: Weld. and Metal Feb., June (1954) および同上 Jan. (1955)
- 3) 鈴木, 田村, 川名, 橋口: 溶接学会誌, 26, 1957 No. 5, p. 305~313
- 4) The Soc. of Naval Arch. of Japan, 60th Anniversary Series, Vol. 1, 1957, p. 33, 39
- 5) J. A. Rinebolt and W. J. Harris: Trans. A.S.M. Vol. 43, 1951, 1195~1214
- 6) 木原, 鈴木, 田村, 小田, 宮野, 田島: 溶接学会誌, 25, 1956, No. 12, p. 688~695 および同上 26, 1957. No. 1, p. 29~35
- 7) C. E. Sims and H. M. Banta: Weld. Jul., Vol. 28, 1949, 178s~192s

不銹鋼の熱処理における加熱速度の影響 (I)*

作 井 誠 太**・森 勉***

THE EFFECT OF HEATING RATE ON THE PROPERTIES OF HEAT TREATED STAINLESS STEEL (I)

Seita Sakui, and Tsutomu Mori

Synopsis:

In order to investigate the effect of heating rate on the phenomena in the heat treatment of cold-rolled 18/8-stainless steel, two kinds of heating rates, i. e. 10°C/s and 10°C/mn were applied.

The temperature at which the specimen began to soften was far higher in rapid heating than in slow heating. This difference between both temperatures decreased with increasing reduction of thickness of specimen.

The α phase which had been derived by cold rolling began to disappear at about 500°C in slow heating and at about 600°C in rapid heating. At the temperature higher than 800°C,

* 昭和 32 年 10 月本会第54回講演大会にて発表

** 東京工業大学金属工学科, 教授, 工博

*** 東京工業大学金属工学科

the amount of α phase in rapidly heated specimen was less than that in slow-heated one.

Rapid heating brought about very fine grain size at the end of recrystallization.

Precipitation of carbides was noticed at the temperatures between 600°C and 900°C with slowly heated specimens, but in rapid heating the carbides did not precipitate at any temperature. The corrosion behaviors of the specimens corresponded well to the precipitation of carbides, thus the rapidly heated and softened specimens showed good corrosion-resistance compared with the slowly-heated specimens.

I. 緒 言

金属の熱処理において、加熱速度がその性質に影響することはよく知られている。たとえば加熱速度の大なる時は、アルミニウム¹⁾、黄銅²⁾および純鉄³⁾の再結晶後の結晶粒度が、加熱温度が高いほど小になつたり、また徐熱の際のそれに比べて異常に小さいこともよく知られている。これらの現象の解明は、再結晶現象に新しい知見を加えるであろう。また加熱速度が異常に大きい場合の熱処理組織の状態は、高周波焼入組織、熔接組織の解釈に役立ち、実用の参考にならぬわけではない。薄板等寸法の小さい製品の直接通電または塩浴による焼鈍に対してはまた参考となるであろう。

われわれは 18/8 不銹鋼の圧延板について、急熱による焼鈍の実験を行つたので、この結果について報告する。18/8 不銹鋼の焼鈍に際して起る現象としては、A1 や黄銅の場合と異なつて、再結晶の他に、炭化物の析出加工によつて生じたマルテンサイトの消失、耐蝕性の変化等の問題がある。したがつてわれわれの実験においても、再結晶現象のみでなく、これらの点についても、その性質の変化をしらべた。

II. 試料および実験方法

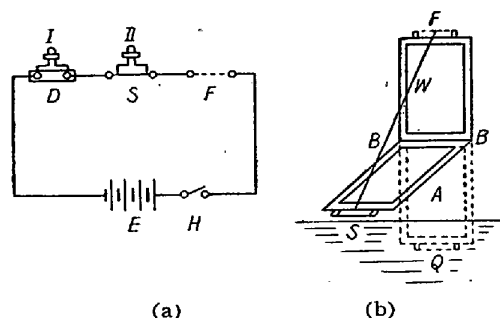
試料は Table 1 のような組成を有し、加工度は圧下率で 20, 30, 40, 50, 60, 80% の 6 種類であつて、厚さは全て 0.14 mm である。

Table 1. Chemical composition of specimens (%)

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo |
|-------|------|------|-------|-------|------|-------|------|
| 0.094 | 0.91 | 0.72 | 0.045 | 0.019 | 9.43 | 19.10 | 0.16 |

(熱処理の方法)

熱処理は急熱と徐熱の 2 種類を行つた。徐熱は加熱速度を 10°C/mn とし、所定の温度に達したら、ただちに水冷を行つた。急熱は Fig. 1 (a) のような回路によつて、直接電流を通じて加熱するのであるが、試料と直列にフューズが入れてあるので、フューズが熔ければ加熱



(a) Circuit diagram for rapid heating
(b) Apparatus for rapid heating and quenching
I, I: Elements of electro-magnetic oscillograph
S: Specimen
F: Fuse
E: Electric cell
H: Switch
D: Shunt
A: Frame supporting specimens
BB: Axis around which frame rotates
W: Wire hanging frame to fuse
Q: Quenching water

Fig. 1.

は止む。また図よりわかるように、電磁オツシログラフにより試料に流れた電流および試料両端の電圧の測定を行つて、オームの法則により試料の電気抵抗の時間に対する変化をもとめ、これよりあらかじめ徐熱により測定してある温度—電気抵抗曲線より試料の温度を推定するのである。黄銅のように、再結晶により電気抵抗に大きな変化を生ずるものでは、急熱の際にも電気抵抗—時間曲線に鋭い折点を生じ⁴⁾、これよりただちに再結晶温度を知ることができるが、18/8 不銹鋼ではかゝることがないので、別の方法によらなければならない。加熱速度は、室温より 1000°C までの平均をとると、約 10000 °C/s である。加熱温度はフューズの太さを調節することにより、自由にかえられるが、この時流れる電流にも変化を生ずるので、加熱速度もある程度異なつて来るとはさげられなかつた。しかしこのように大きな加熱速度の範囲では、多少の加熱速度の変化は結果に大きな影響を与えない⁵⁾。

試料は Fig. 1 (b) に示すような装置でわかるように BB を中心に自由に廻転できるような枠につけてあつてこの枠は細い針金 W によりフューズにつられていた。したがつてフューズが熔けて加熱が止むと、枠が廻転し、試料は下におかれた水槽の中に入つて、焼入されるよう

になつている。

フューズが熔けて試料が水中に入るまるには、約1/200 s かかることがわかつている。

III. 実験結果

(イ) 硬度 硬度は 100 g 荷重の Micro Vickers 硬度計によつて測定した。結果を Fig. 2~Fig. 6 に示すが、徐熱せる試料では全て約 600°C より軟化を開始する。なお縦座標軸上に X で示したのは、加熱前の試料の硬度である。(以下これに準ずる。) 一方急熱せる試料では、この軟化を始める温度がいずれも高温側に移動し加工度 20% のものでは、約 1000°C、加工度が増すにつれてこの温度は次第に低下し、加工度 80% のもので

は、約 700°C まで下つている。X 線的に再結晶が認められる最低の温度、すなわち拡散した回折環上に明瞭な spot が現われる点を図示すると、矢印のようになって、徐熱急熱ともに軟化開始点よりある程度温度が上昇し、したがつて硬度も相当低い点になるという事実は面白いことである。もちろんこれは、測定点がそう多くなかつたということがひびいているのかも知れない。後に記すように、加工によつて生じたマルテンサイトの量は、

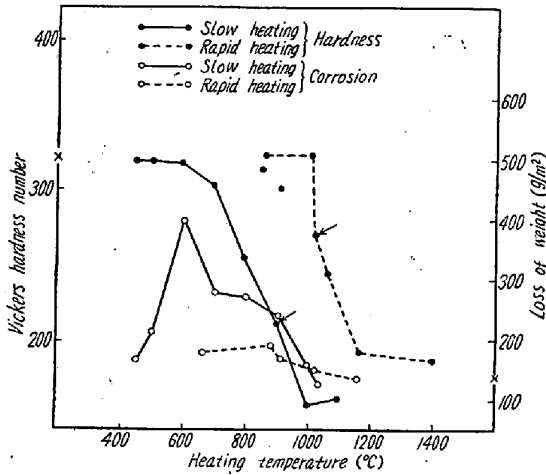


Fig. 2. Effect of heating temperature on hardness and weight decrease at corrosion test for the 20% cold-rolled specimen.

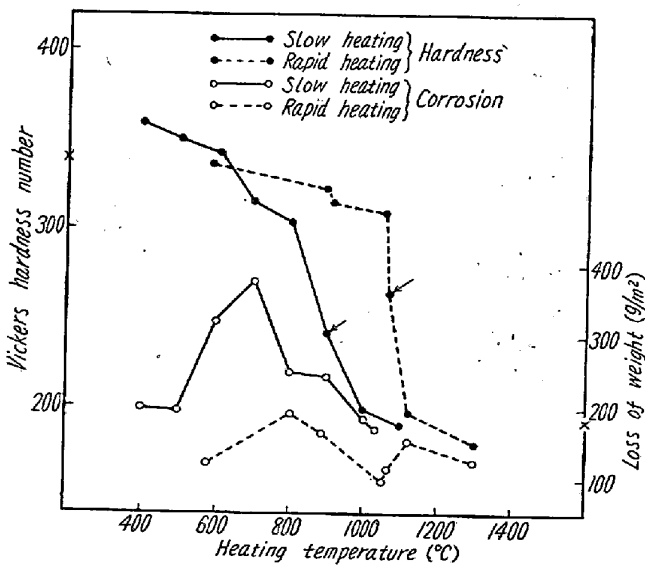


Fig. 3. Effect of heating temperature on hardness and weight decrease at corrosion test for the 30% cold-rolled specimen.

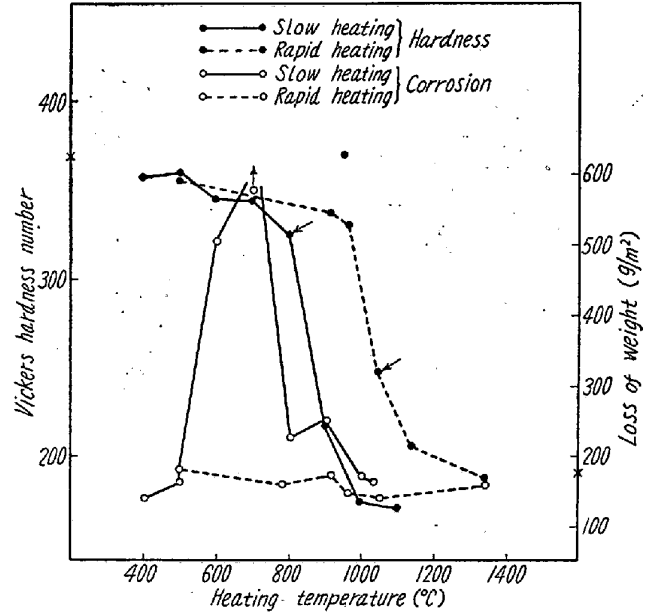


Fig. 4. Effect of heating temperature on hardness and weight decrease at corrosion test for the 40% cold-rolled specimen.

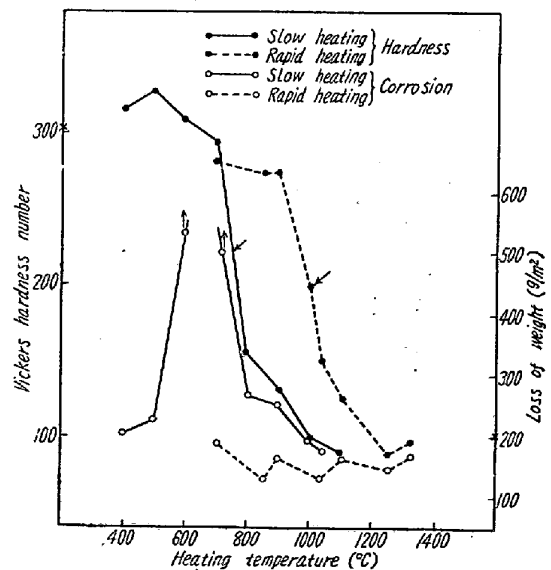


Fig. 5. Effect of heating temperature on hardness and weight decrease at corrosion test for the 60% cold-rolled specimen.

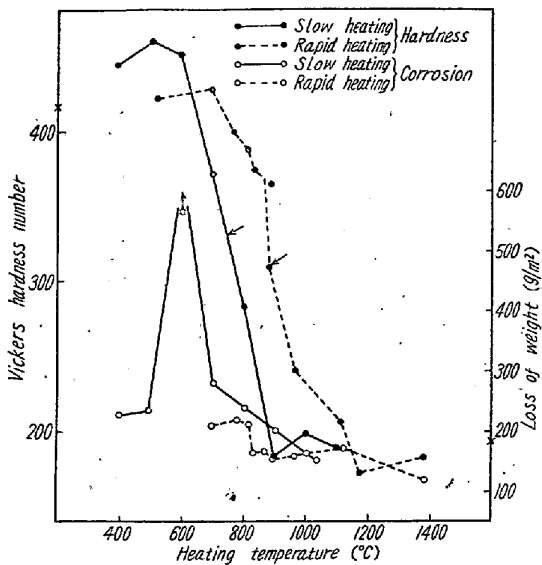
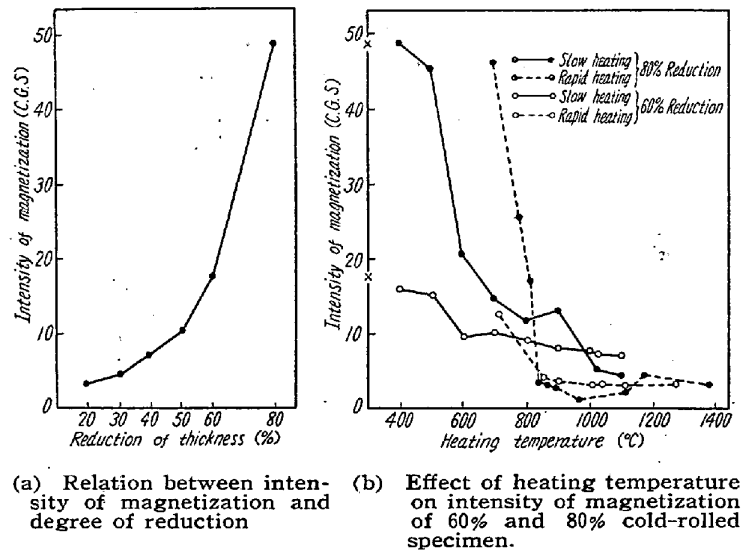


Fig. 6. Effect of heating temperature on hardness and weight decrease at corrosion test for the 80% cold-rolled specimen.

そう多いものとは思えず、加工度が小さい時はほとんど無視できるようであるから、再結晶以前に相当軟化の起ることを、マルテンサイト量の多少に結びつけることは少くとも低加工度のものについてはいうことはできず、回復によるとしか考えられない。このように再結晶以前に異常に大きな回復軟化の起る原因については、目下系統的に研究を進めている。またこの附近に起る他の現象としては、炭化物の析出があるが、炭化物の析出は逆に軟化をおさえるようであるから⁵⁾、これもまたこのことを説明することはできない。また加工度が大きくなつて80%のものでは、マルテンサイトの消失によつてある程度軟化するということができるかも知れない。すなわち Fig. 6 と Fig. 7 でわかるように、急熱した場合には、再結晶温度以下ですでに軟化している範囲では、マルテンサイトもまた相当に減つている。一方徐熱したものでは、マルテンサイトがある程度消失してもなお軟化はそう起つていない(加熱温度 600°C)が、これは炭化物の析出によつて軟化がおさえられていると考えれば説明はつく。いずれにしても、これはマルテンサイトの存在が顕著な加工度 80% のものについてのみにあつて、一般的な説明として考えることはできない。

(ロ) 磁化の強さ 本実験においては、加工によつて生じたマルテンサイトの量を直接測定せず、ただ 1500 oersted の磁場のもとでの磁化の強さを測つて、これをマルテンサイト量の目安とした。ただしこの場合、試料が帯磁したために生じた反磁場の存在は全く無視し



(a) Relation between intensity of magnetization and degree of reduction (b) Effect of heating temperature on intensity of magnetization of 60% and 80% cold-rolled specimen.

Fig. 7.

た。

加工状態の磁化の強さは Fig. 7 (a) に示すが、これより明らかなように、加工度 40% までは磁化の強さにそう大きな変化がなく、50~80% の間では相当の増加が見られる。したがつて熱処理された試料の磁化の強さの測定も、以後は 50~80% の3種の加工度のものについてのみ行つた。この結果を加工度 60%、80% のものについて Fig. 7 (b) に示すが、磁化の強さ減少開始の温度が、徐熱の場合には約 500°C になるに比べて、急熱の場合にはこれより高温に移つて、約 600°C になつている。ただし図よりわかるように、この二つの曲線は途中で交わり、以後は急熱の場合の方がいずれも小さくなつている。この現象はつぎのように考えると説明がつく。すなわち α 相よりも γ 相の方が熱膨脹係数が大きい⁶⁾、加熱の際には、膨脹係数の差により、引張り圧縮、剪断等多様な熱応力を生じる。急熱の場合には、この種の歪が衝撃的にかかり、 $\alpha \rightarrow \gamma$ の変態を促進する。徐熱の場合には時間があるために、この熱応力が解放されてしまつて、かかることが起らないとすれば良いわけである。一方磁化の強さ減少開始の温度が、徐熱の場合の方が低いという事実が、この考えを否定するもののように思われるけれども、 α 相よりも γ 相への変態はある温度範囲をもち、また時間のかかることを考えあわせると、再結晶の場合と同じく徐熱の際に低い温度で始まつてもおかしくない。

加工度 50% のものについては、加工状態と、熱処理後の差が小さいために、ここにのせなかつたけれども、傾向としては、加工度 60%、80% のものと異なることがない。

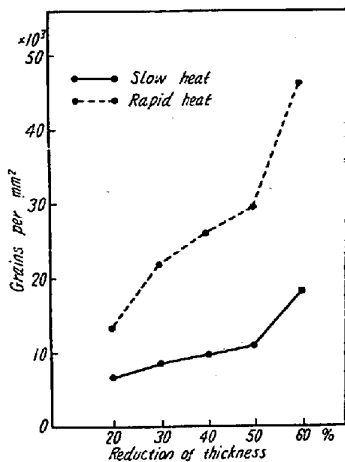


Fig. 8. Relation between degree of reduction and grain size after recrystallization.

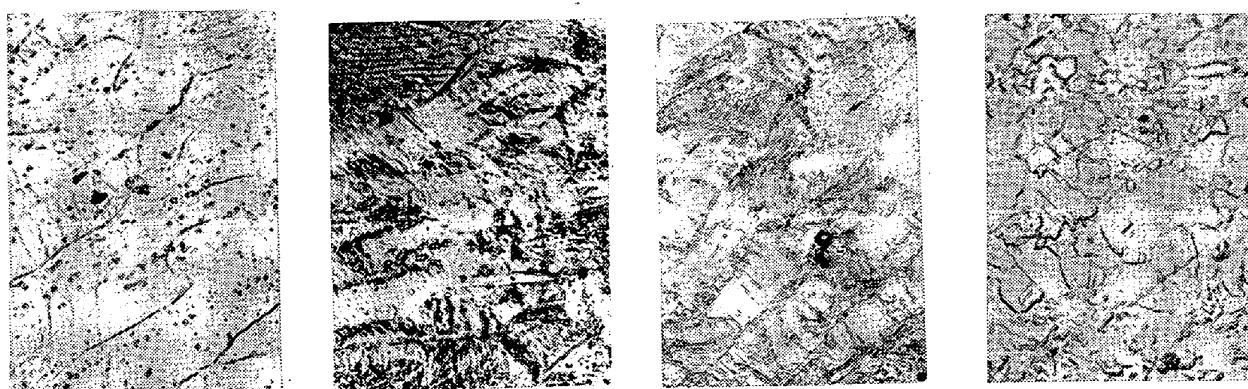
(ハ) 再結晶粒度 金属材料を焼鈍する場合、加熱速度を大きくすると、再結晶粒を小さくするということがよくいわれているが、ここで注意することは(再結晶+結晶粒成長)後の粒度を比較しても、それは再結晶粒度の比較にはならないということである。われわれはこの点に注意して、再結晶終了直後の粒度を比較するようにした。結果を Fig. 8 に示す。図よりわかるように、急熱は再結晶粒を小さくする。再結晶粒度については、これを再結晶核発生速度 N および結晶粒成長速度 G との関係より説明する種々の式が発表されているが、いずれにしても N/G が大きくなると、再結晶粒度は小さくなるという点ではかわらない。したがって本実験の結果も、急熱の場合には、再結晶が高温に移つて起り、この時 N は大きくなるが、 G はそれほど大きくなるとすれば説明がつく。しかし Al や黄銅の場合と比べて、結晶粒は急熱において異常に小さい。それはつぎのごとく考える。再結晶核は歪の大きい部分より発生するが、また炭化物もかかる部分より析出し(事実炭化物の析出は、 γ 線および粒界にそつて多数起ることが顕微鏡組織によつて認められた)、その歪を解消し再結晶の核になる能力を減少せしめる。腐蝕試験および顕微鏡組織によつてわかるとおり、徐熱の場合には炭化物の析出が起るが、急熱ではこれが起らず、このため徐熱の場合には再結晶核となる部分の数が、急熱の場合に、比べて少いといえ、この異常な細かさは説明がつく。

(ニ) 腐蝕試験 5% 硫酸の沸騰溶液中において、1 時間腐蝕試験を行い、試料の重量減少を測定した結果を Fig. 2~Fig. 6 に示す。この腐蝕試験は、単に試料の耐蝕性をしらべるためでなく、顕微鏡組織をしらべた際徐熱せる試料では炭化物の析出がいちじるしく、急熱せる試料ではかかることがなかつたので、炭化物の析出の

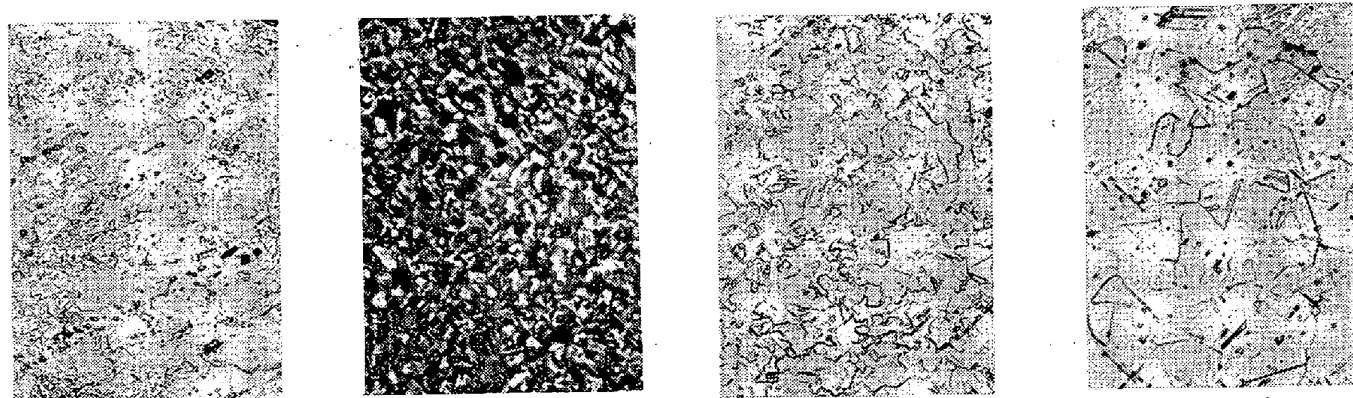
模様をしらべるために行つたものである。結果は図より明らかで、徐熱せる試料では $600^{\circ}\sim 700^{\circ}\text{C}$ に腐蝕量が極大を示すのに反し、急熱した試料では、腐蝕量が大きくなつて、peak を示すようなこともなく、腐蝕量は一般に徐熱した試料より小さい。この事実よりして、急熱の際には炭化物の析出は起らないと考えて差支えない。Hodierne 等の実験⁷⁾においては、急熱せる試料もまた粒界腐蝕をうけているが、急熱といつても、われわれの行つた実験と比べれば、加熱速度も相当に小さいものであるし、また腐蝕試験の条件も異なつている。なお徐熱した試料のうち、腐蝕試験中に全て溶解してしまつたものがあつたので、これは図において矢印で示しておいた。

(ホ) 顕微鏡組織 加工状態の顕微鏡組織は、加工度が大きいと、結晶粒が相当に歪んでいて、かつ結晶粒の内部に γ 線に相当するものらしく、しま状に浮上つて見えるものがある。ただしこのしま状の組織は、低加工度のものでは見られない。これを徐熱すると、 $600^{\circ}\sim 900^{\circ}\text{C}$ にわたつて炭化物の析出がいちじるしく起り、かつこの炭化物は結晶粒界および γ 線に析出するようである。腐蝕試験によると、 600°C において腐蝕量最大になり、その後加熱温度上昇にもなつて減少して行くが $800^{\circ}\sim 900^{\circ}\text{C}$ になつてもまだ炭化物の存在することから考えて、従来いわれて来たように、炭化物の凝集、matrix 中の Cr の拡散による Cr 欠乏箇所への Cr の供給が起るものと考ええる。急熱せる試料では、どの温度でも炭化物の析出は見られず、再結晶前の組織は、加工状態のそれとほとんど同じである。再結晶はもとの粒内では均一に起らず、再結晶核は結晶粒界等歪の大きい部分に集中的に発生するようで、一面に再結晶した後は、結晶粒の大きさはきわめて小さい。またその後の結晶粒の成長は、急熱の場合も相当に大きいものである。

Photo 1, Photo 2 に一例として加工度 60% の試料の熱処理による組織の変化を示しておいた。すなわち Photo. 1 (a) は加工状態の組織である。これを徐熱した場合の代表的な組織を Photo. 1 (b), (c), (d) に示すが、加熱温度 600°C および 750°C で炭化物の析出がきわめていちじるしい。なお 750°C 加熱のものはすでに再結晶が始まつていることが、X線的にわかっている。Photo. 2 (a), (b), (c), (d) は急熱したものの組織である。すなわち Photo. 2 (a) は加熱温度 1010°C の組織であつて、一部再結晶が始まつている。Photo 2 (b) は加熱温度 1045°C のもので、再結晶終了直後と考えられ、結晶粒はきわめて微細である。加熱温度が上ると、



(a) As rolled (b) Slow heated up to 600°C (c) Slow heated up to 750°C (d) Slow heated up to 1000°C
 Photo 1. Microstructures of the 60% cold-rolled specimens in as-rolled state and after slow heating. $\times 600$ (3/5)



(a) Rapid heated up to 1010°C (b) Rapid heated up to 1045°C (c) Rapid heated up to 1110°C (d) Rapid heated up to 1340°C
 Photo 2. Microstructures of the 60% cold-rolled specimens after rapid heating.

結晶粒は成長し、Photo. 2 (c) (d) のようになる。これより高温では急熱した場合でも結晶粒の成長は相当大きいことがわかる。なお Photo 2 (b) は位相差顕微鏡によつて撮影した。

IV. 結 言

18/8 不銹鋼の圧延板の焼鈍に際して、加熱速度の大小が、焼鈍にともなう現象にいかなる影響を持つか調べつぎの結果を得た。

(1) 徐熱せる場合、軟化は加工度の如何にかかわらず約 600°C より始まる。急熱せる場合には、この温度が高温側に移動し、加工度 20% では約 1000°C、加工度が大きくなると、この温度は下つて、加工度 80% では約 700°C になる。また徐熱急熱ともに、軟化開始温度より相当高温にならないと再結晶は始まらない。

(2) 加工によつて生じたマルテンサイトは、徐熱の場合約 500°C より消失し始めるが、急熱せる試料では、約 600°C より消失し始める。また加熱温度が高温になると、急熱した試料の方が、マルテンサイトの量は少なくなる。

(3) 再結晶粒は急熱した場合の方がいちじるしく小さい。

(4) 徐熱した試料は、炭化物の析出のために、熱処理温度が 600°C~700°C で粒界腐蝕をいちじるしく受けるが、急熱せる試料では、炭化物の析出は起らず、粒界腐蝕は生じない。

終りに、貴重な試料を提供して下さつた日本金属株式会社、また磁気測定をさせて頂いた日本鉱業株式会社の皆様に衷心より感謝致します。また日本冶金工業の佐藤洋太氏には、腐蝕試験について色々御指導を頂きました。あわせて御礼申し上げます。(昭和32年10月寄稿)

文 献

- 1) 小崎正秀: 日本金属学会誌, **9** (1943) 349
 U. Yoshida: Mem. Coll. Sci. Kyoto Imp. Univ. **19** (1936) 69
 L. Graf: Z. Metallkunde, **3** (1938) 103
- 2) 作井誠太: 応用物理, **16** (1947) 87
- 3) 作井誠太: 日本金属学会科分科会報告, 第 **18** 輯 (1955)
- 4) 作井誠太: 応用物理, **16** (1947) 50

5) J. H. G. Monypenny: Stainless Iron and Steel vol. II p. 151

Jl. Iron. Steel Inst 183 (1956) 254

6) Paul G. Bastien, Jacques M. B. Dedieu:

7) F. A. Hodierne, C. E. Home: Jl. Iron. Steel Inst. 171 (1952) 249

5% Cr 含有鋼の耐熱鋼としての適性について†

小 柴 定 雄*・九 重 常 男**

AN ADAPTABILITY OF 5% Cr-CONTAINING STEEL FOR HEAT-RESISTING APPLICATIONS

Sadao Koshiba Dr. Eng. and Tsuneo Kunou

Hot work die steels have been lately used for structural materials of airplanes and reported that they showed superior results for high temperature services. DAC and DBC which contains 5% Cr are produced in Hitachi Metal Industries Ltd. as die steels for die casting. And therewith the writers studied on quenched and tempered hardness due to different heat treatment, mechanical properties at high temperature strength and oxidation resistance of these steels, for the purpose of inspecting their adaptability for heat resisting uses. It was concluded that both DAC and DBC showed good properties as heat-resisting steel at available temperature below about 600°C.

I. 緒 言

最近航空機部品の耐熱構造用鋼に熱間ダイス鋼が転用され優秀な成績をおさめている。この熱間ダイス鋼は Cr が約 5% で、これに V, Mo および W を 1% 前後含有しており、成分的にみても 600°C 以下の使用温度ではかなり大きな耐熱性を有するものと考えられる。日立金属工業株式会社安来工場においてはダイキャスト用ダイス鋼として DAC および DBC の両鋼種を製造しているが、両鋼種の成分が前述の熱間ダイス鋼に類似している点より、高温機械的性質、耐酸化性およびラプチャー強度をしらべ、耐熱鋼としての適応性をしらべた。

II. 実 験 試 料

両試料とも流れ品の一部を 15 mm 角に鍛伸し、800°C にて焼鈍を行つてのち、硬度試料、高温抗張試験片、

耐酸化試料、ラプチャー試験片を作製して試料とした。両鋼種の化学成分を Table 1 に示す。なお米国において研究された試料の化学成分を Table 1 に併記した。A 試料は DAC 鋼、B 試料は DBC 鋼に相当するがいずれも V はやや低い。

III. 実 験 結 果

(1) 焼入温度と硬度との関係

ダイス鋼として使用する場合は普通油焼入を行うが、両鋼種とも自硬性の大きい鋼種であり空冷にても充分なる焼入硬度が得られる。また作業上の点においても油冷に比し簡単となり、焼割れなどの欠点もなく小物の場合は空冷による方がよい。航空機部品の耐熱構造用鋼として使用される場合は主としてボルト、ナットなどの小物であるため焼入は空冷とした。Fig. 1 に焼入硬度を示す。なお試料は 15×15×15 mm とし各焼入温度における保持時間は 30 分間とした。両鋼種とも焼入温度の上

Table 1. Chemical composition of specimens.

| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | W | Mo | V |
|---------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|
| DAC | 0.37 | 0.90 | 0.35 | 0.021 | 0.005 | 0.12 | 5.10 | — | 1.53 | 1.02 |
| DBC | 0.38 | 0.85 | 0.37 | 0.018 | 0.005 | 0.13 | 4.97 | 1.48 | 1.41 | 0.50 |
| A (USA) | 0.38 | 1.10 | 0.34 | — | — | 0.15 | 5.21 | — | 1.38 | 0.40 |
| B (ノ) | 0.32 | 0.95 | 0.44 | — | — | 0.12 | 5.00 | 1.31 | 1.36 | 0.18 |

† 昭和 32 年 4 月本会講演大会にて発表 * 工博, 日立金属工業株式会社安来工場
** 日立金属工業株式会社安来工場